



Universidad Nacional Autónoma de México

Posgrado en Ciencia e Ingeniería de Materiales

**Estudio microestructural y
mecánico en las aleaciones Al-5083
y Al-5754 procesadas por
corrugado-planchado**

T E S I S

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

PRESENTA:

Ing. Marco Alejandro Ezequiel Alvarado

TUTOR PRINCIPAL

Dr. José Gonzalo González Reyes

Instituto de Investigaciones en Materiales

MIEMBROS DEL COMITÉ TUTOR

Dr. Jesús Ángel Arenas Alatorre

Instituto de Física

Dr. Ignacio Alejandro Figueroa Vargas

Instituto de Investigaciones en Materiales

Ciudad de México

Octubre 2018



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

*A mis hermanas Mara Paola y Mariana que con su luz me guían en
los caminos más oscuros de mi viaje*

*A mis padres Marco Cesar y Mara Patricia que me han enseñado a
hacer todo con amor*

Agradecimientos

Estoy muy agradecido con todas las personas que contribuyeron a que este trabajo fuera posible, a continuación menciono algunas de ellas.

Primeramente agradezco a mis padres Mara Alvarado y Marco C. Ezequiel, quienes siempre me han motivado con sus continuas enseñanzas; a mis hermanas Mara y Mariana Ezequiel, a quienes amo y espero darles un buen ejemplo. Doy gracias a mi abuelo Fidel Ezequiel por heredarme parte de su inteligencia e inculcarme su curiosidad.

Gracias al Dr. Gonzalo González por su invaluable tutoría y ejemplo, sin su guía y apoyo no habría podido terminar este proyecto tan importante para mí. Agradezco también al Dr. José Cabrera por su gran ayuda y por brindarme la oportunidad de trabajar con él.

Agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por la beca y al PAPIIT-UNAM (IN107917) por el financiamiento del proyecto.

Agradezco el apoyo técnico de Eliezer Hernández, Adriana Tejeda, Omar Novelo, Josué Romero, Karla Reyes, Carlos Flores y Casimir Casas; su experiencia fue indispensable para obtener buenos resultados.

Muchas gracias por su apoyo a todos los miembros del grupo de trabajo, pues gracias a las discusiones enriquecedoras y a las críticas constructivas fue que pude completar esta tesis: Liliana Romero, Erick Alvarado, Sebastián Espinosa, Carlos Reyes, Emmanuel López y en especial a Sergio Elizalde por ser además un excelente compañero durante todo este tiempo.

Doy gracias a todos aquellos amigos que entraron en mi vida en esta etapa y que la han llenado gratamente de sorpresas, entre ellos a Jenifer Salazar, Itzel Calixto, David Martínez, Kenia Ramírez, Miguel Abad, Ricardo Cisneros, Mayté Valverde, Ana Macías, Manuel Pérez, Erika Armenta y en especial a Pamela Jiménez por su enriquecedora amistad y largas tertulias.

También doy gracias a las viejas amistades que me apoyaron en esta etapa: Miguel Ramírez, Samanta Vélez, Julio Lara, Brandon Farrera, Tania Hernández, Mayra Huape, José Guzmán y Sarai Sosa. Por último, agradezco a los distinguidos miembros del club Rayuelita por su apoyo tan cercano: Rodrigo Villalobos, Oscar Pérez, Miguel Ríos, Alfonso Sereno y Víctor Hernández.

Contenido

Índice de figuras.....	vii
Índice de tablas	xi
Uso de abreviaturas y símbolos.....	xiii
Resumen	xv
Abstract.....	xvii
Introducción	1
Objetivo general.....	2
Objetivos específicos	2
I. Marco teórico.....	5
I.1. El aluminio y sus aleaciones.....	5
I.1.1. Clasificación	5
I.1.2. Serie 5xxx, efecto de los elementos de aleación y aplicaciones	6
I.2. Conceptos básicos de mecanismos de endurecimiento.....	8
I.2.1. Endurecimiento por fronteras de grano	9
I.2.2. Endurecimiento por solución sólida.....	9
I.2.3. Endurecimiento por precipitación.....	10
I.2.4. Endurecimiento por deformación	11
I.3. Proceso corrugado-planchado repetitivo	12
I.3.1. Desarrollo y descripción del proceso	12
II. Metodología	17
II.1. Materiales	17
II.2. Diseño del proceso corrugado-planchado.....	18
II.3. Dureza Vickers	21
II.4. Gráfico de Williamson-Hall	23
II.5. Análisis de microtextura	25

II.6.	Microscopía electrónica de transmisión.....	27
II.7.	Pruebas de tracción uniaxial.....	28
II.8.	Modelado numérico	29
II.9.	Ensayos de fluencia lenta.....	30
II.10.	Diagramas de límite de conformado.....	33
III.	Resultados	35
III.1.	Etapa de validación	36
III.1.1.	Microdureza	37
III.1.2.	Figuras de polo y <i>ODFs</i>	38
III.1.3.	Microscopia electrónica de transmisión.....	41
III.1.4.	Comportamiento a tracción uniaxial	43
III.1.5.	Simulación por el método de elemento finito.....	44
III.2.	Etapa de implementación	46
III.2.1.	Microdureza	49
III.2.2.	Microdeformaciones.....	51
III.2.3.	Figuras de polo y <i>ODFs</i>	52
III.2.4.	Microscopía electrónica de transmisión.....	56
III.2.5.	Comportamiento a tracción uniaxial	57
III.2.6.	Comportamiento a fluencia lenta.....	59
III.2.7.	Capacidad de conformado	62
IV.	Conclusiones.....	69
Anexos	71
	Mapeos de los precipitados.....	71
	Modelo del análisis por elemento finito.....	75
	Detalles de los ensayos de embutido	77
Bibliografía.....		81

Índice de figuras

Figura I-1 . Comportamiento tipo sierra en las curvas esfuerzo-deformación de las aleaciones Al-Mg 5456 y 5052 [9].	10
Figura I-2 . Ciclo de formación de una fuente de Frank-Read [12].	11
Figura I-3 . Primer arreglo de matrices y pieza de trabajo para el proceso RCS [15].....	13
Figura I-4 . Esquema del proceso CGP indicando la deformación impartida [17].....	13
Figura I-5 . Molino de procesamiento para un proceso RCS continuo [19].....	14
Figura I-6 . Matrices diseñadas para el proceso RCS discontinuo [19].....	14
Figura I-7 . Geometrías alternativas de las matrices para el proceso RCS [21].....	15
Figura II-1 . Perfil sinusoidal a partir del cual se diseñaron las matrices para el proceso RCS.	18
Figura II-2 . Geometrías tridimensionales propuestas para las matrices del proceso RCS. .	19
Figura II-3 . Ruta para una repetición del proceso corrugado-planchado.	19
Figura II-4 . Matrices de policarbonato fabricadas mediante la técnica de impresión 3D para la etapa de validación del proceso RCS.	20
Figura II-5 .Matrices para el proceso RCS fabricadas en acero D2 mediante maquinado. ...	20
Figura II-6 . Láminas de la aleación 5754 procesadas por RCS con 1 (mostradas abajo) y 2 (mostradas arriba) repeticiones.	21
Figura II-7 . Esquema del indentador utilizado para el ensayo de dureza Vickers [35].	22
Figura II-8 . Patrones de microindentación aplicados en este trabajo para medir microdureza Vickers.....	23
Figura II-9 . Efecto sobre el pico de difracción cuando la red está: a) sin deformar, b) deformada uniformemente o c) deformada no uniformemente [39].	24
Figura II-10 . Esquema del arreglo de difracción de rayos X para trazar figuras de polo variando los ángulos α y β	25
Figura II-11 . Trazado de una figura de polo con la intensidad correspondiente a cada coordenada dada por los ángulos α y β	26
Figura II-12 . Diagrama que muestra el orden de rotación a través de los ángulos de Euler entre el espécimen y los ejes cristalográficos [48].....	27
Figura II-13 . Dimensiones de la probeta para las pruebas de tracción uniaxial (Cotas en mm).	29
Figura II-14 . Arreglo de la máquina universal con el horno y sistema de sujeción de probetas para realizar las pruebas de fluencia lenta.....	32
Figura II-15 . Probetas de tracción maquinadas para el ensayo de fluencia lenta (cotas en mm).....	32
Figura II-16 . Esquema del trazado de diagramas de límite de conformado [69].	33

Figura II-17 .Arreglo del punzón y las cámaras utilizado para trazar las curvas de límite de conformado.	34
Figura III-1 . Patrón generado por el proceso corrugado-planchado sobre la aleación 5083 y un esquema de éste.	36
Figura III-2 . Evolución de las figuras de polos (111), (200) y (220) de la aleación 5083 procesada por corrugado-planchado a diferentes repeticiones.....	39
Figura III-3 . <i>ODFs</i> con cortes a $\varphi_2 = 45, 65$ y 90 grados de la aleación 5083 con distintas repeticiones del proceso corrugado-planchado.	40
Figura III-4 . Posiciones clave de los tres componentes aproximados de textura presentes en la aleación 5083.....	41
Figura III-5 . Micrografías de campo claro y campo oscuro de la aleación 5083 antes de ser procesada.	42
Figura III-6 . Micrografías de campo claro y campo oscuro de la aleación 5083 procesada con 5 repeticiones de <i>RCS</i>	42
Figura III-7 . Curvas esfuerzo-deformación de las láminas de la aleación 5083 procesadas por <i>RCS</i>	43
Figura III-8 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por una repetición de <i>RCS</i>	45
Figura III-9 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por dos repeticiones de <i>RCS</i>	45
Figura III-10 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por dos repeticiones del proceso <i>RCS</i> volteando la lámina entre repeticiones.	46
Figura III-11 . Fotografía del corrugado sobre la aleación 5754.....	47
Figura III-12 . a) Cara frontal y b) cara trasera de una lámina de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado con una repetición.	48
Figura III-13 . a) Cara frontal y b) cara trasera de una lámina de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado con dos repeticiones.	48
Figura III-14 . Fotografía de una lámina de la aleación 5754 fracturada después del primer corrugado de la tercera repetición.....	49
Figura III-15 . Mapeo de microdureza Vickers en una lámina de la aleación 5754 procesada con una repetición del proceso corrugado-planchado.	50
Figura III-16 . Mapeo de microdureza Vickers en una lámina de la aleación 5754 procesada con dos repeticiones del proceso corrugado-planchado.	50
Figura III-17 . Gráfico de Williamson-Hall de la aleación 5754 procesada por 0, 1 y 2 repeticiones de <i>RCS</i>	52
Figura III-18 . Evolución de las figuras de polos (111), (200) y (220) de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado.	53

Figura III-19 . <i>ODFs</i> con cortes a $\varphi_2= 45, 65$ y 90 grados de la aleación 5754 con distintas repeticiones del proceso corrugado-planchado.	54
Figura III-20 . Posiciones clave de los componentes de textura en la aleación 5754.	55
Figura III-21 . Micrografía de campo claro de la aleación 5754, procesada por una repetición de <i>RCS</i> , en donde se observan los precipitados y la presencia de dislocaciones.	56
Figura III-22 . Micrografía de una muestra de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones del proceso corrugado-planchado.	57
Figura III-23 . Curvas esfuerzo-deformación de la aleación 5754 procesada por <i>RCS</i>	58
Figura III-24 . Probetas ensayadas a fluencia lenta de la aleación 5754 procesada por <i>RCS</i> mostrando una rotura en el área de trabajo.....	59
Figura III-25 . Resultados de las pruebas de fluencia lenta sobre las láminas de la aleación 5754 procesadas por una repetición del proceso <i>RCS</i>	60
Figura III-26 . Datos de los ensayos de fluencia lenta para la aleación 5754 procesada por una repetición del proceso <i>RCS</i> unificados en una sola curva.	61
Figura III-27 . Resultados de las pruebas de fluencia lenta sobre las láminas de la aleación 5754 procesadas por dos repeticiones del proceso <i>RCS</i>	61
Figura III-28 . Datos de los ensayos de fluencia lenta para la aleación 5754 procesada por dos repeticiones del proceso <i>RCS</i> unificados en una sola curva.....	62
Figura III-29 . Rotura de una lámina de la aleación 5754 utilizada para trazar las curvas de límite de conformado.	63
Figura III-30 . Curva <i>FLD</i> de las láminas de la aleación 5754 sin procesar.	63
Figura III-31 . Curva <i>FLD</i> de las láminas de la aleación 5754 procesada por una repetición de <i>RCS</i>	64
Figura III-32 . Curva <i>FLD</i> de las láminas de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de <i>RCS</i>	64
Figura III-33 . Fractura de una lámina de la aleación 5754 procesada por una repetición de corrugado-planchado y posteriormente embutida.....	65
Figura III-34 . Fractura de una lámina de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de corrugado-planchado y posteriormente embutida.....	65
Figura III-35 . Comparación entre las <i>FLC</i> del material con diferentes repeticiones de corrugado-planchado y una <i>FLC</i> de la aleación Al-5083[75]	66
Figura A-1 . Mapeos elementales por <i>EDS</i> sobre la aleación 5083.....	71
Figura A-2 . Mapeos elementales por <i>EDS</i> sobre la aleación 5083.....	72
Figura A-3 . Mapeos elementales por <i>EDS</i> sobre la aleación 5754.....	73
Figura A-4 . Mapeos elementales por <i>EDS</i> sobre la aleación 5754.....	74
Figura A-5 . Parte representativa de la matriz superior y su repetición mediante patrones para representar la matriz completa.....	75

Figura A-6 . Parte representativa de la matriz inferior y su repetición mediante patrones para representar la matriz completa.....	75
Figura A-7 . Arreglo de las partes para la simulación.	76
Figura A-8 . Geometrías utilizadas para la construcción de los diagramas de límite de conformado (cotas en mm).	77
Figura A-9 . Esquema de la pintura aplicada a las probetas de embutido.....	78
Figura A-10 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754.....	78
Figura A-11 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754 procesada por una repetición de RCS.	79
Figura A-12 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de RCS.	79

Índice de tablas

Tabla I-1 . Clasificación de las aleaciones de aluminio para forja [1].	6
Tabla I-2 . Composiciones nominales de las aleaciones 5083 y 5754; % en peso.	7
Tabla I-3 . Porcentaje de productos de aluminio demandados en Norte América (EE. UU., Canadá y México) durante 2016 [2].	8
Tabla II-1 . Composición nominal de la aleación 5083 [29].	17
Tabla II-2 . Composición nominal de la aleación 5754 [29].	18
Tabla II-3 . Parámetros para las figuras de polo.	26
Tabla III-1 . Matriz experimental de las técnicas utilizadas para la etapa de validación y la implementación.	35
Tabla III-2 . Resultados de microdureza Vickers sobre las láminas de la aleación 5083 procesadas por RCS.	37
Tabla III-3 . Ángulos de Euler de los tres componentes aproximados de textura presentes en la aleación 5083.	41
Tabla III-4 . Datos de los ensayos de tracción para la aleación 5083 procesada.	44
Tabla III-5 . Datos estadísticos de microdureza Vickers de la aleación 5754 antes y después de ser procesado por corrugado-planchado.	51
Tabla III-6 . Orientaciones aproximadas de los componentes de textura de la aleación 5754.	55
Tabla III-7 . Volúmenes texturizados de la aleación 5754 antes y después de ser procesada por RCS.	55
Tabla III-8 . Valores de propiedades mecánicas de interés obtenidos de las curvas esfuerzo-deformación de la aleación 5754 antes y después de ser procesado por RCS.	58

Uso de abreviaturas y símbolos

σ_y	Esfuerzo a la cedencia
ε_N	Deformación equivalente
<i>RCS</i>	Corrugado-planchado repetitivo (<i>Repetitive Corrugation and Straightening</i>)
<i>CGP</i>	Prensado restringido en canales (<i>Constrained Groove Pressing</i>)
HV_x	Dureza Vickers (Vickers Hardness) donde x es la masa en kg equivalente a la carga aplicada
<i>ODF</i>	Función de distribución de orientación (<i>Orientation Distribution Function</i>)
<i>MET</i>	Microscopía electrónica de transmisión
<i>FIB</i>	Haz de iones focalizados (<i>Focus Ion Beam</i>)
<i>EDS</i>	Espectroscopía de rayos X (<i>Energy-dispersive X-ray Spectroscopy</i>)
<i>FEM</i>	Método de elemento finito (<i>Finite Element Method</i>)
<i>FLD</i>	Diagrama de límite de conformado (<i>Forming Limit Diagram</i>)
<i>FLC</i>	Curva de límite de conformado (<i>Forming Limit Curve</i>)
σ_{\max}	Esfuerzo máximo
E_T	Módulo de Young dependiente de la temperatura
$\dot{\varepsilon}_l$	Velocidad de deformación inicial
D_v	Coefficiente de difusión

Resumen

Una de las alternativas más utilizadas para mejorar la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio es trabajarlas en frío, lo cual produce una gran cantidad de dislocaciones en el material y refinamiento del tamaño de grano. En torno a este planteamiento, el corrugado-planchado repetitivo es una técnica que ha demostrado ser capaz de modificar considerablemente la microestructura de láminas metálicas, las cuales son de gran interés para la industria.

El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto que tiene el procesar, por corrugado-planchado, láminas de aleaciones de aluminio de la serie 5xxx sobre algunas propiedades mecánicas y microestructurales. Lo anterior, haciendo uso de un diseño novedoso de la matriz para el proceso, la cual tiene la finalidad de introducir una deformación heterogénea que genere menor detrimento en la ductilidad del material. Para lograr tal objetivo, se dividió el estudio en una etapa de validación, en donde se observaron los principales obstáculos técnicos del proceso, y una etapa final de implementación, en donde se aplicaron los cambios pertinentes.

Para evaluar las propiedades microestructurales y mecánicas del material procesado por corrugado-planchado se utilizaron las siguientes técnicas de caracterización: dureza Vickers, difracción de rayos X, microscopía electrónica, ensayos de tracción, modelado numérico por el método de elemento finito, ensayos de embutido y trazado de diagramas de límite de conformado.

Los resultados de la etapa de validación mostraron que el proceso introduce deformación heterogénea sobre las láminas, no se observó la formación de nuevos componentes de textura, las muestras mostraron una gran densidad de dislocaciones, la resistencia mecánica aumentó a costa de una pérdida en la ductilidad y la simulación numérica estimó el grado y la distribución de la deformación por cada repetición del proceso.

De lo anterior, se hicieron las modificaciones pertinentes para la posterior etapa de implementación, estas fueron: el material de la matriz se cambió por uno de mayor rigidez, se modificó la elección de la aleación por una de mayor conformabilidad y se varió la ruta de procesamiento. Los resultados principales de la etapa de implementación se resumen a continuación.

Se corroboró, mediante mapeos de dureza, la distribución de deformación simulada numéricamente; tales mapeos mostraron también un aumento de la dureza promedio y de su desviación estándar conforme al número de repeticiones.

El estudio de los gráficos de Williamson-Hall obtenidos por difracción de rayos X mostró un aumento de las microdeformaciones después de la primera repetición y una disminución marginal después de la segunda. Las figuras de polo y *ODFs* revelaron una disminución del volumen texturizado sin que el proceso introdujera nuevos componentes. Por microscopía de transmisión se observó la gran cantidad de dislocaciones presentes en la muestra procesada.

En cuanto al comportamiento mecánico, las curvas esfuerzo-deformación a temperatura ambiente mostraron un incremento en el esfuerzo de cedencia en el material procesado, a costa de una pérdida considerable de ductilidad; mientras que los ensayos de fluencia lenta demostraron una activación de diferentes mecanismos de deformación a temperaturas mayores a 200 grados Celsius. Por último, el trazado de las curvas *FLC* mostró una caída en la capacidad del conformado del material después de ser procesado, siendo ésta considerable después de la segunda repetición.

Abstract

One of the most used alternatives to improve the mechanical strength of aluminum alloys is cold working them, which generate a large amount of dislocations and grain size refinement. Around this approach, repetitive corrugation and straightening is a technique that has proven to be able to modify considerably the microstructure of metal sheets, which are of great interest to the industry.

The objective of this work was to study the effect of processing, by corrugation and straightening, sheets of aluminum alloys of the 5xxx series on some mechanical and microstructural properties. The above was done making use of a novel design of the matrix for the process, which has the purpose of introducing heterogeneous deformation generating less penalty in its ductility. The study was divided into two stages to achieve the objective: a validation stage, where the main technical obstacles of the process were observed; and a final stage of implementation, where the relevant changes were applied.

