

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFECTO DE LA TEMPERATURA DE HOMOGENEIZACION PARA UNA CHAPA DE ALEACION DE ALUMINIO AA8011 PROVENIENTE DE COLADA CONTINUA DE DOBLE RODILLO

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Brs. Chicchete B., Michel

Pérez M., Andrés A.

Para optar al Título
de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2010

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFECTO DE LA TEMPERATURA DE HOMOGENEIZACION PARA UNA CHAPA DE ALEACION DE ALUMINIO AA8011 PROVENIENTE DE COLADA CONTINUA DE DOBLE RODILLO

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Villalobos, C.

Presentado ante la ilustre
Universidad Central de Venezuela

Por los Brs. Chicchete B., Michel

Pérez M., Andrés A.

Para optar al Título
de Ingeniero Mecánico

Caracas, 2010



Caracas, 14 de mayo de 2010

ACTA

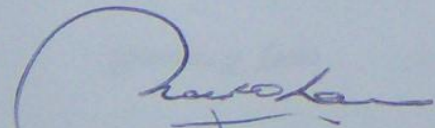
Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por los bachilleres:

MICHEL CHICCHETTE y ANDRÉS PÉREZ

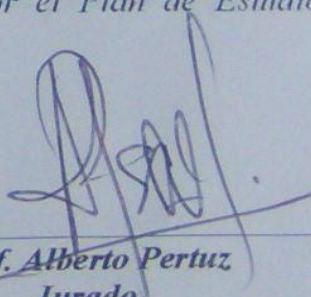
Titulado:

**“EFECTO DE LA TEMPERATURA DE
HOMOGENEIZACIÓN PARA UNA CHAPA DE ALEACIÓN
DE ALUMINIO AA8011 PROVENIENTE DE COLADA
CONTINUA DE DOBLE RODILLO”**

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


Profa. María de los A. Rodríguez
Jurado


Prof. Crisanto Villalobos
Tutor


Prof. Alberto Pertuz
Jurado

Agradecimientos

Este trabajo especial de grado no hubiera sido culminado sin la intervención y participación de una serie de personajes, que forman en distinta manera un lugar en nuestras vidas.

En primer lugar agradecemos a Dios, por simplemente guiarnos e iluminarnos hasta ahora en el sendero de nuestras vidas.

A nuestros padres, por apoyarnos y alentarnos en nuestra carrera.

A nuestras novias, por aguantarnos y criticarnos, siempre buscando que seamos mejor.

A nuestros amigos por alentarnos, ayudarnos y fastidiarnos en toda nuestra carrera y durante la tesis

Al tutor, Crisanto Villalobos por habernos dado la oportunidad de trabajar con él.

Por último pero no menos importante, a “mi compañero” porque aunque nos las vimos difícil seguimos para adelante y a la final lo logramos.

Sin intenciones de ser egoistas les agradecemos a todos los aquí nombrado y a todos los que no hemos nombrado.

Gracias y éxito

Chicchette B., Michel.

Pérez M., Andrés A.

**EFFECTO DEL TRATAMIENTO DE HOMOGENEIZACIÓN EN LA
CONFORMABILIDAD DE UNA CHAPA DE ALUMINIO AA 8011.**

Tutor Académico: Prof. Crisantos Villalobos. Tesis Caracas, U.C.V.

Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. 2010, pág. 91.

Palabras Claves: HOMOGENEIZADO, EVOLUCIÓN
MICROESTRUCTURAL, RECRISTALIZACIÓN, ALEACIÓN AA8011,
COLADA.

En esta investigación se ha llevado a cabo un estudio sobre el tratamiento térmico de homogeneización de la aleación comercial de aluminio AA 8011 fabricada en C.V.G ALUCASA, con el objetivo de obtener una curva de calentamiento del planchón en condición de colada mediante la simulación a nivel de laboratorio del tratamiento térmico realizado industrialmente. De esta manera se pudo evaluar tanto las modificaciones microestructurales como los cambios en las propiedades durante las etapas de exposición térmica.

Este estudio se realizó a partir de probetas extraídas de un planchón proveniente de colada continua de doble rodillo, las cuales fueron sometidas al tratamiento térmico de homogeneización a una temperatura de 560°C y durante períodos de tiempo comprendidos entre 0 horas a 30 horas.

Posteriormente se lograron establecer las modificaciones en las propiedades mecánicas, mediante la aplicación de un ensayo de tracción uniaxial a las probetas tanto en estado de colada como las tratadas térmicamente. De esta manera se observó una ligera disminución en el esfuerzo, un incremento significativo en la elongación y

una ligera disminución en la dureza del material luego de los distintos tratamientos térmicos aplicados, evidenciándose así la cinética de recrystalización y recuperación en las propiedades mecánicas de la aleación AA8011 mediante los tratamientos térmicos aplicados.

Por otra parte se realizó un seguimiento de la evolución microestructural de las probetas en estado de colada y las tratadas térmicamente, mediante la aplicación de técnicas microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. De esta manera se reveló la microestructura dendrítica y de grano, la morfología, distribución y naturaleza química de las fases presentes en la matriz.

Al finalizar el tratamiento de homogenizado se observó la disolución total de las fases intermetálicas presentes en el estado de colada de la aleación (constituidas principalmente por Al, Fe y Si. Una distribución más homogénea de dichas fases en la matriz de aluminio y se obtuvo una esferoidización, fragmentación y cambios morfológicos de fases intermetálicas existentes antes de realizar el tratamiento térmico homogeneización.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	IV
ÍNDICE DE TABLAS	X
ÍNDICE DE FIGURAS	XIII
INTRODUCCIÓN	1
CAPITULO I	3
MARCO TEÓRICO	3
1.1 HISTORIA DEL ALUMINIO.	3
1.2 PROCESO PRODUCTIVO DEL ALUMINIO	4
1.2.1 Extracción de bauxita	4
1.2.2 Producción de alúmina	4
1.2.3 Electrólisis de aluminio	5
1.3 GENERALIDADES DEL ALUMINIO	6
1.4 EFECTO DEL HIERRO Y EL SILICIO EN LA ALEACIÓN AA8011 Y SUS CARACTERÍSTICAS	8
1.5 OBTENCIÓN DE LAS LÁMINAS DE ALUMINIO POR EL PROCESO DE COLADA CONTINÚA	10
1.6 GENERALIDADES DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE RECOCIDO	12
1.6.1 Recristalización	12
1.6.2 Mecanismos de recristalización	13
1.6.2.1 Formación de núcleos por medio de crecimiento de subgranos	13
1.6.2.2 Crecimiento de los núcleos en la zona de deformación	14
1.6.2.3 Crecimiento fuera de la zona de deformación	14
1.6.3 Efecto del grado de deformación en la recristalización de las aleaciones de aluminio.	15
1.6.4 Efectos de la presencia de las partículas de segunda fase durante la recristalización.	16
1.7 MICROESTRUCTURA DESARROLLADA DURANTE EL PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE LAS ALEACIONES DE AL-FE-SI	18
1.8 TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO	19
1.8.1 Temperatura de homogeneizado	20
1.8.2 Tiempo de homogeneizado	21
1.8.3 Fase de la homogeneización	21

1.9	CONSECUENCIA DE LA HOMOGENEIZACIÓN	22
1.10	CARACTERÍSTICAS BÁSICAS DE UN MATERIAL HOMOGENEIZADO	22
1.11	MICROESTRUCTURA DESARROLLADA EN LAS ALEACIONES AL-Fe-Si DESPUÉS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZACIÓN.	23
1.12	MODELOS TEÓRICOS	24
1.12.1	Modelo Ludwick Hollomon	25
1.12.2	Modelo Voce Kocks	25
CAPITULO II		28
MARCO METODOLOGICO		28
2.1	METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	28
2.2	FLUJOGRAMA DE LA METODOLOGÍA	29
2.3	DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL SUMINISTRADO	30
2.3.1	Composición química	30
2.4	DISEÑO Y ELABORACIÓN DE PROBETAS	31
2.5	ZONA DE EXTRACCIÓN DE PROBETAS	31
2.6	CORTE DE PROBETA	32
2.7	DISEÑO DE LOS TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZACIÓN	34
2.8	APLICACIÓN DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE HOMOGENEIZACIÓN	34
2.9	CARACTERÍSTICAS GENERALES	37
2.9.1	Evaluación de las propiedades mecánicas	37
2.9.1.1	Ensayos de tracción	37
2.9.1.2	Anisotropía	39
2.9.1.3	Metodología para el cálculo de la ecuación que rige el comportamiento plástico del material según el modelo Ludwick - Hollomon.	40
2.9.1.4	Metodología para el cálculo de la ecuación de Voce	43
2.9.2	Evaluación microestructural	45
2.9.2.1	Microscopía óptica	45
2.9.2.2	Observación de la muestra.	50
2.9.2.3	Cálculo del tamaño de grano.	51
2.9.2.4	Microscopía electrónica de barrido.	53
CAPITULO III		54
ANÁLISIS DE RESULTADOS		54
3.1	CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL DE COLADA	54
3.2	CARACTERIZACIÓN DE LAS MUESTRAS HOMOGENEIZADAS	56
3.2.1	Análisis de ensayos de tracción	57

3.2.2 Análisis de la anisotropía	63
3.2.3 Análisis del comportamiento de los modelos de Hollomon y Voce.	66
3.2.4 Observación en microscopia óptica	71
3.2.5 Observación en la microscopia electrónica de barrido (M.E.B)	74
CAPITULO IV	87
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	87
4.1 CONCLUSIONES.	87
4.2 RECOMENDACIONES.	88
BIBLIOGRAFÍA	89

ÍNDICE DE FIGURAS

FIG. 1 DIAGRAMA DE FASE AL-Si	8
FIG. 2 DIAGRAMA TRIFÁSICO AL-Fe-Si	10
FIG. 3 FLUJOGRAMA METODOLÓGICO	29
FIG. 4 ORIENTACIÓN ESQUEMÁTICA PARA LA EXTRACCIÓN DE PROBETAS A 0°, 45°,90 ° RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE COLADA	32
FIG. 5 ESQUEMA DE PROBETA NORMALIZADA	33
FIG. 6 ESQUEMA DE EXTRACCIÓN DE PROBETAS	33
FIG. 7 HORNO CAVEHOR	35
FIG. 8 MÁQUINA DE ENSAYO MODELO LOSENHAUSEN MODELO STEUERPU LT Z. UPH 20 DE LA EIM-UCV	38
FIG. 9 DATOS DE LA ZONA PLÁSTICA EVALUADOS EN GRAFICA LOG-LOG	41
FIG. 10 TENDENCIA LINEAL DE LOS DATOS DE LA ZONA PLÁSTICA PARA LA EVALUACIÓN DE MÉTODO DE HOLLomon	41
FIG. 11 MÉTODO DE HOLLomon EVALUADO PARA LOS DATOS DE TRACCIÓN OBTENIDOS	42
TABLA 5 PARÁMETROS INICIALES RECOMENDADOS PARA VOCE CONSTANTE	44
FIG. 12 PROGRAMA ORIGINPRO 8, UTILIZADO PARA CALCULAR LOS PARÁMETROS DE LA ECUACIÓN DE VOCE	44
FIG. 13 MODELO DE VOCE EVALUADO A LOS DATOS OBTENIDOS DE LOS ENSAYOS DE TRACCIÓN	45
FIG. 14 CORTADORA CON DISCO DE DIAMANTE ABRASIVE CUTTER MARCA BUEHLER MODELO SAMPLMET 2	46
FIG. 15 EMBUTIDORA PRESTOPRESS STRUERS	46
FIG. 16 EQUIPO DE DESBASTE MANUAL MARCA STRUERS	47
FIG. 17 PULIDORA METASERV 3000 VARIABLE SPEED GRINDER-POLISHER MARCA BUEHLER	48
FIG. 18 BUEHLER VIBROMET 2	48
FIG. 19 ESQUEMA DEL CIRCUITO ELÉCTRICO UTILIZADO PARA LA REALIZACIÓN DEL ATAQUE ELECTROLÍTICO	49
FIG. 20 ESQUEMA DE LA COLOCACIÓN DE LA PROBETA DENTRO DEL CIRCUITO ELÉCTRICO	50
FIG. 21 MICROSCOPIO ÓPTICO POLARIZADO MARCA OLYMPUS, MODELO PMG 3	51
FIG. 22 MÉTODO DEL INTERCEPTO	52

FIG. 23 MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO MARCA HITACHI MODELO S-2400	53
FIG. 24 MICROESTRUCTURA DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA8011 PROVENIENTE DE COLADA CONTINÚA DE DOBLE RODILLO	55
FIG. 25 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (COLADA)	55
FIG. 26 CURVA DE TRACCIÓN PARA LAS PROBETAS DE COLADA	58
FIG. 27 CURVA DE TRACCIÓN PARA LAS PROBETAS CON 5 HORAS DE HOMOGENEIZACIÓN	58
FIG. 28 CURVA DE TRACCIÓN PARA LAS PROBETAS CON 10 HORAS DE HOMOGENEIZACIÓN	59
FIG. 29 CURVA DE TRACCIÓN PARA LAS PROBETAS CON 20 HORAS DE HOMOGENEIZACIÓN	59
FIG. 30 CURVA DE TRACCIÓN PARA LAS PROBETAS CON 30 HORAS DE HOMOGENEIZACIÓN	60
FIG. 31 GRAFICA DE TRACCIÓN PARA 0°	61
FIG. 32 GRAFICA DE TRACCIÓN PARA 45°	62
FIG. 33 GRAFICA DE TRACCIÓN PARA 90°	62
FIG. 34 ANISOTROPÍA NORMAL EVALUADA PARA CADA PERÍODO DE TIEMPO EN EXPOSICION	64
FIG. 35 ANISOTROPÍA PLANAR EVALUADA PARA CADA PERÍODO DE TIEMPO EN EXPOSICIÓN	65
FIG. 36 REPRESENTACIÓN GRAFICA DE LOS VALORES DE R^2 REPORTADOS EN EL ESTUDIO DE MÉTODOS NUMÉRICOS EVALUADOS	67
FIG.37 COMPARACIÓN DE LOS MÉTODOS DE HOLLOMON Y VOCE SEGÚN EL PERIODO DE EXPOSICIÓN: (A) MODELO DE HOLLOMON PARA PROBETA DE COLADA, (B) MODELO DE VOCE PARA PROBETA DE COLADA, (C) MODELO DE HOLLOMON PARA PROBETAS TRATADAS A 30 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO Y (D) MODELO DE VOCE PARA PROBETAS TRATADA A 30 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO	70
FIG. 37 PROCESO EVOLUTIVO DEL TAMAÑO DEL GRANO PARA LAS MUESTRAS DE ALEACIÓN DE ALUMINIO AA8011 TRATADAS BAJO EL PROCESO DE HOMOGENEIZACIÓN	73
FIG. 38 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO REALIZADO A LAS MUESTRAS DE: (A) COLADA, (B) 5 HORAS, (C) 10 HORAS, (D) 20 HORAS Y (E) 30 HORAS	75
FIG. 39 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 500X (COLADA)	77
FIG. 40 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (COLADA)	77
FIG. 41 DIAGRAMA DE LA CONCENTRACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA DE COLADA	78

FIG. 42 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO A 500X (5 HORA)	79
FIG. 43 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (5 HORAS)	79
FIG. 44 DIAGRAMA DE LA CONCENTRACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA A LAS 5 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO	80
FIG. 45 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 500 X (10 HORAS)	81
FIG. 46 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (10 HORAS)	81
FIG. 47 DIAGRAMA DE LA CONCENTRACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA A LAS 10 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO	82
FIG. 48 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 500 X (20 HORAS)	83
FIG. 49 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (20 HORAS)	83
FIG. 50 DIAGRAMA DE LA CONCENTRACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA A LAS 20 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO	84
FIG. 51 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 500 X (30 HORAS)	85
FIG. 52 FOTO DE MICROSCOPIA ÓPTICA DE BARRIDO 2000 X (30 HORAS)	85
FIG. 53 DIAGRAMA DE LA CONCENTRACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA A LAS 30 HORAS DE TRATAMIENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZADO	86

ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 1 COMPOSICIÓN QUÍMICA NOMINAL DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA8011	30
TABLA 2 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL MATERIAL DE ESTUDIO	30
TABLA 3 DIMENSIONES PARA PROBETAS NORMALIZADA ASTM E8	31
TABLA 4 FLUCTUACIÓN DE LA TEMPERATURA AL COMIENZO DEL EXPERIMENTO	36
TABLA 6 PROMEDIO DE LOS R2 DE LOS MÉTODOS DE HOLLLOMON Y VOCE, EVALUADOS PADA CADA PERIODO DE TIEMPO DE EXPOSICIÓN.	67
TABLA 7 TABLA CONCENTRACIÓN PORCENTUAL DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LA MUESTRA DE COLADA	77
TABLA 8 TABLA DE CONCENTRACIÓN PORCENTUAL DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS MUESTRAS TRATADAS TÉRMICAMENTE A 5 HORAS	79
TABLA 9 TABLA DE CONCENTRACIÓN PORCENTUAL DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS MUESTRAS TRATADAS TÉRMICAMENTE A 10 HORAS	81
TABLA 10 TABLA DE CONCENTRACIÓN PORCENTUAL DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS MUESTRAS TRATADAS TÉRMICAMENTE A 20 HORAS	83

INTRODUCCIÓN

Durante el proceso de solidificación de los productos semi-elaborados de aluminio, los elementos que componen la aleación tienden a segregarse o a situarse en forma sobresaturada en los bordes de grano, ocasionando que no exista una estructura uniforme, lo cual genera una disparidad en las propiedades mecánicas. Cuando el material es utilizado en estas condiciones se pueden producir problemas en los procesos de conformado, de allí que sea necesario modificar aquellas zonas que presenten concentración de estos elementos.

Al someter dichas piezas provenientes de colada, a un tratamiento de homogeneización podemos controlar las propiedades y características del material, tales como tamaño de grano, textura, propiedades mecánicas, etc, lo que permitirá obtener un material con propiedades químicas y físicas óptimas para ser utilizadas en los procesos de conformados posteriores.

El tratamiento de homogeneización es un proceso de gran importancia ya que este tiene un profundo impacto en la deformación en caliente, recocido y conformado en frío y en las propiedades del producto final. Los efectos primarios y secundarios de la exposición térmica contribuyen a facilitar tanto al procesamiento posterior como al desarrollo de las propiedades finales tales como la resistencia, formabilidad y anisotropía.

Este trabajo tiene como finalidad realizar un estudio sobre el efecto del tratamiento térmico de homogeneización en una aleación comercial de aluminio AA8011. De esta manera se busca obtener un perfil de calentamiento del planchón en condición de colada, mediante simulación a nivel de laboratorio, del tratamiento térmico de homogeneización

Así se podrán evaluar las modificaciones en las propiedades mecánicas y los cambios microestructurales presentados en el material durante las diversas etapas del tratamiento térmico. Los resultados obtenidos permitirán realizar recomendaciones que ayuden a optimizar el proceso industrial del tratamiento térmico de homogeneización, así como también establecer aportes a la industria mediante la caracterización del producto de de colada continua de doble rodillo a considerar en futuros tratamientos térmicos de la aleación.

CAPITULO I

MARCO TEÓRICO

1.1 Historia del aluminio.

En su relativa corta historia, el aluminio se ha convertido en un metal vital para muchas industrias. Su descubrimiento se remonta a 1886 cuando 2 investigadores, Charles Hall y Paul Heroult, trabajando en forma independiente llegaron a idénticas conclusiones.⁽¹⁵⁾

Heroult nació en 1863 en Thury-Harciurt, en Normandía, en una pequeña curtiduría, propiedad de su padre, cerca de París, transformada en laboratorio de pruebas y disponiendo de una máquina de vapor de débil potencia y de un pequeño dinamo Gramme, realiza los primeros ensayos de electrólisis de la alúmina, experimentando diversos fundentes hasta llegar a la criolita. El procedimiento electrolítico inventado por Heroult consiste en electrolizar la alúmina, disuelta en la criolita fundida, con ánodo de carbono, para recolectar el aluminio fundido.

Al mismo tiempo, en un laboratorio instalado en la casa de su padre, Charles Hall, ensayaba inútilmente la reducción directa de la alúmina por el carbón. Igualmente ensayó la electrólisis de las soluciones acuosas. Posteriormente se le ocurre utilizar la alúmina en solución de un disolvente electroquímico más estable que la misma alúmina. Usó primero espato-flúor, fluoruro de magnesio y por último criolita. Todos estos experimentos los realizó en crisoles de arcilla sin ningún éxito, finalmente se le ocurrió usar crisoles de carbono.

Hall afirmaba que el suyo era un procedimiento para la fabricación de aluminio por electrólisis, disolviendo la alúmina en un baño fundido compuesto por fluoruros

de aluminio y de uno o de varios metales más electropositivos que el aluminio (sodio y litio). Hall había llegado al mismo método de Heroult sin haberse ellos conocido nunca. Coincidentalmente los dos nacen y mueren en el mismo año. ⁽¹⁵⁾

1.2 Proceso productivo del aluminio

La producción de aluminio consiste de 3 pasos: extracción de bauxita, producción de alúmina y electrólisis de aluminio.

Con un porcentaje de 8%, el aluminio es el 3er metal más abundante en la superficie de la tierra. La materia prima para la producción de aluminio, bauxita, está compuesta principalmente por uno o más componentes de hidróxido de aluminio, además de silica, hierro y óxido de titanio como las principales impurezas. ⁽¹⁵⁾

1.2.1 Extracción de bauxita

La bauxita es extraída principalmente por métodos de mina abierta, los cuales tienen un impacto en el ambiente. Los principales aspectos ecológicos a considerar están relacionados con la limpieza del suelo, impacto en la flora y fauna local y la erosión del suelo.

Cuatro toneladas de bauxita son requeridas para producir dos toneladas de alúmina, las cuales producirán una tonelada de aluminio en una reductora. ⁽¹⁵⁾

1.2.2 Producción de alúmina

La bauxita tiene que ser convertida en óxido de aluminio puro (alúmina) antes de que pueda ser transformada en aluminio por medio de la electrólisis. Esto es realizado a través del uso del proceso químico en las refinerías de alúmina. El óxido de aluminio es separado de las otras sustancias de la bauxita mediante una solución de soda cáustica, la mezcla obtenida es filtrada para remover todas las partículas insolubles. Después de esto, el hidróxido de aluminio es precipitado de la solución de

soda, lavado y secado, mientras que la solución de soda es reciclada. Después de la calcinación, el producto final, óxido de aluminio (Al_2O_3), es un fino polvo blanco.

1.2.3 Electrólisis de aluminio

El aluminio primario es producido en plantas de reducción, donde el aluminio puro es extraído de la alúmina por medio del proceso Hall-Heroult. El proceso de reducción de alúmina en aluminio líquido es realizado a una temperatura promedio de 950 grados Celsius en un baño fluorinado y bajo una alta intensidad de corriente. Este proceso es realizado en celdas electrolíticas, donde los cátodos de carbón forman el fondo de la celda y actúan como electrodo negativo, los ánodos (electrodos positivos) son mantenidos en el tope y son consumidos durante el proceso cuando reaccionan con el oxígeno proveniente del electrolito.

Todas las líneas de celda construidas desde principios de 1970 usan la tecnología de ánodo precocido, donde los ánodos manufacturados de una mezcla de coque de petróleo y alquitrán son pre-cocidos en una planta de ánodos. En la tecnología Soederberg, la pasta de carbón es alimentada directamente en el tope de la celda y los ánodos son producidos utilizando el calor liberado por el proceso de reducción.

El aluminio trasegado a las celdas a intervalos regulares, es transportado a la sala de colada, donde las aleaciones de aluminio son preparadas de acuerdo a los requerimientos del cliente. El aluminio líquido obtenido en la sala de celdas, 99,8 % puro, es transferido en crisoles a la sala de Colada y vertido en hornos de retención, donde metales como titanio, magnesio, hierro y cobre son añadidos para preparar las aleaciones requeridas por los clientes. El metal líquido en los hornos es sometido a diferentes pruebas de calidad para luego ser transferido a la unidad de producción respectiva. Durante el proceso de producción, el aluminio líquido es vaciado en moldes enfriados por agua. El producto final puede ser aluminio primario en lingotes para refusión, lingotes para extrusión o planchones para laminación.

La sala de colada suministra planchones a la unidad de laminación. El planchón es primero fresado para garantizar que las superficies estén libre de rugosidades, posteriormente los planchones son transferidos a hornos de precalentamiento, para calentarlos a una temperatura adecuada para empezar el proceso de laminado en caliente.

Después de precalentado, el planchón es laminado en una bobina de 4-6 mm de espesor y 150 mts de largo aproximadamente. Esta bobina es transportada al laminador en frío por medio de grúas especialmente diseñadas para ello, donde el espesor de la bobina es reducido a valores tan pequeños como 0,3 mm dependiendo de los requerimientos del cliente. Posteriormente, las bobinas son sometidas a un proceso de recocido para lograr el espesor final requerido por el cliente. Una vez alcanzado el espesor final, la bobina está lista para ser enviada al área de acabado final y empaque. Finalmente las bobinas están listas para ser enviadas a los clientes, quienes transformaran las bobinas en productos más elaborados. ⁽¹⁵⁾

1.3 Generalidades del aluminio

El aluminio es un material extremadamente versátil por el conjunto de formas que puede tomar (fundición, extrusión, tubos, hojas, entre otros.) y posee una variedad de acabados superficiales disponibles, que da como resultado una amplia gama de productos. Debido a sus extraordinarias características podemos decir que es un metal único ya que es fuerte, duradero, flexible, impermeable, liviano, resistente a la corrosión y 100% reciclable.