The following characterization techniques were used to evaluate the microstructural and mechanical properties of the processed material: Vickers hardness, X-ray diffraction, electron microscopy, tensile tests, numerical modeling by the finite element method, drawing tests and forming limit diagrams.

The results of the validation stage showed that the process introduces heterogeneous deformation on the sheets, the formation of new texture components were not observed, the samples showed a high density of dislocations, the mechanical resistance increased at the cost of a loss in its ductility and the numerical simulation estimated the degree and distribution of the deformation for each repetition of the process.

From the above, the appropriate modifications were made for the subsequent implementation stage: the material of the matrix was changed, the choice of the alloy was modified by one with greater conformability, and the processing route was varied. The main results of the implementation stage are summarized below.

Hardness mappings corroborated the distribution of the numerically simulated deformation; such mappings also showed an increase in the average hardness and its standard deviation according to the number of repetitions.

The study of the Williamson-Hall graphs obtained by X-ray diffraction showed an increase of the microdeformations after the first repetition and a marginal decrease after the second. The pole figures and ODFs revealed that the process decreases the textured volume

without introducing new components. A large number of dislocations present in the processed sample was observed by transmission electron microscopy.

Regarding the mechanical behavior, the stress-strain curves at room temperature showed an increase in the yield stress in the processed material, at the expense of a considerable loss in ductility; while the creep tests showed activation of different deformation mechanisms at temperatures higher than 200 degrees Celsius. Finally, the plotting of the FLC showed a drop in the capacity of the material forming due to the process, this being substantial after the second repetition.

Introducción

Las aleaciones de aluminio se usan extensivamente debido a su excelente resistencia específica. Actualmente, se investigan métodos para mejorar ésta relación y extender todavía más su gama de aplicaciones. Lo anterior ha derivado en dos alternativas ampliamente utilizadas: 1) utilizar métodos de endurecimiento por deformación, y 2) usar métodos de endurecimiento por precipitación. En este trabajo se enfocará en la primera alternativa, estudiando aleaciones de la serie 5xxx que se endurecen por deformación.

Los procesos de conformado convencionales implican modificar la forma inicial del material al impartir deformación, usualmente en forma de trabajo en frío; p. ej. mediante laminación en frío, la cual reduce el área transversal del material. Las limitantes de tales procesos se intentan superar mediante nuevos métodos que permitan deformar sin cambiar la geometría inicial del material y que además puedan mejorar las propiedades mecánicas más allá de lo que se ha logrado por métodos convencionales.

Entre estos nuevos procesos se encuentra el corrugado-planchado repetitivo, el cual ha demostrado ser capaz de introducir una gran deformación en láminas metálicas.

Este trabajo parte de la hipótesis de que el proceso de corrugado-planchado puede modificar la microestructura y elevar las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio de la serie 5xxx. Se propone el uso de geometrías originales de las matrices para el proceso, con las cuales se busca introducir deformación de manera heterogénea para propiciar un aumento en la resistencia del material con el menor detrimento posible de la ductilidad.

En la presente tesis se muestra una etapa de validación del proceso corrugado-planchado, en la que se usaron matrices prototipo sobre la aleación 5083; también se presenta la etapa de implementación con las matrices finales sobre la aleación 5754, y en la que se aplicaron modificaciones al proceso de acuerdo a los resultados de la etapa de validación.

Para estudiar el efecto del proceso corrugado-planchado sobre la microestructura y el comportamiento mecánico del material, se utilizaron las técnicas de microindentación, gráfico de Williamson-Hall, trazado de figuras de polo, cálculo de funciones de distribución de orientación, microscopía electrónica de transmisión y barrido, tracción uniaxial, fluencia lenta y trazado de diagramas de límite de conformado.

Dado lo anterior, en este trabajo se plantean los siguientes objetivos:

Objetivo general

Estudiar el efecto microestructural y mecánico que tiene el proceso de corrugado-planchado sobre las aleaciones Al-5083 y Al-5754 con el propósito de evaluar el impacto sobre su resistencia mecánica y su aplicabilidad.

Objetivos específicos

- Determinar las condiciones óptimas del proceso corrugado-planchado mediante una etapa de validación.
- Evaluar la heterogeneidad de la deformación impartida por el proceso corrugado-planchado.
- Observar el cambio en la microtextura cristalográfica y en la microestructura del material procesado por corrugado-planchado.
- Comparar el comportamiento mecánico a tracción uniaxial del material antes y después de ser procesado por corrugado-planchado.
- Modelar el proceso corrugado-planchado mediante análisis por elemento finito para predecir la distribución de las deformaciones que éste imparte.
- Determinar el comportamiento mecánico a fluencia lenta del material antes y después de ser procesado por corrugado-planchado.
- Medir el cambio en el límite de conformado del material después de ser procesado por corrugado-planchado.

Para una mejor comprensión de la forma en que se cumplieron los objetivos mencionados, este trabajo fue dividido en cuatro capítulos y una sección de Anexos.

En el primer capítulo se abordan algunos de los conocimientos necesarios para sustentar el trabajo y justificar la experimentación y las técnicas de caracterización empleadas. Se detallan aspectos del aluminio y sus aleaciones, los mecanismos por los que los materiales metálicos mejoran su resistencia mecánica y, el proceso corrugado-planchado como un proceso que aprovecha el endurecimiento por deformación.

El segundo capítulo da los detalles de la experimentación y caracterización, mencionando cómo y por qué se utilizó cada técnica y ensayo. Además, se refieren otros trabajos que han utilizado metodología similar.

El trabajo continúa con el tercer capítulo, en el que se presentan los datos obtenidos de las diferentes técnicas y herramientas de caracterización usadas con la metodología antes expuesta. Éste se divide en dos partes: la etapa de validación, en donde se usó una matriz prototipo y la aleación 5083, con el objetivo de anticipar los problemas técnicos del proceso

y evaluar su eficacia; y la etapa de implementación, en la cual se aplicó el proceso con la matriz final y los ajustes correspondientes sobre la aleación 5754.

Por último, en el cuarto capítulo se finaliza todo el trabajo presentado, mostrando un resumen de los resultados más relevantes junto con sus respectivas conclusiones e implicaciones conforme a los objetivos específicos.

I. Marco teórico

En éste capítulo se abordarán definiciones y conceptos necesarios para respaldar el trabajo y justificar la experimentación realizada. De manera breve se explicará la importancia del aluminio y sus aleaciones, los mecanismos por los que los materiales metálicos se endurecen, y los antecedentes y estado del arte del proceso corrugado-planchado como un proceso que aprovecha el endurecimiento por deformación.

I.1. El aluminio y sus aleaciones

El aluminio es el tercer elemento más abundante de la corteza terrestre, su uso se ha popularizado desde el siglo XIX, esto fue hasta entonces debido a que previamente no se contaban con las técnicas suficientes para extraer este metal de sus compuestos.

Actualmente, el aluminio es ampliamente usado en aplicaciones de ciencia y tecnología, siendo el segundo metal más empleado (después del hierro) en aplicaciones ingenieriles. La razón de su uso tan extendido, se debe a su buena relación peso/resistencia mecánica, pues ha permitido diseñar productos más ligeros sin sacrificar demasiado algunas de sus propiedades mecánicas. Por otro lado, también es atractivo por su alta resistencia a la corrosión y su buena conductividad térmica y eléctrica.

Por lo anterior, una gran demanda de aplicaciones con propiedades específicas pudo ser cubierta mediante el desarrollo de una amplia gama de aleaciones de aluminio.

I.1.1. Clasificación

A partir de lo dicho, surge la necesidad de contar con un sistema de clasificación para las aleaciones. Para el caso del aluminio existen dos sistemas ampliamente conocidos y aplicados en el ámbito ingenieril. Una de estas clasificaciones se enfoca en productos para forja y la otra en productos para fundición, en este trabajo se tratará con la primera, y se muestra en la Tabla I-1.

Tabla I-1 . Clasificación de las aleaciones de aluminio para forja [1].

Principal elemento de aleación	Designación
Aluminio, >99%	1xxx
Cobre	2xxx
Manganeso	3xxx
Silicio	4xxx
Magnesio	5xxx
Magnesio-Silicio	6xxx
Zinc	7xxx
Otros elementos	8xxx

Con el objetivo de aumentar su resistencia mecánica, existen dos alternativas ampliamente utilizadas en las aleaciones de aluminio [1]:

- Propiciar la presencia de fases secundarias o elementos en solución sólida y después trabajar en frío la aleación.
- Disolver elementos para que estén en solución sólida y después propiciar su precipitación en partículas coherentes submicrométricas.

Las aleaciones de las series 3xxx y 5xxx se endurecen por solución sólida y una posterior aplicación de trabajo en frío, mientras que las de las series 2xxx, 4xxx, 6xxx, 7xxx y la mayor parte de la 8xxx se endurecen por dispersión de precipitados coherentes.

I.1.2. Serie 5xxx, efecto de los elementos de aleación y aplicaciones

Ya que en este trabajo se estudiaron dos aleaciones de la serie 5xxx, en este apartado se describirán sus elementos de aleación. Las composiciones nominales de las aleaciones utilizadas en este trabajo se muestran en la Tabla I-2, en ella se ve que, además del aluminio y del magnesio, los elementos en mayor cantidad son el manganeso, el silicio y el hierro.

Tabla I-2 . Composiciones nominales de las aleaciones 5083 y 5754; % en peso.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Otros	Al
5083	0.4	0.4	0.1	0.4-1	4-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15	0.15	Bal.
5754	0.4	0.4	0.1	0.5	2.6-3.6	0.3	0.2	0.15	0.05	Bal.

El magnesio, como principal elemento de aleación, cumple la función de mejorar la resistencia mecánica y a la corrosión. El aumento de sus propiedades mecánicas se da a raíz de la formación de una solución sólida con la matriz. No se adiciona más del 5.5% en peso para que no forme compuestos intermetálicos con el aluminio que promoverían la corrosión intergranular.

El manganeso también está en solución sólida en el sistema y cumple una función similar al magnesio. Además de mejorar la resistencia mecánica, el manganeso también ayuda a estabilizar el magnesio y disminuir el tamaño de grano.

El hierro es el metal que más comúnmente aparece como impureza en el aluminio y tiene una baja solubilidad en éste, por lo que se precipita en fases intermetálicas que forma con el aluminio u otros elementos.

El silicio es la segunda impureza más encontrada en las aleaciones de aluminio, en la serie 6xxx se agrega hasta un 1.5% en peso para formar el precipitado Mg_2Si , pero en esta serie no cumple ninguna función especial.

El zinc mejora la resistencia de las aleaciones con magnesio, especialmente cuando se adiciona entre un 3 y 7.5% en peso; sin embargo, su adición disminuye la resistencia a la corrosión del material, por lo que en la serie 5xxx se limita a pequeños porcentajes.

El cromo se adiciona en aleaciones con magnesio para prevenir el crecimiento de grano, lo mismo ocurre con el titanio. El cobre se encuentra como impureza común.

Por último, es importante mencionar que los productos más solicitados de aluminio, son aquellos laminados, como se ejemplifica en la Tabla I-3. Por esto el estudio se enfoca en esta clase de geometrías.

Tabla I-3 . Porcentaje de productos de aluminio demandados en Norte América (EE. UU., Canadá y México) durante 2016 [2].

Producto	% del total
Lámina, placa y hojas	44.4
Extrusiones	20.8
Alambre y cable	2.9
Otros	2.3
Total de productos maquinados	70.4
Lingotes para fundición y otros	29.6
Total	100

En el caso específico de la serie 5xxx, las principales aplicaciones se encuentran en arquitectura, productos ornamentales y decorativos, latas y sus extremos, electrodomésticos, lámparas para intemperie, barcos y botes, tanques criogénicos, partes de grúa y estructuras automotrices [1].

I.2. Conceptos básicos de mecanismos de endurecimiento

La principal propiedad mecánica que se busca mejorar en las aleaciones de aluminio es su resistencia, esto se logra mejorando los mecanismos de endurecimiento en el material mediante los métodos mencionados en la sección anterior.

Los metales tienen diversos mecanismos de endurecimiento que van relacionados directamente con la modificación de su microestructura, ya sea adicionando elementos de aleación, modificando la distribución y tamaño de los granos presentes en el material o aumentando su densidad de dislocaciones.

Todo lo anterior tiene por objetivo obstaculizar el movimiento de las dislocaciones ^a, de manera que aumente la fuerza necesaria para deformar al material, lo que a menudo viene penalizado por una pérdida en su ductilidad.

^a Las dislocaciones son un defecto lineal en los materiales cristalinos, las cuales son responsables de la deformación plástica en los materiales metálicos mediante su movimiento. Éstas se clasifican en tres tipos: dislocación de borde, que consiste en la presencia de un plano atómico extra en la red; dislocación helicoidal, la cual se ilustra con un desplazamiento parcial de una línea de átomos formando una especie de escalón o helicoide; y por último la mixta que es cualquier mezcla de las dos anteriores.

I.2.1. Endurecimiento por fronteras de grano

En un material policristalino se define como grano a una porción homogénea del material que cuenta con una misma dirección cristalográfica y que está delimitada por una frontera. En tales fronteras de grano, debido que son zonas de transición, no hay una dirección cristalográfica o una estructura definida; esto provoca que estas zonas sean obstáculos al movimiento de las dislocaciones, y es por ello que disminuir el tamaño de grano aumenta la resistencia del material.

Con el fin de relacionar este fenómeno de forma cuantitativa, se formuló una ecuación empírica que relaciona el tamaño de grano en un metal policristalino con su esfuerzo de cedencia, ésta es conocida como la ecuación de Hall-Petch: ecuación (I-1). En esta ecuación σ_y es el esfuerzo de cedencia, d es el diámetro promedio de los granos, mientras que σ_o y K son constantes del material.

$$\sigma_y = \sigma_o + Kd^{-1/2} \quad (I-1)$$

Es importante mencionar que actualmente se están explorando los límites de esta ecuación, pues a partir de cierto tamaño de grano, el material utiliza otros mecanismos de deformación, como por ejemplo el deslizamiento de granos entre sí [3], [4].

I.2.2. Endurecimiento por solución sólida

Cuando un átomo, diferente a los de la matriz, entra en una red cristalina, ésta tiende a sufrir distorsiones; tales distorsiones dificultan el movimiento de las dislocaciones y por ende aumenta la resistencia del material. La cantidad de endurecimiento está relacionada con dos factores: la diferencia entre radios atómicos y la cantidad de soluto en la solución sólida.

Un fenómeno interesante en algunos materiales en solución sólida, y que se observa frecuentemente en las aleaciones de la serie 5xxx, es la inestabilidad de Portevin-LeChatelier, la cual es objeto de amplio estudio [5], [6], siendo también de interés en el desarrollo de aleaciones nanoestructuradas [7], [8]. Este fenómeno induce un comportamiento de tipo sierra en las curvas esfuerzo-deformación como se muestra en la Figura I-1.

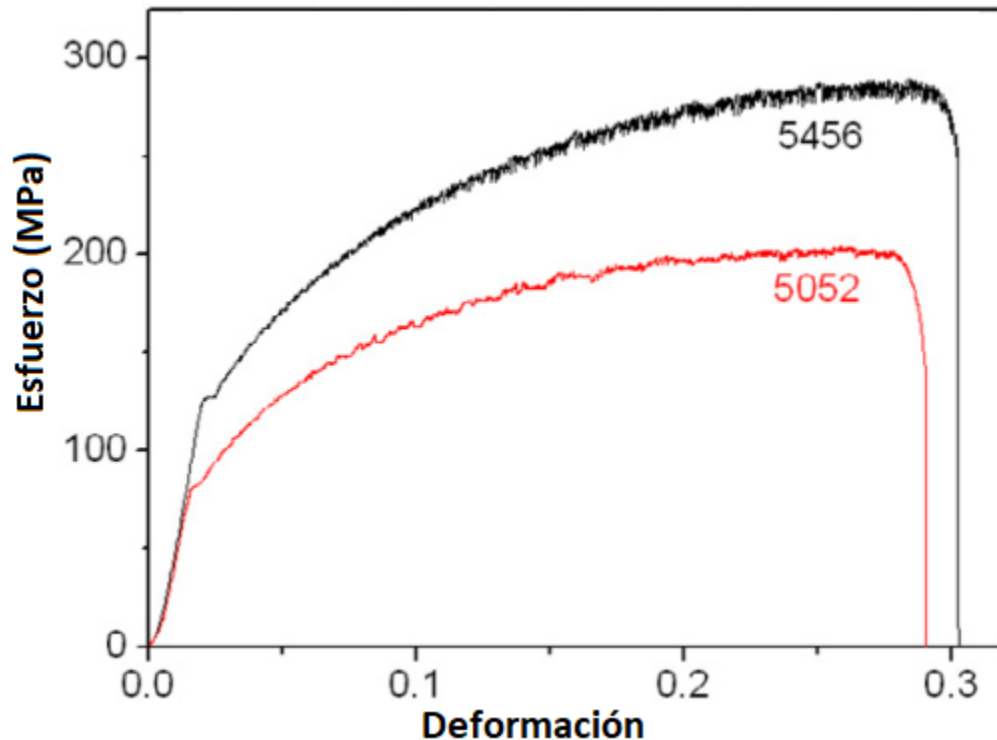


Figura I-1 . Comportamiento tipo sierra en las curvas esfuerzo-deformación de las aleaciones Al-Mg 5456 y 5052 [9].

Se explica este fenómeno mediante un ciclo de atrapamiento y liberación de dislocaciones por los solutos; es decir, la fuerza aumenta cuando una dislocación encuentra por obstáculo un átomo en solución sólida y esta misma fuerza disminuye cuando la dislocación supera el obstáculo.

I.2.3. Endurecimiento por precipitación

En las aleaciones de aluminio clasificadas como tratables térmicamente, se puede llevar a cabo un tratamiento, mediante el cual, el material genera partículas submicrométricas coherentes dispersas en la matriz metálica, las cuales obstaculizan el movimiento de las dislocaciones.

Para lograr este tipo de partículas, primero se solubiliza la fase que a temperatura ambiente precipita, esto se logra usualmente elevando la temperatura del material y posteriormente se temple para tener una solución sólida sobresaturada. Finalmente se le aplica un tratamiento de envejecimiento para precipitar partículas coherentes dentro de los granos.

Como ya se mencionó, las aleaciones de aluminio que pueden ser tratadas de esta manera son las de las series: 2xxx, 4xxx, 6xxx, 7xxx y la mayoría de la 8xxx.

I.2.4. Endurecimiento por deformación

Este último mecanismo de endurecimiento ocurre cuando un material es deformado en frío, pues en este momento se forma una gran cantidad de dislocaciones. Si bien, las dislocaciones son la causa de que exista la deformación plástica, al aumentar la densidad de las mismas, éstas se encuentran entre sí y se obstaculizan y/o eliminan, disminuyendo así la capacidad de elongación del material, pero aumentando su resistencia mecánica.

La formación de dislocaciones se puede dar en límites de grano, interfaces entre la matriz y otras partículas, y mediante la formación de fuentes de Frank-Read [10], [11]. Ésta última se esquematiza en la Figura I-2 y consta de cuatro etapas: a) ocurre el anclaje de una dislocación por sus extremos, b) la dislocación se sigue moviendo y forma un arco, c) la continuación del movimiento genera que el arco comience a cerrarse sobre sí mismo y, d) la dislocación se cierra completamente, formando una nueva dislocación.

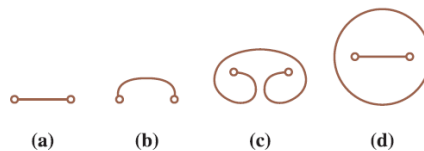


Figura I-2 . Ciclo de formación de una fuente de Frank-Read [12].

Los materiales que están en solución sólida son más susceptibles al endurecimiento por deformación, ya que los átomos del soluto funcionan como obstáculos de las dislocaciones que pueden favorecer la formación de estas fuentes.

Es por lo anterior que, al trabajar los metales en frío, se debe tener un control de la cantidad de trabajo que se desea aplicar. En general, se define el porcentaje de trabajo en frío como el porcentaje de reducción de área, calculado con la ecuación (I-2), en donde A_0 y A_f son las áreas inicial y final, respectivamente:

$$\% \text{trabajo en frío} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad (\text{I-2})$$

En procesos como el laminado, esto se estima con el porcentaje de reducción en espesor como se muestra en la ecuación (I-3), en donde t_0 y t_f son los espesores inicial y final, respectivamente:

$$\% \text{reducción de espesor} = \frac{t_0 - t_f}{t_0} \times 100 \quad (\text{I-3})$$

Con otros procesos, como el embutido, se estima el trabajo en frío por el porcentaje de reducción en el diámetro, como se muestra en la ecuación (I-4), donde D es el diámetro máximo de la pieza que se puede embutir exitosamente y d es el diámetro del punzón:

$$\% \text{reducción de diámetro} = \frac{D - d}{D} \times 100 \quad (\text{I-4})$$

Por último, para procesos más complicados como los que involucran flexión, se calcula una deformación equivalente de Von Mises ε_N [13], esto se logra mediante la aplicación de conceptos de mecánica de sólidos, donde a partir de las deformaciones principales (ε_1 , ε_2 y ε_3), se calcula ε_N con la ecuación (I-5) [14]:

$$\varepsilon_N = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_1 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2} \quad (\text{I-5})$$

I.3. Proceso corrugado-planchado repetitivo

El “corrugado-planchado repetitivo” (*RCS: Repetitive Corrugation and Straightening*) es un proceso diseñado para introducir deformación a láminas metálicas con el objetivo de mejorar sus propiedades, principalmente mecánicas, al introducir una gran cantidad de dislocaciones e inducir la formación de nuevos límites de grano. Su implementación y desarrollo es relativamente reciente.

I.3.1. Desarrollo y descripción del proceso

El corrugado-planchado fue reportado por primera vez en 2001 [15]. En el primer diseño de este proceso se tenía por objetivo usar una deformación por flexión para introducir deformación plástica de forma repetitiva, esto se logró con el arreglo mostrado en la Figura I-3. Con este método se mejoraron algunas propiedades mecánicas del cobre puro y se modificó drásticamente su microestructura al disminuir el tamaño de grano y aumentar la densidad de dislocaciones [16].

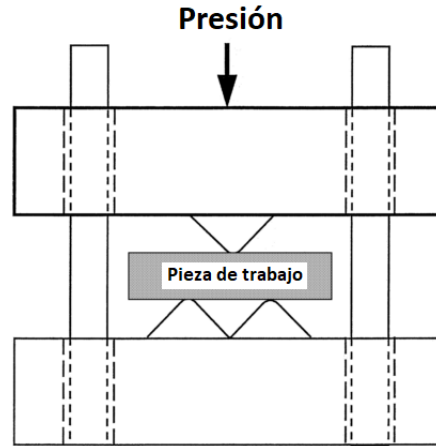


Figura I-3 . Primer arreglo de matrices y pieza de trabajo para el proceso RCS [15].

Un año después se desarrolló un método similar llamado “prensado restringido en canales” (CGP: *Constrained Groove Pressing*) [17], en el cual se limitaban las paredes de las matrices, como se muestra en la Figura I-4, para propiciar esfuerzos hidrostáticos y disminuir las posibles fracturas del material. En esta figura se pueden observar algunas consideraciones que hicieron respecto a la deformación aplicada, dando prioridad a los esfuerzos cortantes generados en las zonas aplastadas por las diagonales, es por ello que los autores propusieron una ruta donde se intercalaran tales zonas por toda la placa hasta lograr una distribución homogénea de esfuerzos cortantes [18].

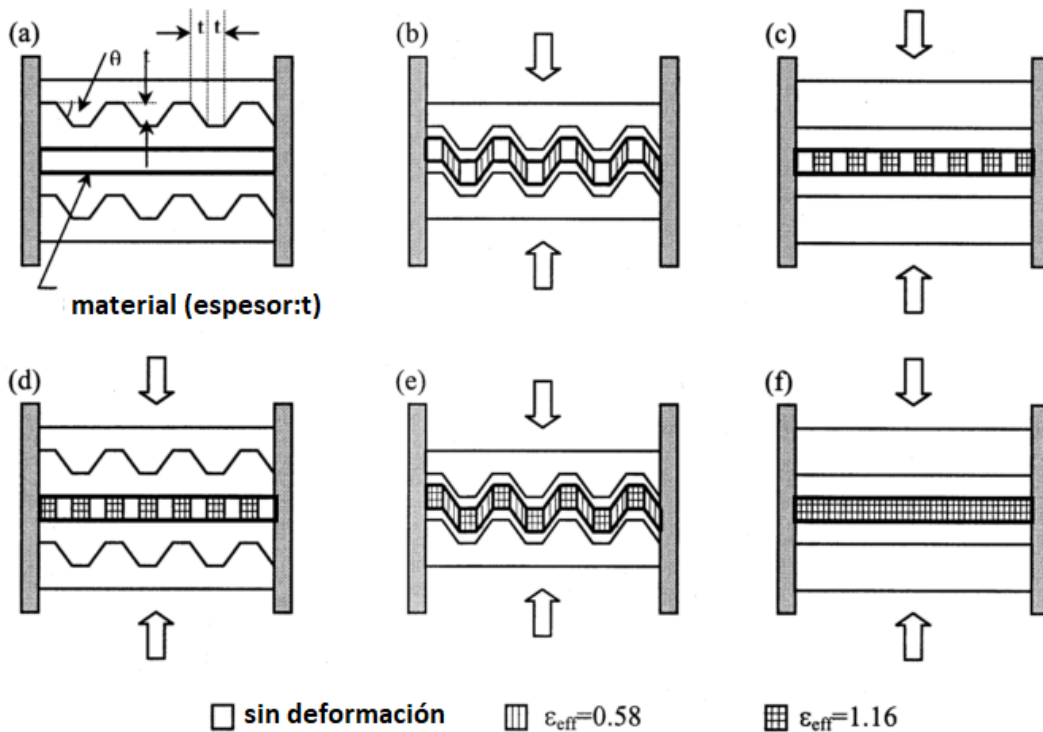


Figura I-4 . Esquema del proceso CGP indicando la deformación impartida [17].

Otros trabajos reportan un proceso corrugado-planchado continuo mediante un arreglo similar a un molino de laminación, el cual se muestra en la Figura I-5 [19]. Sin embargo, al intentar aplicar este proceso al cobre no se obtuvo una microestructura muy fina debido a la aparición de grietas provocadas por fatiga del material, por ello se volvió a plantear un modelo discontinuo similar al *CGP* que se muestra en la Figura I-6.

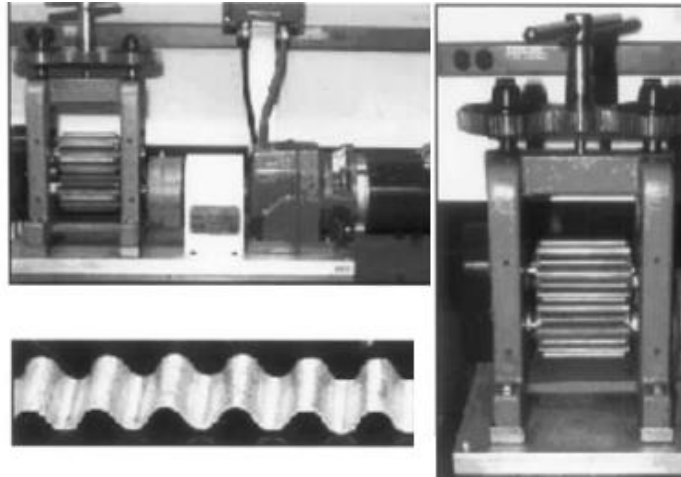


Figura I-5 . Molino de procesamiento para un proceso *RCS* continuo [19].

Con esta última geometría de las matrices se diseñó también una ruta diferente, en donde se hacía rotar la lámina 90 grados para intercalar las zonas con y sin esfuerzo de corte, y además formar una distribución más homogénea en la placa. Aun así, se detectó que se aplicó una mayor cantidad de deformación en la zona central de la pieza [19].

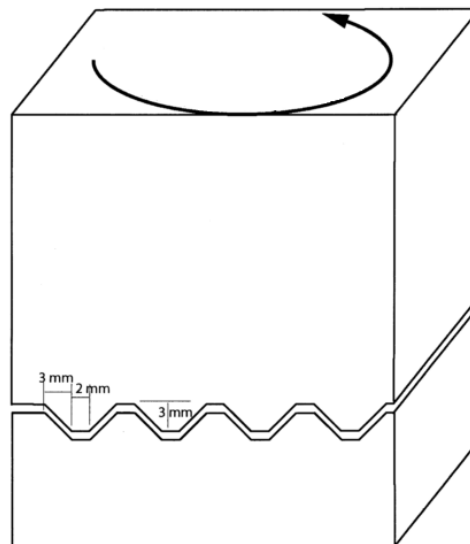


Figura I-6 . Matrices diseñadas para el proceso *RCS* discontinuo [19].

Tanto para *RCS* como para *CGP*, se exploraron los efectos de las geometrías de las matrices. En un estudio [20], se realizó un análisis numérico sobre geometrías similares a las observadas, haciendo variar el ángulo de las diagonales y la amplitud de los canales; con esto se encontró que los mejores resultados sobre una lámina de Ni de 2 mm se obtenían con un ángulo de 45 grados y una amplitud de 2 mm.

Por otro lado, también se realizaron estudios sobre aleaciones de Al-Mg en donde se exploraban geometrías alternativas [21], en éste se realizó el procesamiento utilizando los perfiles de la Figura I-7. Con estos se observó que la matriz semicircular permite aplicar un mayor número de pasos debido a que no cuenta con bordes incisivos, sin embargo, la matriz acanalada plana presentó los mejores resultados en cuanto al mejoramiento de las propiedades mecánicas.

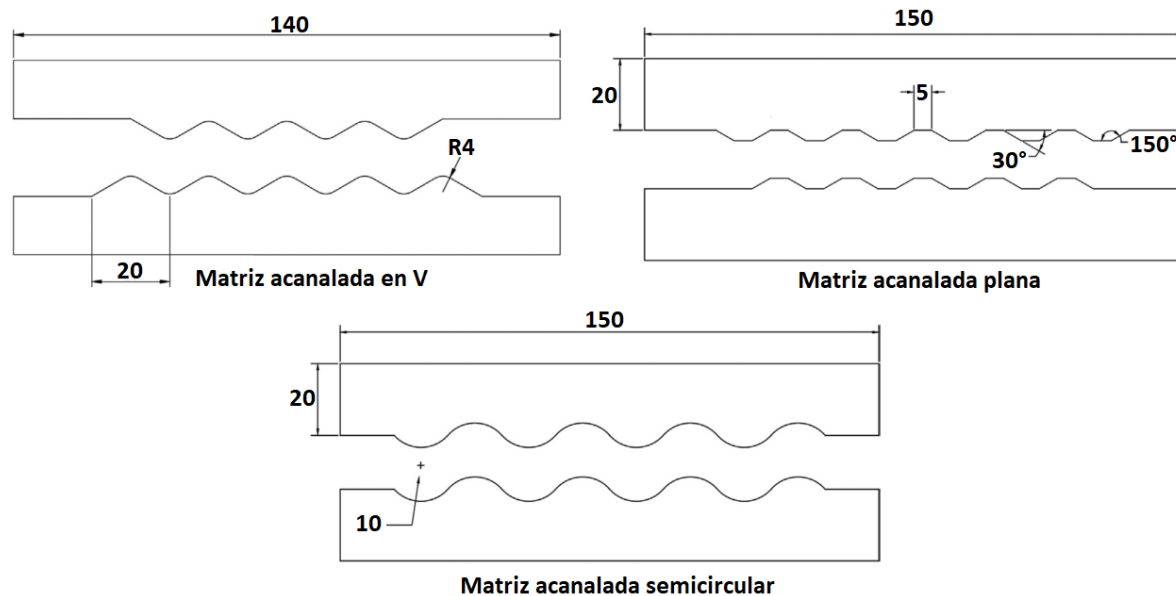


Figura I-7 . Geometrías alternativas de las matrices para el proceso RCS [21].

A partir de su desarrollo se han hecho diversos estudios en varios materiales, p, ej. se han reportado trabajos sobre cobre puro [22], aleaciones de cobre [23], [24], aluminio puro [25], [26] y aleaciones de aluminio [27], [28].

De todo lo anterior, se observa una oportunidad de innovación en esta técnica a partir de un cambio en el diseño de las matrices utilizadas. De los estudios mencionados, la mayoría ha tenido dificultades para lograr deformación homogénea, sin embargo, no se ha explorado la alternativa de introducir a propósito una deformación heterogénea en las láminas para aprovechar las ventajas que esto daría, pues las zonas más endurecidas bloquearían el movimiento de las dislocaciones mejorando su resistencia mecánica,

mientras que las partes menos endurecidas aportarían una mayor elongación al material. Es por lo anterior que esta alternativa se explora en este trabajo.

II. Metodología

En este capítulo se dan los detalles de la experimentación, especificando la composición de los materiales procesados y explicando cómo y por qué se utilizó cada una de las técnicas y los ensayos. En cada caso se esquematizan los conceptos básicos de su funcionamiento y se incluyen otros trabajos que los aplicaron de forma similar.

El trabajo está dividido en dos partes: una etapa de validación y una posterior etapa de implementación. En la última etapa se aplicaron los cambios pertinentes a partir de los resultados obtenidos en la primera. A continuación se desarrollará la metodología de ambas etapas.

II.1. Materiales

La composición nominal de la aleación de aluminio 5083 se muestra en la Tabla II-1.

Tabla II-1 . Composición nominal de la aleación 5083 [29].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Otros	Al
%peso	0.4	0.4	0.1	0.4-1	4-4.9	0.05-0.25	0.25	0.15	0.15	Bal.

Se escogió la aleación 5083 ya que, por pertenecer a la serie 5xxx, es susceptible a ser endurecida por deformación. Lo anterior debido principalmente al Mg que se encuentra en solución sólida. Los demás metales de transición son agregados para controlar el tamaño de grano, mientras que el silicio y el hierro son impurezas comunes de las aleaciones de aluminio [30].

De los resultados de uno de los trabajos citados en el Capítulo I, se concluyó que óptimamente el espesor de las láminas por procesar debe ser del orden de la amplitud de las matrices [20]. Así, en este estudio se optó por procesar láminas con espesores cercanos a 1 mm por la geometría de las matrices usadas que se describirá más adelante.

Ya que la aleación se recibió con un espesor de 15 mm, ésta se laminó hasta lograr el espesor deseado. Posteriormente, se le aplicó un recocido a 415 grados Celsius durante 30 minutos con el objetivo de realizar el procesamiento con una condición del material más dúctil y

comparable con otros estudios. La temperatura y el tiempo de permanencia se eligieron a partir de la literatura [30], [31].

Por otro lado, para la etapa de implementación, se procesó la aleación 5754, que tiene la composición nominal mostrada en la Tabla II-2.

Tabla II-2 . Composición nominal de la aleación 5754 [29].

<i>Elemento</i>	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Otros	Al
%peso	0.4	0.4	0.1	0.5	2.6 - 3.6	0.3	0.2	0.15	0.05	Bal.

Se realizó tal cambio en base a los resultados de la etapa de validación que se verán en el Capítulo III, escogiendo una con un menor contenido de magnesio, por su mayor capacidad de conformado [30]. Debido a lo anterior la cantidad de deformación que se le puede aplicar antes de que fracturara es mayor, además de que esta aleación también es más barata.

II.2. Diseño del proceso corrugado-planchado

Para la selección de las matrices, se optó por un diseño novedoso que procede de la unión de perfiles sinusoidales que se intersectan perpendicularmente. Tal perfil se muestra en la Figura II-1 junto con la ecuación que lo compone.

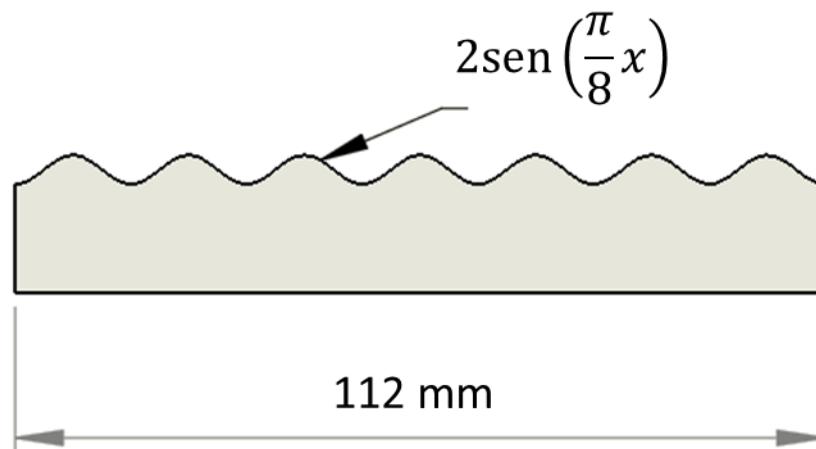


Figura II-1 . Perfil sinusoidal a partir del cual se diseñaron las matrices para el proceso RCS.

Se escogió esta función para favorecer los esfuerzos de corte con los ángulos de 45 grados que se forman entre valles y crestas, mientras que la intersección perpendicular tiene por

objetivo disminuir la anisotropía que generan otros tipos de matrices acanaladas [19], [32], [33]. Los diseños tridimensionales resultantes se muestran en la Figura II-2.

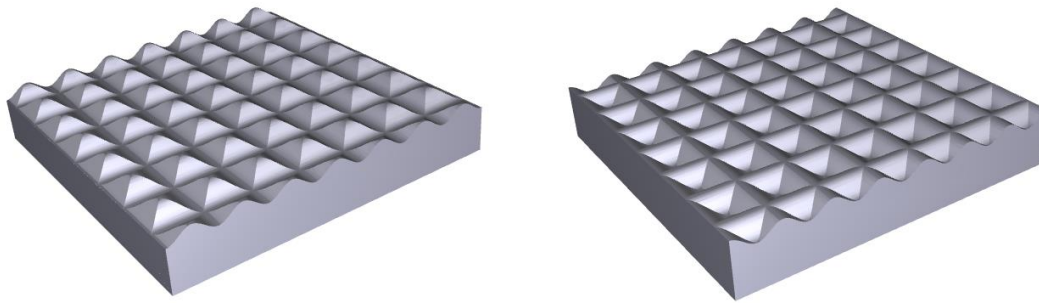


Figura II-2 . Geometrías tridimensionales propuestas para las matrices del proceso RCS.

Una característica esencial de estas matrices es su capacidad de impartir deformación heterogénea en la lámina, pues, como se mencionó en el Capítulo I, ésta propiciaría una mejora en la resistencia del material sin afectar demasiado su ductilidad.

Por cuestiones de fácil manejo y estabilidad, la matriz de la izquierda siempre fue usada como matriz superior, mientras que la de la derecha siempre fue situada en la parte inferior.

Para aplicar el proceso, se utilizó la ruta señalada en la Figura II-3. En ésta, la lámina se corruga, posteriormente se plancha con un par de placas de acero, luego se gira la lámina 90 grados y se vuelve a corrugar, por último se plancha de nuevo. Todo lo anterior se considera una repetición del proceso y en la notación de las muestras se señala con una P (p. ej. 2P es una muestra con dos repeticiones de RCS). El segundo corrugado, después del giro, tiene por objetivo aplicar deformación en zonas distintas a las del primer corrugado.

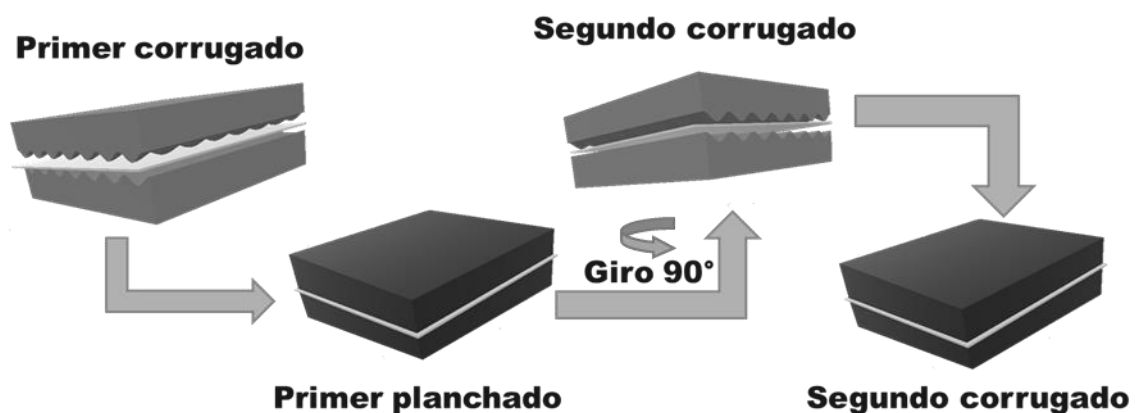


Figura II-3 . Ruta para una repetición del proceso corrugado-planchado.