Las características sobresalientes del aluminio y sus aleaciones: su ventajosa relación de resistencia peso, su resistencia a la corrosión y su alta conductividad eléctrica y térmica; lo han convertido en materiales importantísimos para la construcción de aviones, de automóviles, de máquinas de transporte, para la electrotecnia, la fabricación de motores de combustión interna, etc.

Posee una combinación de propiedades que lo hacen muy útil, tales como su baja densidad (2.700 g/cm^3) y su alta resistencia a la corrosión. Mediante aleaciones adecuadas se puede aumentar sensiblemente su resistencia mecánica (hasta los 690 MPa). Es buen conductor de la electricidad, se mecaniza con facilidad y es relativamente económico, por todo ello se ha convertido en el segundo metal más usado después del acero.

La excelente capacidad de conformabilidad de este material hace posible la extrusión, de perfiles y tubos con secciones transversales completamente arbitrarias. También con casi todos los demás procesos habituales de conformado en frío y en caliente, se pueden fabricar toda clase de productos semielaborados y piezas terminadas. El mecanizado del aluminio y sus aleaciones en máquinas de herramientas de arranque de virutas en general es fácil, durante dicho proceso las fuerzas de corte que tienen lugar, son considerablemente menores que en el caso de las generadas con el acero (la fuerza necesaria para el mecanizado del aluminio es aproximadamente un 30% de la necesaria para mecanizar acero). Por consiguiente, los esfuerzos sobre los útiles y herramientas así como la energía consumida en el proceso es menor para el arranque de un volumen igual de viruta.

A pesar de que el aluminio presenta muchas ventajas, posee ciertas limitaciones, es por eso que se han creado distintos tipos de aleaciones de aluminio. Entre los principales elementos aleantes que se utilizan con el aluminio podemos mencionar: cobre, manganeso, silicio, magnesio, zinc, níquel y estaño, 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, en el 3XXX es el manganeso, y en el 8XXX indica la presencia de hierro, níquel u otros elementos. El segundo dígito indica la modificación hecha en la aleación original, y los últimos dos dígitos indican la aleación específica del aluminio o la pureza de este.

Existe una aleación de aluminio relativamente nueva de la cual no se han llevado a cabo muchas investigaciones, cuyos elementos aleantes principales son el hierro y silicio, esta aleación es conocida como 8011.

1.4 Efecto del hierro y el silicio en la aleación AA8011 y sus características

La aleación a estudiar en esta investigación es la 8011, que tiene como principales elementos aleantes el Fe (hierro) y el Si (silicio), cuyos porcentajes son: 0,56 % de hierro, 0,40 % de silicio, además posee pequeñas cantidades de manganeso, zinc, cobre y cromo, gracias a esta característica se puede comparar con aleaciones de la serie 1xxx como por ejemplo la aleación 1100, la cual presenta contenidos similares de dichos elementos.

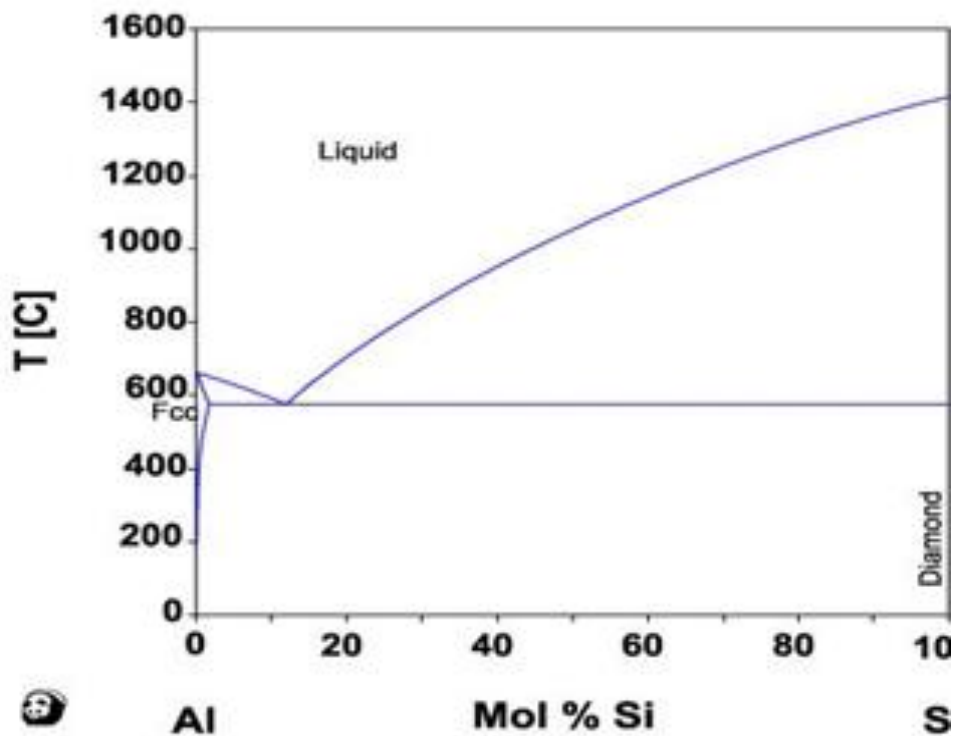


Fig. 1 Diagrama de Fase Al-Si

Es importante considerar el efecto de estos aleantes en los sistemas de aluminio. 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. La adición de Si mejora la resistencia mecánica de la aleación sin reducir de modo notable la ductilidad y no reduce la resistencia a la corrosión por lo que se considera medianamente resistentes.

El hierro siempre se presenta como impureza del aluminio, y su incidencia en las propiedades del mismo es relativamente marcada, pues aumenta la resistencia a la tracción, fluencia y alargamiento.⁽²⁷⁾ Además el hierro reduce la cantidad de silicio libre, disminuyendo de esta forma la tendencia a la fragilidad de esta aleación. Asimismo se observan diferentes fenómenos morfológicos importantes en superficies de fractura. En las aleaciones con bajos contenidos de Fe la fractura es esencialmente intermolecular, mientras que con contenidos mayores se observan micro cavidades típicas de una fractura dúctil. La baja solubilidad del Fe en el aluminio (máxima 0,52 en eutéctico a 655° C, 0,0025% a 600° C y 0,006% a 500° C) provoca la formación de partículas intermetálicas incoherentes (Al-Fe-Si) que dependiendo de su tamaño actuarán como concentradores de la deformación plástica.⁽²⁰⁻²⁷⁾

Esta aleación presenta poca susceptibilidad a los tratamientos térmicos en general. Este tipo de aleación no son endurecibles por precipitación (envejecimiento) y sólo presentan fenómenos de recuperación, recristalización, crecimiento de grano, precipitado y solubilización, en consecuencia solo son endurecibles por deformación, por lo que se les denomina “no tratable térmicamente”.

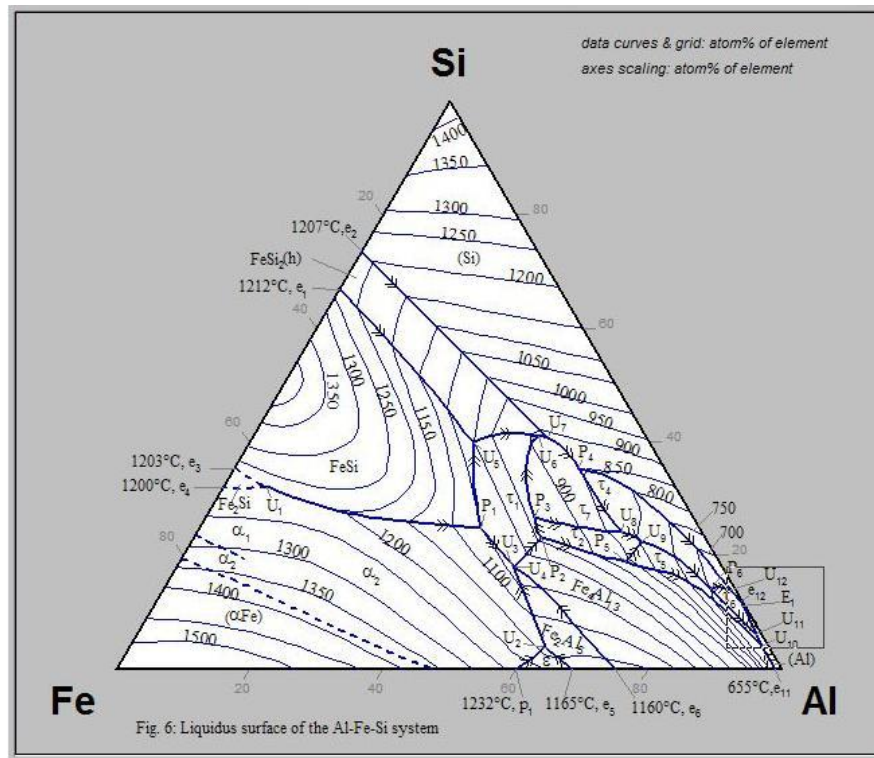


Fig. 2 Diagrama Trifásico Al-Fe-Si

1.5 Obtención de las láminas de aluminio por el proceso de colada continua

El proceso de obtención de láminas de aluminio por el proceso de colada continua, consiste en la solidificación de una aleación de aluminio, la cual ha sido previamente tratada, a través de dos rodillos enfriados internamente por agua, de donde se obtendrá un producto laminar de diferente espesores y anchos.

Dicha lamina de aluminio puede ser producida con una gama de aleaciones, dependiente de los productos se deseen obtener. El proceso de producción de láminas de aluminio a partir de metal líquido a través de un laminador continuo o “caster”, tiene cada vez más aplicación en el mundo entero y es reconocido como un proceso que permite a un menor costo la fabricación de una gran variedad de productos laminados. Este proceso convierte directamente el metal líquido de aluminio en lámina rollo, la cual se envía al laminador en frio. ⁽²⁶⁾

La lámina en rollo se utiliza en la producción de placas, láminas y papel doméstico de aluminio (foil), para la industria de la construcción, transporte, envases, empaques, etc.

El proceso de "caster" o vaciado continuo de láminas en rodillo, consiste básicamente en la colocación de una pieza cerámica conocida como boquilla, la cual alimenta el metal líquido entre los dos rodillos de laminación, los cuales están enfriados internamente con agua. ⁽²⁶⁾

La salida de las boquilla están alineada al centro de la línea de los rodillos y al pasar el metal entre estos se lleva a cabo la solidificación. ⁽²⁶⁾

La lámina resultante de este proceso es enrollada y es comercializada como bobina. La solidificación simultánea y la laminación en caliente producen una característica microestructural con un tamaño de grano muy fino y una distribución uniforme de partículas intermedias. ⁽²⁶⁾

La fabricación de aluminio se inicia con la preparación de la laminación en los hornos de fusión, donde se cargan los elementos aleantes requeridos y se lleva el control de la composición química, según las especificaciones de la aleación, y se efectúa la limpieza del metal líquido en cuanto a inclusiones se refiere. Luego, el metal líquido es tratado para lograr una eficiente remoción de hidrógeno y atrapar todas aquellas impurezas contenidas en el metal. Esta es una de las etapas más críticas del proceso, ya que la calidad de lámina está directamente relacionada con la efectividad del tratamiento y ésta depende a su vez, en buena parte, la calidad del producto final que se desea obtener. ⁽²⁶⁾

Una vez des-gasificado y filtrado el aluminio líquido, el metal es alimentado a los rodillos mediante la boquilla, la cual distribuye el metal según el ancho y ocurre la solidificación casi instantánea del mismo.

Los rodillos del laminador continuo consta de una camisa de acero que es rociada una por una pistola, la cual aplica grafito y cuya función es hacer que el aluminio no se adhiera a dicha camisa, durante la solidificación y laminación del mismo. ⁽²⁶⁾

1.6 Generalidades del tratamiento térmico de recocido

La elevada resistencia mecánica que se alcanza mediante la deformación en frío o por procesos de endurecimiento, puede eliminarse con un recocido entre 300 y 500 °C. Este tratamiento ablandador se hace necesario cuando un material que ha sido deformado hasta el máximo de su capacidad, ha de ser sometido a mayor deformación. ⁽²²⁾

Para poder ahorrar costos innecesarios se recomienda que los semiproduitos que han de ser sometidos a deformaciones muy grandes estén en estado muy blando. Esto es válido también para las aleaciones endurecidas, que posteriormente a la deformación pueden ser sometidas a un tratamiento de bonificación. ⁽¹¹⁻²⁰⁻²²⁾

Como el proceso de recristalización que tiene lugar en este ablandamiento presenta muchas peculiaridades, se hace preciso conocer detenidamente para aplicar estos tratamientos. ⁽²²⁾

1.6.1 Recristalización

El ablandamiento progresivo que tiene lugar en el recocido va acompañado por una recristalización del material. Una explicación general de este fenómeno puede ser la deformación en frío, que da lugar a una distorsión de la estructura y una destrucción de la estructura cristalina, que no se altera a temperatura ambiente. Sin embargo a altas temperaturas se forman nuevos cristales alrededor de los cristales antiguos como núcleos. ⁽⁵⁻²²⁾

Estos nuevos cristales crecen a expensas de la estructura distorsionada, debido a la migración de los límites de granos preexistentes inducida por la deformación, hasta que se encuentra con otros cristales también en crecimiento. ⁽⁴⁾

Si como consecuencia de la deformación solo se forman pocos núcleos, el tamaño de los granos que se forman de nuevo será grande, lo cual no es deseable, por lo que, cuanto mayor sea el grado de deformación del material, más fino es el tamaño de grano final que se obtiene por recocido. ⁽⁴⁻¹⁴⁾

Por lo general, la nucleación se da en sitios en los cuales energéticamente sean favorables estas reacciones, tales como, límites de grano, partículas de fases secundarias, zonas en el grano con alta densidad de dislocación, etc. También ese fenómeno se ha observado que tiene lugar tanto en los límites como en el interior de los granos, y alrededor de partículas de fases secundarias, dependiendo del grado de deformación. Bajo 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 segunda fase, así como los límites en sí, tendrán una energía de deformación, convirtiéndose en sitios preferenciales para el mecanismo de nucleación. ⁽¹⁴⁻²⁵⁾

También pueden darse un tratamiento en el que solo se reduzcan las tensiones internas y no se llegue a producir ningún grano nuevo. Y en tal caso el recocido recibe el nombre de recuperación. ⁽²²⁾

1.6.2 Mecanismos de recristalización

Un modelo que describe satisfactoriamente el mecanismo de recristalización en las aleaciones de aluminio es el propuesto por Sandstron ⁽²⁵⁾, el cual presenta la nucleación en términos de las siguientes etapas:

1.6.2.1 Formación de núcleos por medio de crecimiento de subgranos

Si los cristales han crecido todos en la misma dirección durante la solidificación se dice que son coherentes y no limitan de forma tan importante el movimiento de las dislocaciones.

Tipos de límite de grano según el ángulo:

- **De bajo ángulo:** la capacidad de bloquear es baja. El efecto endurecedor es menor que el de gran ángulo.
- **De gran ángulo:** por lo general, los límites de grano de ángulo alto no se

deforman inicialmente, por lo que, se asume que ésta se origina por el crecimiento del subgrano, siendo la condición más favorable, que los granos ligeramente más grandes crezcan a expensas de sus vecinos. ⁽³⁻²⁵⁾

Al mismo tiempo que el subgrano crece se 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 el límite desorientado del núcleo comienza a ser lo suficientemente grande, la migración de límite de ángulo alto es considerado un proceso importante. ⁽³⁻²⁵⁾

1.6.2.2 Crecimiento de los núcleos en la zona de deformación

Cuando se forma un núcleo en la zona de deformación, se activa el proceso de ángulo alto. Una vez que la meseta de ángulo alto es alcanzada, la movilidad del límite de grano se hace constante, por lo que la velocidad de crecimiento también. Como la energía de superficie es en general muy pequeña en comparación con la densidad de dislocaciones en la zona deformada, el crecimiento ocurrirá hasta el consumo total de la energía superficial en dicha zona ⁽²⁵⁾

1.6.2.3 Crecimiento fuera de la zona de deformación

El crecimiento de los núcleos fuera de la zona de deformación es controlado por la densidad de dislocaciones en la matriz, la cual, es generalmente pequeña, por lo que la velocidad de crecimiento dependerá de la energía de superficie y de la presencia de partículas de segunda fase. ⁽²⁵⁾

Hay que resaltar que la recrystalización es un proceso que se alcanza a través de la operación de la nucleación y del crecimiento, mecanismo que pueden operar de manera simultánea o separadamente, por lo que el cálculo de la energía de activación total pudiese, en sí mismo, tener poco significado, ya que durante la recrystalización, la nucleación pudiera continuar ocurriendo en las regiones no recrystalizadas, y los núcleos formados inicialmente estarían ya en la etapa de crecimiento. ⁽³⁻⁴⁾

1.6.3 Efecto del grado de deformación en la recrystalización de las aleaciones de aluminio.

De acuerdo con los estudios realizados por los investigadores Bay y Hansen ⁽⁴⁾, se ha demostrado que la efectividad de la nucleación ayudada por la presencia de partículas intermetálicas, comienzan a volverse operativa cuando el grado de deformación está entre 15-30%, ya que se activan los sitios preferenciales para la nucleación como los son: bandas de deformación y de límite de grano, observándose también que, la temperatura a la cual comienza el proceso de nucleación y por ende la recrystalización, decrece cuando el grado de deformación es aumentado.

Es conveniente destacar que el tamaño de grano recrystalizado sigue la misma tendencia. ⁽¹¹⁾ ahora bien, el ablandamiento del aluminio tras deformación en frío se consigue por un mantenimiento entre 300 y 500 °C. ⁽²²⁾ para evitar que crezca excesivamente el grano en este tratamiento se debe procurar que el grado de deformación sufrido previamente por el material sea superior al 50%. ⁽⁴⁾ En ningún caso debe ser inferior al 20%. ⁽²⁰⁾

Al llevarse a cabo el recocido, se debe someter la aleación el menor tiempo posible en el intervalo entre 200 y 300 °C.

Ya que el proceso de recrystalización es crítico y es mayor la tendencia a formarse pocos granos. ⁽²⁰⁾

Por lo tanto, el grado de deformación es de suma importancia en el fenómeno de recrystalización, debido a que, durante la deformación, el material almacena energía la cual es la fuerza motriz para que se produzca dicho fenómeno, ya que genera defectos cristalinos como: vacancias, fallas de apilamiento y especialmente dislocaciones. ⁽¹⁴⁻²⁵⁾

1.6.4 Efectos de la presencia de las partículas de segunda fase durante la recrystalización.

Como se ha mencionado anteriormente, las partículas intermetálicas o de segunda fase son sitios potenciales de nucleación y actúan como sitios de anclaje de los límites de granos impidiendo el crecimiento de estos. ⁽¹⁶⁻²⁵⁾ La presencia de las mismas en la aleación, dependerá fundamentalmente de la composición química de la aleación y de las condiciones de solidificación pre-establecidas. ⁽¹⁶⁾

Muchos investigadores coinciden en que, la recrystalizaciones de las aleaciones comerciales de aluminio depende significativamente de la distribución y del tamaño de las partículas intermetálicas presentes, ya que las mismas pueden estimular la nucleación de nuevos granos y generar un elevado número de sitios activos de nucleación, como a su vez pueden reducir la velocidad del crecimiento del grano, por los efectos de anclaje ejercidos sobre los límites de grano de ángulo alto e inclusive, cuando su tamaño es relativamente pequeño, puede reducir la densidad de sitios de nucleación activos. ⁽⁴⁻¹²⁻¹⁶⁻⁻²⁵⁾

Durante la deformación, se genera zonas de intensa desorientación de la red cristalina alrededor de las partículas intermetálicas de grandes tamaños, como lo evidencian investigaciones realizadas por microscopia electrónica de transmisión. ⁽¹⁴⁾ Estas zonas presentan una alta energía de deformación que representa sitios potenciales para la nucleación en el proceso de recrystalización, por lo que dicho proceso se lleva a cabo según el modelo de Humphreys, el cual se divide en tres etapas: ⁽¹⁶⁾

- Formación de pequeños subgranos altamente desorientado con respecto a la matriz.
- Crecimiento dentro de la zona deformada.
- Crecimiento fuera de la zona deformada.

Por el contrario, las partículas de pequeños tamaño disminuyen la velocidad de nucleación, debido a que interfieren en el desarrollo de los núcleos de recrystalización

y retardan el crecimiento de los granos recrystalizados, debido a que actúan como puntos de anclaje que dificultan la migración de los sublímites. ⁽¹⁶⁾

Es importante también señalar que las aleaciones de aluminio, se consideran partículas intermetálicas grandes a aquellas que alcancen tamaños aproximadamente mayores o iguales a 1 μm y pequeñas a aquellas menores o iguales a 0,1 μm . ⁽³⁻¹⁶⁻²⁵⁾

Hay que considerar el efecto de las partículas grandes y pequeñas de manera simultáneas debido a la presencia de ambas en dichas aleaciones. En este sentido, Hansen y Bay ⁽³⁾ realizaron estudios en aleaciones de aluminio, las cuales presentaban una distribución de partículas tanto grandes como pequeñas, denominado a esta distribución de partículas como una “Dispersión Bimodal”. Demostrándose mediante estudios realizados por los autores antes mencionados, que la cinética de recrystalización en dichas aleaciones, con este tipo de dispersión o distribución de partículas intermetálicas es retardada debido a la presencia de partículas finas y acelerada por la presencia de partículas gruesas.

Esos resultados han explicado que una disminución del tamaño de grano inicial y un incremento en el grado de deformación produce una disminución en la temperatura de recrystalización del aluminio y de sus aleaciones. ⁽³⁾

Sin embargo, la presencia de partículas gruesas no conduce en estas aleaciones a un refinamiento significativo del tamaño de grano recrystalizado, debido a la presencia de partículas finas. De esta manera, la micro-estructura resultante es de tamaño relativamente grueso. ⁽³⁻¹⁶⁾

Otros autores como Furrer, ⁽¹²⁾ estudiaron los mecanismos de recrystalización en aleaciones de Al-Mn, con contenidos significativos de Fe y Si, enfocando la investigación hacia el efecto de las partículas de segunda fase. En estas aleaciones el fenómeno de recrystalización se plantea como un proceso competitivo entre el mecanismo de precipitación por sobresaturación de la aleación y por los mecanismos de nucleación y crecimiento como tal.

Estos autores ⁽¹²⁻¹⁴⁻¹⁶⁻²⁵⁾ determinaron en líneas generales que para obtener un producto de grano fino a partir de colada continua el material debería ser tratado térmicamente a altas temperaturas. Estos tratamientos producen una dispersión de partículas relativamente gruesas y una reducción del contenido de Mn en solución sólida. ⁽¹²⁾

Por consiguiente, las velocidades de nucleación y crecimiento de los granos recrystalizados son lo bastante elevadas para alcanzar un tamaño de grano final relativamente pequeño. ⁽¹²⁾ Más recientemente, dichos investigadores, ⁽¹²⁻¹⁴⁻¹⁶⁻²⁵⁾ han propuesto que en las aleaciones comerciales de aluminio se puede obtener un tamaño de grano adecuado si la recrystalización ocurre primero que la precipitación.

Además se demostró, que la temperatura de nucleación depende solo del contenido de Mn en solución sólida, siempre y cuando esta temperatura sea alcanzada con una velocidad de calentamiento alta. ⁽¹²⁾

1.7 Microestructura desarrollada durante el proceso de solidificación de las aleaciones de AL-Fe-Si

Durante la solidificación de aleaciones de aluminio ternarias Al-Fe-Si se pueden formar durante la colada una extensa gama de fases constituidas primordialmente por sus constituyentes principales, y el predominio de una u otra fase depende casi exclusivamente de la velocidad de solidificación. ⁽¹⁾

Mediante las técnicas de microscopia electrónica de barrido y de transmisión, se puede analizar de forma semi-cuantitativa y cualitativa respectivamente, la fase presente dependiendo de la velocidad de solidificación. ⁽¹⁰⁾

Según previos estudios realizados por muchos investigadores, para velocidades de solidificación comprendidas entre 50 y 100 °C/min las fases intermetálicas predominantes son las de tipo α' -AlFeSi ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$), la cual presenta una gran variedad de estructura cristalina, siendo la estructura hexagonal la fase de equilibrio.

Si la velocidad de solidificación supera los 100 °C/min, la fase predominante es la fase β –AlFeSi ($\text{Al}_5\text{Fe}_2\text{Si}$).⁽¹⁻⁶⁻⁹⁻¹⁰⁾

Las técnicas metalográficas han permitido identificar la fase α' –AlFeSi en muestras de colada por su morfología denominada escritura China, mientras que la fase β –AlFeSi, se reconoce por sus finas agujas que definen el borde de grano. Sin embargo, cuando la velocidad de solidificación es elevada, la identificación según la morfología de las mismas puede conducir a errores, ya que ambas presentan aspectos similares. La apariencia de la morfología de escritura China es el resultado del proceso de crecimiento dendrítico que está asociado a las altas velocidades de avance del frente de solidificación.⁽⁶⁻⁹⁾

También es común en este tipo de aleaciones de aluminio la presencia de fases intermetálicas de Al-Fe, cuya presencia e identificación depende igualmente de las velocidades de solidificación.⁽¹⁻⁶⁻⁹⁾

Por lo que, para velocidades de solidificación menores a 60 °C/min, es posible detectar la fase Al_3Fe , la cual disminuye a medida que la velocidad aumenta. Entre 42 y 360 °C/min, la fase predominante es Al_xFe . Entre 180 y 720 °C/min, se presenta la fase Al_6Fe mientras que para velocidades 720 °C/min, se observan las fases Al_9Fe_2 y Al_mFe .⁽¹⁻⁶⁻⁹⁻¹⁰⁾

Cabe destacar, que la presencia de la fase Al_3Fe es poco probable en aleaciones cuyo contenido de hierro sea menor del 0,35%, puesto que la presencia de un exceso de silicio dará origen a la formación de la fase peritética α' -AlFeSi.⁽¹⁻⁶⁻⁹⁾

1.8 Tratamiento térmico de homogeneizado

Debido a la naturaleza del proceso de solidificación de los productos semi-elaborados de aluminio, los elementos aleantes pueden estar segregados o incorporados en forma sobresaturada en los bordes de grano, así como también dentro de cada grano existiendo variación punto a punto de la concentración de aleantes e impurezas, con el inconveniente de que no existe una estructura uniforme, lo cual

genera discapacidad en las propiedades mecánicas. Por lo tanto, es necesaria la modificación química de las zonas que presentan concentración de los elementos aleantes.

Para esto se someten las piezas con estructura de colada a un tratamiento térmico de homogeneización, el cual consiste en elevar el material a un cierto valor de temperatura durante un tiempo determinado. Como resultado, se modifica de manera considerable las propiedades mecánicas del lingote. Los cambios de la estructura, provocados por eliminación de la segregación dendrítica, disolución de las fases desequilibradas y de las fases en exceso en el lingote durante el proceso contribuyendo a generar una recristalización más uniforme en todo el volumen de las chapas laminadas en frío. Por consiguiente, durante el calentamiento en todo el volumen de los productos semi-elaborados aparece simultáneamente un gran número de centros de recristalización y el tamaño de grano después del recocido a alta temperatura resulta fino. ⁽²⁸⁾

1.8.1 Temperatura de homogeneizado

Corresponde a la temperatura del estado de equilibrio de la solución sólida localizada en los diagramas térmicos. Estas se asignan en función de la composición química de la aleación. Sobre la temperatura de la homogeneización debe existir un control específico, dado que si se eleva puede haber fusión de eutéctico complejo que rodea a los granos o las dendritas, originando la destrucción de la cohesión metálica.

Si es levemente alta, puede producirse un crecimiento de la zona eutéctica, afectando a las propiedades mecánicas del material. Si la temperatura es muy baja, la velocidad de calentamiento es muy lenta y ocurre una disolución parcial, lo que exigirá mayor tiempo de mantenimiento para alcanzar un buen homogeneizado.

1.8.2 Tiempo de homogeneizado

La duración del proceso puede variar entre 5 a 48 horas, según la aleación, dimensiones y forma de la pieza, carga de los hornos, mecanismos de transferencia de calor y potencia generada por el horno en función del tiempo. En la homogeneización existe un período de calentamiento para elevar la temperatura o intervalo de temperatura de homogeneización. El proceso comienza verdaderamente cuando se ha alcanzado la temperatura en toda la masa metálica. A esta temperatura se denomina “temperatura de absorción”.⁽¹⁹⁾

1.8.3 Fase de la homogeneización

El proceso de homogeneización consta de tres fases:

- Fase de calentamiento: es la etapa donde se procede a elevar la temperatura a una determinada tasa de calentamiento que depende de la aleación del material.
- Fase de absorción: Etapa en la cual se disminuye la segregación dendrítica, ocurre la difusión de algunos elementos o constituyentes en estado de saturación y la globulización de constituyente metálicos insolubles. Esta fase se efectúa a una temperatura aproximada de 560 ± 10 °C, dependiendo de la aleación dimensiones y uso que se les vaya a dar. El tiempo de duración de esta fase se denomina tiempo de absorción.
- Fase de enfriamiento: Esta es la etapa final del tratamiento en la cual se disminuye la etapa final del material hasta la temperatura de trabajo en caliente. Dependiendo de su velocidad se logra una estructura granular óptima del producto para evitar la aparición de defectos en la laminación.⁽²⁸⁾

1.9 Consecuencia de la homogeneización

Los tratamientos de homogeneización son más eficaces si se aplican en estado de colada o con una ligera determinación previa, dando lugar a las siguientes variaciones de propiedades:

- Las aleaciones responden más rápidamente a los tratamientos térmicos posteriores (recocidos, temple y envejecimiento artificial).
- Se mejora la plasticidad en caliente, la laminación, la extrusión y la forja son más fáciles de aplicar.
- Se obtiene mejor maleabilidad en estado de recocido y aumenta la ductilidad; se mejora la capacidad de deformación profunda exigiendo cargas más pequeñas.
- La resistencia a la fatiga aumenta.
- La resistencia a la fluencia aumenta.
- Disminuye la temperatura de recristalización.

1.10 Características básicas de un material homogeneizado

Generalmente los materiales sometidos a tratamientos de homogeneizado presentan las siguientes características producto de las modificaciones estructurales y químicas:

- Disminución de la segregación interdendrítica secundaria, resultante de velocidades elevadas de solidificación.
- Precipitación de algunos elementos constituyentes en estado sólido de sobresaturación en solución sólida.
- Se produce globulización de constituyentes intermetálicos insolubles o pocos solubles, más o menos frágiles situado en los límites de granos.
- Las partículas globulizadas adquieren una forma compacta y tamaño en intervalo de 1 – 5 micrones.

- Si se produce en los lingotes y aleaciones de aluminio una estructura consistente en una máxima descomposición de la solución sólida y con exceso de partículas de forma compactas con un tamaño entre 1 – 5 micrones, se obtendrán las siguientes propiedades: baja resistencia a la deformación, buena deformabilidad en el trabajo del metal plásticamente. ⁽¹⁹⁾

1.11 Microestructura desarrollada en las aleaciones Al-Fe-Si después del tratamiento térmico de homogeneización.

Un buen homogeneizado permite eliminar las microsegregaciones producidas durante la solidificación relativamente rápida del producto de colada, permite controlar el tamaño de grano y redistribuye las fases de compuesto insolubles de la aleación, como se mencionó anteriormente, proporcionando un acabado superficial del producto final de primera. Para garantizar una adecuada homogeneización se debe seleccionar cuidadosamente las variables involucradas en el proceso, tales como: temperatura, tiempo y velocidad de enfriamiento. Además es conveniente resaltar que, estos parámetros deben seleccionarse considerando las transformaciones de fase de hierro. ⁽⁷⁻¹⁷⁻¹⁸⁻²³⁾

Durante el homogeneizado, la fase β -AlFeSi puede transformarse a la fase α' -AlFeSi, debido a que es una fase metaestable, consecuencia de la solidificación fuera del estado de equilibrio, por lo que transforma su morfología y estructura cristalina.

En el punto de vista de la termodinámica, la fase β se convierte en una fase de equilibrio estable, la cual energéticamente es la que posee la menor energía libre posible. ⁽⁷⁻²³⁾ La fuerza motriz para tal transformación es la variación de la energía libre de Gibbs ⁽⁷⁻¹⁷⁻²³⁾, generada por el gradiente de temperatura, el cual oscila alrededor de los 565°C. Su cinética y rapidez para que dicha transformación ocurra y el reacomodo de la estructura es dependiente de la difusión en el estado sólido.

En la fase α , se observa una estructura de forma esférica, presentándose además en forma de placas con aristas redondeada, mientras que en la fase β , se mantiene en forma de aguja o en forma de placas con aristas vivas. ⁽²³⁾

Sin embargo, existe una resistencia al cambio de forma, debido a que estas partículas son insolubles en la matriz de aluminio, por lo tanto lo que difunden limitadamente y poseen una interfase incoherente de alta temperatura y largo tiempo de homogeneizado. En cuanto a la fase Al-Fe, no se logran cambios significativos en su forma acicular, sino luego de largos periodos de homogeneizado. ⁽⁷⁻¹⁷⁻²³⁾

Considerando que las temperaturas de recocido a las que son sometidas generalmente las aleaciones de aluminio a nivel industrial son relativamente bajas, menores o iguales a 500°C, es de esperarse que dichas transformaciones de fase no se lleven a cabo como tampoco la redisolución de los elementos insolubles involucrados debido a que estos procesos están controlados por fenómenos de difusión, y requieren de temperaturas de recocidos muy por encima de las comúnmente aplicadas a nivel industrial. Por lo tanto la estequiometría y morfología de las fases de las fases que se presenten en el material dependerán en gran parte de la velocidad de solidificación. ⁽⁷⁻¹⁷⁻¹⁸⁻²³⁾

1.12 Modelos teóricos

Existen varios modelos de endurecimiento por deformación que permiten definir la curva esfuerzo deformación mediante una expresión matemática de pocos parámetros. Este trabajo presenta un análisis de la capacidad de los modelos fenomenológicos de Voce-Kocks y el modelo empírico de Ludwik-Hollomon, de ajustarse a las curvas experimentales de tracción.

1.12.1 Modelo Ludwick Hollomon

Un primer modelo matemático para describir la curva esfuerzo-deformación es el propuesto por Ludwik, simplificado posteriormente por Hollomon para a la zona plástica de la curva. La expresión simple del modelo Ludwik-Hollomon (LH) es:

$$\sigma = K \times \varepsilon^n \quad (1)$$

Propone que el esfuerzo, σ , aumenta potencialmente con la deformación, ε , de tal manera que el coeficiente K (constante de Hollomon) y el exponente de endurecimiento n, definen la curva. ⁽²⁴⁾

Este modelo es ampliamente utilizado para estudiar la tracción en aceros. Sin embargo se le critica por ser empírico, porque σ crece infinitamente con el aumento de ε y porque n no es constante, Ec. (2). A pesar de las críticas se ajusta bien a cortas deformaciones obtenidas en tracción. ⁽²⁴⁾

$$n = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) \times \left(\frac{\varepsilon}{\sigma} \right) \quad (2)$$

Como n no es constante han propuesto diferentes métodos para asignarle un valor. El método más frecuente es el de medir la pendiente después de un ajuste lineal a la ultima parte de la curva Log σ -Log ε ⁽²⁴⁾

1.12.2 Modelo Voce Kocks

Voce propuso otro modelo matemático basado en el aumento de σ hasta un valor denominado esfuerzo de saturación, σ_{Sat} . Posteriormente Kocks realizó una demostración física para justificar la ecuación del modelo Voce-Kocks. ⁽¹³⁻²¹⁻²⁴⁾

Se relacionó la densidad de dislocaciones (ρ) con σ , en vez de ε , según la conocida relación física de Taylor, Ec. (3), donde M y α son constantes, μ es el modulo de cizalladura y b es el vector de Burgers).⁽¹³⁻²⁴⁾

$$\sigma = M \times \alpha \times \mu \times b \times \rho \times 0,5 \quad (3)$$

Luego Kocks propuso relacionar la tasa de endurecimiento por deformación, Ec (4), con el esfuerzo, σ , para independizarla del modo de deformación.⁽¹³⁻²¹⁻²⁴⁾

$$\Theta = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right) \quad (4)$$

Una grafica Θ - σ inicia con un valor alto de Θ definido como:

$$\Theta_0 = \left(\frac{\sigma_{sat}}{\varepsilon_r} \right) \quad (5)$$

Donde ε_r es un valor de deformación. Y dependiendo de las condiciones de ensayo y el material, el valor de Θ disminuye a medida que σ aumenta hasta un valor próximo a σ_{Sat} .

$$\frac{d\rho}{d\gamma} = \left(\frac{\sqrt{\rho}}{\alpha b} \right) \times \left(\frac{L_{recov}}{b} \right) \times \rho = \frac{(K_1 \times \sqrt{\rho} - K_2 \times \rho)}{b} \quad (6)$$

Kocks llego a desarrollar una expresión para el incremento de ρ a medida que aumenta la cizalla en un plano cristalino, γ , así que

Donde $(\alpha/p0.5)$ es el espacio libre medio entre dislocaciones definido estadísticamente, L_{Recov} es la longitud de dislocaciones restauradas (aniquiladas), k_1 y k_2 son constantes.

Si se sustituye en la Ec. (6) la relación de Taylor y luego se multiplica por el factor de Taylor apropiado (M^2) entonces se puede obtener una expresión para la tasa de endurecimiento por deformación

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = \left(\frac{\alpha \times \mu \times M^2}{2 \times \beta}\right) - \left(\frac{L_{recov} \times M}{2b}\right) \times \sigma = K_3 - K_2 \times \left(\frac{M}{2}\right) \times \sigma \quad (7)$$

Se puede apreciar que la Ec. (7) es una ecuación lineal la cual se puede describir como:

$$\Theta = \left.\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right|_{\dot{\varepsilon}, T} = \Theta_0 \times \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_{sat}}\right) \quad (8)$$

E integrando la Ec. (8) se obtiene

$$\sigma = \sigma_{sat} + (\sigma_0 - \sigma_{sat}) \times \exp\left(-\frac{\varepsilon - \varepsilon_0}{\varepsilon_r}\right) \quad (9)$$

Sin embargo en este trabajo se considerara ε_0 igual a cero. Si ε_0 es cero el ajuste comienza en $(\sigma_0, 0)$. Así la Ec. (9) se reduce a:

$$\sigma = \sigma_{ss} + (\sigma_0 - \sigma_{ss}) * \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)\right] \quad (10)$$

CAPITULO II

MARCO METODOLÓGICO

2.1 Metodología experimental

El desarrollo del presente trabajo se realizó con una lámina producto de colada continua de doble rodillo suministrada por la empresa C.V.G-ALUCASA.

Entre los objetivos de dicho trabajo se encuentra el estudio de las propiedades mecánicas del material, en cada fase de temperatura (temperatura característica y de homogeneización), para poder determinar el comportamiento de dicha aleación al realizar la comparación entre cada espécimen, y a su vez, analizar la evolución microestructural que sufre dicho material al ser sometido tratamiento térmico de homogeneización durante los diferentes periodos de estudio, con finalidad de predecir el comportamiento de dicho material a la hora de ser conformado en los procesos posteriores de laminación o por el cliente.

Las muestras seleccionadas fueron sometidas a tratamiento de homogeneización, alcanzando una temperatura de 560 ± 5 °C, para luego evaluar las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción, así como también se preparó metalográficamente las muestras para realizar un estudio de la evolución microestructural del material mediante microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido, evaluándose la generación de precipitados y el tamaño de grano recristalizado.

2.2 Flujograma de la metodología

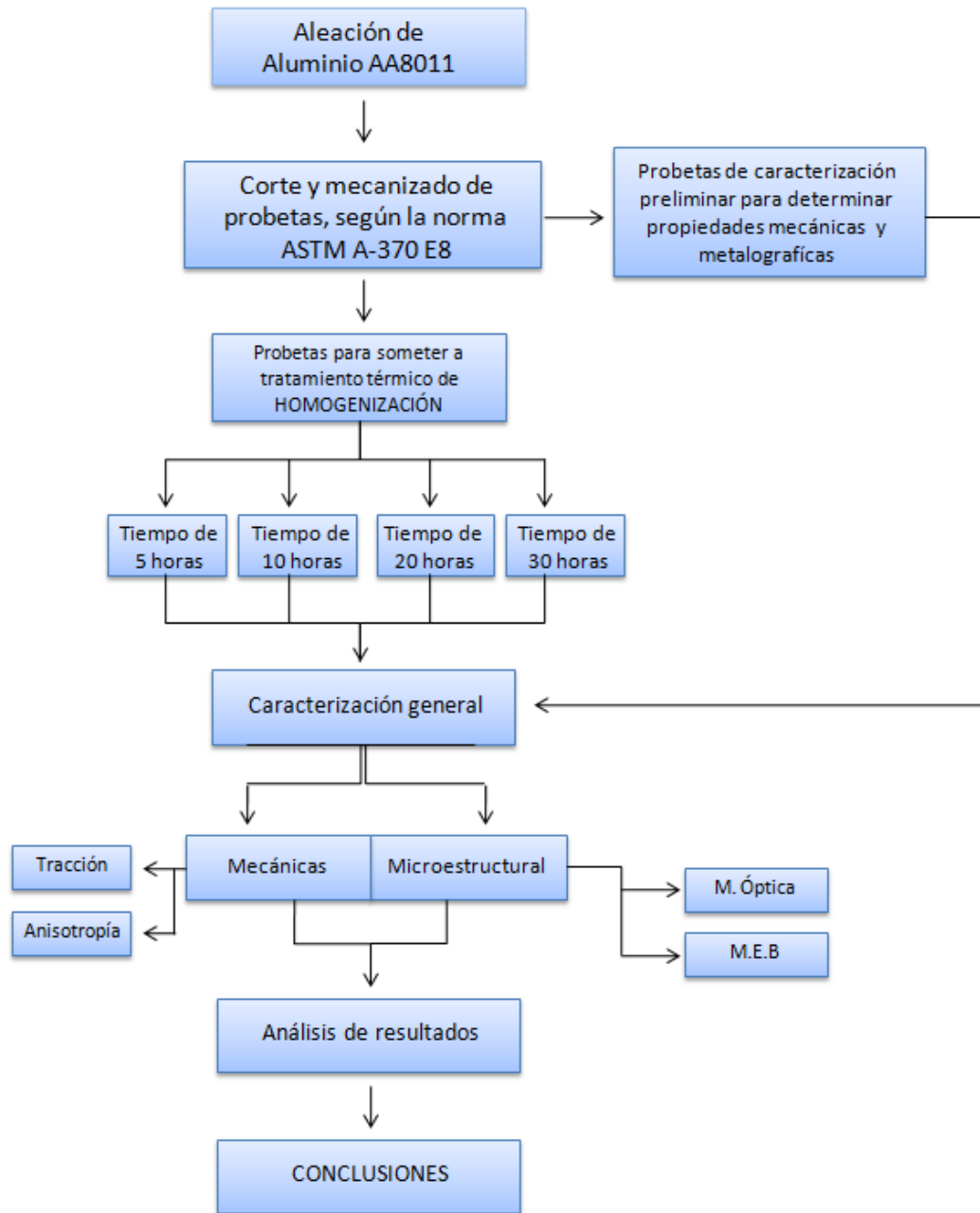


Fig. 3 Flujograma Metodológico

2.3 Descripción del material suministrado

El material utilizado es una aleación comercial de aluminio AA8011 (aleación predominante de aluminio y en menor proporción el silicio y el hierro), el cual fue suministrado de forma de lámina, proveniente de colada continua de doble rodillo, con espesores de $6 \pm 1,5$ mm, por la empresa C.V.G-ALUCASA.

2.3.1 Composición química

La composición química del material según la ASM Internacional se muestra en la siguiente tabla.

Tabla 1 Composición química nominal de la aleación de aluminio AA8011

Composición química nominal de la aleación de aluminio AA8011								
%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Cr	%Zn	%Ti	Otros
0.50-0.9	0.6-1.0	0.10	0.20	0.05	0.05	0.10	0.08	0.15

Por medio del estudio de composición química realizado en la trabajo especial de grado “ESTUDIO SOBRE LA FACTIBILIDAD TÉCNICA PARA LA OBTENCIÓN DE FOIL DE ALUMINIO SIN LA APLICACIÓN DE RECOCIDOS INTERMEDIOS” se conoce que el material utilizado presenta la composición de silicio y hierro mostrado en la tabla.

Tabla 2 Composición química del material de estudio

Composición química del material a estudiar	
%Si	%Fe
0.27±0.01	0.87±0.01

2.4 Diseño y elaboración de probetas

Según las normas ASTM E8 se logra determinar las dimensiones que debe presentar la probeta para su posterior uso en la máquina de tracción universal. Dichas dimensiones a continuación son presentadas dentro la siguiente figura:

Tabla 3 Dimensiones para probetas normalizada ASTM E8

ASTM E 8

	Dimensions		
	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 1½-in. Wide in.	Sheet-Type, ½-in. Wide in.	¼-in. Wide in.
G—Gage length (Note 1 and Note 2)	8.00 ± 0.01	2.000 ± 0.005	1.000 ± 0.003
W—Width (Note 3 and Note 4)	1½ + ⅛, - ¼	0.500 ± 0.010	0.250 ± 0.005
T—Thickness (Note 5)		thickness of material	
R—Radius of fillet, min (Note 6)	1	½	¼
L—Over-all length, (Note 2, Note 7 and Note 8)	18	8	4
A—Length of reduced section, min	9	2¼	1¼
B—Length of grip section, (Note 8)	3	2	1¼
C—Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	2	¾	¾

2.5 Zona de extracción de probetas

Luego de conocer las dimensiones de los especímenes se utilizaron dibujos de las siluetas de las probetas como boceto para determinar los arreglos en la lamina suministrada por la empresa C.VG.-ALUCASA, con la finalidad de completar una cantidad de 45 probetas agrupadas según la orientación de la dirección de colada. Para realizar el corte, específicamente, se seleccionaron 9 probetas, para cada condición de estudio, de las cuales tres (3) fueron cortadas en una dirección de 0°, tres (3) en dirección de 45° y tres (3) para la dirección de 90° respecto a la dirección de colada, con el fin ser utilizadas para el estudio característico del material.

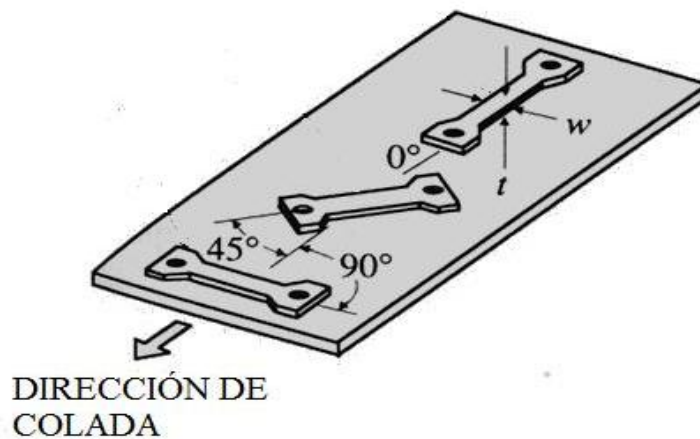


Fig. 4 Orientación esquemática para la extracción de probetas a 0°, 45°, 90 ° respecto a la dirección de colada

2.6 Corte de probeta

Las muestras del material proveniente de colada (6,3 mm de espesor) se cortarán, con una dirección paralela a la dirección de laminación y con las siguientes medidas: 155 mm de largo y 21 mm de ancho, con el fin de comprobar la anisotropía del material, se tomarán un pequeño grupo de muestras en diferentes direcciones, como se explica a continuación:

Se cortarán un conjunto de tres probetas en cada una de las direcciones paralela (0°), perpendicular (90°), y con una dirección de (45°) con respecto a la dirección de laminación, como se muestra.

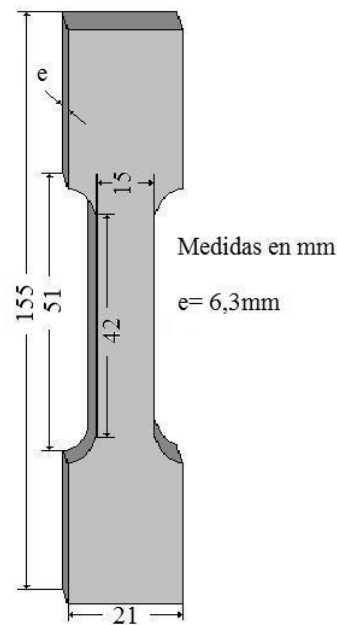


Fig. 5 Esquema de Probeta Normalizada

Luego de identificar el arreglo de las probetas dentro la lamina se procedió al corte por medio del proceso de corte con agua, hecho posible gracias a la empresa **QUALITY METAL** el cual brindo su apoyo para realizar dicha gestión, favoreciendo así a que los estudios posteriores de mecanizado y microestructurales presenten un mejor resultado debido a que dicho proceso de corte no cambia la estructura del material ya que el corte no genera calor sobre la superficie.

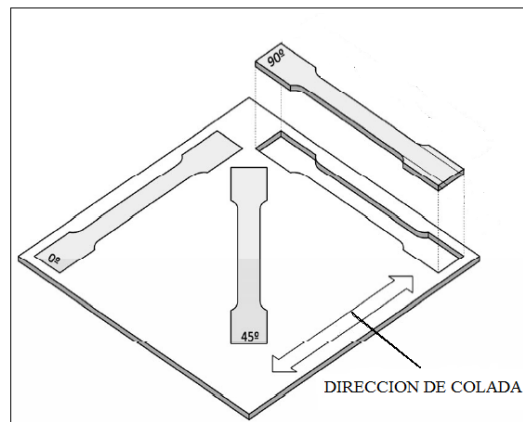


Fig. 6 Esquema de extracción de probetas

2.7 Diseño de los tratamiento térmico de homogeneización

Se procederá a realizar el tratamiento térmico de recocido de homogeneización a una temperatura establecida de $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante periodos de tiempos que van de cero (0) a treinta (30) horas, en el cual se estudiará el efecto de la temperatura en la aleación de aluminio de denominación AA 8011.

Para realizar el estudio, primero clasificaremos las muestras en grupos, según los periodos de tiempo a estudiar, los cuales estarán constituidos por tres probetas que estarán cortadas a cero (0°), cuarenta y cinco (45°) y noventa grados (90°) con respecto a la dirección de colada; y a su vez cada uno de éstos grupos se les realizaran tres (3) ensayos como lo establece la norma ASTM 370, es decir que finalmente los grupos estarán constituidos por un total de nueve (9) probetas como anteriormente fue descrito.