Por otro lado, la ruta fue modificada para la etapa de implementación, volteando la lámina entre repeticiones.

Las matrices utilizadas en la etapa de validación fueron fabricadas en policarbonato mediante la técnica de impresión 3D y se muestran en la Figura II-4. Se utilizó este material y esta técnica por la fácil y rápida fabricación que presenta.

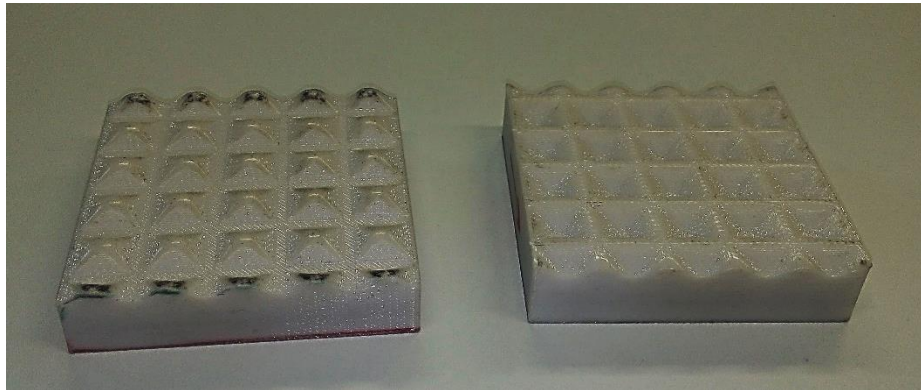


Figura II-4 . Matrices de policarbonato fabricadas mediante la técnica de impresión 3D para la etapa de validación del proceso RCS.

El proceso de corrugado-planchado se llevó a cabo con estas matrices en una máquina universal Instron 5500R, aplicando una velocidad de 5 mm/min y una carga máxima de 10 toneladas.

Por otro lado, para la etapa de implementación, se utilizaron los mismos diseños antes mostrados para las matrices, con la diferencia de que éstas se fabricaron en acero D2 mediante maquinado, tales matrices se muestran en la Figura II-5.

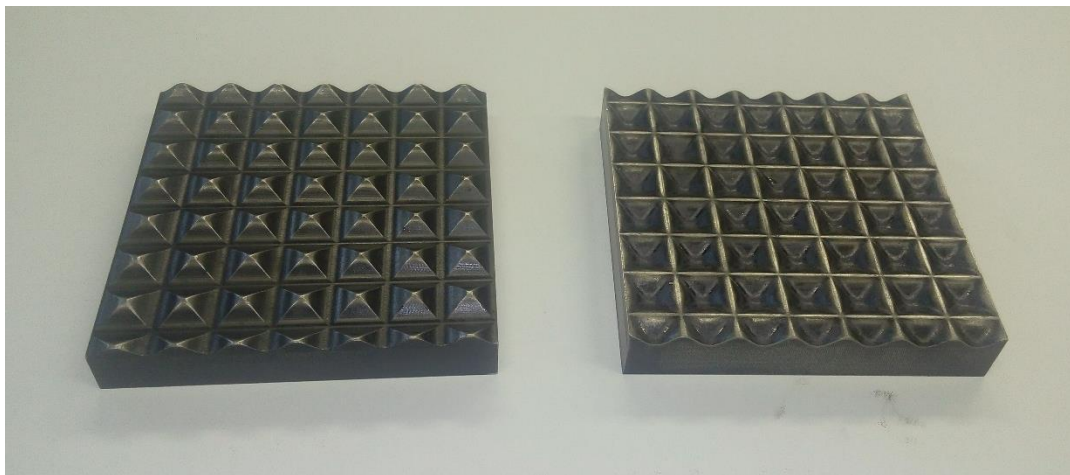


Figura II-5 .Matrices para el proceso RCS fabricadas en acero D2 mediante maquinado.

Para realizar el proceso corrugado-planchado con estos dados, se utilizó una prensa Mecamaq DE-80 a la que se le aplicó un límite de carga de 10 toneladas con un tope de desplazamiento para evitar movimiento extra después de haberse aplicado la carga, debido a la falta de rigidez de la prensa. Se escogió tal carga pues se observó una buena relación

entre la deformación impartida y cantidad de corrugados que soporta el material sin romperse.

Se procesaron 32 láminas para cada condición, en este caso 1 y 2 repeticiones. Tales láminas se muestran en la Figura II-6.

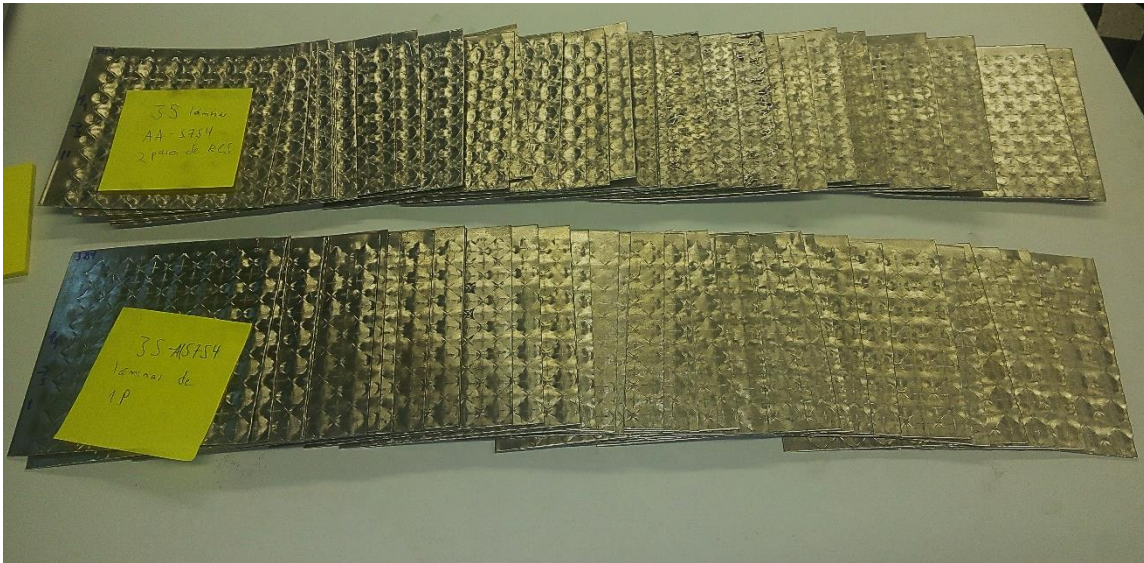


Figura II-6 . Láminas de la aleación 5754 procesadas por RCS con 1 (mostradas abajo) y 2 (mostradas arriba) repeticiones.

Ya que una de las variantes más importantes de las matrices utilizadas es la heterogeneidad de deformación que introduce sobre la lámina, el siguiente paso experimental consistió en evaluar si tal objetivo se logró. Esto se pudo hacer mediante la comparación local de una propiedad mecánica, en este caso se escogió la dureza por su fácil implementación y su alto grado de exactitud.

II.3. Dureza Vickers

El ensayo de dureza Vickers consiste en la aplicación de una carga mediante un indentador romboedroal como el que se muestra en la Figura II-7, de acuerdo a la norma ASTM E 384 [34]. El valor que arroja la prueba se expresa en HV_x , donde x indica la masa en kg equivalente a la carga aplicada; cuando ésta se encuentra entre 1 y 1000 gramos se considera que es una microindentación y a la medición obtenida se le conoce por microdureza.

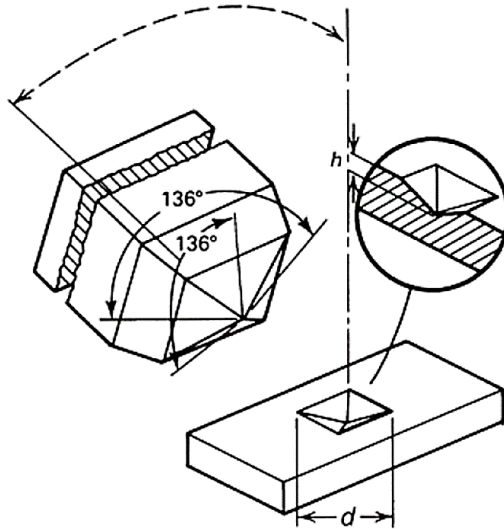


Figura II-7 . Esquema del indentador utilizado para el ensayo de dureza Vickers [35].

Para obtener el valor de dureza correspondiente a la indentación se miden sus diagonales, se calcula un promedio de ellas y éste se usa en la ecuación (II-1) junto con la medida de la carga aplicada.

$$HV = \frac{1854.4 \cdot P}{d^2} \quad (II-1)$$

Este ensayo permite determinar la cantidad y distribución de la deformación, además del endurecimiento que sufre la aleación después de ser procesada. Por ello, en la etapa de validación se aplicaron 16 microindentaciones para el cálculo estadístico de la distribución de microdureza, mientras que en la etapa de implementación se hicieron patrones de 256 y 100 puntos para 1 y 2 repeticiones de corrugado-planchado, respectivamente.

Los patrones de los ensayos de microdureza se muestran en la Figura II-8, en la parte izquierda el patrón de 16 puntos y a la derecha el de 256 (siendo que el de 100 puntos consta de los puntos de una esquina de este patrón). El ensayo se realizó en un microdurómetro Shimadzu HMV-G aplicando una carga de 100 gramos ($HV_{0.1}$) por 10 segundos, estos parámetros han sido usados en otras investigaciones similares [6], [7], [38].

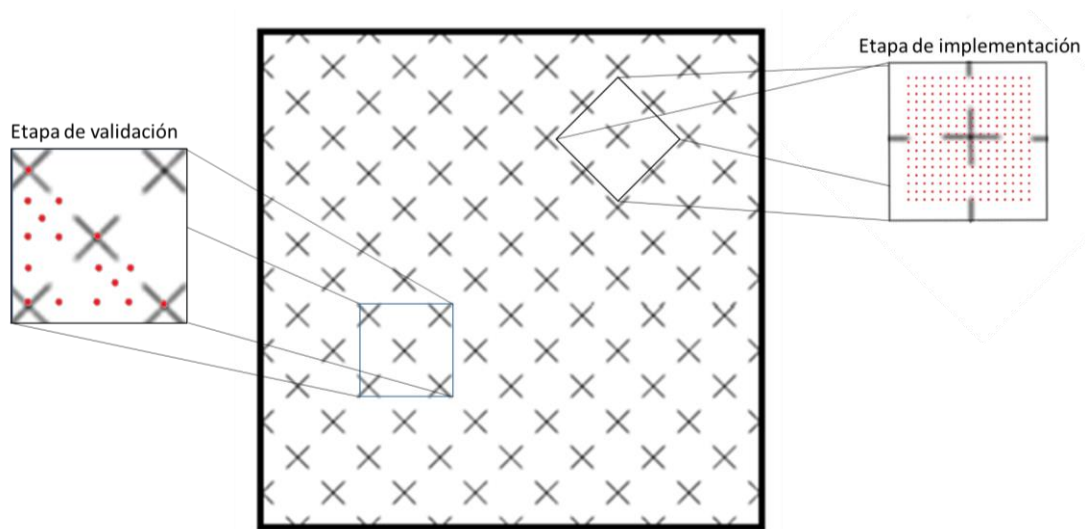


Figura II-8 . Patrones de microindentación aplicados en este trabajo para medir microdureza Vickers.

Una vez verificado que el proceso impartió una deformación heterogénea sobre las láminas, se procedió a medir el cambio microestructural que impartió el proceso sobre la lámina, empezando por visualizar cualitativamente el estado de las microdeformaciones. Lo anterior se logra mediante el trazado del gráfico de Williamson-Hall, explicado a continuación.

II.4. Gráfico de Williamson-Hall

Las deformaciones de un material policristalino modifican su red cristalina y se clasifican en dos tipos de acuerdo al efecto que tiene sobre ésta:

- Se denomina macrodeformación a aquella deformación que, de manera uniforme, incrementa o disminuye el parámetro de red a causa de esfuerzos de tracción o compresión, respectivamente. Ésta produce un corrimiento de la posición 2θ de los picos de difracción de rayos X.
- Se le llama microdeformación a la que no es uniforme en la red, la cual tiende a deformar conjuntos de celdas de manera arqueada, por lo que unas celdas tienen una distancia interatómica mayor y otras una menor respecto a la inicial. Ésta genera un ensanchamiento del pico de difracción de rayos X.

Lo anterior se esquematiza en la Figura II-9.

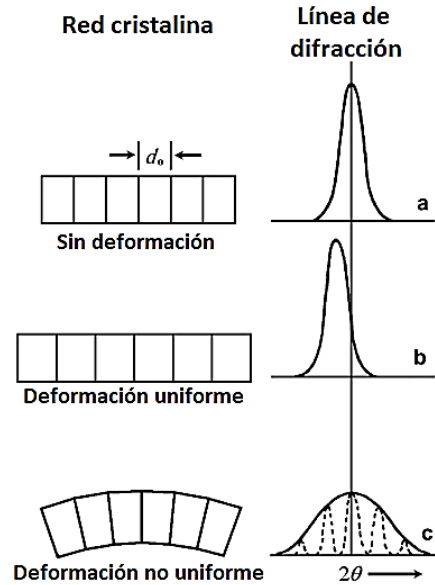


Figura II-9 . Efecto sobre el pico de difracción cuando la red está: a) sin deformar, b) deformada uniformemente o c) deformada no uniformemente [39].

Las contribuciones de la deformación se pueden expresar en la ecuación (II-2), en donde β es el ancho integral del pico de difracción, θ es la posición del mismo, λ es la longitud de onda de la fuente de rayos X, D es el tamaño de dominio cristalino y ε es la deformación sufrida por el material.

$$\beta \cos(\theta) = \frac{\lambda}{D} + 4\varepsilon \sin(\theta) \quad (\text{II-2})$$

Se puede considerar la anterior ecuación como una recta, en donde la pendiente corresponde a la deformación del material y la intersección corresponde al tamaño del dominio cristalino. A partir de esta consideración se grafica una serie de puntos que formen esa relación lineal para extrapolarlos y compararlos. Tal gráfica se conoce como gráfico de Williamson-Hall y es ampliamente usada para comparar el efecto de un proceso sobre la deformación del material y el tamaño de grano [40], [41]. En este trabajo se utilizó el difractómetro Rigaku Ultima IV para obtener los difractogramas que fueron utilizados para el trazado del gráfico de Williamson-Hall.

Para continuar con el estudio microestructural, se optó por medir el efecto del proceso corrugado-planchado sobre la macrotextura cristalográfica, pues ésta da un análisis estadístico de la microestructura en un área considerable y representativa de la lámina.

II.5. Análisis de macrotextura

La textura cristalográfica se refiere a la distribución de las orientaciones relativas de los granos dentro de un material. En los materiales metálicos se tiene a menudo una anisotropía mecánica debido a los componentes de textura, los cuales son definidos por el procesamiento previo del material, tal anisotropía puede generar problemas en la manufactura de productos, p. ej. la formación de “orejas” en procesos de embutido [42]. Ya que la textura puede afectar drásticamente el comportamiento del material, es importante conocer el impacto que tiene un proceso mecánico sobre ésta [43], [44].

La textura cristalográfica se puede visualizar mediante una herramienta llamada figura de polo que se obtiene mediante difracción de rayos X. Ésta se adquiere haciendo un barrido en los ángulos α y β , como el que se muestra en la Figura II-10, monitoreando la intensidad de uno de los picos de difracción del material fijando el ángulo θ correspondiente.

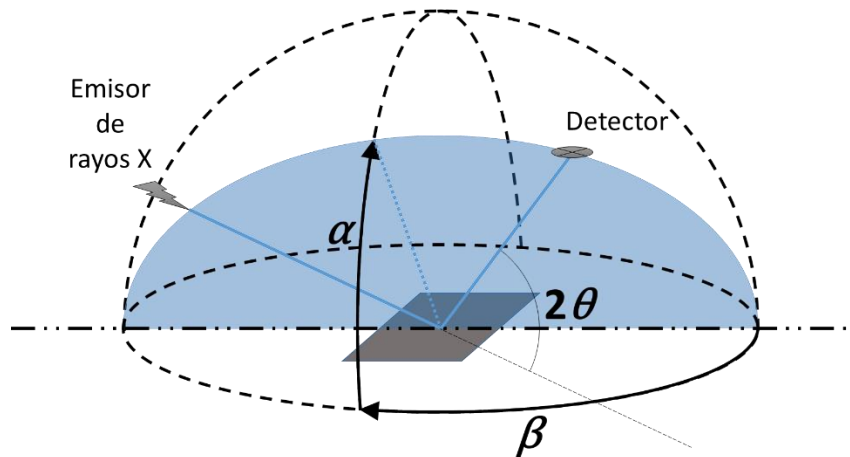


Figura II-10 . Esquema del arreglo de difracción de rayos X para trazar figuras de polo variando los ángulos α y β

A partir de dicho barrido, se mapean las intensidades correspondientes a cada coordenada en una proyección estereográfica, llamada figura de polo, como se ilustra en la Figura II-11. Cada intensidad es proporcional a la cantidad de cristales que están orientados en una posición y, ya que se mide un área macroscópica por difracción de rayos X, esta figura de polo nos permite determinar la macrotextura.

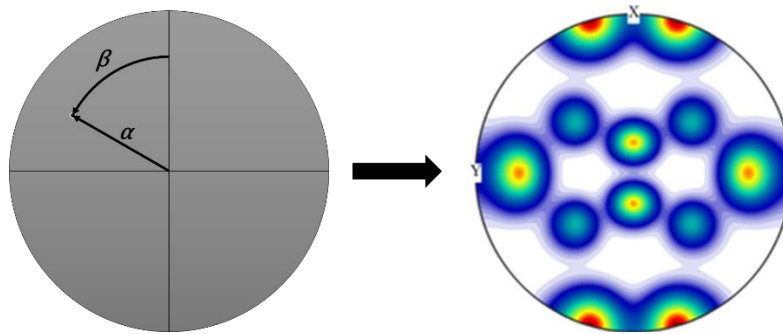


Figura II-11 . Trazado de una figura de polo con la intensidad correspondiente a cada coordenada dada por los ángulos α y β .

Con el objetivo de analizar la evolución de la textura, se optó por hacer un seguimiento de ésta con material antes y después de ser procesado. Para lograr tal propósito se trazaron las figuras de polo de los primeros 3 picos de difracción del aluminio, los correspondientes a los planos (111), (200) y (220). Se escogen los primeros picos pues son los que presentan mayor intensidad y menos multiplicidad, lo que facilita la identificación de los componentes de textura.

Las medidas fueron realizadas con un difractómetro Rigaku Ultra IV, con los parámetros de la Tabla II-3. Los datos fueron tratados mediante el software 3D Explore.

Tabla II-3 . Parámetros para las figuras de polo.

Modo	α(grados)	β(grados)	Velocidad (grados/min)	Paso (grados)
<i>In Plane</i>	0 – 90	0 – 360	100	1.5

Los estudios de textura cristalográfica a menudo hacen uso de una herramienta llamada función de distribución de orientación (*ODF: Orientation Distribution Function*) [45]–[47], esta herramienta ilustra la cantidad de cristales orientados en una dirección específica. Para tal menester se utilizan los ángulos de Euler, que corresponden a 3 rotaciones únicas hechas entre el espécimen y los ejes cristalográficos; estos ángulos se denominan φ_1 , Φ y φ_2 , y se ilustran en la Figura II-12.

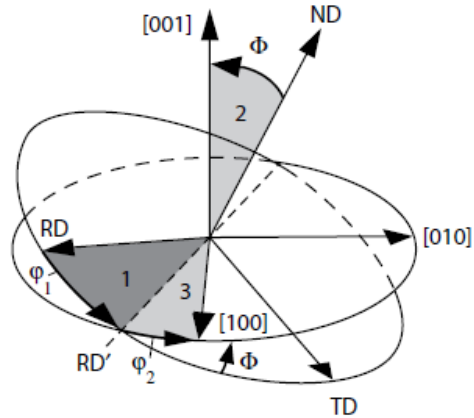


Figura II-12 . Diagrama que muestra el orden de rotación a través de los ángulos de Euler entre el espécimen y los ejes cristalográficos [48].

Para poder analizar aspectos más complejos de la textura del material, se calcularon dichas *ODFs* a partir de los datos obtenidos de las 3 figuras de polo mencionadas. Lo anterior se hizo usando el software MatLab con la paquetería de MTEX [49]. Con el fin de comparar coordenadas características, se realizaron cortes a ángulos comunes de las texturas de rolado ($\varphi_2 = 45, 65$ y 90 grados).