El primer grupo será sometido a un tratamiento de recocido de homogeneización aun período de tiempo de cinco (5) horas, el segundo grupo se le aplicara el mismo tratamiento con un periodo de tiempo igual a diez (10) horas, de igual forma se tratará un tercer grupo a veinte (20) horas y finalmente un cuarto grupo tratado a treinta (30) horas.

Una vez sometidos los grupos de muestras a los tratamientos térmicos establecidos se procederá a realizar los análisis de anisotropía planar y normal, análisis microestructural, el cual se empleará microscopía óptica (MO), microscopia electrónica de barrido (MEB) y Espectroscopia de Rayos X por Dispersión de Energía (EDS). Adicionalmente los respectivos estudios de caracterización de propiedades mecánicas anteriormente señalados.

2.8 Aplicación de los tratamientos térmicos de homogeneización

El tratamiento térmico se realizó en un horno eléctrico de resistencia con las siguientes características de trabajo: 210 V trifásico, con una potencia de 6600 Watts, y una temperatura máxima de trabajo de 1273 K (1000°C) y posee además un

controlador de temperatura digital. Este horno estaba equipado con cuatro resistencias que podían ser operadas individualmente, lo cual facilitó el control de la temperatura en la etapa inicial del tratamiento.

Para el control de la temperatura el equipo cuenta con una termocupla de cromel-alumel con un recubrimiento de alta alúmina, la cual está conectada a un controlador digital.

Al encender el horno se estudio el incremento de la temperatura progresivamente para evaluar el comportamiento de las fluctuaciones presentadas. A continuación se presenta en la figura 7, los incrementos de temperatura con sus respectivas alteraciones antes de alcanzar la temperatura de homogeneización (560 °C).



Fig. 7 Horno CAVEHOR

Tabla 4 Fluctuación de la temperatura al comienzo del experimento

Grados incrementados	Fluctuación presenciada
de 0 a 100 °C	8 °C
de 100 a 300 °C	31 °C
de 300 a 400 °C	15 °C
de 400 a 550 °C	8 °C
de 500 a 550 °C	6 °C
de 550 a 560 °C	4 °C

En la primera etapa, 18 muestras correspondientes a los grupos de 5 horas y de 10 horas de tratamiento, se introdujeron dentro del horno cuando éste alcanzó una temperatura de 100 °C. Cada grupo, fue constituido por tres subgrupos de tres probetas planas por las diferentes direcciones de colada (0°, 45° y 90°).

Al culminar el período de las 5 horas respectivas, para el primer tiempo en estudio del tratamiento, fueron extraídas las nueve (9) probetas correspondientes a dicho periodo, mientras que las nueve (9) restantes continuaban dentro del horno. El primer grupo, al extraerse se dejó a temperatura ambiente para realizar el enfriamiento y se repitió el mismo procedimiento para el grupo restante al culminarse el periodo de 10 horas.

Por motivo de espacio dentro del horno, recurrimos a una segunda etapa correspondiente a los grupos de 20 horas y 30 horas, ya que no se logró introducir todas las muestras en el primer proceso de homogeneizado. Esta segunda etapa se realizó siguiendo la misma metodología de la primera etapa, es decir, los especímenes fueron introducidos al horno a la temperatura de 100°C, realizando nuevamente el estudio de las fluctuaciones de temperatura por causa a las resistencias

y un enfriando a los grupos de ambos tratamiento de forma lenta a temperatura ambiente.

2.9 Características generales

Luego de la aplicación del tratamiento térmico se procedió a la caracterización del material tanto en estado de colada como el extraído en las diferentes etapas de la exposición térmica. De esta manera se podría determinar las diferentes modificaciones microestructurales y de propiedades mecánicas producidas en el material antes, durante y después de la aplicación del tratamiento.

2.9.1 Evaluación de las propiedades mecánicas

2.9.1.1 Ensayos de tracción

Para realizar estos ensayos se utilizaron las probetas planas que cumplen con las normas ASTM E8 con las dimensiones especificadas en la figura 5. Se ensayaron las probetas provenientes de colada y las sometidas a tratamiento térmico de homogeneizado en la máquina de ensayo modelo LOSENHAUSEN modelo Steuerpult z. UPH 20 de la EIM-UCV. Figura 8, de capacidad de 20 Mp, la cual permite modelar los ensayos de tracción a través de una hoja de papel milimetrado, para registrar con mayor exactitud los datos de alargamiento y carga aplicada a una velocidad a de desplazamiento de la mordaza móvil (actuador) de 3 mm/min

Posteriormente, a fin de corregir la data de alargamiento y descartar los efectos de deformación elástica en los componentes del sistema de carga de la máquina, se debe hacer uso de la ecuación (11).



Fig. 8 máquina de ensayo modelo LOSENHAUSEN modelo Steuerpult z. UPH 20 de la EIM-UCV

$$(\Delta L_i)_{\text{corr}} = \Delta L_i - F_i \left(\frac{1}{K_{\text{exp}}} - \frac{1}{K_{\text{prob}}} \right) \quad (11)$$

Donde: K_{exp} y K_{prob} son la rigidez experimental y rigidez de la probeta, respectivamente. Dichas constantes se expresan como:

$$K_{\text{exp}} = \frac{\sum \Delta F_i}{\sum \Delta L_i} \quad (12)$$

$$K_{\text{prob}} = \frac{A_0 \cdot E}{L_0} \quad (13)$$

Donde:

A_0 : área transversal inicial de la sección de ensayo de la probeta.

E: modulo de elasticidad.

L_0 longitud inicial de la sección de ensayo de la probeta.

Al culminar dichas correcciones, se construyeron la curvas de esfuerzo real Vs deformación real, correspondientes a las muestras seleccionadas de los tratamientos térmicos de homogeneizado y las muestras preliminares, Con el fin de realizar comparaciones entre ellas, clasificándolas según los periodos tiempo en estudio y el grado de dirección de colada, para así evaluar el efecto de los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas de la aleación.

2.9.1.2 Anisotropía

Para poder cuantificar el fenómeno de anisotropía normal presente en la chapa de aluminio se emplea típicamente el coeficiente de Lankford R . Este coeficiente se obtiene de la razón entre las deformaciones en el ancho y el espesor que experimenta en material. En las mediciones experimentales resulta adecuado considerar que las deformaciones son en su mayoría de carácter plástico e incompresible resultando de ello que el coeficiente de anisotropía puede ser escrito como:

$$R = \frac{\ln(W/W_0)}{\ln(l_0 W_0 / l W)} \quad (14)$$

Donde w y w_0 son el ancho actual y original de la probeta, respectivamente. El procedimiento para la determinación del coeficiente de Lankford se encuentra normalizado bajo la especificación ASTM E517-87. Dado que el índice informa de la anisotropía del material, la citada norma aconseja realizar la determinación del índice sobre probetas cortadas a 0° , 45° y 90° respecto de la dirección de laminación de la

chapa. Así, se obtiene el valor de R en cada caso y un valor promedio $\bar{R}$ definido por la siguiente ecuación:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (15)$$

Siendo R_0 , R_{45} y R_{90} los parámetros de Lankford asociados a las orientaciones de 0° , 45° y 90° , respectivamente. En general, el índice medido en ensayos de tracción para las distintas direcciones sobre el plano de la chapa toma valores diferentes por lo que el material de la chapa presenta también anisotropía plana (además de la anisotropía normal) que se mide por la máxima variación de R sobre el plano de la chapa. Habitualmente se toma el índice ΔR definido como:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} + R_{45}}{2} \quad (16)$$

2.9.1.3 Metodología para el cálculo de la ecuación que rige el comportamiento plástico del material según el modelo Ludwick - Hollomon.

Se seleccionan los valores comprendidos entre el límite elástico y $\sigma_{\max}$ en la curva de tracción, para cada uno de los ensayos, puesto que el interés se centra en la zona plástica, y que a partir de la zona de estricción cambia el comportamiento del material.

Una vez obtenido el nuevo gráfico se le aplica escala logarítmica en los dos ejes como se muestra a continuación figura 9.

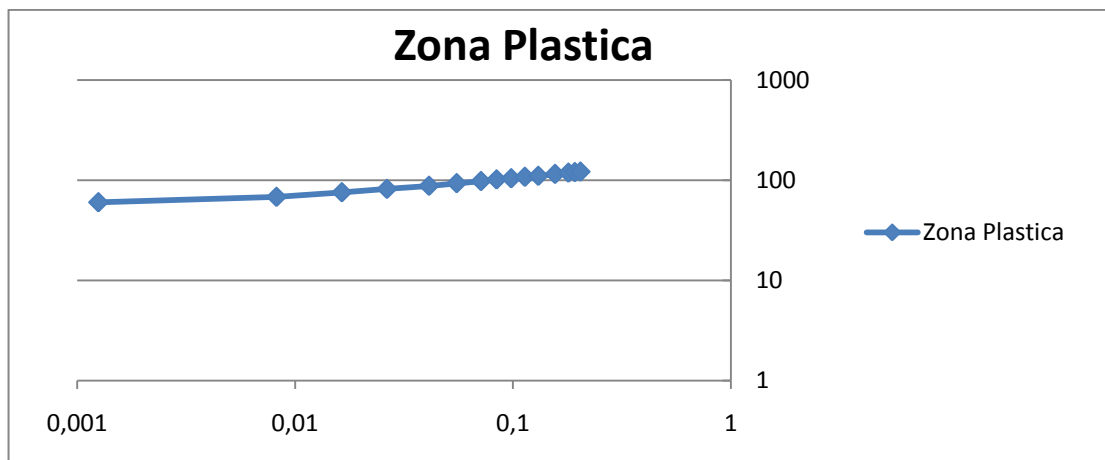


Fig. 9 Datos de la zona plástica evaluados en grafica log-log

En la gráfica resultante se calcula n y K mediante la pendiente (n) y K como la inversa del $\ln$ del valor A , en la recta de regresión obtenida Figura 10. Para lograr el siguiente cálculo utilizamos el programa Excel, en el cual adherimos a cada grafica, la línea de tendencia de potencia y activamos la opción para que nos indique el valor de R^2 .

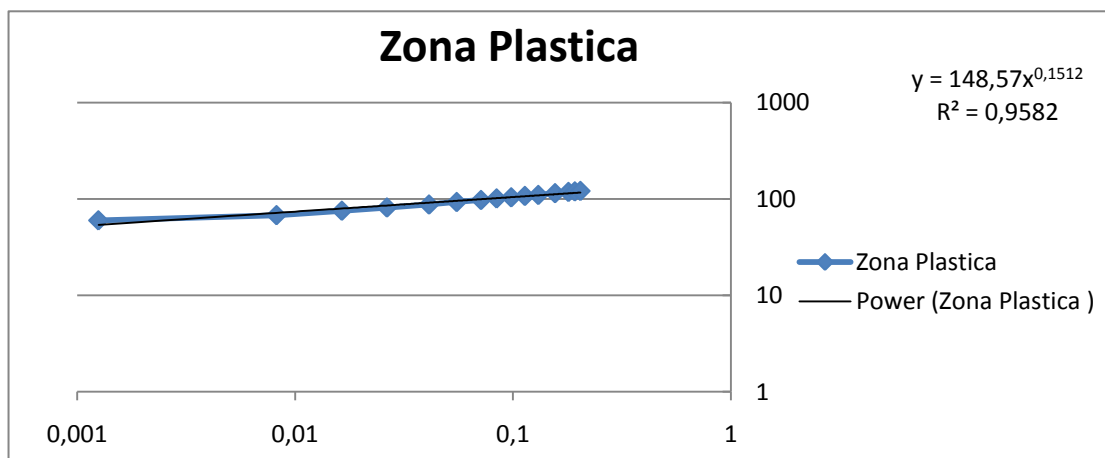


Fig. 10 Tendencia lineal de los datos de la zona plástica para la evaluación de método de Hollomon

Una vez obtenidos los valores, se grafican las curvas encima del gráfico σ - ε Real para ver la aproximación obtenida y comprobar si la ecuación constitutiva aplicada Ec. (1) es la correcta para definir el comportamiento del material. Figura 11.

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (1)$$

Donde:

n = Coeficiente de endurecimiento

K = Constante de Hollomon

ε = Deformación verdadera

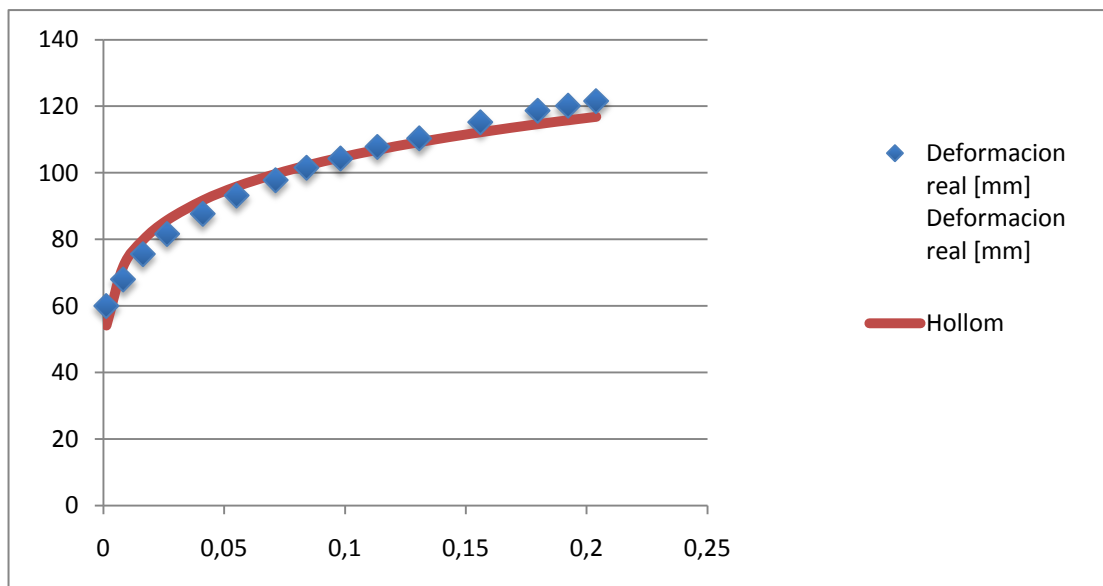


Fig. 11 Método de Hollomon evaluado para los datos de tracción obtenidos

2.9.1.4 Metodología para el cálculo de la ecuación de Voce

Nuevamente se seleccionan los valores comprendidos entre el límite elástico y $\sigma_{\max}$ en la curva de tracción, para cada uno de los ensayos, puesto que el interés se centra en la zona plástica, y que a partir de la zona de estricción cambia el comportamiento del material.

Una vez obtenido los datos de la zona plástica para cada ensayo y con la ayuda del programa ORIGINPRO 8, evaluamos los parámetros del (σ_0) esfuerzo al inicio del flujo plástico, (σ_{ss}) el esfuerzo de saturación o de estado estacionario y (ϵ_r) la deformación transitoria o de relajación, es decir, la deformación que se requiere para alcanzar un valor particular de la fracción de endurecimiento $(\sigma - \sigma_0) / (\sigma_{ss} - \sigma_0)$, con la finalidad de evaluar la ecuación de Voce kocks Ec.(10).

Cabe destacar que los parámetros iniciales necesarios para realizar la iteración y la evaluación del modelo de Voce, dentro nuestra investigación, fueron determinados previamente dentro del proyecto “ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF COMMERCIAL-PURITY ALUMINIUM DEFORMED UNDER AXISYMETRIC COMPRESSION CONDITIONS”⁽²¹⁾, realizado por el Prof. E. S. Puchi, M. H. Staia y C. Vilalobos, dentro de la escuela de metalurgia de la universidad Central de Venezuela, donde se demuestran los distintos parámetros iniciales recomendados a temperaturas de 293.473 °K, una tasa de deformación efectiva variable y la constante de la ecuación de Voce A_{voce} igual a (84.35).

Tabla 5 Parámetros iniciales recomendados para Voce constante

T,k	$\dot{\epsilon}$, S-1	σ_0 , Mpa	σ_{ss} Mpa	ϵ_r
293	0,113	76,54	169,04	0,56
293	1,23	84,17	172,95	0,58
293	11	86,16	176,47	0,59
293	117	95,56	201,89	0,67
293	213	98,8	225,65	0,75
473	0,095	57,24	110,22	0,41
473	1,2	65,8	124	0,46
473	11,7	66,55	130,99	0,49
473	116	67,75	141,04	0,52
473	212	70,81	145,49	0,54

Una vez obtenidos los valores de dichos parámetros, se grafica la línea de tendencia obtenida encima del gráfico σ - ϵ Real para ver la aproximación obtenida y así comparar las ecuaciones que modelan mejor al ensayo de tracción de la aleación de aluminio AA8011 homogeneizado.

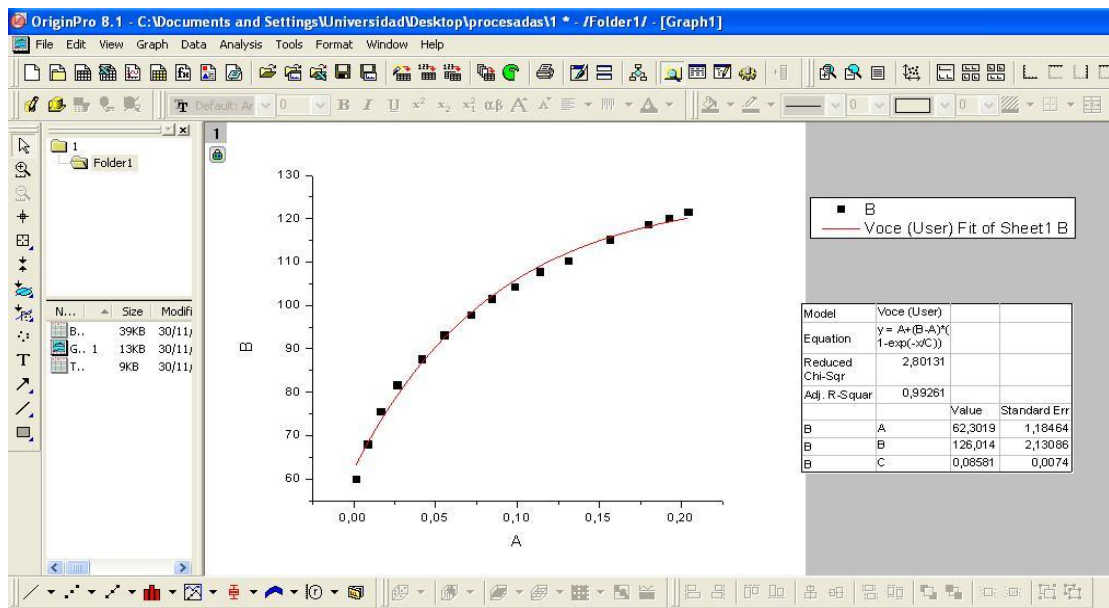


Fig. 12 Programa OriginPro 8, utilizado para calcular los parámetros de la ecuación de Voce

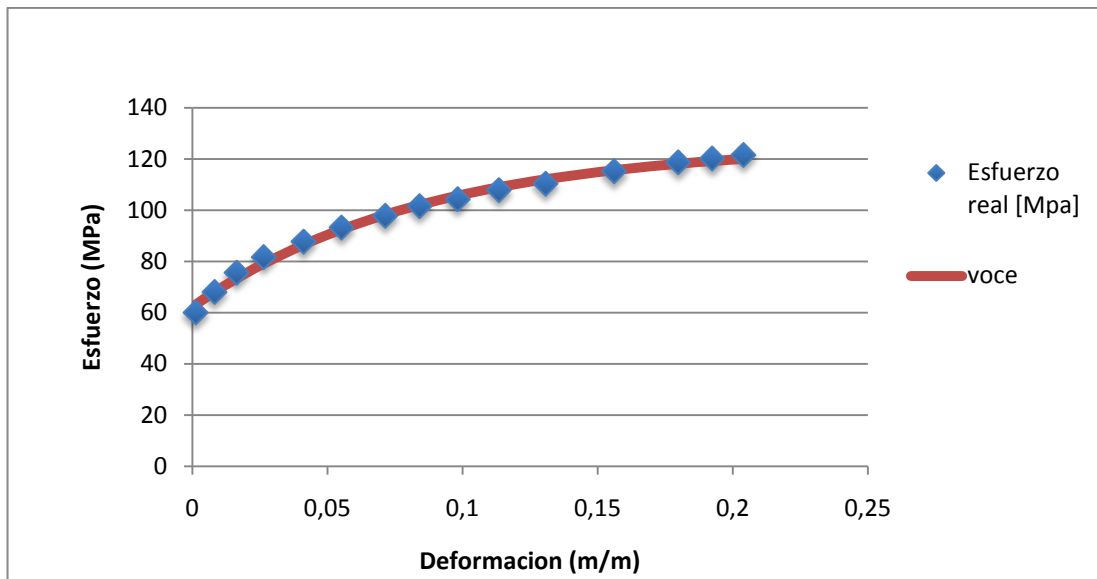


Fig. 13 Modelo de Voce evaluado a los datos obtenidos de los ensayos de tracción

2.9.2 Evaluación microestructural

2.9.2.1 Microscopia óptica

Para determinar la morfología y tamaño de grano en la dirección de deformación o sección longitudinal se empleó la técnica de microscopia óptica con luz polarizada en todas las muestras tanto las provenientes de colada como las sometidas a los recocidos de homogeneizado.

Para realizar los ensayos de microscopia óptica, las muestras fueron extraídas de las probetas utilizando la cortadora con disco de diamante abrasive cutter marca Buehler modelo SamplMet 2 del Laboratorio de Desgaste y Lubricación de la EIM-UCV. Con el fin de visualizar la sección transversal de la lamina en la dirección de colada.



Fig. 14 Cortadora con disco de diamante abrasivo cutter marca Buehler modelo SamplMet 2

Estas muestras fueron embutidas en una resina (**backelita**), en la embutidora Prestospress marca Struers del laboratorio de metalografía de la EIM-UCV. Que presentaba las siguientes características: 2 Ton de presión y una temperatura de 90 °C aproximadamente; esto con el fin de facilitar el manejo de la muestra para poder realizar el desbaste, el pulido y el ataque electrolítico.



Fig. 15 Embutidora Prestospress Struers

A todas las probetas se les realizo un desbaste inicial utilizando equipo de desbaste manual marca Struers del laboratorio de metalografía de la EIM-UCV. Con papel de lija de 320, 400, 600, 1200, 1500 y 2000, siguiendo la secuencia del papel de grano más grande al papel de grano más bajo y rotando la probeta 90° cada vez que se cambia de papel.



Fig. 16 Equipo de desbaste manual marca Struers

Luego de ser lijadas se colocaba las probetas en la pulidora Metaserv 3000 variable speed grinder-polisher marca Buehler del laboratorio de metalografía de la EIM-UCV. Primero se utilizó el paño de tipo **Billard Cloth** de la empresa BUEHLER empleando alúmina de 1 μm a una velocidad de 250 rpm moviendo la probeta en dirección radial del disco giratorio hasta direccionar la estructura superficial en un sentido y luego girando 90° hasta obtener una nueva dirección en la estructura superficial, finalmente se cambia a un paño **Red Felt** de la empresa BUEHLER empleando alúmina de 0,3 μm a una velocidad de 250 rpm, siguiendo el mismo patrón del paño anterior, hasta alcanzar una superficie uniforme.



Fig. 17 Pulidora Metaserv 3000 variable speed grinder-polisher marca Buehler

Finalmente para dar el acabado especular a las muestras, se utilizó la máquina VIBROMET 2, marca BUEHLER, del laboratorio del CITALA de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica –UCV. En primer paso se vertió una solución filtrada de Silica Coloidal mezclada con agua destilada sobre el paño de la máquina, para luego comenzar el proceso de pulido hasta alcanzar en los especímenes el acabado especular y óptimo.



Fig. 18 Buehler Vibromet 2

Una vez que la muestra presentaba un el acabado deseado, 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 pueden 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 20, esto se logro abriendo un agujero en la zonas posterior de las probetas para fijar el tornillo y que este tuviera contacto con la muestra; 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 22 V durante un tiempo entre 20 segundos, en la Figura 19 se presenta un esquema del montaje para mejor entendimiento de este procedimiento.

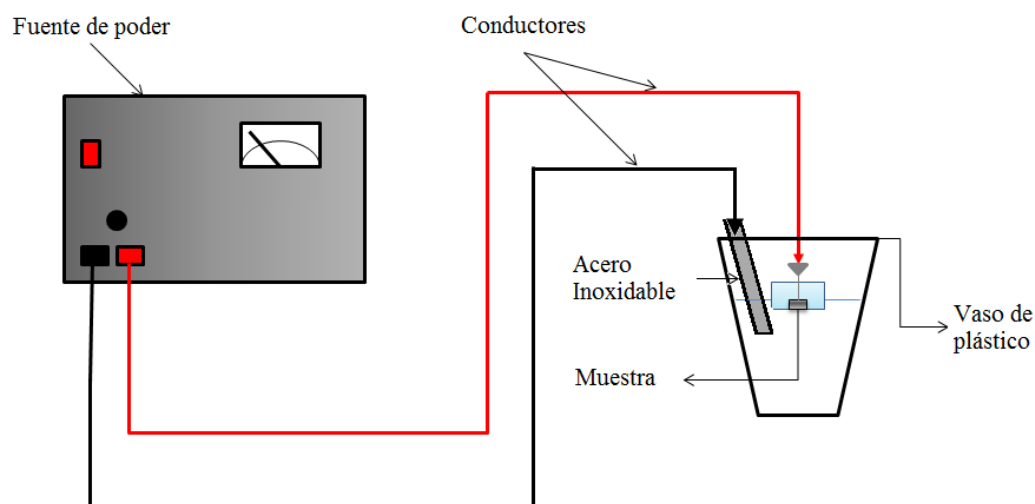


Fig. 19 Esquema del circuito eléctrico utilizado para la realización del ataque electrolítico

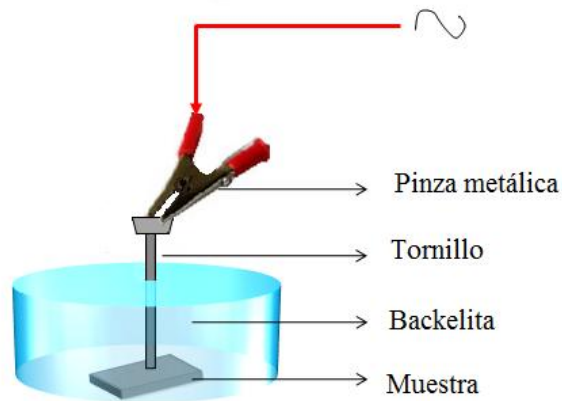


Fig. 20 Esquema de la colocación de la probeta dentro del circuito eléctrico

2.9.2.2 Observación de la muestra.

Se utilizó un microscopio óptico polarizado marca OLYMPUS, modelo PMG 3, del laboratorio del CITALA de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica –UCV, mostrado en la Figura 21. Este presenta un filtro polarizador para poder observar la estructura de grano, además posee una cámara fotográfica especializada para poder captar las imágenes de los especímenes en estudio. Es importante mencionar que en ésta técnica para obtener una imagen donde muestre la mayor cantidad de granos posibles, es necesario ir moviendo la muestra y el analizador, luego se procede a tomar la foto, cuando se encuentra una posición que subjetivamente revele la mayor cantidad de granos, ésta 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.



Fig. 21 Microscopio óptico polarizado marca OLYMPUS, modelo PMG 3

2.9.2.3 Cálculo del tamaño de grano.

De acuerdo a la norma ASTM E112, se utilizó el método del intercepto, ya que el material en estado inicial es proveniente de colada y presenta una estructura de grano que no es equiaxial sino alargada y al mismo tiempo presenta bandas de deformación, por lo tanto se decidió evaluar tanto la sección longitudinal como la transversal.

Una vez llevadas las muestras a la toma de micrografías utilizando el sistema de adquisición digital de imágenes, se procedió a la selección de imágenes donde se pudiera extraer la mayor cantidad de información posible, con respecto a la revelación de contornos de grano, y luego se acotó por medio de líneas de prueba que se trazaron en direcciones transversales y longitudinales, formando una especie de matriz, cortando el mayor número de granos posibles y delimitando una zona de la muestra, como se observa en la Figura 22.

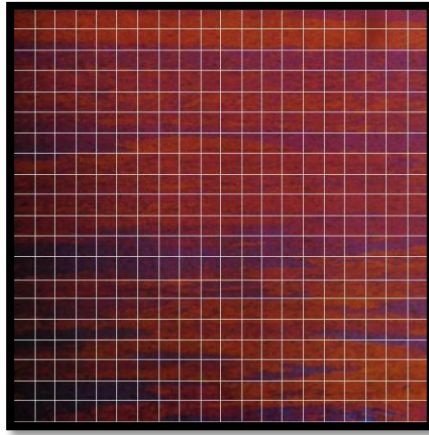


Fig. 22 Método del intercepto

En la aplicación del método, una intersección se presenta cuando tenemos un punto de corte en cada uno de los granos observados, es decir, todo granos tienen 2 intersecciones, y un intercepto se presenta cuando se tiene un segmento de línea que atraviesa el grano de lado a lado, es decir, todo grano tiene un intercepto. En los cálculos se tuvieron en cuenta sólo las intersecciones tomando en cuenta las situaciones que se pueden presentar a continuación:

- Cuando contamos una intersección, es decir un punto de corte en un grano, se cuenta como una (1) intersección.
- El punto final de una línea de prueba no es una intersección y no se cuenta excepto cuando aparece exactamente tocando un límite de grano, y en ese caso toma el valor de $\frac{1}{2}$.

Entonces obtenemos una variable que se denomina P_L que representa el número de intersecciones por unidad de longitud de la línea de prueba, su valor se introduce en la ecuación:

$$G = (6.643856 \times \log_{10} \times \bar{P}_l) - 3.288 \quad \bar{P}_l \text{ en } mm^{-1} \quad (17)$$

Donde:

- G número ASTM de tamaño de grano.

- P_L número de intersecciones por unidad de longitud de la línea de prueba.

2.9.2.4 Microscopia electrónica de barrido.

Para determinar la composición química elemental de las partículas de fases secundarias presentes en el material, tanto para las muestras de colada, como para las muestras sometidas al tratamiento térmico de homogeneización, se empleó la técnica de microscopía electrónica de barrido.

Previamente las muestras fueron atacadas químicamente con una mezcla de ácido fluorhídrico (HF) al 42 % y 487 ml de agua destilada, para garantizar la óptima observación de los precipitados por esta técnica.

El equipo utilizado fue un microscopio electrónico de barrido marca HITACHI modelo S-2400, equipado con un detector de espectroscopia de rayos X por dispersión en la energía (EDS), para la realización del análisis semi-cuantitativo de los segregados presentes en las muestras antes y después del homogeneizado. El modo de imagen que se empleó es de electrones secundarios a un potencial de trabajo de 20 KV invariable y aumentos de 500x y 2000x.



Fig. 23 Microscopio electrónico de barrido marca HITACHI modelo S-2400

CAPITULO III

ANÁLISIS DE RESULTADOS

3.1 Caracterización del material de colada

La microestructura presentada por el material proveniente de colada continua, como se aprecia en la figura 26, es heterogénea en lo que a la morfología y el tamaño de grano se refiere. Se observaron granos columnares con orientación preferencial con presencia de pequeñas segregaciones, de distintos grosores, que crecen en la dirección de colada, producto de las diferencias de concentraciones de soluto en el líquido durante la solidificación y a las corrientes convectivas en el flujo del metal.

El tamaño de grano se hace más grueso del centro hacia los bordes de la muestra, debido al grado de deformación crítico inducido en la superficie de la lámina y a los elevados gradientes térmicos producto de la solidificación en los sistemas de colada de doble rodillo. Esta microestructura es típica de las aleaciones con bajo contenido de soluto o microsegregados, ya que se obtienen a elevadas tasas de enfriamiento. Figura. 24.

Por lo general, en el producto de colada continua en estudio, las pequeñas segregaciones dendríticas generadas (fases intermetálicas), están constituidas mayoritariamente por los elementos Al-Fe-Si, las cuales se encuentran heterogéneamente distribuidas en el seno de la matriz de aluminio y en los límites de grano. La estequiometría de estas fases dependerá fundamentalmente de las condiciones de velocidad de solidificación Figura 25.

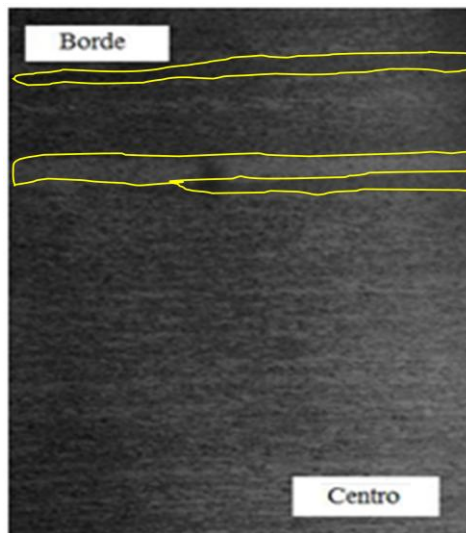


Fig. 24 Microestructura de una aleación de aluminio AA8011 proveniente de colada continua de doble rodillo

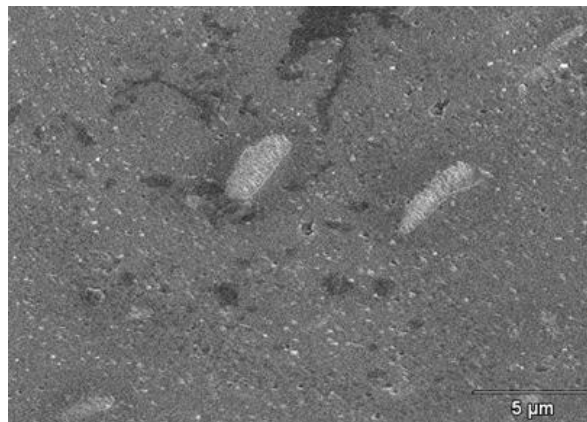


Fig. 25 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (colada)

En cuanto a las propiedades mecánicas del material original, se encontró poca discrepancia en los valores obtenidos de esfuerzo máximo y porcentaje de elongación entre las probetas cortadas en las diferentes direcciones de laminación, como son: 0° , 45° y 90° Figura 26. Esto se debe a que el material no ha experimentado una deformación severa sino deformación moderada, la cual es inducida por lo rodillos de laminación durante la colada. Además se observó que las probetas cortadas a 90° presentaron mayores valores en las propiedades mecánicas, lo cual se puede explicar en términos de la orientación que tienen los granos durante la colada, claro que como

es una estructura columnar, hay cierta diferencia en el camino libre medio que tienen las dislocaciones al tratar de desplazarse o que fluya movimiento en la dirección perpendicular a la dirección de textura del material, es decir, es menor el camino libre medio, por lo tanto las dislocaciones para moverse tienen mayor número de obstáculos porque los límites de grano se encuentran más unidos, lo que implica una mayor resistencia mecánica. Sin embargo a pesar que se mantengan los mayores valores de las propiedades mecánicas, en las probetas cortadas a 90° , como se explica anteriormente, no es tan sustantiva la diferencia con respecto a las probetas cortadas a 0° y 45° producto de que el factor de forma no está distante de 1.

Los parámetros de colada como lo son la deformación crítica, la velocidad de solidificación, el tamaño de grano inicial, y la presencia de partículas finas de segunda fase, son importantes e influyentes en el comportamiento mecánico, en las características microestructurales del material y en el tamaño de grano final que se obtiene en el recocido de la aleación y en su comportamiento posterior durante la laminación de dicho material.

3.2 Caracterización de las muestras homogeneizadas

Una vez sometidas las piezas con estructura de colada al tratamiento térmico de homogeneización, el cual consiste en elevar el material a un cierto valor de temperatura durante un tiempo determinado; Se observó una modificación de manera considerable en las propiedades mecánicas del lingote, Además de los cambios de la estructura, provocados por la eliminación de la segregación dendrítica y disolución de las fases fuera del equilibrio en el lingote durante el proceso, contribuyendo a generar una recristalización más uniforme en todo el volumen de las chapas.

En los bordes de las muestras se presentaron menor cantidad de segregados en comparación con el centro de las mismas las cuales presentaron segregados en mayor cantidad. Esto se debe a que, durante la colada, la zona central de la lámina de la

misma es la última porción en solidificar, por lo que es común que se genere una mayor concentración de solutos en esta zona del material.

3.2.1 Análisis de ensayos de tracción

El ensayo de tracción en ingeniería es ampliamente utilizado, pues suministra información sobre la resistencia de los materiales utilizados en el diseño y también para verificación de especificaciones de aceptación. Estos ensayos son simulativos, pues tratan de reproducir las condiciones reales de trabajo con finalidad de caracterizar las propiedades mecánicas del material a ser utilizado dentro de las diversas áreas industriales.

Luego de haber construido las curvas de esfuerzo real vs deformación real, correspondientes a las muestras seleccionadas de los tratamientos térmicos de homogeneizado y las muestras preliminares, realizamos un estudio comparativo de los resultados obtenidos para las distintas condiciones, clasificándolas según los periodos de tiempo en estudio y el grado de dirección de colada, finalmente evaluando el efecto de los tratamientos térmicos en las propiedades mecánicas de la aleación.

Al observar las gráficas correspondientes a las diferentes condiciones de estudio, (ver Figuras: 26, 27, 28, 29, 30), se evidenció el clásico comportamiento elastoplástico particular de las aleaciones de aluminio, en donde para los puntos iniciales se observa que el esfuerzo y deformación son directamente proporcional, representado gráficamente por un comportamiento lineal en el régimen elástico del material. Posteriormente se puede observar que a partir del punto de fluencia, dicho comportamiento se suma a las contribuciones aportadas por el fenómeno de deformación plástica, lo que quiere decir que se está en presencia de la zona plástica del material. En este régimen plástico se observa, en las distintas condiciones de estudio, un cambio progresivo en el régimen de endurecimiento por deformación,

producto de la aplicación de un esfuerzo capaz de deformar la pieza hasta alcanzar un valor máximo de esfuerzo, provocando la ruptura del material.

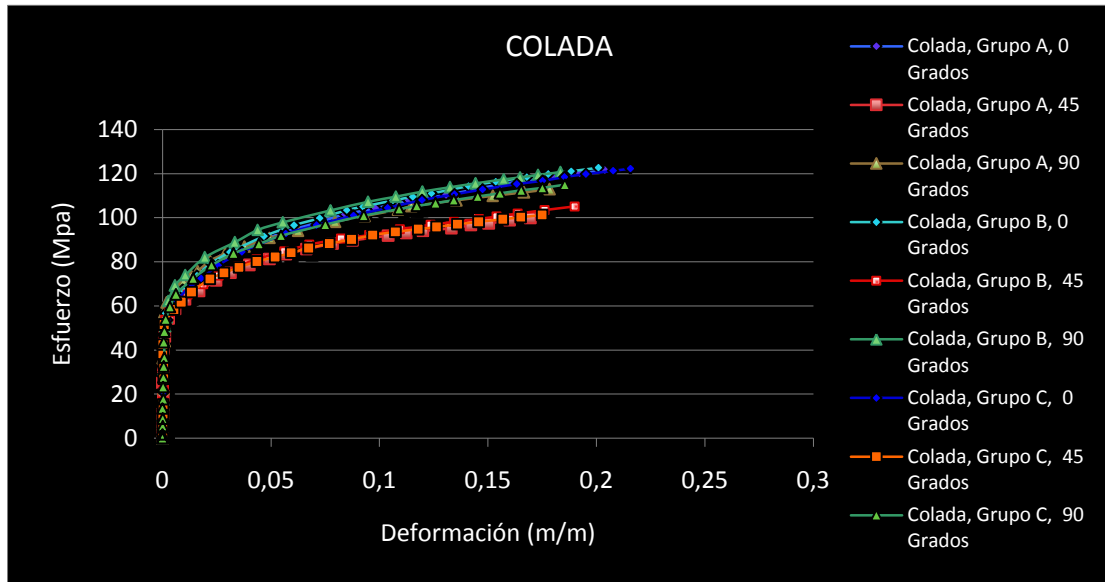


Fig. 25 Curva de tracción para las probetas de colada

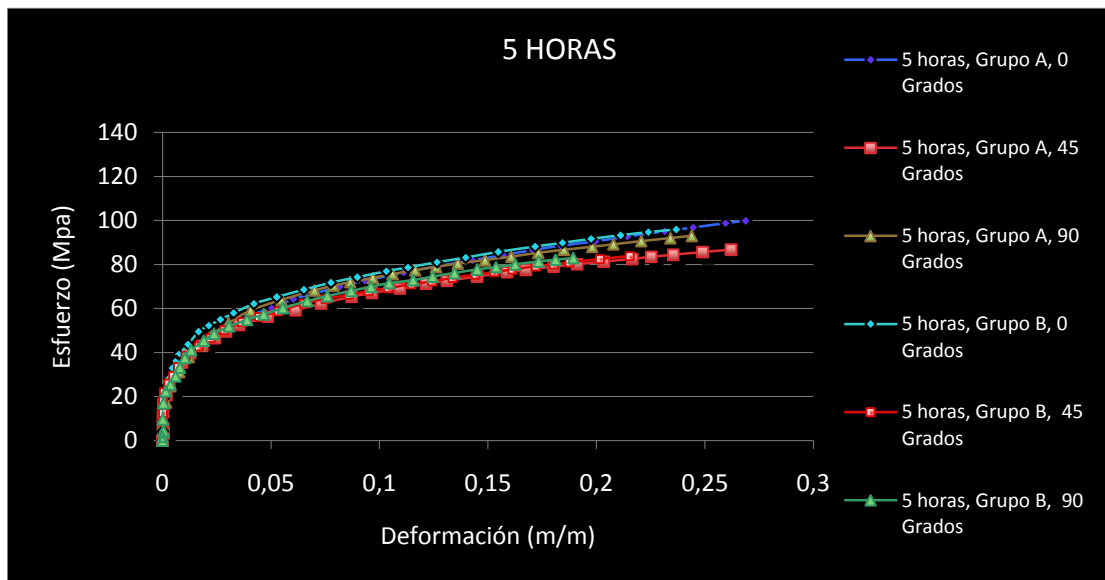


Fig. 26 Curva de tracción para las probetas con 5 horas de homogeneización

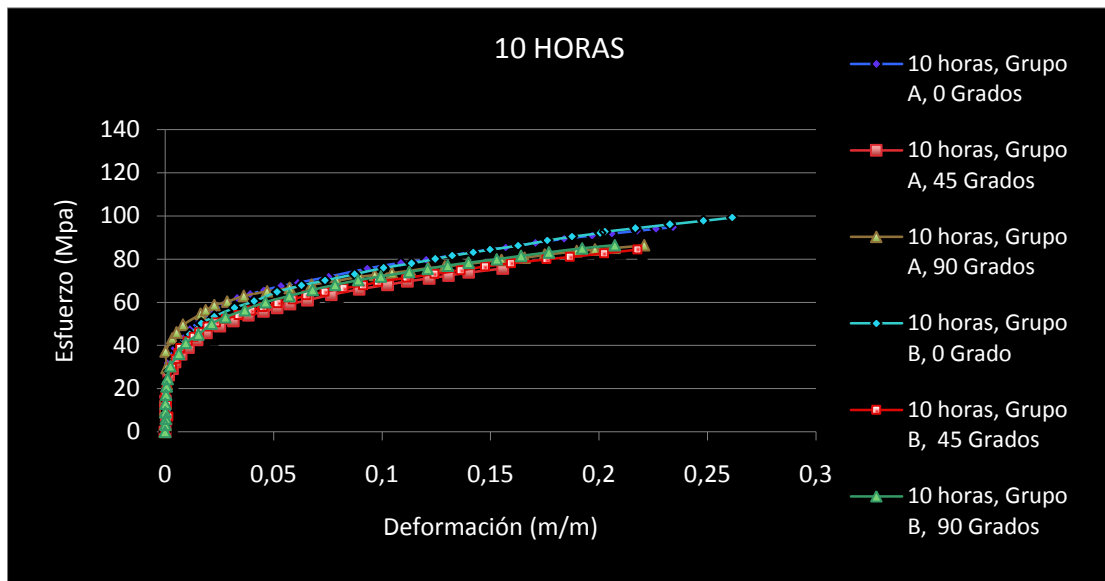


Fig. 27 Curva de tracción para las probetas con 10 horas de homogeneización

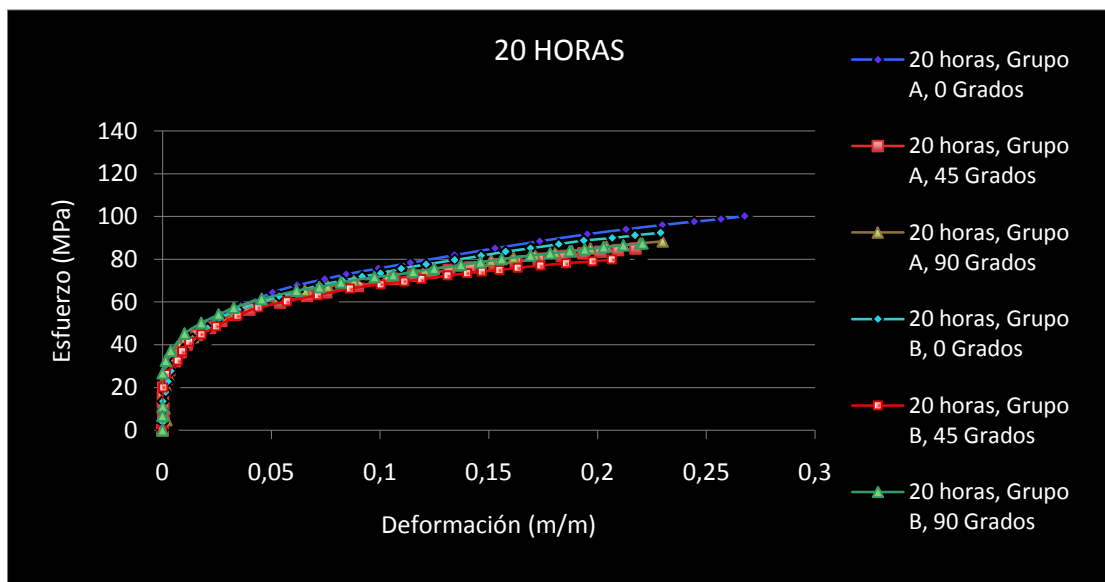


Fig. 28 Curva de tracción para las probetas con 20 horas de homogeneización

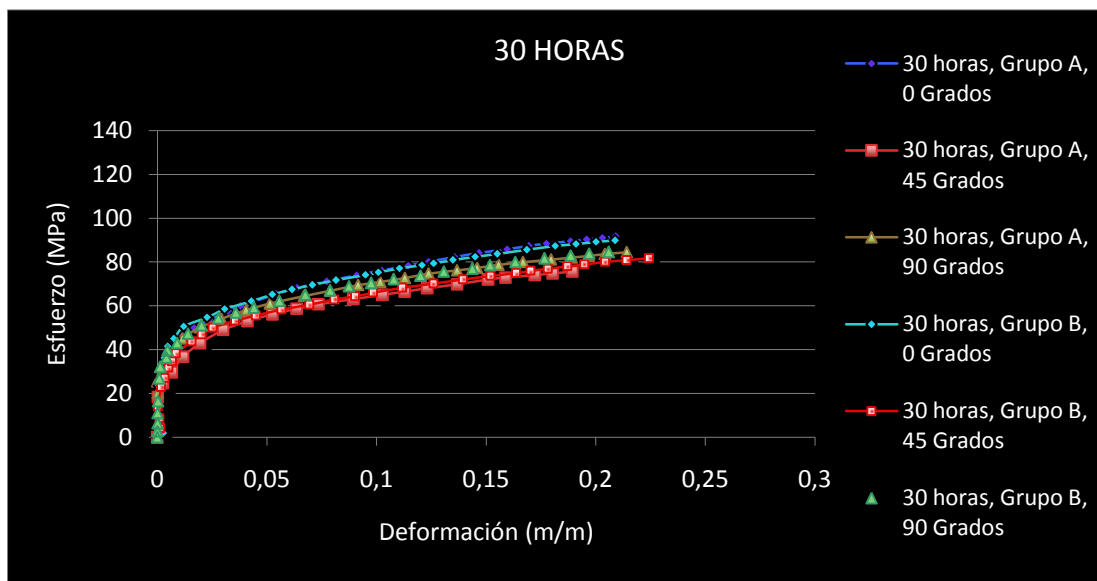


Fig. 29 Curva de tracción para las probetas con 30 horas de homogeneización

Basándonos en las gráficas presentadas de las muestra sin tratamiento térmico y comparándolas con los resultados de las gráficas de los tratamientos de homogeneizado, observamos que el incremento de la temperatura se traduce en una mayor deformación en el campo plástico, lo cual nos permite deducir que se ha producido un cambio en la condición microestructural, que es definitivamente función de la temperatura, relacionada con la redistribución de soluto en solución sólida y eliminación de tensiones internas producto de los gradientes térmicos que experimenta el material durante del tratamiento, la cual es responsable de la restauración de las propiedades mecánicas.

Una vez alcanzadas las 5 horas de tratamiento térmico de homogeneizado, observamos que hay una disminución en el esfuerzo real a carga máxima y esfuerzo de fluencia, así como también, aumento de la ductilidad como era de esperarse. Sin embargo lo más resaltante es que dichos cambios tienden a permanecer sin ninguna variación significativa con el tiempo de homogeneizado, dando como resultado una constancia en los valores reportados a lo largo del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas del material en estudio.

En el análisis de las muestras con respecto a la dirección en que son cortadas, observamos las Figuras (31, 32, 33), las cuales representan los valores de las propiedades mecánicas de los distintos períodos de exposición de tratamiento, según el grado en que son cortadas las probetas. Mediante el análisis de dichas gráficas podemos comparar, en relación a la dirección de corte que se está evaluando, que tan efectivo es el tratamiento de homogeneizado para cada una de las diferentes direcciones.

Encontramos que el efecto del tratamiento térmico, una vez alcanzadas las 30 horas, es mayor en las probetas cortadas a 0° y 90° , ya que sus valores de resistencia mecánica disminuyeron en un 26,94% y 27,2% respectivamente con respecto a los valores de resistencia mecánica de las muestras de colada, registrados para cada una de las direcciones medidas. Mientras que para las probetas cortadas a 45° , se observa significativamente el efecto del tratamiento térmico, pero en menores proporciones que las anteriores mencionadas, ya que sus valores de resistencia mecánica disminuyeron en un 20,85% con respecto a los valores de colada.