Para continuar con el estudio microestructural, se utilizó una técnica más focalizada para observar los cambios en un área puntual: la microscopía electrónica de transmisión, la cual es detallada a continuación.

II.6. Microscopía electrónica de transmisión

La microscopía electrónica es una herramienta ampliamente utilizada en estudios microestructurales, ya que ésta permite observar detalladamente la microestructura del material a grandes magnificaciones. Lo anterior se logra debido a que esta herramienta detecta y mide interacciones entre un haz de electrones y una muestra.

Específicamente, la microscopía electrónica de transmisión (MET) mide las señales de los electrones transmitidos a través de la muestra, lo que permite conocer detalles importantes para este estudio, p. ej. límites de granos o subgranos y densidad de dislocaciones. Por lo que esta herramienta se ha utilizado ampliamente en investigaciones similares [16], [50]–[52].

Debido a la naturaleza de la técnica, el espesor de la muestra debe ser cercano a los 100 nanómetros, por lo que, una preparación adecuada de ésta, sobre todo en términos de su espesor, es fundamental para una observación de calidad. En este estudio, se utilizó un haz de iones de Ga focalizados (*FIB: Focus Ion Beam*) para micromaquinar lamelas (laminillas

ultrafinas) que fueron observadas por MET, esto se hizo mediante el equipo JEOL JEM 9320-FIB.

Para observar las muestras se utilizó el microscopio JEM ARM 200F, con el cual se tomaron imágenes para evaluar el cambio en el tamaño y la morfología de los granos, así como evaluar si el proceso propicia la formación de nuevos subgranos.

Los precipitados que se observarán en las micrografías dentro del Capítulo III, fueron caracterizados mediante mapeos elementales por espectroscopía de rayos X (*EDS*: Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy), los cuales se pueden consultar en el Anexo: Mapeos de los precipitados.

Los cambios microestructurales modifican las propiedades del material a gran escala; en este estudio, las propiedades mecánicas tienen gran aplicabilidad, por lo que medir la evolución que tienen algunas de ellas debido al proceso es de gran interés. Para esto, una herramienta de gran utilidad es la prueba de tracción uniaxial, la cual se tratará en la siguiente sección.

II.7. Pruebas de tracción uniaxial

Parte de la evolución de las propiedades mecánicas, modificadas a partir de los cambios en su microestructura, se pueden evaluar con un ensayo de tracción uniaxial. Con éste se calculó la curva esfuerzo-deformación y así el cambio en el límite de cedencia y la elongación del material. Estos datos son ampliamente utilizados en diseño mecánico, y debido a su importancia y a la relativa simpleza de la prueba, su cálculo se ha realizado en estudios similares [53]–[55].

Las probetas para los ensayos de tracción fueron cortadas con un punzón y un dado con la geometría de las probetas. Dichas probetas tienen las dimensiones (en mm) mostradas en la Figura II-13. Las pruebas se llevaron a cabo en la ya mencionada máquina universal Instron 5500R con una velocidad de desplazamiento de 0.5 mm/min.

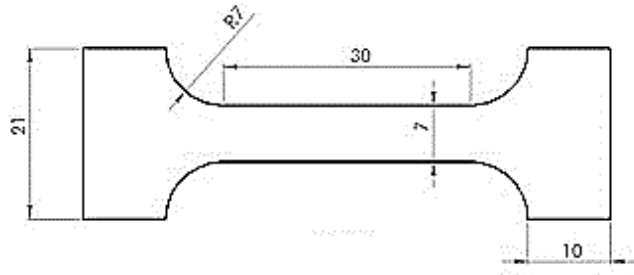


Figura II-13 . Dimensiones de la probeta para las pruebas de tracción uniaxial (Cotas en mm).

El paso siguiente consistió en realizar un modelado numérico para aproximar cuantitativamente las deformaciones que introduce el proceso, esto con datos proporcionados por la experimentación, como el recorrido de las matrices y la curva esfuerzo-deformación.

II.8. Modelado numérico

El modelado numérico permite analizar fenómenos complejos y calcular datos de interés, p. ej. los esfuerzos que sufre un material al aplicársele gradientes complejos de deformación. Con el objetivo de hacer una aproximación de la deformación impartida a las láminas mediante el proceso, ya que no hay modelos reportados que predigan las deformaciones impartidas con las matrices utilizadas, en este estudio se utilizó el software SIMULIA Abaqus® [56] que usa el método de elemento finito (*FEM: Finite Element Method*) para modelar la ruta de procesamiento. El *FEM* es ampliamente utilizado para el modelado de procesos de deformación en metales y ha demostrado ser de gran utilidad en este tipo de estudios [20], [57], [58].

Al utilizar el método de elemento finito se debe prestar especial atención al mallado del modelo, pues si éste es deficiente o tiene pocos elementos, los resultados obtenidos no serán confiables. Para poder usar un mallado más fino, sin necesidad de una capacidad grande de cómputo, se dibujó sólo una parte representativa del modelo, con la cual se puede reconstruir el arreglo completo haciendo uso de la simetría de las matrices (planos espejo y translaciones).

De acuerdo a lo anterior, se dibujó una lámina con dimensiones de 8x8x1 mm, junto con la parte correspondiente de las matrices y los aplanadores. A la lámina se le aplicaron condiciones de frontera correspondientes a los planos espejo mencionados. La única geometría del arreglo que es deformable es la lámina, mientras que las demás son

discretamente rígidas. Detalles adicionales pueden ser consultados en el Anexo: Modelo del análisis por elemento finito, donde se pueden observar las geometrías y el arreglo utilizado.

Se utilizaron los datos obtenidos de la curva esfuerzo-deformación junto con la densidad de la aleación para definir el comportamiento del material dentro de la simulación. Se usaron 100 elementos lineales R3D4 para cada aplanador, 8000 elementos lineales hexaedrales C3D8R para la lámina (siendo 5 elementos en el espesor) y 453 elementos tipo R3D4 con 30 elementos lineales triangulares R3D3 para cada matriz. Se consideró un contacto con un modelo de Coulomb para la fricción entre caras, usando un coeficiente de $\mu=0.6$ correspondiente al sistema aluminio-acero [59].

Fueron simuladas dos rutas de procesamiento: una de las rutas corresponde a solamente girar la matriz entre cada corrugado, mientras que en la otra se intercambian la matriz superior y la inferior entre repeticiones.

Ya que se tienen identificadas algunas propiedades mecánicas a temperatura ambiente, y éstas se relacionaron con una cantidad de deformación calculada, lo siguiente es caracterizar el comportamiento de la aleación a altas temperaturas.

II.9. Ensayos de fluencia lenta

En una amplia variedad de procesos industriales de conformado de chapa metálica se eleva la temperatura para mejorar la conformabilidad del material y poder lograr geometrías más complejas; lo anterior se debe a que ocurren fenómenos de recristalización que disminuyen el esfuerzo de cedencia y propician una mayor capacidad de deformación, por lo que la elección de las temperaturas va directamente ligada con la temperatura de recristalización.

A tales temperaturas el comportamiento mecánico de los metales es distinto, pues éste se vuelve dependiente de la velocidad de deformación; es por ello que una caracterización de dicha dependencia es de gran interés y se ha llevado a cabo en diversas investigaciones [60]–[62].

El comportamiento mecánico de los metales a diferentes velocidades de deformación está modelado por la ecuación (II-3)

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m \quad (\text{II-3})$$

En tal ecuación, m es un coeficiente que indica la cantidad de mecanismos de deformación que se activan en el material. Un valor alto indica una gran cantidad de mecanismos, pero

además, también es indicio de que el material puede deformarse significativamente sin fracturarse ni localizar la fractura [63], en el caso de un valor muy alto ($m > 0.3$) el material se comporta como superplástico [64].

Por otro lado, a temperatura ambiente, m tiende a 0 en la mayoría de los metales y aleaciones, lo que indica que la velocidad de deformación no afecta significativamente su comportamiento mecánico.

Al aumentar la temperatura del material, el valor de m tiende a subir, pues se activan diferentes mecanismos de deformación, lo que hace que el comportamiento del material dependa de la velocidad de deformación.

Para estudiar dicho comportamiento se usaron pruebas de fluencia lenta, en las cuales se aplicaron variaciones en la temperatura y la velocidad de deformación para cada ensayo. Posteriormente se analizaron los datos de esfuerzo máximo y se compararon con la velocidad de deformación para encontrar el coeficiente m .

Estas pruebas se llevaron a cabo en una máquina universal Instron 5584 a 25, 150, 200, 250, 300, 350 y 400 grados Celsius. Para alcanzar tales temperaturas se acopló un horno a la máquina universal, tal arreglo se observa en la Figura II-14. Los extremos abiertos del horno fueron sellados con fibra de vidrio para limitar las fugas de calor y la temperatura de la muestra fue monitoreada con un termopar para asegurar que el ensayo fuera realizado correctamente.

El método que se utilizó durante las pruebas consistía en controlar la velocidad de la cruceta, haciendo que ésta fuera constante. Aunque el método ideal constaría de aplicar una velocidad de deformación constante, con el método utilizado la variación de velocidad de deformación del ensayo es muy baja, y debido a que para tener cambios considerables las velocidades deben cambiar en escalas logarítmicas, se considera que la velocidad de deformación es constante durante todo el proceso.

Se maquinaron probetas de tracción conforme a la norma ASTM E8 M [65], sus dimensiones (en mm) se muestran en la Figura II-15. Ya que en diseños previos de la prueba se tenía contemplado utilizar un pasador a través de las probetas, éstas fueron diseñadas y maquinadas con un pequeño barreno en cada extremo.

De cualquier forma, el barreno no impidió el correcto desempeño del ensayo e incluso permitió comprobar que las cabezas no se deformaran al aplicar la prueba. Lo anterior es un probable problema a las temperaturas manejadas durante el ensayo e invalidaría los resultados.

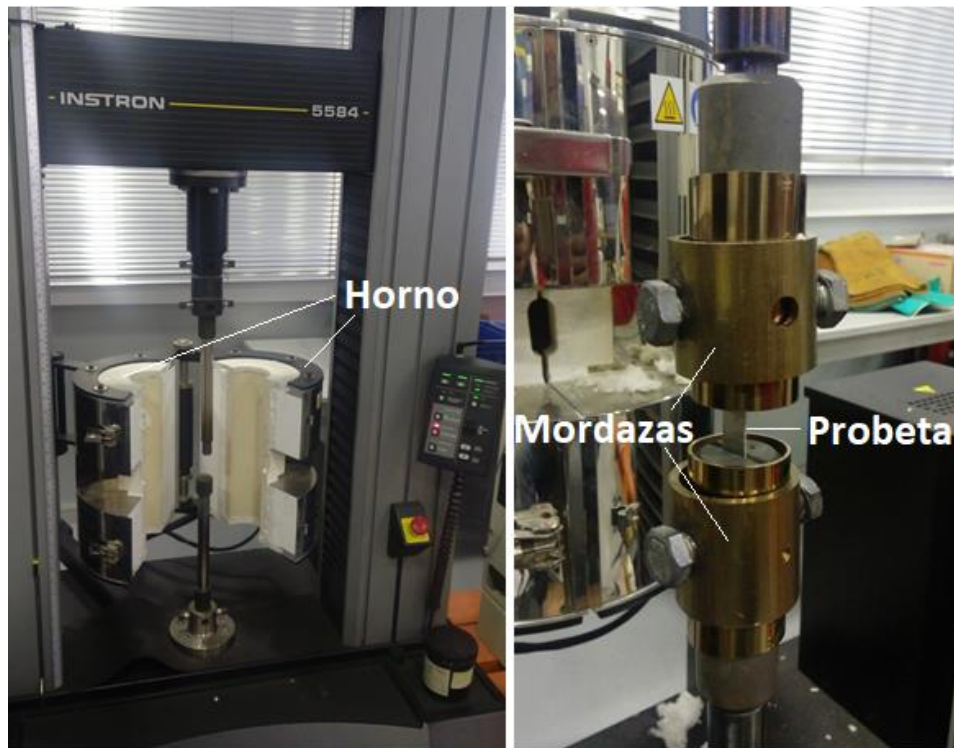


Figura II-14 . Arreglo de la máquina universal con el horno y sistema de sujeción de probetas para realizar las pruebas de fluencia lenta.

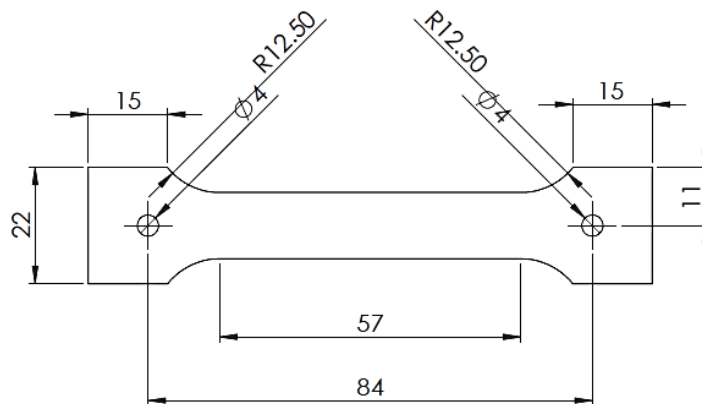


Figura II-15 . Probetas de tracción maquinadas para el ensayo de fluencia lenta (cotas en mm).

Los resultados de esta prueba permiten dilucidar las posibles aplicaciones del material, ya que gran parte de los procesos de conformado se hacen a alta temperatura. Para completar entonces el objetivo de estudiar su aplicabilidad, se optó por realizar un estudio de la evolución de su capacidad de conformado.

II.10. Diagramas de límite de conformado

Para diversas aplicaciones industriales es muy importante la capacidad de conformado que tengan las láminas, pues en la mayoría de los casos éstas son procesadas en diversas geometrías para su aplicación. Es por ello que la capacidad de conformado es una característica muy importante para los materiales en lámina.

Una de las herramientas que se utiliza en distintos estudios para evaluar a los materiales metálicos es el diagrama de límite de conformado (*FLD*: Forming Limit Diagram) [66]–[68]. Este diagrama se traza con las coordenadas de diferentes estados de deformaciones a los que una lámina presenta fractura, posteriormente se traza una curva llamada curva de límite de conformado (*FLC*: *Forming Limit Curve*) con tales puntos. Tal trazado se esquematiza en la Figura II-16.

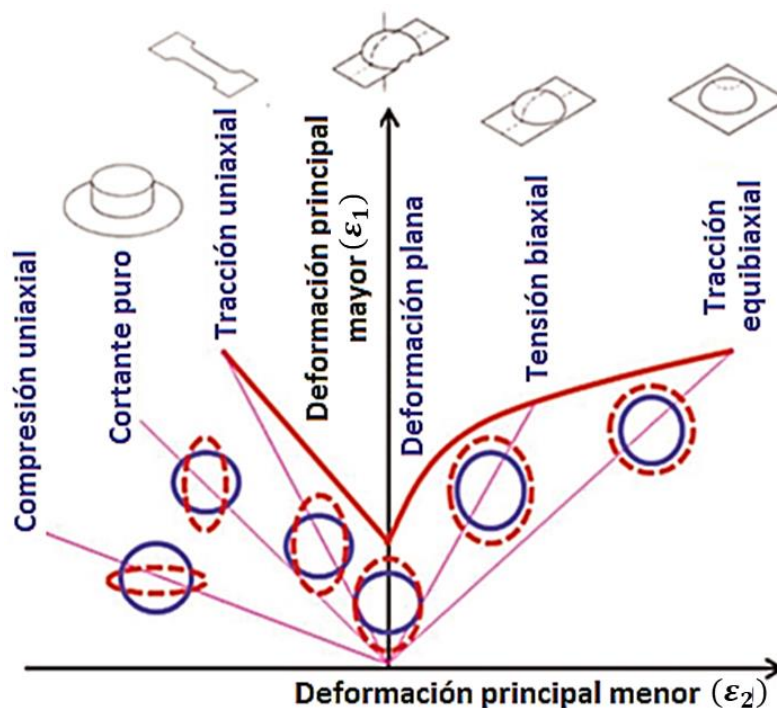


Figura II-16 . Esquema del trazado de diagramas de límite de conformado [69].

Como se vio, son necesarias varias geometrías para lograr diferentes estados de deformación, las correspondientes a este trabajo se muestran en el Anexo: Detalles de los ensayos de embutido.

Para esta tesis los *FLD* fueron graficados con los datos obtenidos a través de pruebas de embutido realizadas con un punzón semiesférico con un radio de 50 mm a una carga máxima de 100 toneladas y una velocidad de 1 mm/s siguiendo los límites propuestos por la norma ASTM E 2218 [70], la cual detalla el procedimiento para este tipo de ensayos.

Se utilizó un sándwich teflón-PVC-teflón entre las piezas y el punzón para evitar la fricción. Arriba del arreglo se tenían dos cámaras para monitorear la deformación que sufrían las probetas, esto se puede ver en la Figura II-17.

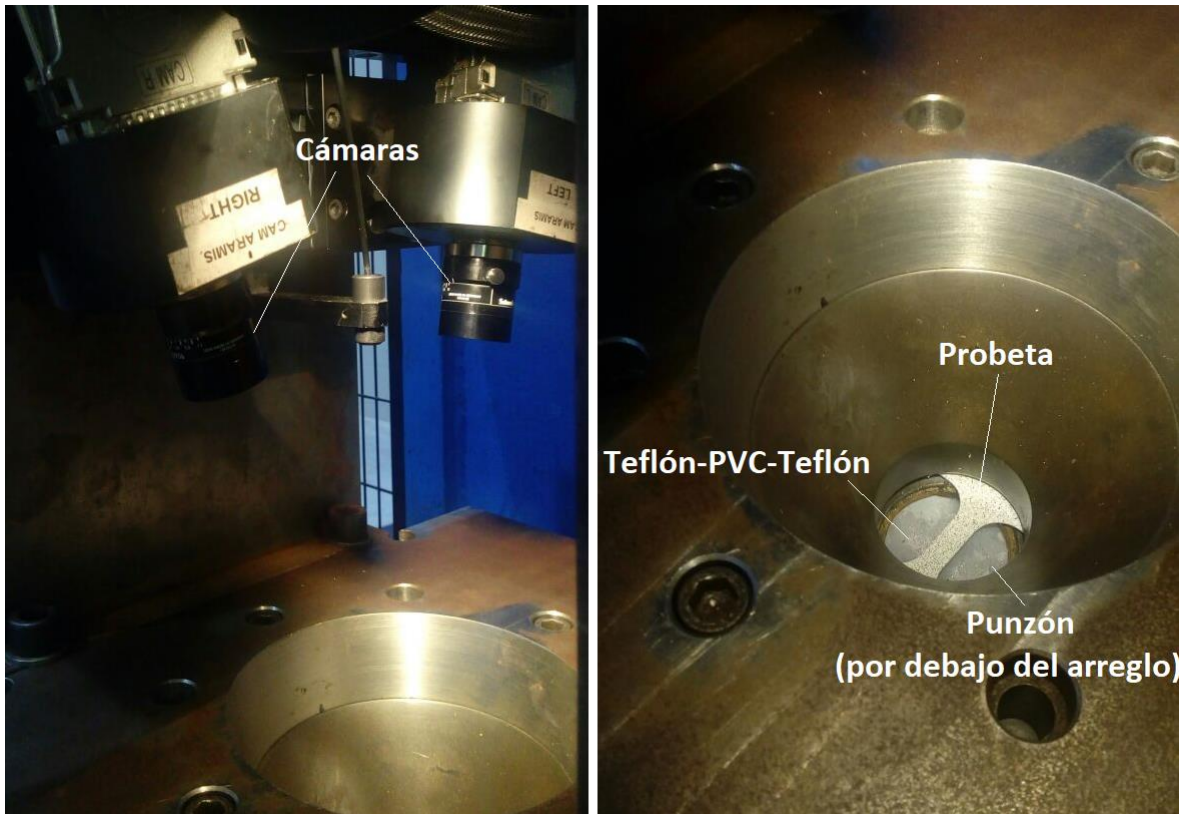


Figura II-17 .Arreglo del punzón y las cámaras utilizado para trazar las curvas de límite de conformado.

Los datos obtenidos de cada *FLD* fueron utilizados para trazar las correspondientes *FLC*. Otros detalles de los ensayos se muestran en el Anexo: Detalles de los ensayos de embutido.

III. Resultados

Esta sección se divide en dos partes: una etapa de validación, en donde se usó una matriz prototipo sobre la aleación 5083, con el objetivo de estudiar los problemas técnicos del proceso y evaluar su eficacia; y una posterior etapa de implementación, en la cual se aplicó el proceso con la matriz final y los ajustes correspondientes sobre la aleación 5754. Para cada etapa se presentan los resultados de las diferentes técnicas y herramientas de caracterización empleadas de acuerdo a la metodología previamente expuesta.

Ya que la etapa de validación y la de implementación tenían metas distintas, las técnicas empleadas no fueron las mismas. En la Tabla III-1 se señalan las técnicas utilizadas en cada etapa.

Tabla III-1 . Matriz experimental de las técnicas utilizadas para la etapa de validación y la de implementación.

Técnica	Validación	Implementación
Microdureza Vickers	●	●
Gráfico de Williamson-Hall		●
Figuras de polo y ODFs	●	●
MET	●	●
Tracción uniaxial	●	●
Modelado por FEM	●	
Fluencia lenta		●
FLD		●

En esta sección se utiliza la letra P para referir al número de repeticiones de corrugado-planchado que tiene cada una de las muestras.

III.1. Etapa de validación

Durante esta etapa se identificaron los problemas técnicos del proceso corrugado-planchado, con el objetivo de aplicar los cambios necesarios para la posterior etapa de implementación.

El proceso corrugado-planchado se realizó sobre las láminas de forma eficaz, pues se logró deformar la lámina con la geometría deseada. Sin embargo, las matrices no cerraron completamente, sino que, con una carga de 10 toneladas, faltó cerca de 1 mm para que cerrara completamente.

Por otro lado, debido al diseño de las matrices, las láminas conservaron un patrón de marcas después de ser procesadas, como se muestra en la Figura III-1 (para facilitar su observación se adjunta un esquema de las marcas y 5 puntos de referencia). Tales marcas promueven la concentración de esfuerzos, como se corroborará más adelante.

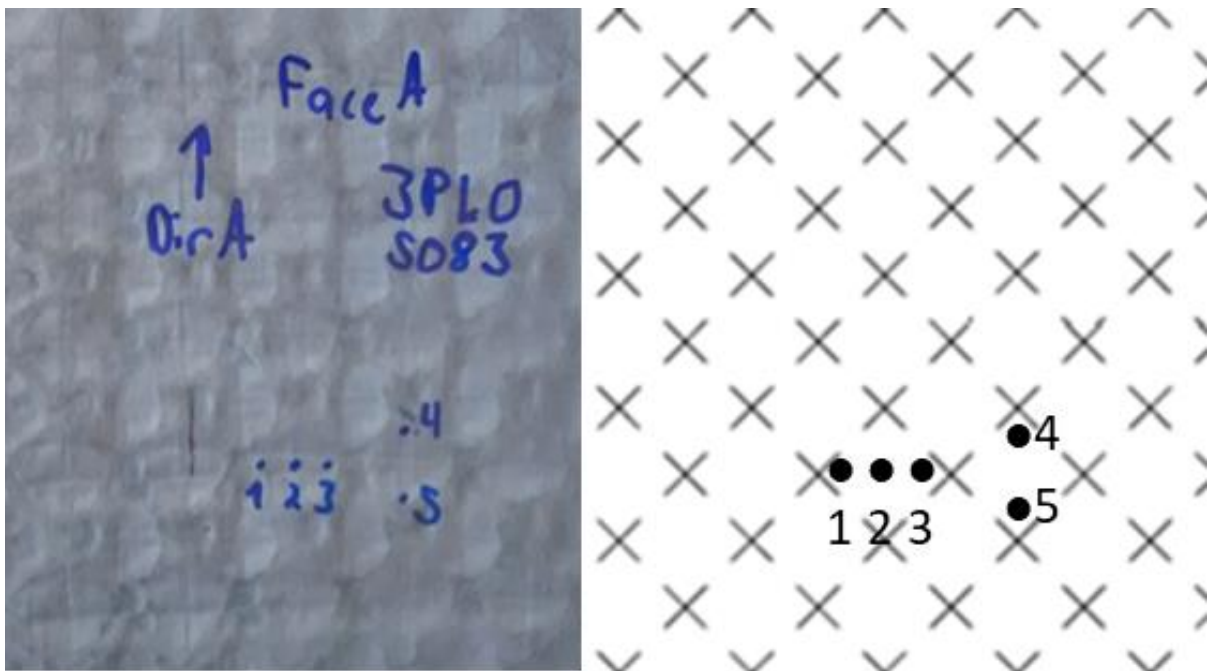


Figura III-1 . Patrón generado por el proceso corrugado-planchado sobre la aleación 5083 y un esquema de éste.

Después de 3 repeticiones de corrugado-planchado las láminas se rompieron, aunque esto no pasó con la totalidad de las láminas. Un número pequeño de láminas, menos del 20%, logró ser procesada con 3 repeticiones sin observarse ninguna rotura; de esas, sólo un par de láminas pudieron ser procesadas hasta con 4 repeticiones sin un rotura visible; al aplicarse la quinta repetición a una de las láminas, ésta se rompió y no se realizaron intentos por alcanzar más repeticiones. Las roturas siempre se localizaron en la misma zona, la cual

corresponde a las marcas mencionadas, lo que refuerza la idea de que esas zonas funcionan como concentradores de esfuerzos.

A partir de lo mencionado, se dilucida la presencia de una deformación heterogénea a causa del proceso. Para poder medir tal heterogeneidad cuantitativamente se utilizaron medidas de microdureza.

III.1.1. Microdureza

Las medidas de microdureza, detalladas en el Capítulo II, se resumen en la Tabla III-2. Éstas sirvieron para evaluar la heterogeneidad de la deformación impartida por el proceso corrugado-planchado y observar la evolución de un aspecto de su comportamiento mecánico conforme al número de repeticiones. Cabe recordar que a partir de 3 repeticiones algunas láminas se fracturaron, sin embargo la microdureza se midió lejos de tales fracturas.

Tabla III-2 . Resultados de microdureza Vickers sobre las láminas de la aleación 5083 procesadas por RCS.

	0P	1P	3P	5P
Promedio (HV_{0.1})	94.8	121.2	134.1	139.4
Máximo (HV_{0.1})	102	138	154	153
Mínimo (HV_{0.1})	91	106	120	128
Desviación estándar (HV_{0.1})	3.2	8.4	9.6	7.7

De estos resultados se observó que el promedio de microdureza incrementa en mayor medida después de la primera repetición, en donde se observa un aumento de poco más de 25 HV_{0.1}, mientras que entre 1 y 3 repeticiones la microdureza aumenta poco menos de 14 HV_{0.1}, y entre 3 y 5 apenas aumenta 5 HV_{0.1}. Lo anterior indica que el mayor cambio en las propiedades mecánicas que puede generar el proceso corrugado-planchado se dará después de la primera repetición.

Enfocando la atención en los valores máximos y mínimos, se observa también un aumento significativo después de la primera repetición disminuyendo tal cambio a mayores repeticiones. Además, el máximo llega a su valor más alto después de las 3 repeticiones, lo que puede indicar que las zonas con mayor deformación no pueden endurecerse significativamente después de éste punto.

Por otro lado, en términos de la desviación estándar, los datos muestran que las láminas antes de ser procesadas ya contaban con una pequeña heterogeneidad en la deformación. Después de 1 repetición de corrugado-planchado dicho valor de desviación se eleva a más del doble, lo que indica la impartición de una heterogeneidad en las propiedades mecánicas dentro de las láminas a causa del proceso RCS. Dicha desviación estándar sube un punto después de 3 repeticiones. Por último, después de 5 repeticiones la desviación estándar baja, lo cual se debe a que las zonas más duras no sufrieron gran cambio, como se explicó en un párrafo previo.

Ya que hubo un cambio en la microdureza del material, es evidente que el proceso indujo efectivamente deformación a las láminas. El siguiente paso es observar cómo esta deformación afectó a la microestructura, empezando por un análisis de macrotextura cristalográfica, por considerarse más estadístico y representativo.

III.1.2. Figuras de polo y *ODFs*

Los procesos que imparten deformación pueden cambiar la orientación relativa de los granos dentro del material, lo que modificaría su textura cristalográfica. El análisis de ésta permite saber un parte de cómo evoluciona la microestructura debido al proceso corrugado-planchado y si es que éste introduce algún componente de textura en particular.

Para lo anterior, en el estudio se utilizan las figuras de polo (explicadas en el Capítulo II), las cuales fueron medidas por difracción de rayos X y se presentan en la Figura III-2. En ellas se observó que los componentes de textura que se encuentran en la muestra sin procesar se conservan después del procesamiento por corrugado-planchado.

Por otro lado, con el objetivo de dilucidar los cambios en la textura que no pudieran observarse claramente en las figuras de polo, se realizó el cálculo de la función de distribución de orientación (*ODF*); a partir de tal cálculo se trazaron 3 cortes, correspondientes a $\varphi_2 = 45, 65$ y 90 grados, éstos se graficaron con la misma escala de intensidad y se muestran en la Figura III-3.

De las *ODFs* se puede reafirmar que los componentes de textura no sufren cambios significativos, sin embargo, su intensidad va disminuyendo con el número de repeticiones de corrugado-planchado.

A partir de los datos obtenidos, se hizo la identificación aproximada de los componentes de textura en base a las posiciones clave mostradas en la Figura III-4. En ésta se muestran tres componentes: el multicolor es el que presenta la mayor intensidad en la aleación 5083, mientras que el naranja es el segundo, siendo que ambos son variaciones de la textura ideal

S, mientras que la que se presenta en menor grado está representada con el color gris. La orientación aproximada de estos tres componentes se muestra en la Tabla III-3.

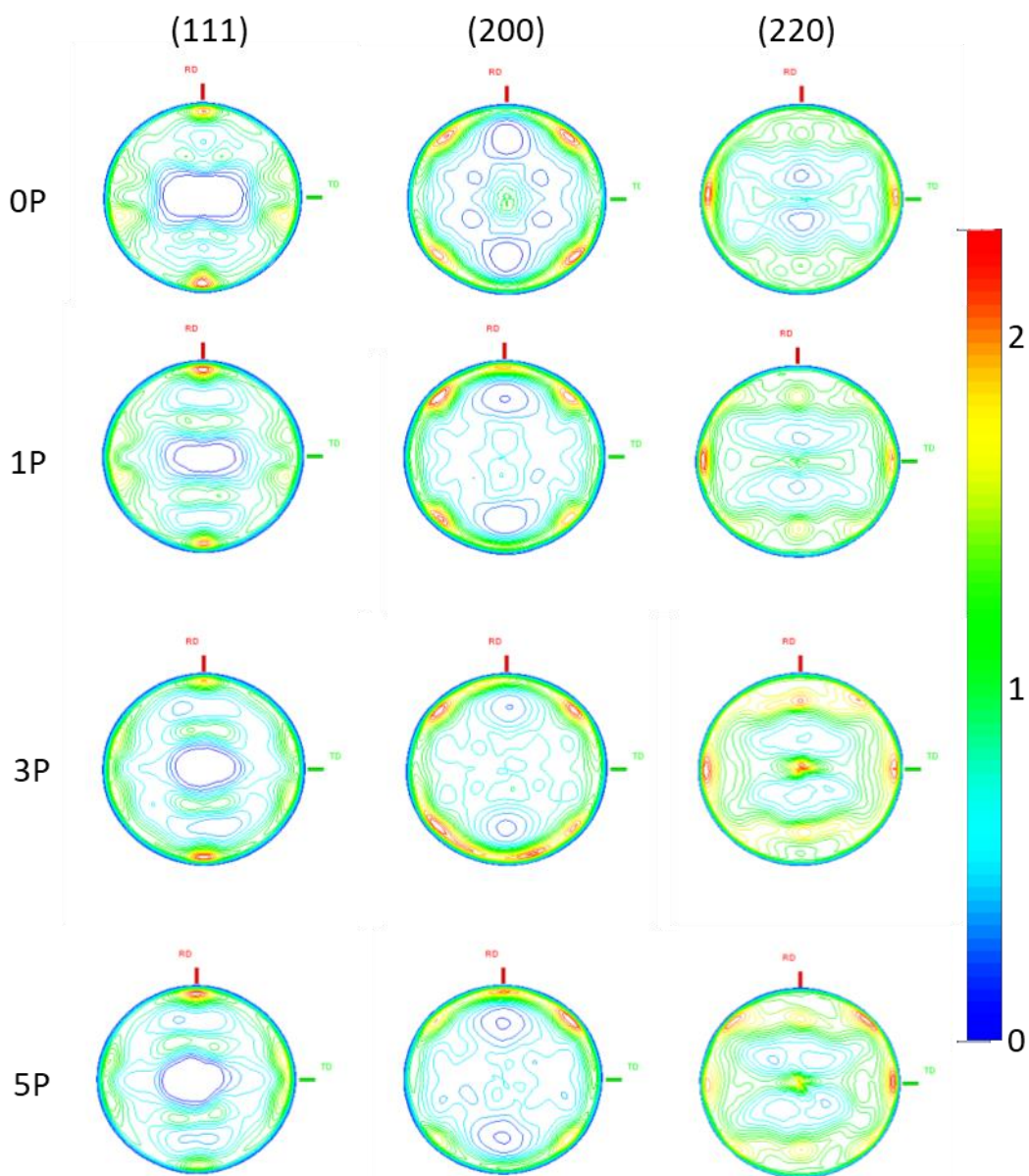


Figura III-2 . Evolución de las figuras de polos (111), (200) y (220) de la aleación 5083 procesada por corrugado-planchado a diferentes repeticiones.

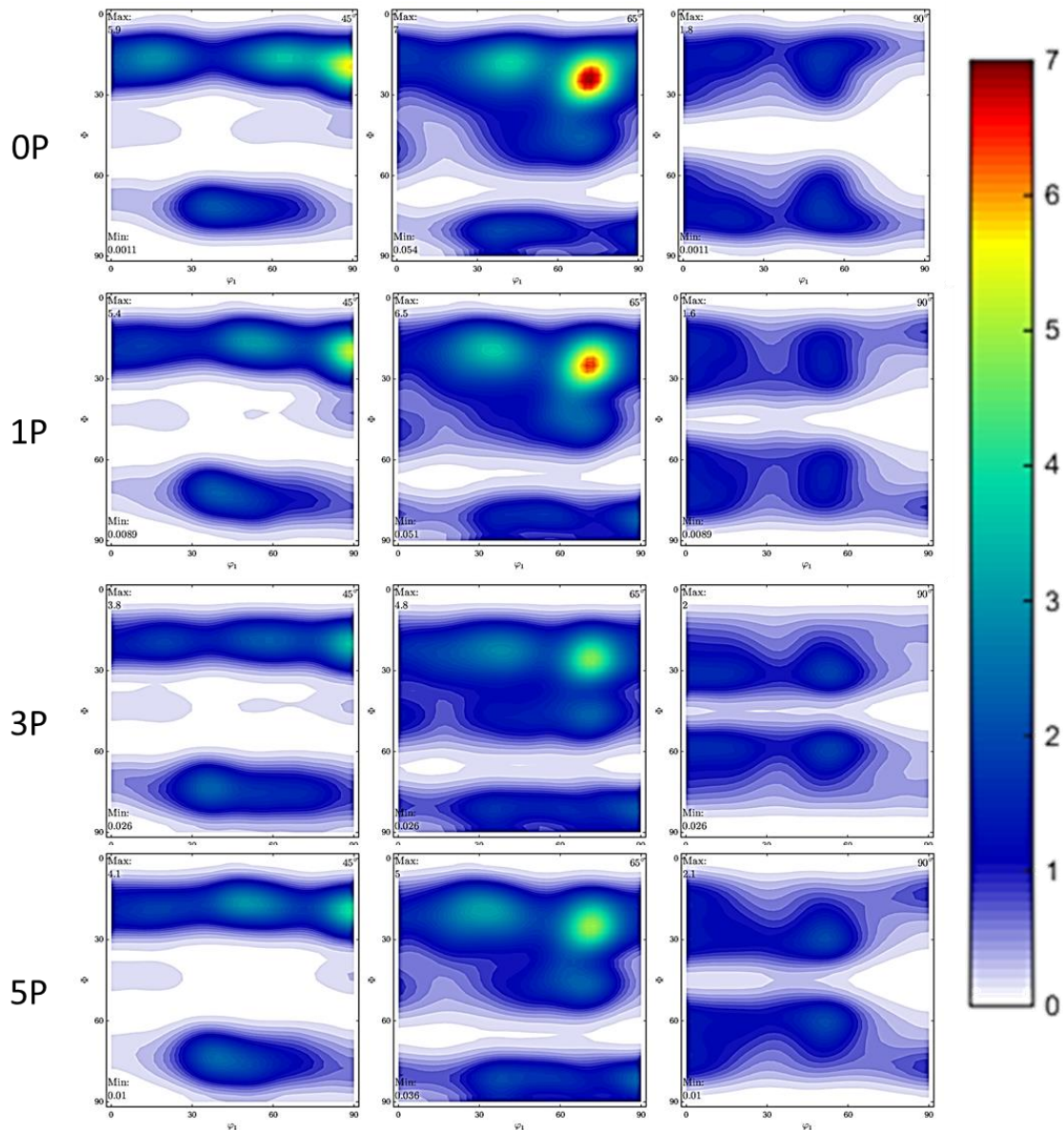


Figura III-3 . ODFs con cortes a $\phi_2= 45, 65$ y 90 grados de la aleación 5083 con distintas repeticiones del proceso corrugado-planchado.

El análisis de macrotextura indica que, si bien el proceso modifica ligeramente la orientación de los granos, éste no genera un nuevo ordenamiento específico de los granos y es por ello que no muestra un componente de textura inherente al proceso.

Ya que no se observó un cambio notable en la textura pero sí en su microdureza, se teoriza que el proceso está induciendo la formación de subgranos y/o celdas de dislocación, lo que cambiaría las propiedades mecánicas sin modificar notablemente la textura. De existir tales cambios, deberían ser observables por microscopía electrónica de transmisión, por lo que se presenta tal técnica a continuación.

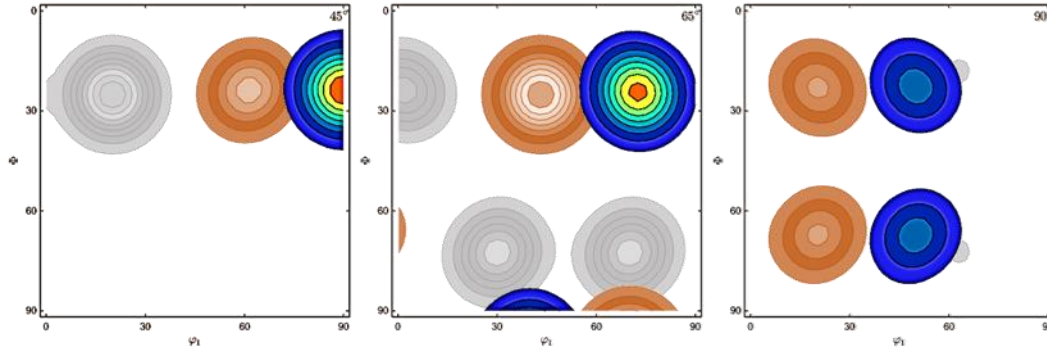


Figura III-4 . Posiciones clave de los tres componentes aproximados de textura presentes en la aleación 5083.

Tabla III-3 . Ángulos de Euler de los tres componentes aproximados de textura presentes en la aleación 5083.

Componente	φ_1	ϕ	φ_2
Desviación de S	73	25	65
Desviación de S	43	25	65
No identificada	20	25	45

III.1.3. Microscopia electrónica de transmisión

La microscopía electrónica de transmisión es una poderosa herramienta que permite explorar la microestructura de los materiales a escalas muy pequeñas, como ya se comentó en el Capítulo II. En este estudio se utilizó con el objetivo de visualizar el tamaño de los granos, evaluar si hubo formación de nuevos granos y observar la acumulación de dislocaciones después del proceso.

Con el fin de comparar la microestructura del material antes de ser procesado, se observó una muestra de las láminas después del recocido, éstas se ilustran en la Figura III-5. En ella se ven las fronteras de grano y los precipitados de Mg_2Si y Al-Mn-Fe-Si comunes en esta aleación [71]; la composición de tales precipitados fue comprobada mediante mapeos por espectroscopía de rayos X (EDS), los cuales pueden ser consultados en el Anexo: Mapeos de los precipitados. El tamaño de los granos no puede ser medido con claridad, ya que en toda la lamela sólo se observan 5 granos, por lo que se estima que su tamaño es mayor a $20 \mu m$.