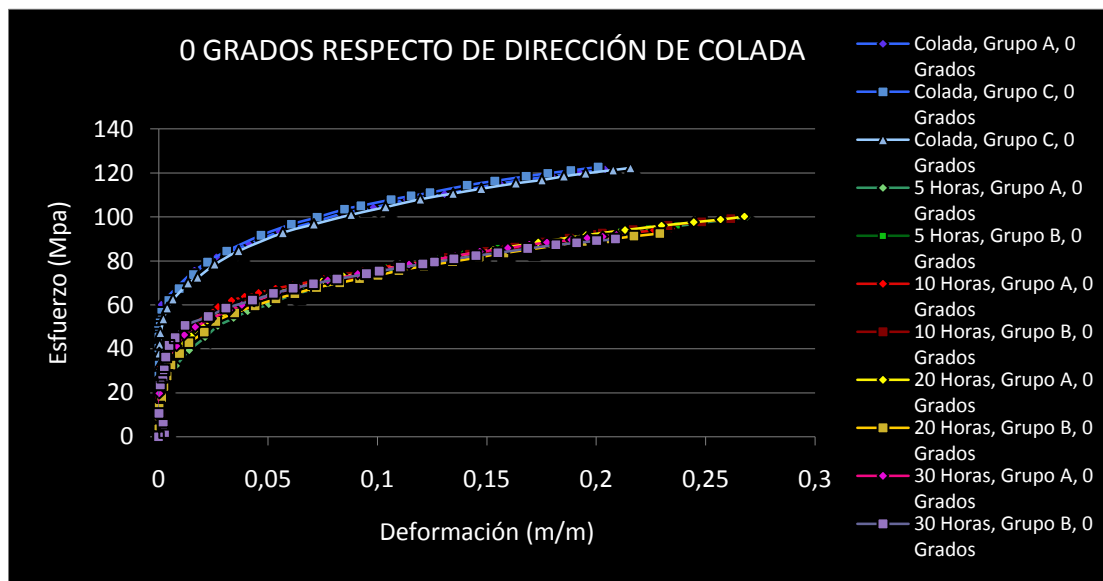


Fig. 30 Grafica de tracción para 0°

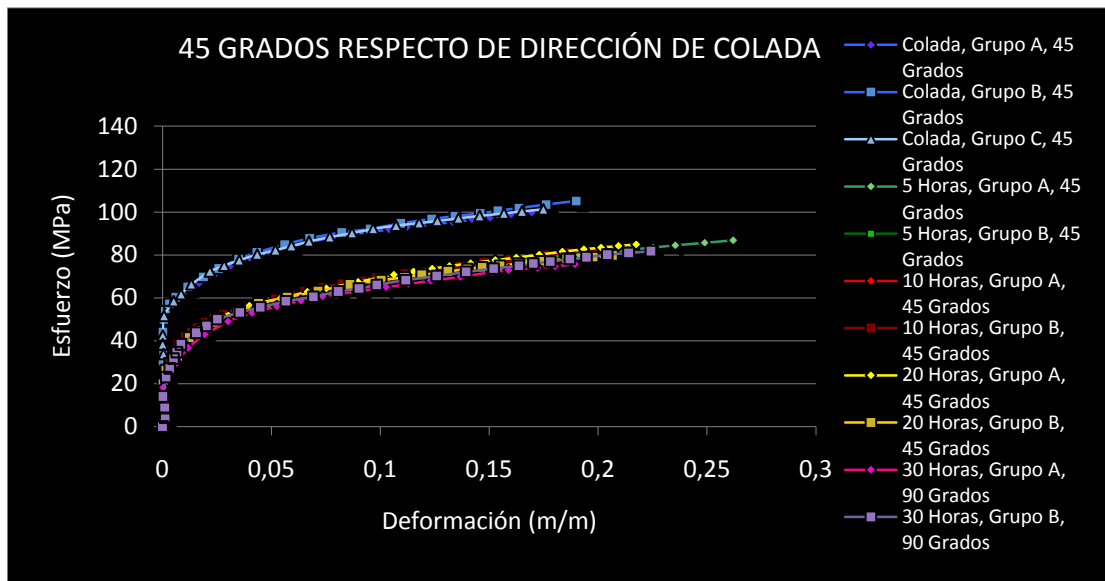


Fig. 31 Grafica de tracción para 45°

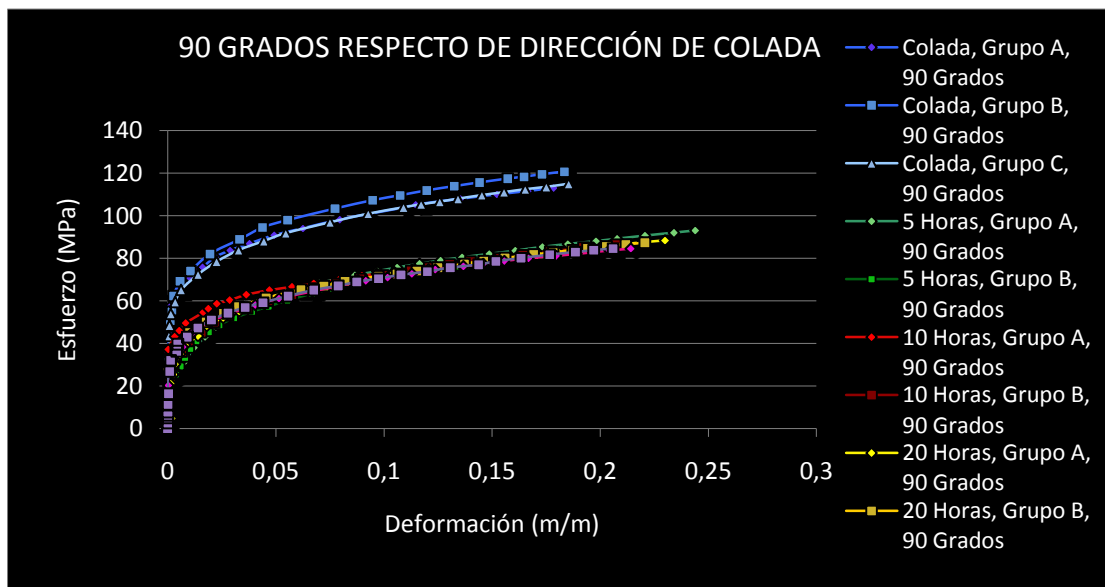


Fig. 32 Grafica de tracción para 90°

3.2.2 Análisis de la anisotropía

En esta investigación se realizaron estudios sobre la dependencia de las propiedades mecánicas con respecto a la dirección en que son medidas dichas propiedades, debido a que con frecuencia en los productos laminados en frío, se encuentra que las propiedades mecánicas estudiadas según los ensayos de tracción, no son iguales en todas las direcciones de la lámina. Esta dependencia de las propiedades con respecto a la orientación se denomina anisotropía, específicamente anisotropía cristalográfica. Estos valores obtenidos en la investigación, 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, para así evitar la formación “orejas”, o deformaciones no uniformes en procesos de embutido profundo las cuales son una manifestación práctica de anisotropía.

En productos trabajados en frío existe un fenómeno denominado fibra mecánica, el cual es el principal responsable de la variación de las propiedades mecánicas en cada dirección, dicho fenómeno es originado debido a la alineación preferencial de discontinuidades estructurales, tales como inclusiones, segregación y partículas de segunda fase en la dirección de trabajo (laminación). Una de las propiedades más afectada es la reducción del espesor, esta resistencia a la disminución del espesor se puede cuantificar por medio de la relación de espesor identificada con la letra (R), la cual es la proporción de la deformación en régimen plástico del ancho y el espesor de una chapa, con este valor estimado en distintas direcciones se puede calcular el valor de la anisotropía normal ($\bar{R}$) y planar (ΔR). Un valor alto de ($\bar{R}$) indica una alta resistencia a la reducción en la dirección del espesor (dirección normal del plano de la lámina). También como en muchas chapas laminadas se encuentran variaciones de propiedades plásticas y elásticas con orientación en el plano de la lámina, se puede medir con el cálculo de (ΔR), promediado por mediciones tomadas en diferentes ángulos con respecto a la dirección de laminación de la chapa.

El estudio anisotrópico del material se realizó por medio de los datos arrojados en los ensayos de tracción de las muestras de colada y en las muestras sometidas al tratamiento de homogeneización, para evaluar hasta qué punto puede influir positivamente dicho tratamiento en la anisotropía del material, para lo cual se calcularon los valores de anisotropía, tanto normal ($\bar{R}$) como planar (ΔR). En el capítulo II se explica de manera concreta como se obtuvieron los valores de anisotropía, tanto normal como planar.

Una vez obtenidos los valores de ($\bar{R}$) y (ΔR) para cada condición, se procedió a la construcción de las curvas de anisotropía normal vs tiempo de exposición de tratamiento térmico en (horas) y anisotropía planar vs tiempo de exposición de tratamiento térmico en (horas), como se observan en las Figuras (34 y 35), respectivamente, representándose en el eje de la ordenada la anisotropía y en el eje de las abscisas tiempo.

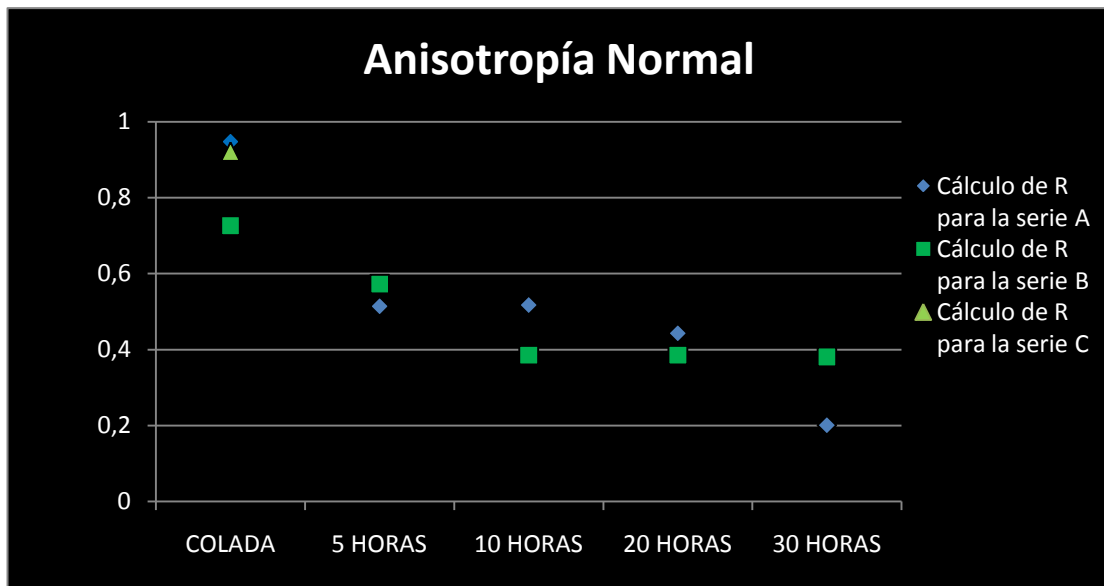


Fig. 33 Anisotropía normal evaluada para cada período de tiempo en exposicion

Un valor de ($\bar{R}$) cercano a (1), como se observa en la Figura 34, correspondiente a la muestra de colada, denota una alta resistencia al adelgazamiento, lo cual tiene una especial importancia en los procesos de embutición profunda. En las muestras sometidas a homogeneización se observa que dicha resistencia al adelgazamiento va disminuyendo con respecto al tiempo de exposición térmica hasta estabilizarse en un promedio de (0,4), observándose que los mecanismos involucrados en el aumento de la ductilidad del material no se contraponen con la conformabilidad de la aleación, manteniéndose los valores de anisotropía dentro del intervalo sugerido por la literatura especializada para considerar una buena embutibilidad en condición de homogeneizado.

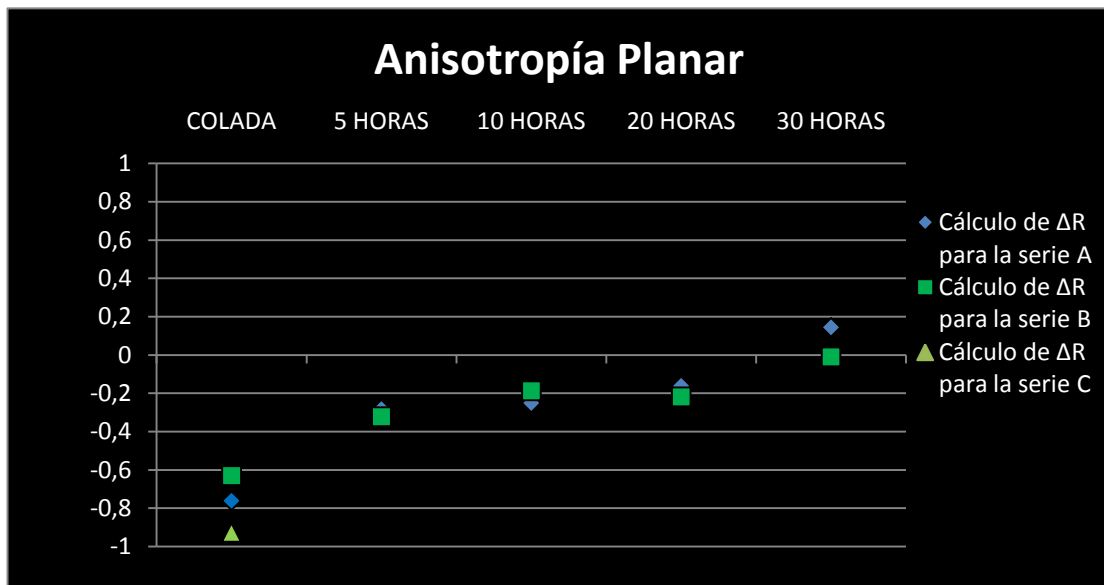


Fig. 34 Anisotropía planar evaluada para cada período de tiempo en exposición

Durante el proceso de embutido, las orillas o bordes se pueden volver ondulados, este fenómeno se le llama “orejamiento”. Esta condición puede ser estimada en términos del valor de la anisotropía planar, determinada por (ΔR). En la Figura 35, observamos en las muestras de colada que a pesar de la alta resistencia al adelgazamiento que se observó en el cálculo de anisotropía normal, son muy

propensas a la formación de orejas a 45° del eje de laminación, ya que los valores $\Delta R < 0$ producen este comportamiento en el proceso de embutido. En las muestras sometidas al tratamiento de homogeneización se observa que la tendencia a la formación de orejas va desapareciendo con respecto al tiempo de exposición de tratamiento, ya que los valores de anisotropía planar se van acercando a cero, obteniéndose el mejor resultado en las muestras homogeneizadas a 30 horas, donde se observa que $\Delta R = 0$, es decir la formación de orejas, es nula. Para ninguna de las muestras se observó la tendencia a la formación de orejas a 0° y 90° con respecto al eje de laminación, ya que en la curva no se reportaron valores $\Delta R > 0$.

Claramente en el resultado de este análisis se ha determinado que el tratamiento de homogeneizado en la aleación de aluminio, tiene una influencia positiva en la anisotropía del material, disminuyendo la tendencia a la formación de “orejas” las cuales son indeseables en las depresiones embutidas, porque hay que recortarlas y producen mermas, desmejorando el acabado final de los productos embutidos.

3.2.3 Análisis del comportamiento de los modelos de Hollomon y Voce.

Dentro de los objetivos iniciales de nuestra investigación, nos planteamos el análisis mecánico en términos del ajuste que eventualmente pudiese presentar las correlaciones ya ampliamente discutida en la literatura especializada, específicamente se tomaron las ecuaciones de Hollomon y Voce para luego comparar con los datos experimentales obtenidos por las graficas del ensayo de tracción uniaxial. El parámetro utilizado para tal disertación fue el cuadrado del coeficiente de regresión (R^2).

A continuación se presenta el promedio de los R^2 para cada uno de los ensayos realizados y para cada uno de los modelos a estudiar

Tabla 6 Promedio de los R² de los métodos de Hollomon y Voce, evaluados para cada periodo de tiempo de exposición.

	R ² Promedio	
	Hollomon	Voce
Colada	0,989666667	0,992567778
5 horas	0,995333333	0,983133333
10 horas	0,996666667	0,981733333
20 horas	0,986833333	0,982291667
30 horas	0,985833333	0,978001667

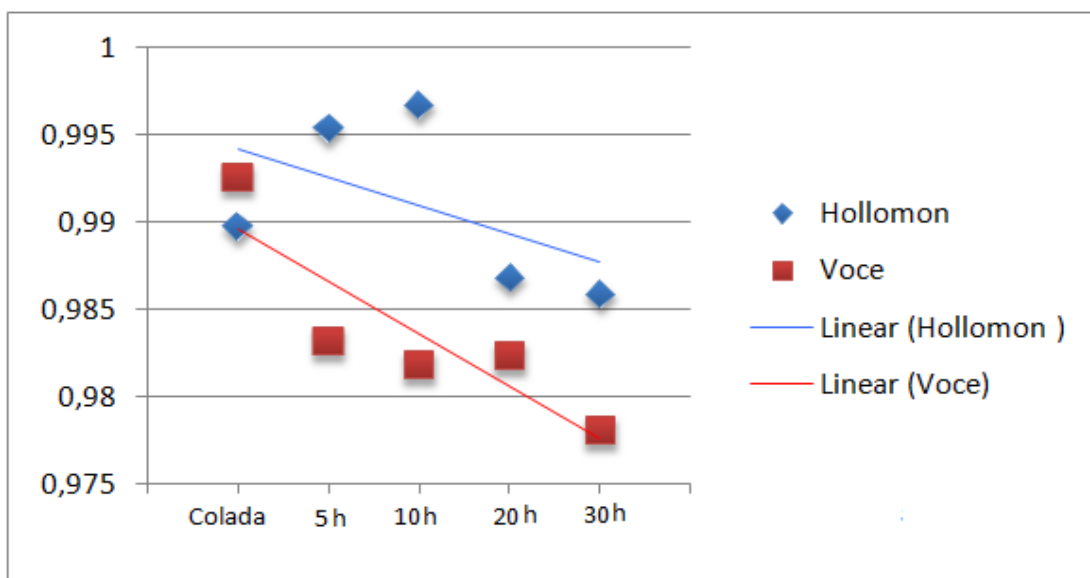


Fig. 35 Representación grafica de los valores de R² reportados en el estudio de métodos numéricos evaluados

Según los resultados obtenidos para las curvas de tracción de la aleación AA8011, podemos describir que cada modelo presenta un buen ajuste con respecto a los datos arrojados por el ensayo, si lo observamos de forma general.

Sin embargo, dentro de éste comportamiento debemos mencionar que existe una mayor aproximación de los datos del modelo de Voce en las muestras no tratadas térmicamente, mientras que en las muestras sometidas a tratamiento térmico de homogeneizado predomina el modelo de Hollomon, como se observa en la tabla 6 y Figura 36. Tal comportamiento puede ser explicado en términos de la condición microestructural que adquieren los materiales homogeneizados en donde al eliminar cualquier condición de acritud, el material experimentará, una vez alcanzado el límite elástico, una gran tendencia a endurecerse por deformación y debido a las limitantes en el campo plástico que se tienen en el ensayo de tracción, no es posible alcanzar valores de alargamiento donde el material bajo éstas condiciones, comience a experimentar un estado de saturación.

El modelo de Hollomon propone que el esfuerzo aumenta potencialmente con la deformación, de tal manera que el coeficiente **K** (constante de Hollomon) y el exponente de endurecimiento **n**, definen la curva más favorable para nuestro caso en estudio a nivel general, ya que el comportamiento presenta un margen de semejanza promedio más alto que el modelo de Voce, siendo los valores del R^2 promedio: 0,991 y 0,984 respectivamente, tomando el valor de ajuste ideal (1).

Los resultados obtenidos en los ensayo de tracción, para las muestras de la aleación preliminar (colada), arrojan que el modelo matemático determinante es aquel donde el comportamiento a la saturación prevalece (modelo de voce-kocks). Este modelo presenta un estudio de comparación diferente que el de hollomon ya que el esfuerzo no es comparado con el endurecimiento por deformación existente en el material, sino mas bien con el alcance de un estado en donde la densidad de dislocaciones en el material deformado permanece constante, motivo por el cual, al no existir ningún elemento estructural que modifique la capacidad de movilidad de las dislocaciones, entonces no se espera alteración en el valor del esfuerzo requerido

para deformar el material, éste fenómeno ha sido estudiado por Kocks, quien a partir de demostraciones físicas, ha logrado explicar éste comportamiento, donde se determina la deformación del material por medio de la densidad de dislocaciones a medida que aumenta deformación cortante.

Por otro lado, el modelo de Hollomon es ampliamente utilizado para estudiar la tracción en aceros y sin embargo se le critica por ser empírico, porque el esfuerzo crece infinitamente con el aumento de la deformación y porque (n) no es constante.

A pesar de las críticas, se ajusta bien en el intervalo de deformaciones obtenidas en tracción, como una primera aproximación de la dependencia funcional entre esfuerzos y deformaciones. Ahora bien, como n no es constante se han propuesto diferentes métodos para asignarle un valor. El método utilizado en nuestro caso es el de medir la pendiente después de un ajuste lineal en la zona plástica de la curva **Log σ -Log ϵ** , Como se explica en el capítulo II de esta investigación.

A continuación se presentan los modelos de Hollomon y Voce, (Figura 37) con la finalidad de mostrar las tendencias resultantes para los ensayos de tracción y así poder resaltar las diferencias halladas para las probetas de colada y 30 horas de tratamiento de homogeneización.

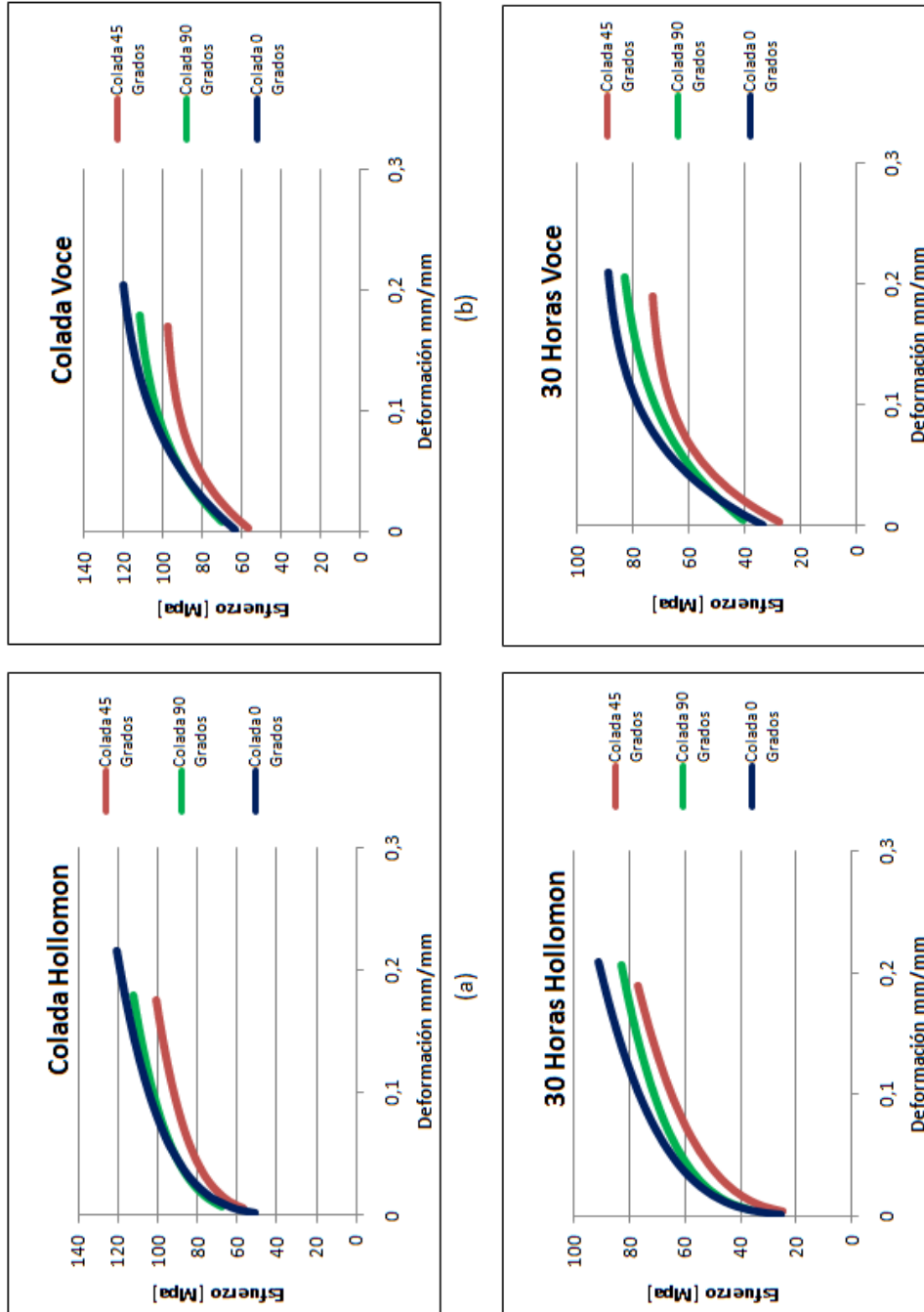


Fig.37 Comparación de los métodos de Hollomon y Voce según el período de exposición: (a) modelo de Hollomon para probeta de colada, (b) modelo de Voce para probeta de colada, (c) modelo de Hollomon para probetas tratadas a 30 horas de tratamiento térmico y (d) modelo de Voce para probetas tratada a 30 horas de tratamiento térmico

3.2.4 Observación en microscopia óptica

A continuación se presentan los estudios realizados del material por medio de las técnicas de microscopia. En principio se pudo observar que en las probetas de estudio sometidas al tratamiento de homogeneizado, se evidencia un tamaño de grano pequeño cercano a la superficie libre de la chapa, aunque de mayor tamaño que la muestra de colada, lo cual sugiere un número importante de sitios de eventos de nucleación activos durante la solidificación, Esto restringe el camino libre medio de los frentes de crecimiento y por ende la generación de una microestructura relativamente fina en la superficie, condición que no se altera producto de tratamiento térmico de homogeneización.