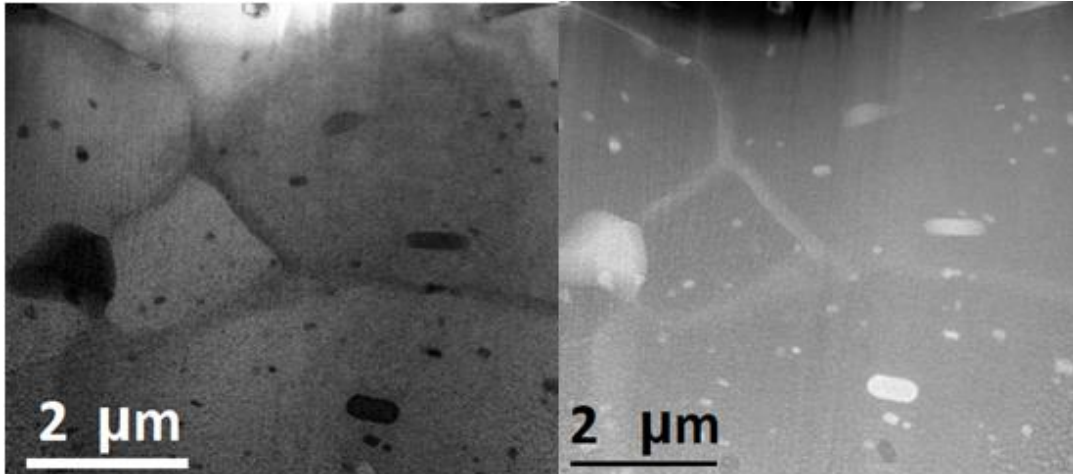


Figura III-5 . Micrografías de campo claro y campo oscuro de la aleación 5083 antes de ser procesada.

Por último, en la Figura III-6, se ven las micrografías de una muestra procesada por 5 repeticiones de corrugado-planchado, en las cuales se puede observar la gran densidad de dislocaciones generadas por el proceso corrugado-planchado y un precipitado de la fase Mg_2Si .

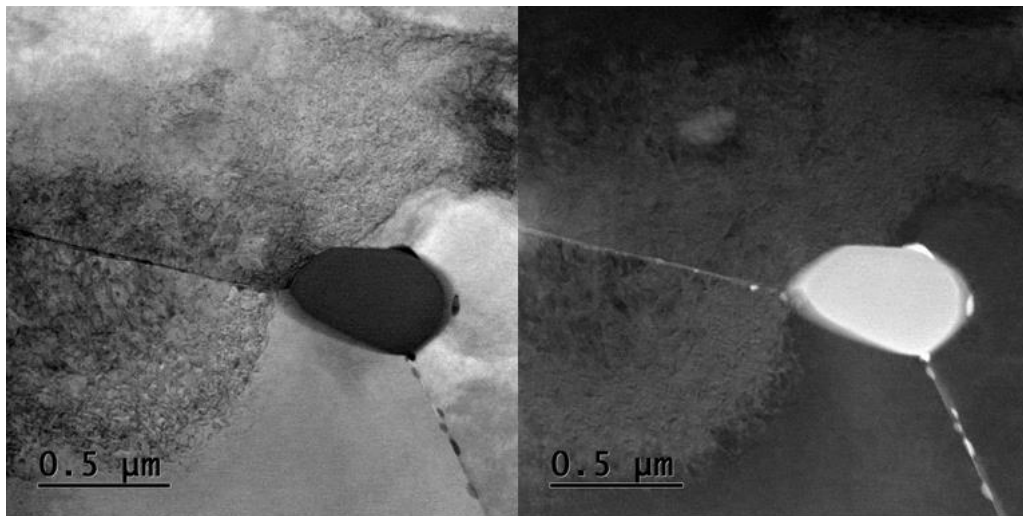


Figura III-6 . Micrografías de campo claro y campo oscuro de la aleación 5083 procesada con 5 repeticiones de RCS.

A partir de esta evidencia, se concluye que el proceso corrugado-planchado modifica la microestructura del material, sin modificar la textura cristalográfica, al inducir una gran cantidad de dislocaciones. Tal cantidad de dislocaciones limita el movimiento de éstas, lo cual, aumentó la microdureza del material. Para observar cómo es que la formación de las dislocaciones afectó otras propiedades mecánicas de interés se realizaron pruebas de tracción uniaxial.

III.1.4. Comportamiento a tracción uniaxial

Una de las herramientas más comúnmente usadas en la caracterización mecánica de materiales es el cálculo de las curvas esfuerzo-deformación. Pues, aun cuando sus datos provengan de un ensayo uniaxial, los valores obtenidos son usados en distintos aspectos del diseño mecánico de diversos componentes. Los principales datos que se utilizan son: el módulo elástico, el límite de cedencia, el esfuerzo máximo y la elongación.

En la Figura III-7 se presentan las curvas esfuerzo-deformación reales representativas de las láminas procesadas por corrugado-planchado, éstas fueron calculadas a partir de los datos de fuerza-desplazamiento de los ensayos de tracción uniaxial descritos en el Capítulo II.

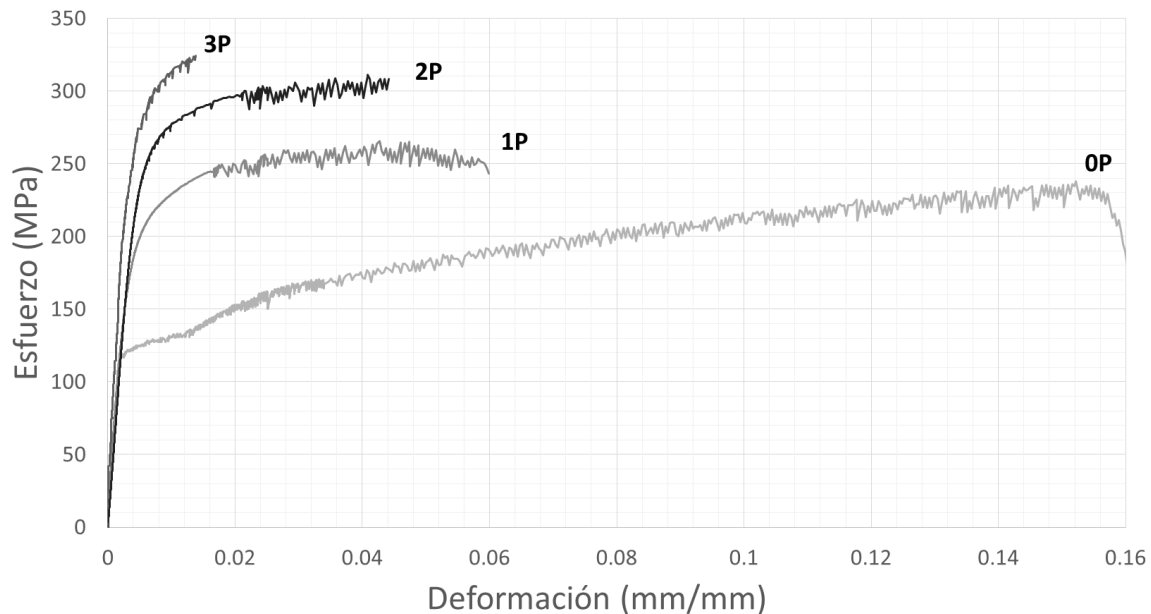


Figura III-7 . Curvas esfuerzo-deformación de las láminas de la aleación 5083 procesadas por RCS.

De las curvas esfuerzo-deformación se observa un cambio significativo en el comportamiento mecánico, haciendo notar que la pendiente de la parte plástica de la curva es marcadamente diferente después de que el material sea procesado, indicando un cambio en el estado de las dislocaciones dentro del material, pues de esto depende en gran parte el endurecimiento que presenta este tipo de materiales en la parte plástica.

Los valores más relevantes de las curvas esfuerzo-deformación se muestran en la Tabla III-4 para una mejor comparación. En ésta se observa la evolución de las propiedades de interés, por un lado, la resistencia última aumentó poco menos de 50 MPa (~20%) con la primer repetición del proceso corrugado-planchado, llegando a aumentar hasta casi 90 MPa (~40%) con 3 repeticiones; por otro lado, el límite de cedencia también aumentó conforme al número de repeticiones, incrementando 85 MPa (~70%) después de la primera y hasta

155 MPa (~125%) con la tercera; por último se observó una caída de la elongación a la fractura del material, llegando a disminuir del 16.3% a 7.1% después de la primera repetición de corrugado-planchado, mientras que después de 3 repeticiones la elongación fue de apenas 1.7%.

Tabla III-4 . Datos de los ensayos de tracción para la aleación 5083 procesada.

Muestra	Resistencia máxima (MPa)	Límite de cedencia (MPa)	Elongación (%)
0P	238	125	16.3
1P	282	200	7.1
2P	320	260	4.3
3P	325	280	1.7

De la comparación de los datos se concluye que el proceso cambia drásticamente algunas propiedades mecánicas del material, aumentando la resistencia del material respecto a su límite de cedencia y esfuerzo máximo a costa de sacrificar la ductilidad. Es importante destacar que, ya que las probetas involucran un área grande del material, las porciones que se ensayan a tracción incluyen zonas con mayor y menor deformación.

Utilizando los datos obtenidos de la experimentación realizada, específicamente los datos esfuerzo-deformación del material sin deformar, se realizó la simulación por el método de elemento finito para aproximar la deformación impartida por el proceso corrugado-planchado. Ésta se presenta a continuación.

III.1.5. Simulación por el método de elemento finito

Para terminar la etapa de validación, y con el fin de aproximar el valor y la distribución de la deformación impartida por el proceso corrugado-planchado, se realizó el modelado numérico mediante el método de elemento finito (*FEM*) con el software ABAQUS bajo el arreglo explicado en la sección Modelado numérico del Capítulo II. A partir de esto, se obtuvo el perfil de deformaciones en una zona representativa del material, la cual mide 8 mm y, mediante repeticiones y planos espejo, puede representar toda la lámina procesada.

Los resultados de la simulación de la lámina procesada después de una repetición de corrugado-planchado se muestran en la Figura III-8. En ella se puede observar que la

máxima deformación impartida es de 1.19, mientras que la mínima es de 0.15. De esto se afirma que hay zonas donde se concentra la mayor cantidad de deformación, siendo que las deformaciones cercanas al máximo se concentran en sola líneas que corresponden a las marcas mencionadas al principio de este Capítulo. También se vio una diferencia substancial entre la cara superior y la inferior de la lámina, siendo que esta última presenta menor deformación en las zonas diferentes a las marcas.

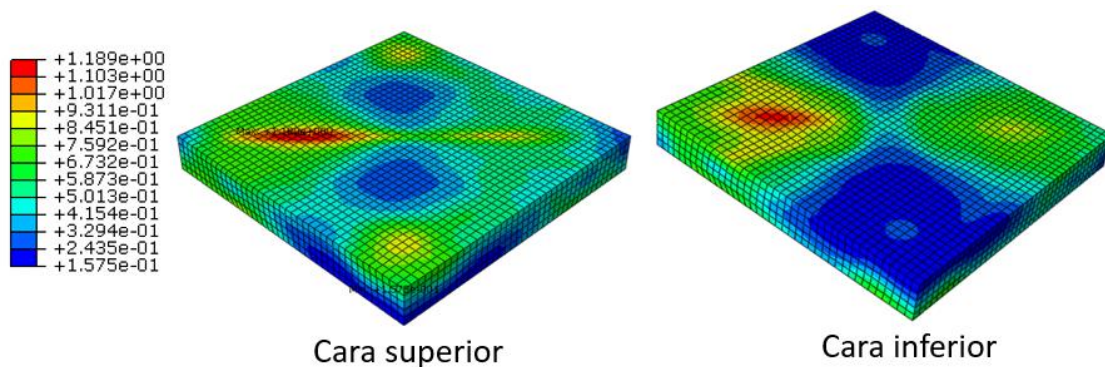


Figura III-8 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por una repetición de RCS.

El mismo comportamiento se observó al aplicar el proceso por segunda vez, pues la distribución de deformaciones se mantuvo igual en la cara superior e inferior, observándose un incremento de poco más de doble en la deformación, llegando a un máximo de 2.76 y a un mínimo 0.44 como se observa en la Figura III-9.

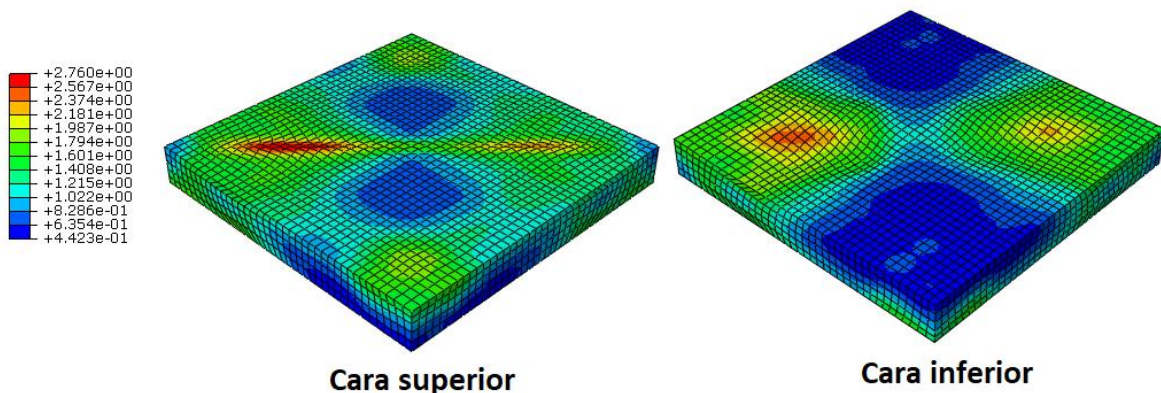


Figura III-9 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por dos repeticiones de RCS.

Para lograr que la deformación impartida en ambas caras sea la misma, se optó por voltear la lámina en la simulación después de la primera repetición. De esto se observan los resultados en la Figura III-10. En ella se puede ver que la deformación máxima impartida llegó a 2.37 y la mínima a 0.38; también se presenta la misma distribución que después de

una repetición, con la diferencia de que en ambas caras la distribución y el nivel de deformación son los mismos.

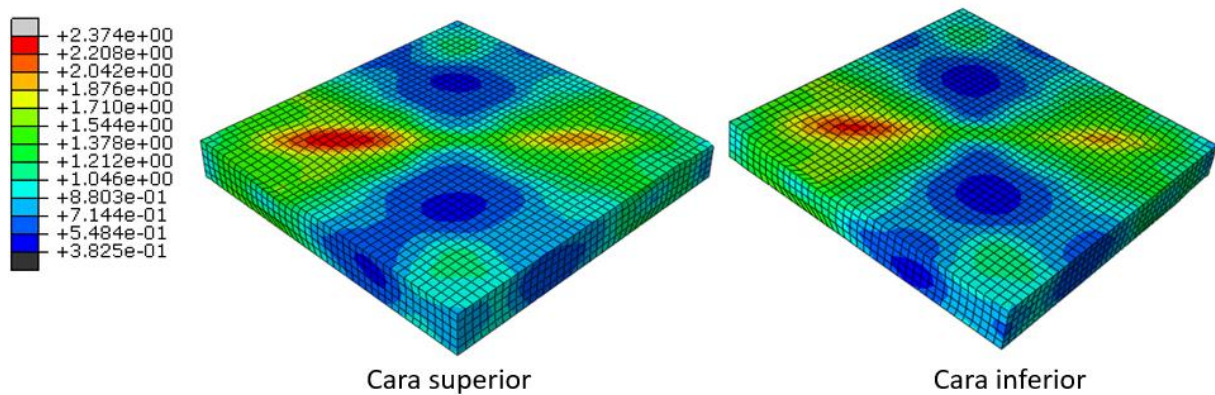


Figura III-10 . Distribución y magnitud de las deformaciones impartidas en una zona representativa procesada por dos repeticiones del proceso RCS volteando la lámina entre repeticiones.

De lo anterior se concluye que, de acuerdo a la simulación por *FEM*, el proceso induce una deformación considerable a las láminas; además, la distribución de deformación es heterogénea, habiendo una relación entre la deformación máxima y la mínima de 1 a 7 después de la primera repetición y disminuyendo a una relación de 1 a 6 después de la segunda. Por otro lado, con el objetivo de que ambas caras tengan la misma deformación, la modificación de la ruta volteando la lámina mostró ser efectiva.

Con lo anterior se termina la etapa de validación, a continuación se detalla la etapa de implementación que se realizó aplicando con los cambios pertinentes.

III.2. Etapa de implementación

Para esta etapa se hicieron algunas modificaciones a partir de los resultados de la etapa de validación, y con éstas se aplicó el proceso corrugado-planchado final de este trabajo.

Para aumentar la cantidad de deformación que aplican las matrices, se optó por cambiar el material de éstas por uno de mucha mayor rigidez: un acero grado herramienta. El cuál mostró no deformarse durante la aplicación del proceso a las láminas de aluminio.

Ya que estas matrices aplicarían mayor deformación, y debido a que la aleación de aluminio anteriormente procesada no había soportado una gran cantidad de repeticiones; se cambió la aleación por la 5754, la cual tiene mayor capacidad de conformado debido a su menor contenido de magnesio.

La ruta fue modificada de acuerdo a los resultados de las simulaciones, volteando la lámina entre repeticiones para aplicar la misma deformación entre caras, después de las repeticiones pares del proceso.

Ya con las modificaciones mencionadas, después de ensayar a diferentes cargas y recorridos se observó que los parámetros óptimos para procesar la aleación 5754 con las matrices de acero fueron: 10 toneladas de carga y un recorrido de 3 mm, es decir, faltando 1 mm para que corrugara completamente. El corrugado de las láminas en esta etapa se muestra en la Figura III-11.

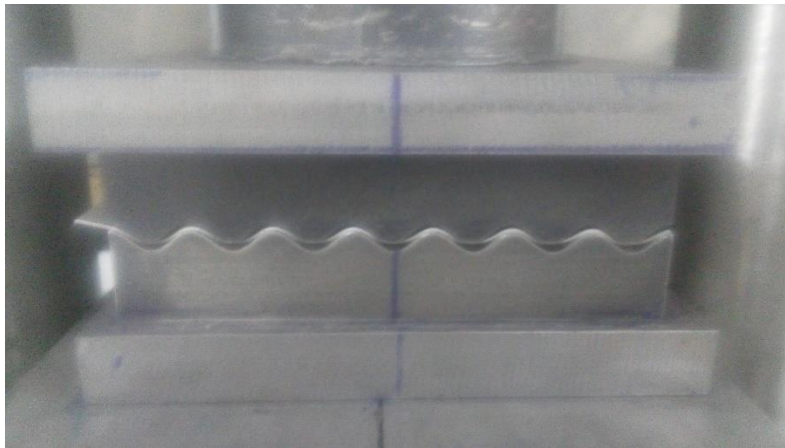


Figura III-11 . Fotografía del corrugado sobre la aleación 5754.

Las láminas pudieron ser procesadas por corrugado-planchado con hasta 2 repeticiones sin evidentes fallas del material. Sin embargo, al aplicar el proceso sobre las láminas, y al igual que en la etapa de validación, se generó sobre ellas un patrón de marcas, aunque esta vez se hizo mucho más evidente debido a la mayor rigidez de las matrices.

Los patrones generados sobre las láminas se ven en la Figura III-12 y en la Figura III-13 para muestras procesadas por una y dos repeticiones del proceso corrugado-planchado, respectivamente. De estos patrones se observa la diferencia entre caras que hay después de la primera repetición y cómo ésta desaparece casi completamente después de la segunda repetición al usar la ruta modificada.