Mientras que en el centro de la probeta se presentó un tamaño de grano inicial mayor, el cual no experimento mayor crecimiento apreciable posterior al proceso de homogeneización, su morfología fue más equiaxial, debido en principio, a eventos de nucleación más uniformes durante la solidificación en el proceso de colada. Éste fenómeno también podría estar asociado a la estabilidad en el tamaño y forma de los granos como consecuencia de la distribución uniforme de partículas finas en la matriz, sin embargo a lo anteriormente expuesto en todos los casos, si se compara la estructura de grano tratada térmicamente con la de colada, indistintamente de la temperatura, existe un leve incremento en el tamaño de grano en términos generales. Éste crecimiento de grano generado con el tratamiento térmico es variable con el tiempo, por lo que el tiempo de homogeneizado es determinante sobre dicho parámetro. Esto se debe a que dichos segregados (los cuales actúan durante la recrystalización primaria como inhibidores del crecimiento de grano), al transcurrir el tiempo de exposición, generan la liberación de la energía superficial acumulada, promoviendo el crecimiento de granos ya recrystalizados a expensas de sus vecinos debido a la ocurrencia de los fenómenos de recuperación y poligonización, esto último se debe a el bajo requerimiento energético en comparación con los eventos de recrystalización, originándose un estado de menor energía. Con el transcurrir del tiempo de homogeneizado en esencia, lo que se produce en el material es una mayor

disolución de partículas que se encuentran en los límites de grano la cuales conllevan al crecimiento de grano.

Para verificar la distribución del tamaño de grano se realizó una medición del mismo utilizando una serie de cálculos expresados en la metodología de esta investigación y estos resultados pueden ser observados en la Figura 38, donde se muestra el grafico del tamaño de grano promedio de acuerdo al tiempo de exposición térmica.

Con respecto a la distribución de las fases intermetálicas de la aleación para este tipo de tratamiento, encontramos que, según observaciones realizadas mediante la microscopia óptica, hay una dispersión uniforme (redistribución) de las fases presentes con el tiempo de homogeneizado y una total fragmentación de la línea de segregación. Estos hechos se pueden discutir en términos de la velocidad de difusión, la cual disminuye con el tiempo de exposición del tratamiento de homogeneizado, con la fragmentación de la línea central de segregados y una redistribución de los precipitados en la matriz del aluminio, generándose una microestructura más uniforme. Esta fragmentación también explica la coalescencia de las fases intermetálicas encontradas para los tiempos mayores de homogeneización, generando una nueva distribución de fases secundarias

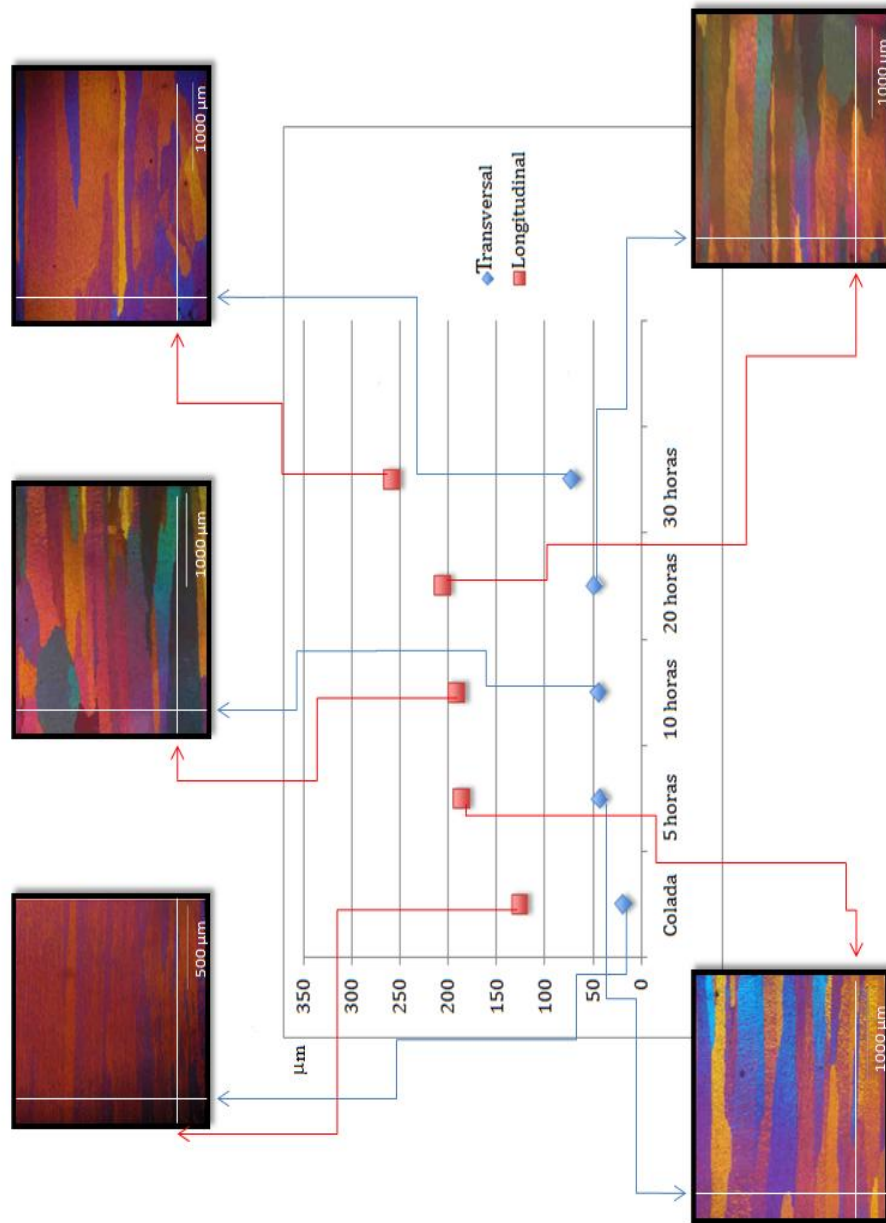


Fig. 36 Proceso evolutivo del tamaño del grano para las muestras de aleación de aluminio AA8011 tratadas bajo el proceso de homogeneización

3.2.5 Observación en la microscopia electrónica de barrido (M.E.B)

Siguiendo con el estudio, ahora se procederá con los análisis microestructurales en las muestras homogeneizadas mediante la técnica de microscopia electrónica de barrido. Cabe destacar que estos ensayos se realizaron dentro de la zona intermedia de las láminas de colada, para cada una de las muestras correspondientes, ya que es en ésta zona donde los efectos inherentes a las variables de solidificación de colada continua, son más eficientes.

Mediante microscopia electrónica de barrido, se pudo constatar la dispersión de las fases intermetálicas en la matriz desde los menores tiempos del tratamiento de homogeneizado, también se observó una mayor uniformidad y coalescencia de las fases con el aumento del tiempo de tratamiento, tal y como se observa en las Figura 39 desde (a) hasta la (e). Donde se evidencia de manera general la redistribución de la fases durante la evolución del tratamiento de homogeneizado.

También se observó que al alcanzar la temperatura de 560 °C y las 5 horas de tratamiento, las concentraciones de (Si) presentes en las fases, comienzan a disminuir, incluso encontrándose fases exclusivamente de Al-Fe, por lo que en general, indistintamente del tiempo de homogeneizado, esta aleación de aluminio presentó una mayor concentración de la fase intermetálica Al-Fe con morfología acicular, como se observa en la tabla 8, la cual tendió a reordenarse en la matriz y disminuir su fracción de área con el aumento del tiempo de homogeneización.

En principio esta redisolución del Silicio en solución sólida es favorable, ya que la presencia de partículas disgregadas de Si, no son beneficiosas en el material debido a que causan la fragilización de la aleación, influyendo de manera directa en el acabado superficial del producto laminado final, ya que podría causar el deterioro del material durante los procesos posteriores de deformación en frío.

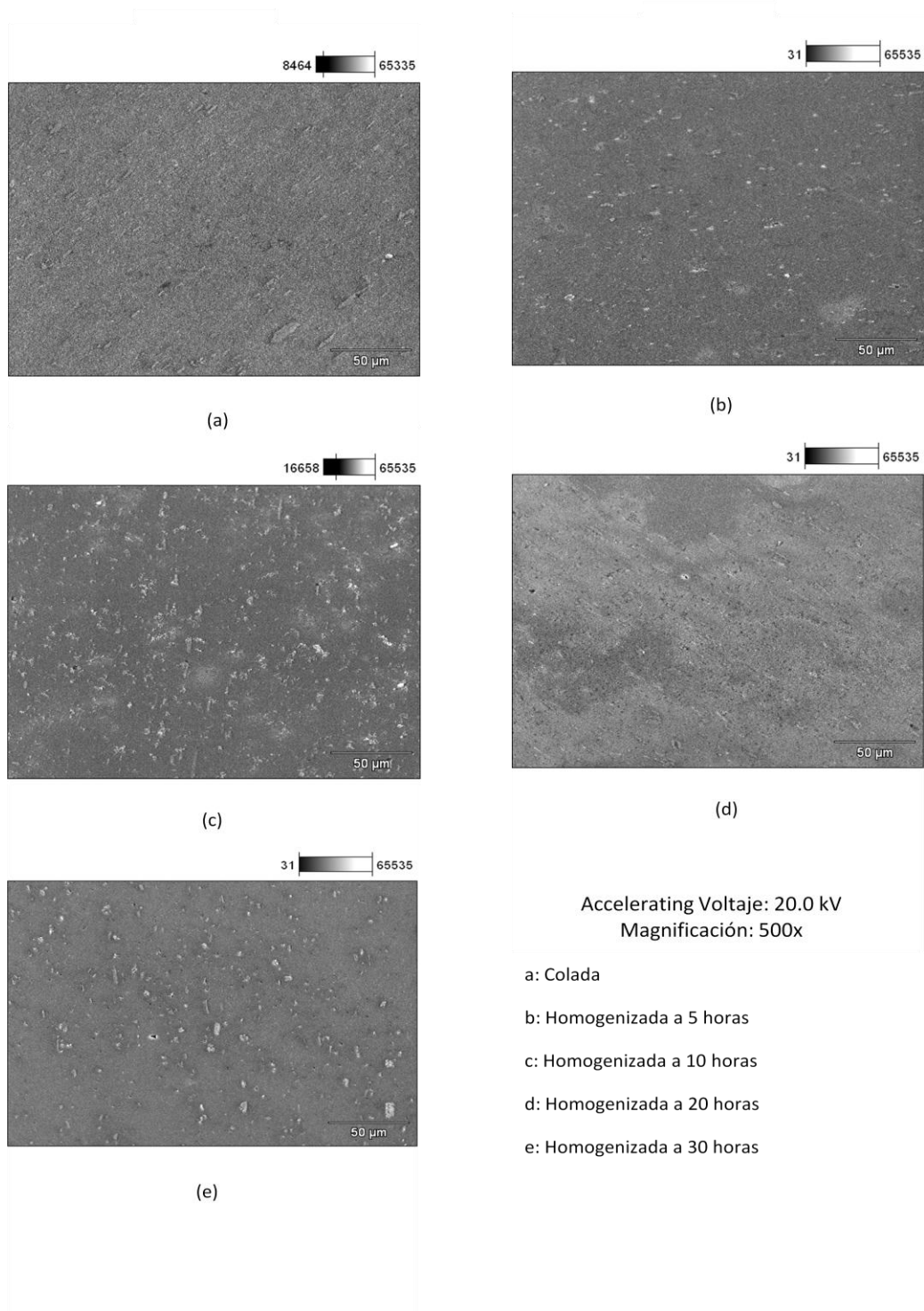


Fig. 37 Microscopia electrónica de barrido realizado a las muestras de: (a) Colada, (b) 5 horas, (c) 10 horas, (d) 20 horas y (e) 30 horas

Con respecto a la fase eutéctica Al-Fe-Si, se encontró que tiende a fragmentarse y esferoidizarse (globulizarse) con el aumento del tiempo de homogeneizado. De hecho, se evidencia el comienzo de este efecto a un tiempo igual o menor a las 5 horas de homogeneizado como se observa en detalle en la Figura 42 y 43, con respecto a la Figura 40, correspondiente a la muestra de colada. Con el homogeneizado a 560 °C se logró la esferoidización total de la fase eutéctica intermetálica Al-Fe-Si, debido a que la temperatura escogida para la realización de dicho tratamiento, produjo la disminución de la segregación interdendrítica secundaria, cuando se realizó el tratamiento durante 30 horas.

Debido a la alineación preferencial de discontinuidades estructurales observadas por medio del análisis (M.E.B), tales como las inclusiones, las segregación y partículas de segunda fase en la dirección de colada, se observa a nivel microestructural la influencia positiva del tratamiento de homogeneizado eliminando en cierta medida esa textura de colada, En lo que respecta a la distribución de los precipitados, lo cual mejorar el comportamiento del material durante el conformado, aspecto que puede ser corroborado con el análisis de la anisotropía del material.

El tratamiento térmico para el cual se observan las mejores características microestructurales es el de 30 horas, ya que con este tiempo de homogeneizado, se logró la disminución de la segregación interdendrítica secundaria, resultante de velocidades elevadas de solidificación, así como también se produjo la globulización de constituyentes intermetálicos insolubles o pocos solubles, más o menos frágiles situado en los límites de granos, obteniendo así, buena deformabilidad en el trabajo del metal plásticamente y disminución de la tendencia a la fragilización del material en los procesos posteriores a la deformación en frío, por lo que se generaría un mejor acabado en el producto final.

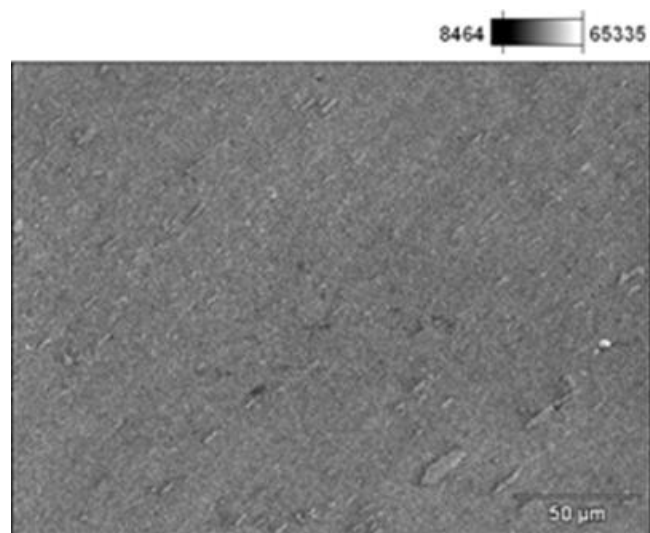


Fig. 38 Foto de Microscopia óptica de Barrido 500X (colada)

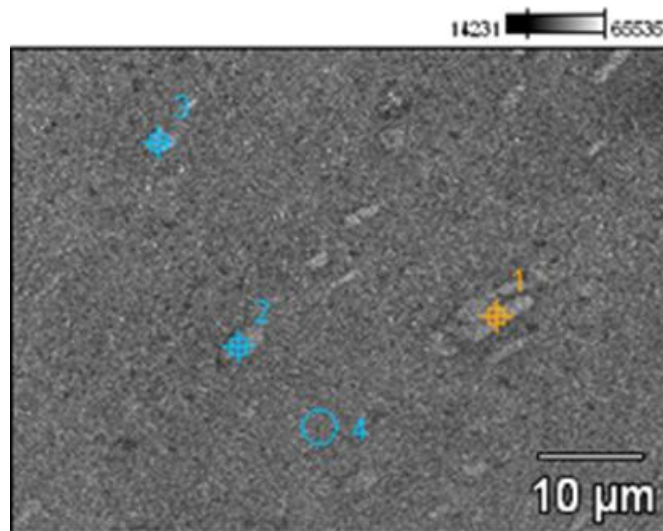


Fig. 39 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (colada)

Tabla 7 Tabla concentración porcentual de los elementos aleantes en la muestra de colada

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>Colada_pt1</i>	64.27	6.00	13.70
<i>Colada_pt2</i>	87.10		6.13
<i>Colada_pt3</i>	92.40	2.21	5.39
<i>Colada_pt4</i>	98.95		

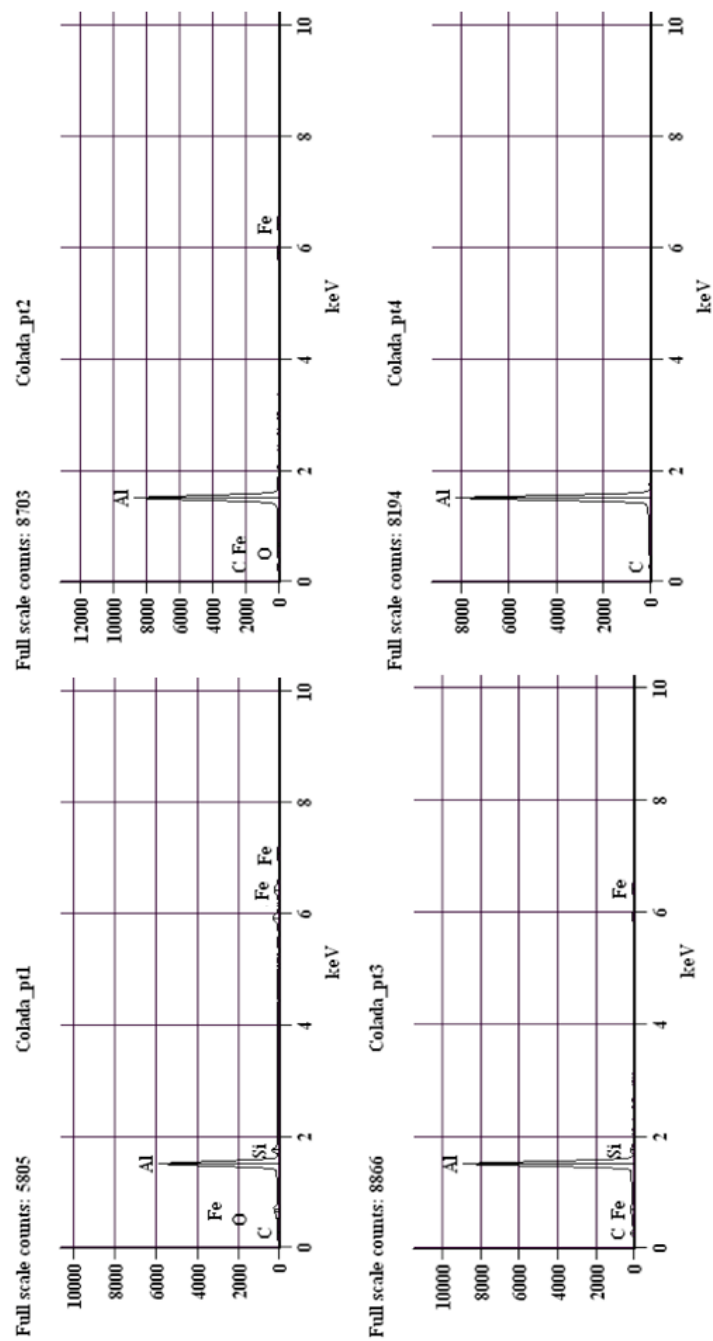


Fig. 40 Diagrama de la concentración de los elementos aleantes en la muestra de colada

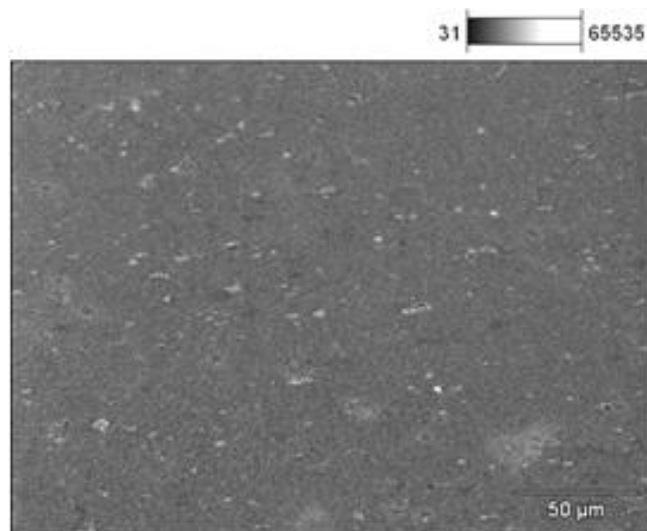


Fig. 41 Foto de Microscopia óptica de Barrido a 500x (5 hora)

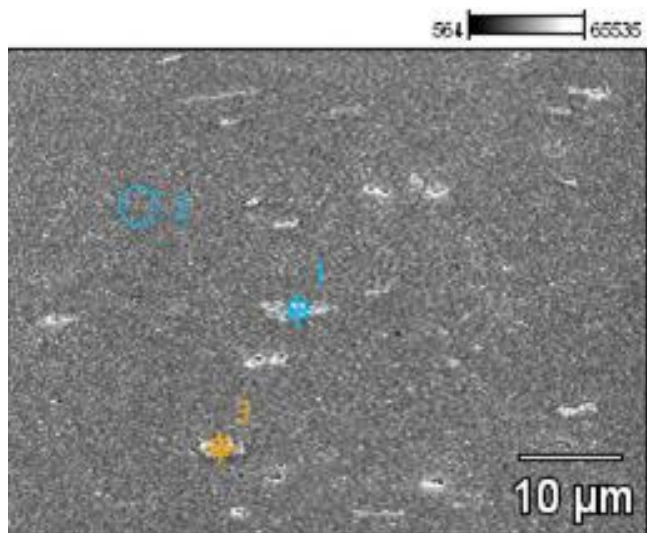


Fig. 42 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (5 horas)

Tabla 8 Tabla de concentración porcentual de los elementos aleantes en las muestras tratadas térmicamente a 5 horas

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>H 5h_pt1</i>	74.41	4.23	9.99
<i>H 5h_pt2</i>	98.62	0.20	0.35
<i>H 5h_pt3</i>	76.88	3.78	10.83

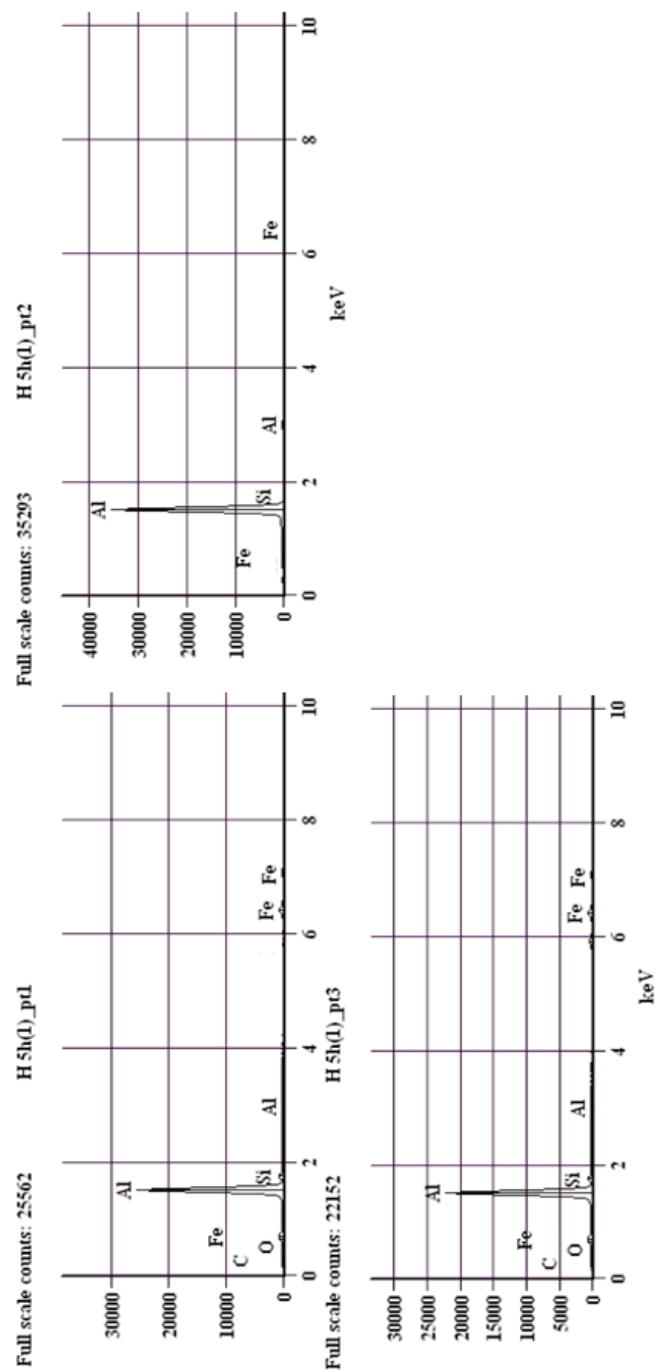


Fig. 43 Diagrama de la concentración de los elementos aleantes en la muestra a las 5 horas de tratamiento térmico de homogeneizado

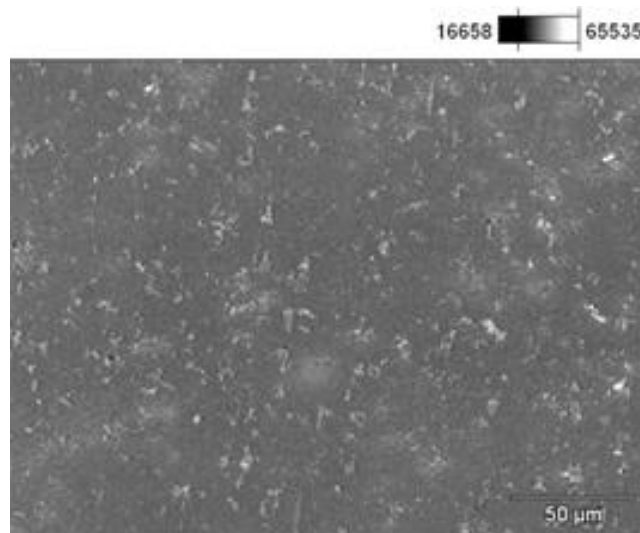


Fig. 44 Foto de Microscopia óptica de Barrido 500 X (10 horas)

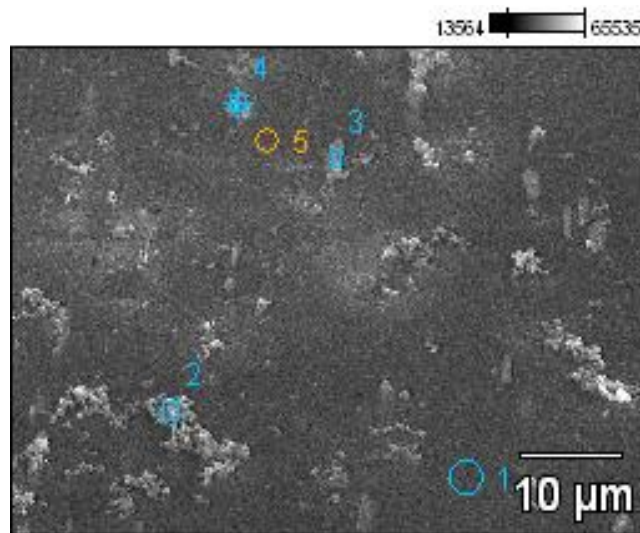


Fig. 45 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (10 horas)

Tabla 9 Tabla de concentración porcentual de los elementos aleantes en las muestras tratadas térmicamente a 10 horas

	Al-K	Si-K	Fe-K
H10h_pt1	99.48		
H10h_pt2	98.74	0.52	0.21
H10h_pt3	91.19	0.44	3.42
H10h_pt4	82.51	3.24	6.40
H10h_pt5	99.22	0.24	

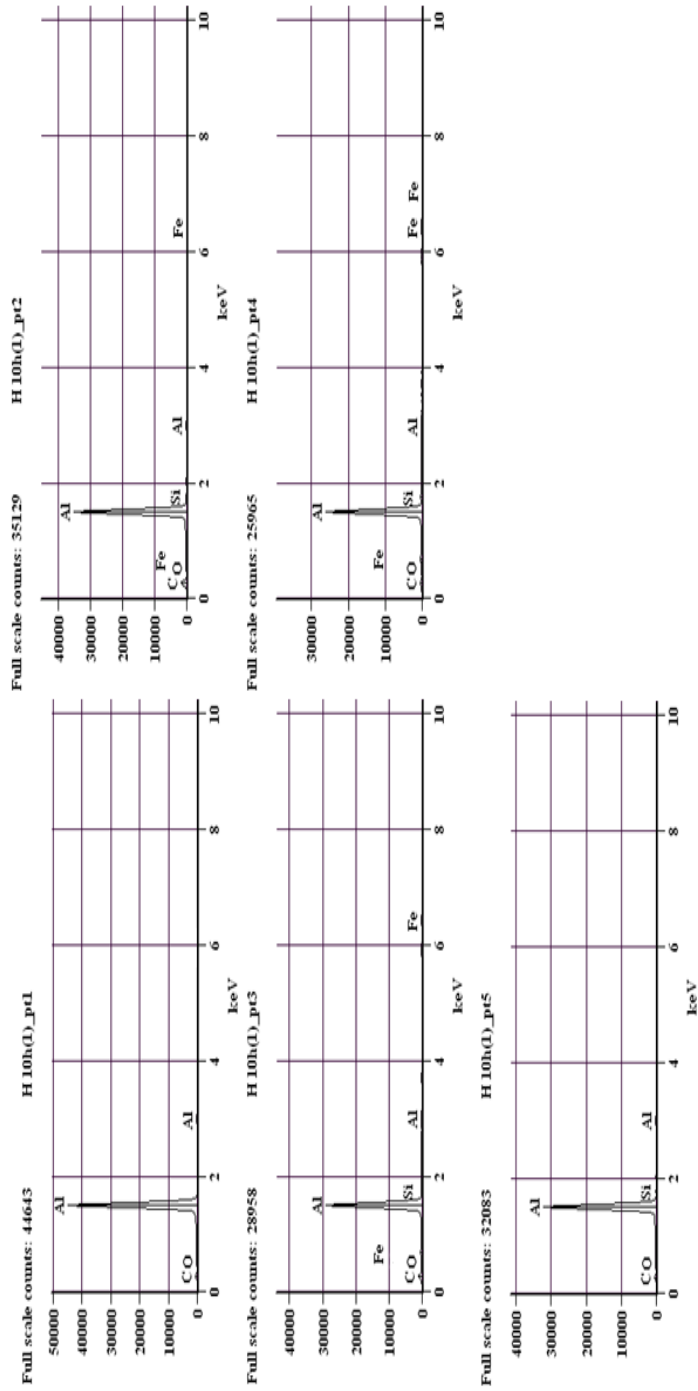


Fig. 46 Diagrama de la concentración de los elementos aleantes en la muestra a las 10 horas de tratamiento térmico de homogeneizado

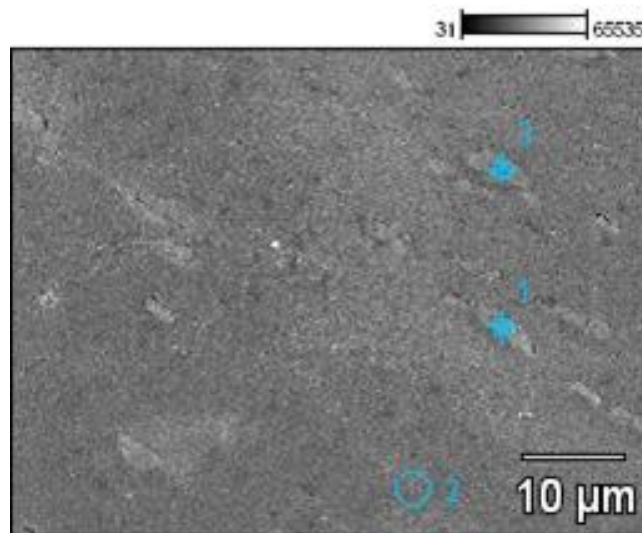


Fig. 47 Foto de Microscopia óptica de Barrido 500 X (20 horas)

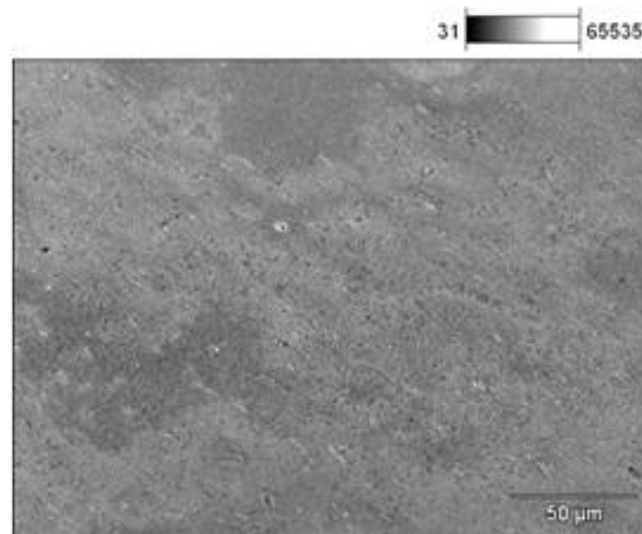


Fig. 48 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (20 horas)

Tabla 10 Tabla de concentración porcentual de los elementos aleantes en las muestras tratadas térmicamente a 20 horas

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>H 20h_pt1</i>	75.54	2.35	11.13
<i>H 20h_pt2</i>	98.74	0.30	0.24
<i>H 20h_pt3</i>	92.51	1.23	2.91

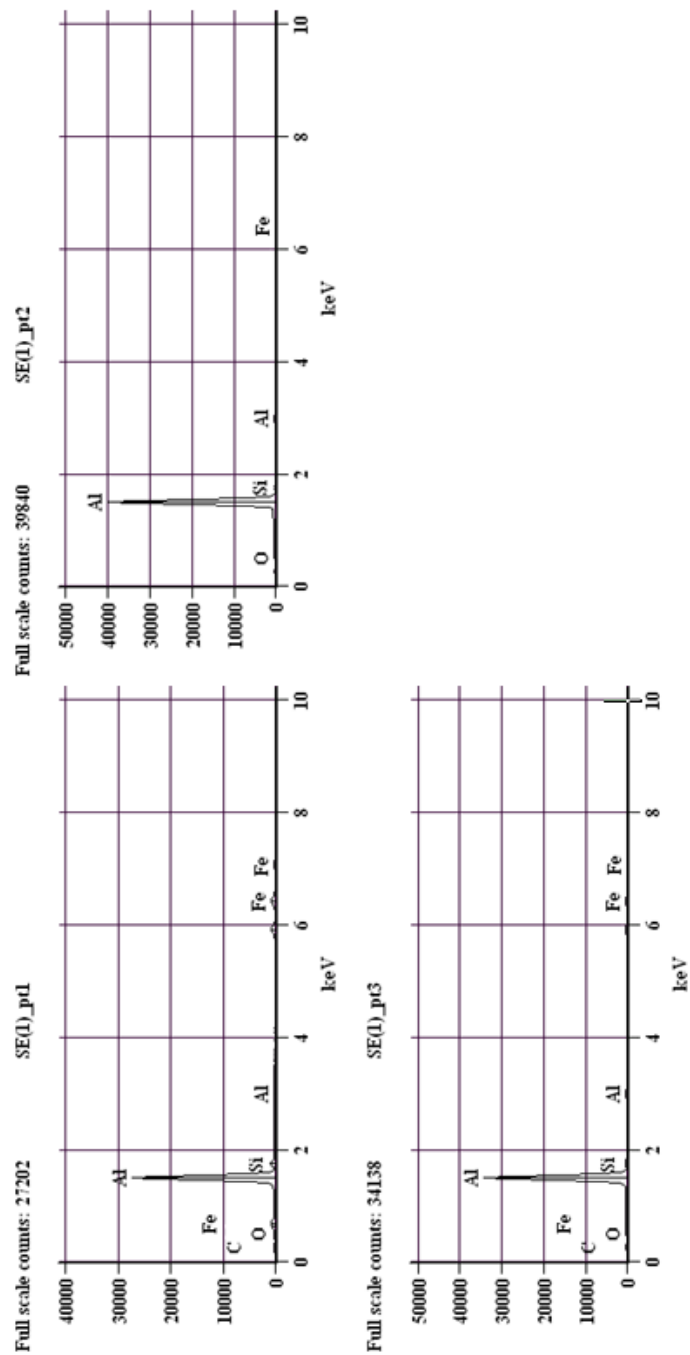


Fig. 49 Diagrama de la concentración de los elementos aleantes en la muestra a las 20 horas de tratamiento térmico de homogeneizado

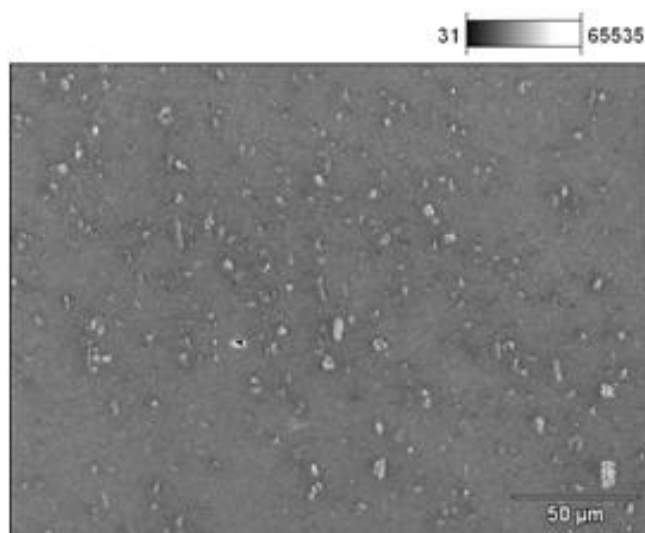


Fig. 50 Foto de Microscopia óptica de Barrido 500 X (30 horas)

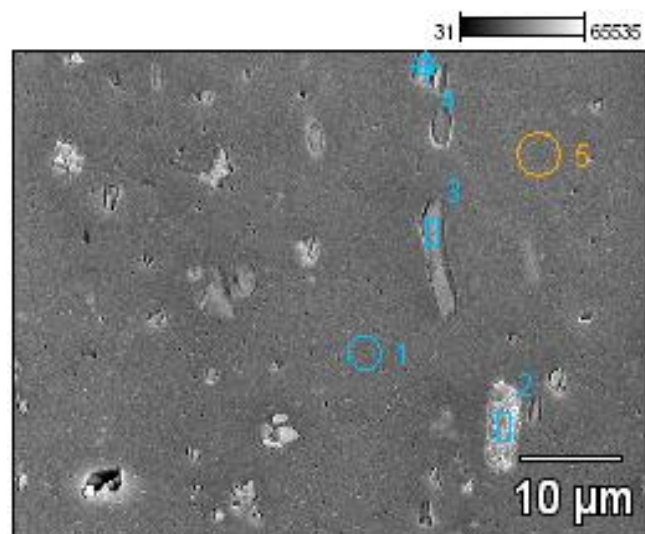


Fig. 51 Foto de Microscopia óptica de Barrido 2000 X (30 horas)

Tabla 11 Tabla de concentración porcentual de los elementos aleantes en las muestras tratadas térmicamente a 30 horas

	<i>Al-K</i>	<i>Si-K</i>	<i>Fe-K</i>
<i>H 30h_pt1</i>	100.00		
<i>H 30h_pt2</i>	69.66	1.86	13.26
<i>H 30h_pt3</i>	86.40		13.60
<i>H 30h_pt4</i>	88.86	0.38	5.92
<i>H 30h_pt5</i>	99.19	0.20	

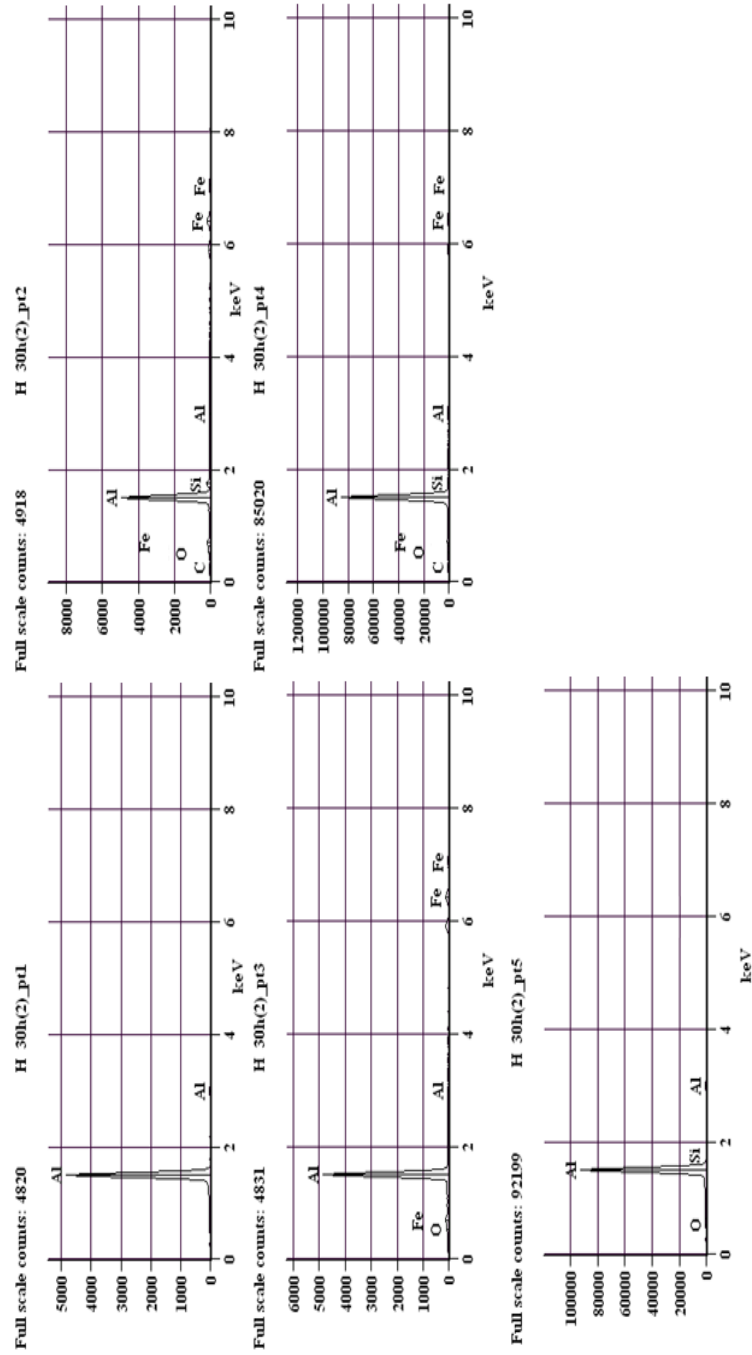


Fig. 52 Diagrama de la concentración de los elementos aleantes en la muestra a las 30 horas de tratamiento térmico de homogeneizado

CAPITULO IV

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

4.1 Conclusiones.

1. El tratamiento térmico sugiere que a partir de las las 10 horas ya el material expone una buena resistencia al adelgazamiento de la chapa, y una reducción importante a la formación de orejas durante el conformado alcanzando su mejor condición a las treinta horas lo cual sugiere mejoras sustantivas en la confortabilidad de la chapa.

2. Con la aplicación del tratamiento de homogeneización en el material proveniente de colada AA8011, se logró una microestructura más homogénea y la menor incidencia sobre las propiedades mecánicas.

3. El tratamiento de homogeneizado en la aleación de aluminio AA8011, tiene una influencia positiva en la anisotropía del material, disminuyendo la tendencia a la formación de “orejas” hasta llegar a la eliminación total, una vez alcanzadas las 30 horas de tratamiento.

4. El tratamiento térmico para el cual se observan las mejores características microestructurales es el de 30 horas, ya que, con este tiempo de homogeneizado, se logró la disminución de la segregación interdendrítica secundaria, constituidas principalmente por Al, Fe y Si.

4.2 Recomendaciones.

1. Realizar un estudio de homogeneización a 560°C para un tiempo mínimo comprendido entre 0 y 5 horas, para así conocer el efecto sobre la microestructura del material proveniente de colada continua, y de esta manera reducir los tiempos de producción.
2. Calentar lo más rápido posible la carga del horno de recocido, preferiblemente introduciendo las bobinas a una temperatura igual a 560°C, para activar eficientemente los fenómenos de difusión en el material proveniente de colada continua y obtener una microestructura más homogénea.
3. Medir la temperatura en el centro de la bobinas mediante termopares una vez introducida la carga, para tener un control del calentamiento de las mismas y así garantizar un calentamiento más uniforme de los rollos de colada.
4. A nivel industrial se recomienda aumentar la velocidad de enfriamiento del material en los hornos de recocido para tener control sobre las características microestructurales y en el tamaño de grano del material homogeneizado.
5. Realizar estudios por microscopia electrónica de barrido para determinar la estequiometría de las fases intermetálicas presentes, mediante los patrones de difracción de electrones.

BIBLIOGRAFÍA

1. Aluminum Standards and Data. (1979). The Aluminum Association. Referido por 8.
2. Avner, S (1979) *Introducción a la Metalurgia Física*. Mc Graw Hill. 2da Edición, México. 138-152 p.
3. Bay, B., y Hansen, N. (1983). *Inicial Stages of Recrystallization in Aluminium Containing Both Large and Small Particles*, Acta Metallurgical, 29. Referido por 8.
4. Bay, B., y Hansen, N. (1986). *Recrystallization in Commercially Pure Aluminium*. Acta Metallurgical, 15. Referido por 6.
5. Bolívar, L. (2005). *Estudio del Tratamiento Térmico de Homogenización en Cilindros de una Aleación Comercial de Aluminio 6063*. Trabajo Especial de Grado. Inédito. Universidad Central de Venezuela, Caracas.
6. Camero, S., Rivas, A., Muñoz, P., y Quintero, O. (1999). *Effect of the Microstructure on the Mechanical Properties and Surface Finish on a Extruded AA6063 Aluminium Alloy*. Materials Science and Technology, 2 (1), 15-23.
7. Camero, S. (2005). *Evolución Microestructural Durante la Homogenización y Precipitación de las Aleaciones Comerciales de Aluminio 6063*. Trabajo especial de maestría no publicado. Universidad Central de Venezuela, Caracas.
8. Casting Aluminium Alloy (1960). *Reynold Metal Company*. Atlanta, U.S.A 128p.
9. Cooper, M. (1969). *The Crystal Structure of the Ternary Alloy Al-Fe-Si*. Acta Crystallography, 23, 1106. Referido por 20.

10. Davies R., Randle V. y Marshall G. (1998). *Continuous Recrystallizations Related Phenomena in a Commercial Al-Fe-Si Alloy*, Acta Metallurgical, 46 (17), 6021-6032.
11. Di Simone, F. y Carrillo, A. y Puchi, E. (1992). *Recocido Isotérmico de una Aleación Comercial de Aluminio-1% Manganeso, Proveniente de Colada Continúa de Doble Rodillo Deformada en Frio*. 3º Conferencia Internacional de Aleaciones de Aluminio y sus Propiedades Físicas y Químicas. Volumen 2, 417-419.
12. Furrer, P., Haush, G (1980) *Recrystallization Behavior of Commercial Al-1% Mn*. Metals Science. 13.
13. García, V. (2004). *Constitutive Relations to Model the Hot Flow of Commercial Purity Copper*. Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona. 108.
14. Humphreys, F. (1992). *Nucleation of Recrystallization in Metals and Alloy With Large Particles. Homogenization and Annealing of Aluminium and Copper Alloys*. The Metallurgical Society. 35-43.
15. <http://www.cintal.com.ve/aluminio/proceso/index.php>
16. Humphreys, F. (1997). *The Nucleation of Recrystallization at Second Phase Particles in Deformed Aluminium*. Acta Metallurgical, 25, 1323-1344.
17. Merchant, D., y Kattamis, I. (1988) *Homogenization of Aluminium Alloys, Homogenization and Annealing of Aluminium and Copper Alloys*. The Metallurgical Society, 1-53.
18. Merchant, D., y Kattamis T. (1989). *Influence of Homogenization on Intermetallic Coarsening in Aluminium Alloy 3004. Homogenization and Annealing of Aluminium and Copper Alloys*. The Metallurgical Society, 117-135.
19. Orta, E y Marín, R. (1998). *Optimización de los Procesos de Homogeneización de Planchones*, Instituto Universitario Politécnico de Guayana. ALCASA, pp. 10-13, 15-19.

20. Piñeiro, A. Villalobos, C. (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. Caracas.
21. Puchi, E., Staia, H. y Villalobos, C. (1997). *On the Mechanical Behavior of Commercial-Purity Aluminum Deformed under Axisymmetric Compression Conditions*. Universidad Central de Venezuela, Caracas, pp. 725-732
22. Regidor, I. J. (1973) *El Tratamiento Térmico de las Aleaciones de Aluminio*, CEMIN, 9(5), 385-398.
23. Romero, W. (2004). *Mecanismos y Cinética del Proceso de Homogeneizado de Cilindros para Extrucción de las Aleaciones de la Serie 6XXX*. Memorias de las Jornadas de Investigación de la facultad de Ingeniería (JIFI). Universidad Central de Venezuela, Caracas.
24. Sala, J. (2008). *Caracterización y Comparación de las Propiedades Mecánicas de Dos Chapas de Acero Avanzado de Alta Resistencia (AHSS): TRIP800 Y DP800*, Trabajo especial de grado. Universidad autónoma de Barcelona, España. pp. 21-23.
25. Sandstrom, R. (1988). *Criteria for Nucleation of Recrystallization Around Particles*, Riso 1,45. Referido por 6.
26. Solano, B. y González, E. (1997). *Obtención de Láminas de Aluminio por el Proceso de Colada Continúa*. VI Panel Técnico Internacional del procesamiento del aluminio y Exposición. Aluder, 79-86.
27. Torres, T. (2003). *Estudio de las Perdidas por Difusión de Acuerdo a la Presentación del Material Cargado*. Trabajo de Pasantilla. Universidad Central de Venezuela, Caracas.
28. Vázquez, L. (1997). *Caracterización del proceso de Homogeneización de la Aleación 3003 a 600 °C* ALCASA, IUTEMAR, pp. 37-44.
29. Verhoven, J.D. (1987). *Fundamentos de Metalurgia Física*. México. Editorial Limusa. pp. 47-67, 300-327.