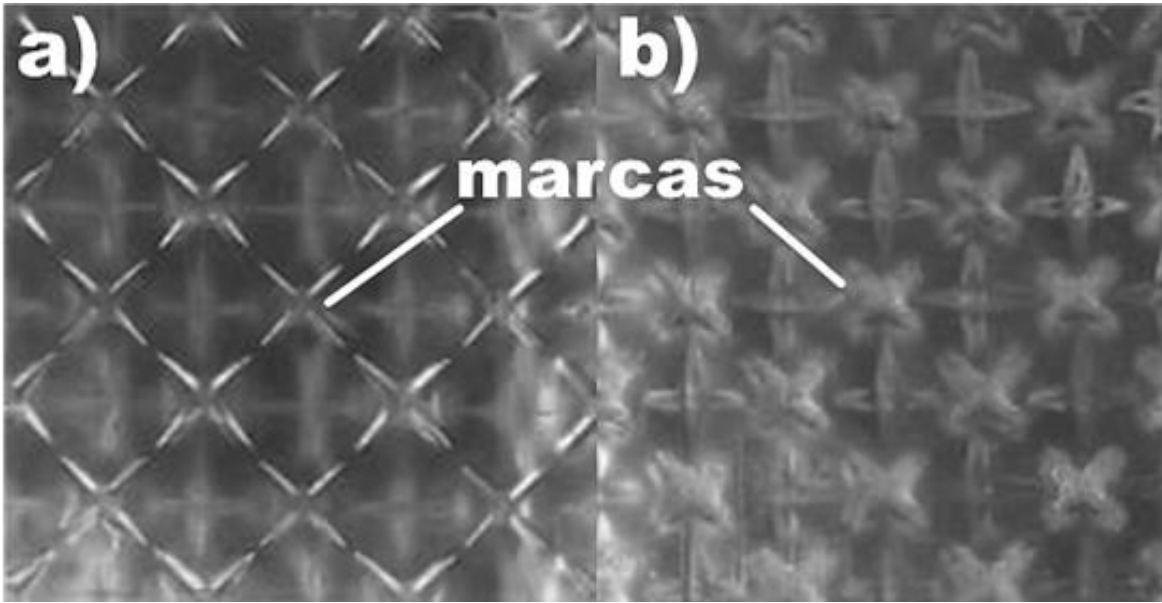


Figura III-12 . a) Cara frontal y b) cara trasera de una lámina de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado con una repetición.

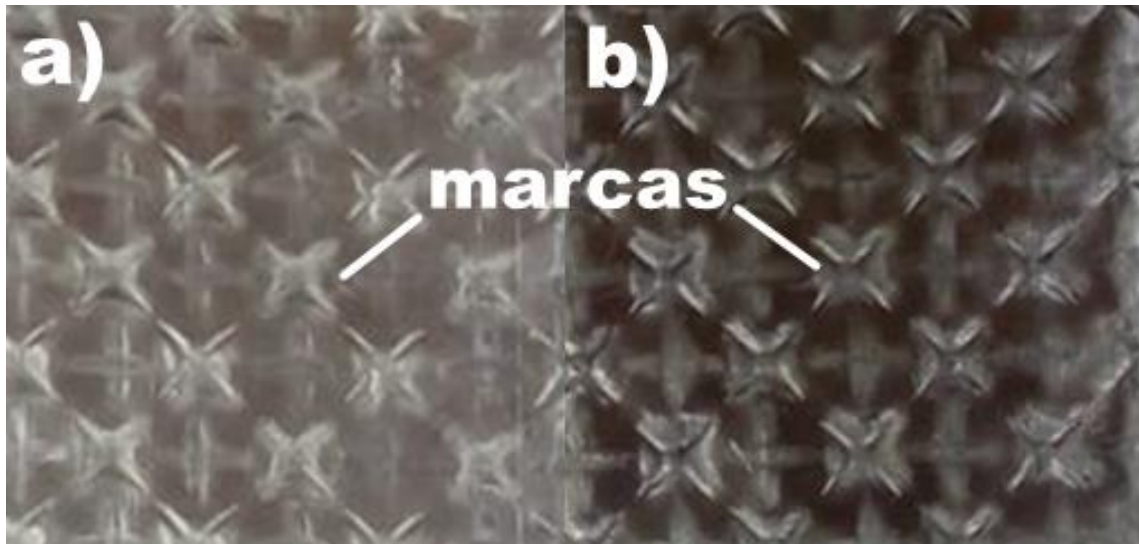


Figura III-13 . a) Cara frontal y b) cara trasera de una lámina de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado con dos repeticiones.

Por otro lado, al intentar realizar muestras con 3 repeticiones de corrugado-planchado se producían fracturas (en las marcas antes mencionadas) durante la etapa de corrugado de la misma forma que en la etapa de validación, un ejemplo de éstas se observa en la Figura III-14.

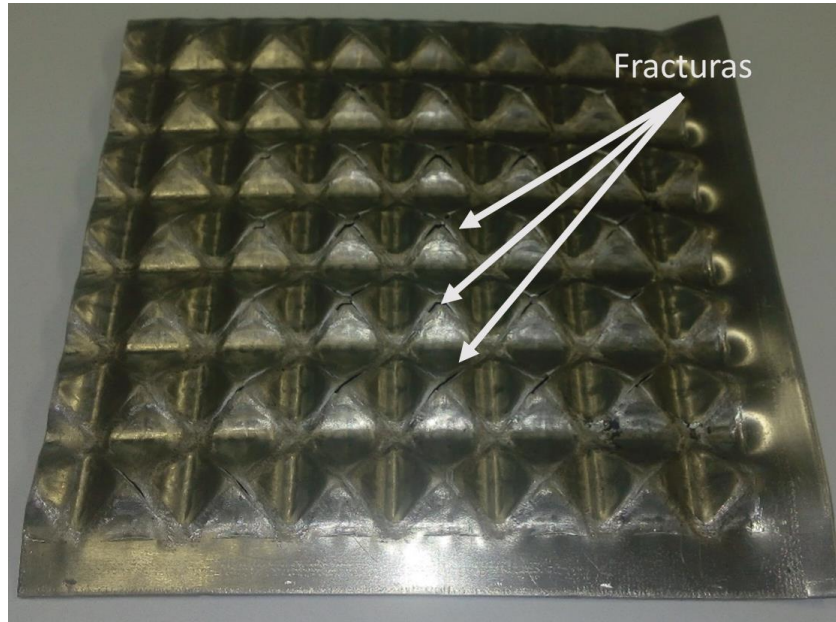


Figura III-14 . Fotografía de una lámina de la aleación 5754 fracturada después del primer corrugado de la tercera repetición.

De las muestras procesadas se observó muy claramente que se aplicó efectivamente una deformación heterogénea como en la etapa de validación. A continuación se muestra cuantitativamente tal heterogeneidad mediante los resultados de microdureza.

III.2.1. Microdureza

Al igual que en la etapa de validación, las medidas de microdureza Vickers fueron utilizadas para medir la heterogeneidad que introduce el proceso corrugado-planchado. En esta etapa se realizó además un mapeo de microdureza de las muestras procesadas con el objetivo de graficar y comparar entre la distribución de deformación predicha por las simulaciones y la distribución de microdureza en el material.

Los mapeos mencionados en el párrafo previo se muestran en la Figura III-15 para la muestra procesada por una repetición del proceso corrugado-planchado y en la Figura III-16 para la muestra procesada por dos repeticiones. En tales mapeos se observa una de las marcas del patrón observado en la simulación, lo que valida la distribución predicha y permite cuantificar las zonas que sufren mayor deformación durante el proceso corrugado-planchado.

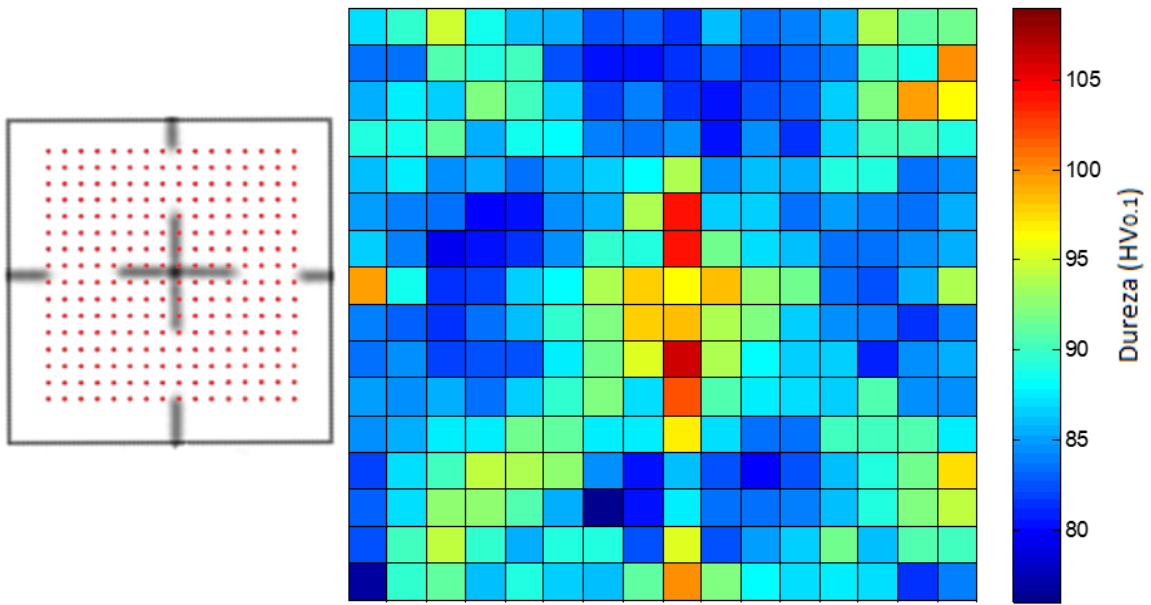


Figura III-15 . Mapeo de microdureza Vickers en una lámina de la aleación 5754 procesada con una repetición del proceso corrugado-planchado.

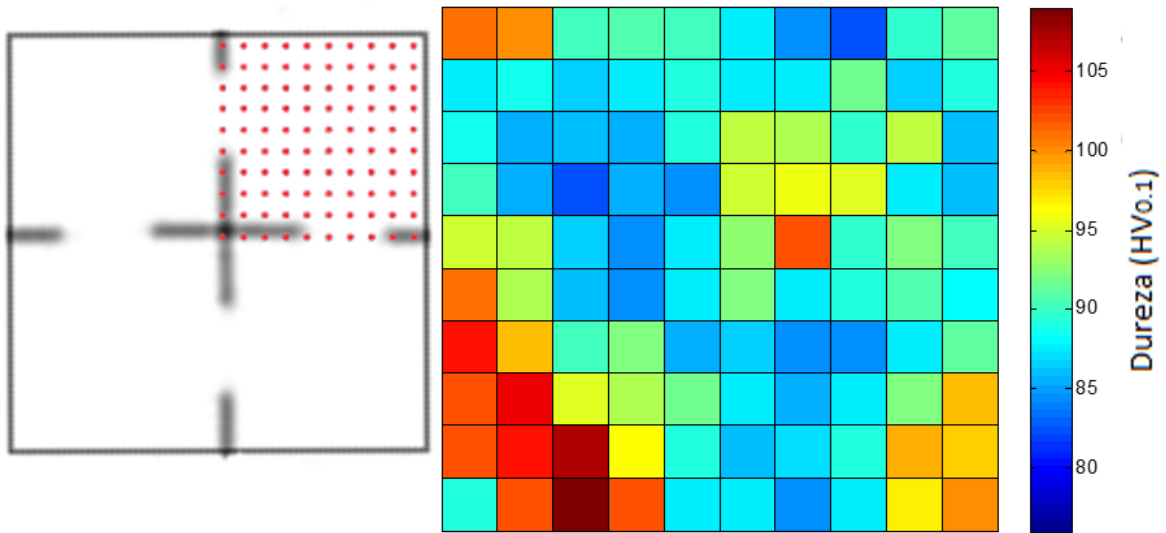


Figura III-16 . Mapeo de microdureza Vickers en una lámina de la aleación 5754 procesada con dos repeticiones del proceso corrugado-planchado.

Por otro lado, para poder comparar los datos de manera sencilla, la Tabla III-5 muestra los valores estadísticos más importantes de la microdureza del material antes y después de ser procesado.

Tabla III-5 . Datos estadísticos de microdureza Vickers de la aleación 5754 antes y después de ser procesado por corrugado-planchado.

	0P	1P	2P
Promedio (HV_{0.1})	71.7	87.2	91.3
Máximo (HV_{0.1})	73	106	109
Mínimo (HV_{0.1})	71	76	82
Desviación estándar (HV_{0.1})	0.6	5.0	6.0

En dicha tabla se puede observar que hubo un incremento del promedio de microdureza de casi 16 HV_{0.1} después de una repetición del proceso, aumentando sólo 4 HV_{0.1} después de la segunda repetición. El máximo de microdureza encontrado después de una repetición presenta un aumento de 33 HV_{0.1} comparado con el máximo del material sin procesar, mientras que el mínimo presenta una diferencia de 5 HV_{0.1} aplicando la misma comparación; lo mismo se observa al comparar la muestra con dos repeticiones, donde se aumenta 36 HV_{0.1} y 11 HV_{0.1}, respectivamente.

Por último, la desviación estándar de la microdureza del material sin procesar es muy baja, y esta cambia significativamente después de ser procesada por corrugado planchado, evidenciando la presencia de heterogeneidad.

Ya que está cuantificada la heterogeneidad, se realiza el estudio microestructural para buscar los cambios que introduce el proceso corrugado-planchado, comenzando por un análisis de las microdeformaciones.

III.2.2. Microdeformaciones

Determinar el estado de las microdeformaciones en el material es útil para comparar cómo es que el procesamiento por corrugado-planchado modificó el estado interno del material.

Los datos necesarios para el cálculo de las microdeformaciones (antes detallados en el Capítulo II), se obtuvieron mediante difracción de rayos X y en la Figura III-17 se presentan las líneas de tendencia y las ecuaciones derivadas a partir de tales datos.

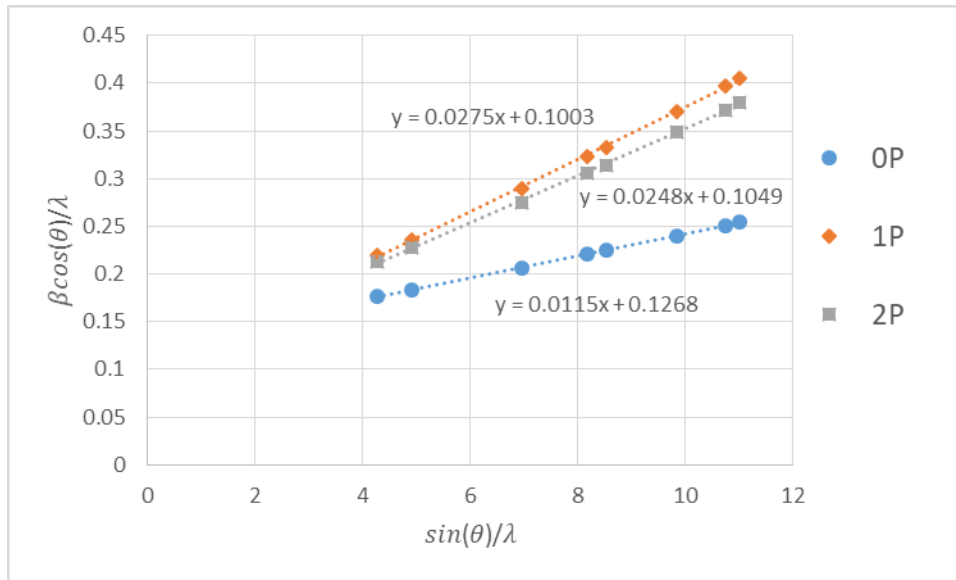


Figura III-17 . Gráfico de Williamson-Hall de la aleación 5754 procesada por 0, 1 y 2 repeticiones de RCS

En la anterior figura se observa que la pendiente aumenta ampliamente después de la primera repetición de corrugado-planchado, para luego disminuir marginalmente a las dos repeticiones; lo anterior indica que el proceso introdujo la mayor cantidad de deformación después del primer paso de corrugado-planchado y luego cayó probablemente debido a la relajación de tensiones provocada por la aparición de microgrietas en el material.

Por otro lado, la intersección de las pendientes cambia relativamente poco, indicando una pequeña disminución del tamaño de dominio de cristalino después de una repetición y una posterior disminución aún menor después de la segunda, sin embargo es imposible calcularlo con exactitud ya que es demasiado grande como para distinguirlo de la incertidumbre instrumental del equipo.

En conclusión, se dilucida que el proceso introduce deformación al material sin propiciar la formación de nuevos granos, lo cual concuerda con lo observado en la etapa de validación. Para poder completar el análisis de la microestructura, se continúa con la medición de la macrotextura cristalográfica.

III.2.3. Figuras de polo y ODFs

El análisis de textura cristalográfica permitirá observar si la evolución de su microestructura presenta la misma tendencia que se observó en la etapa de validación. De la misma manera se muestran las figuras de polo en la Figura III-18, de ellas se puede observar que se parte de una textura tipo "S" y que no se observa un cambio significativo entre las figuras de polo

del material antes y después de ser procesado por corrugado-planchado, lo que indica poca modificación de los componentes de textura.

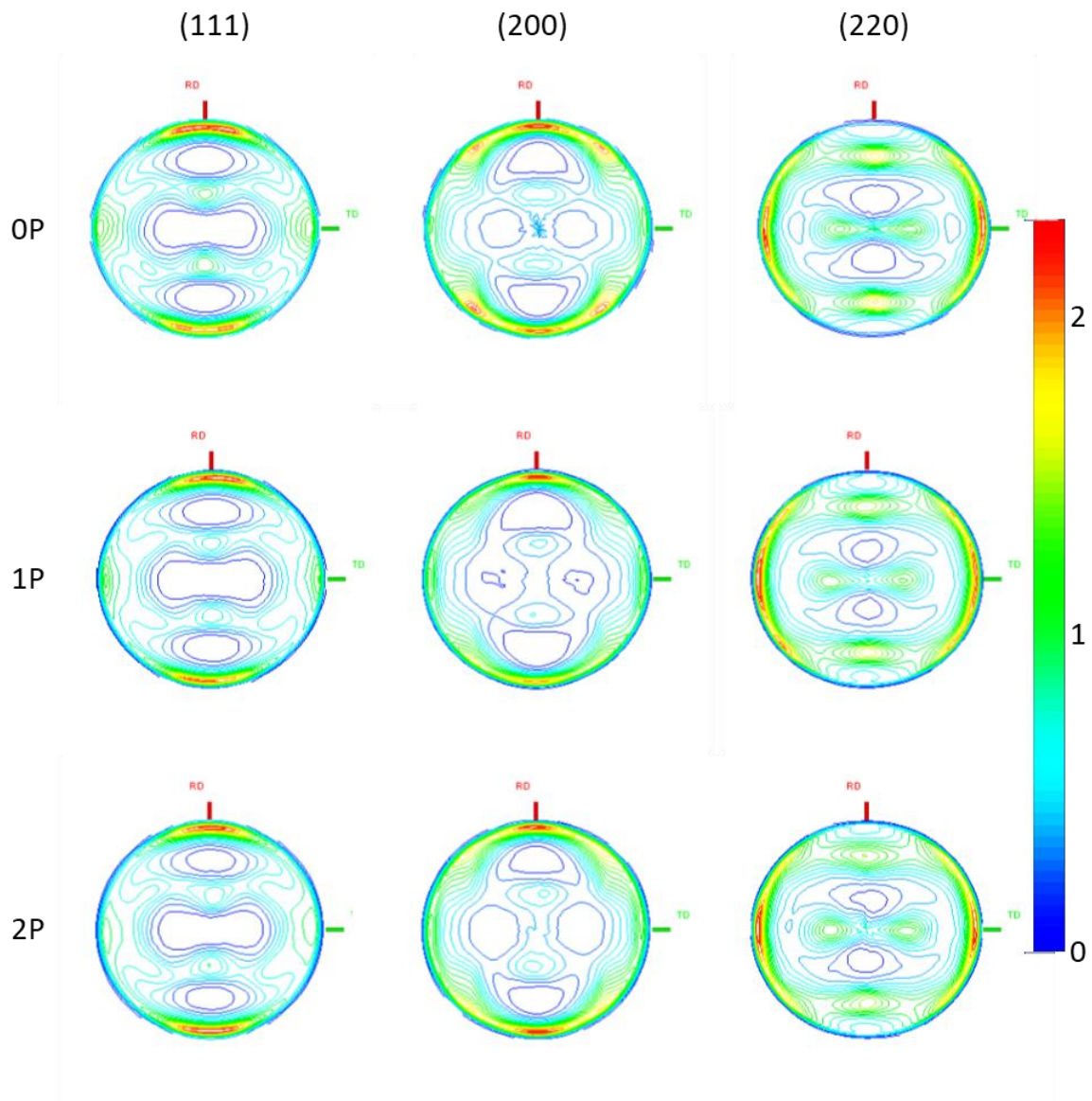


Figura III-18 . Evolución de las figuras de polos (111), (200) y (220) de la aleación 5754 procesada por corrugado-planchado.

Para dilucidar los cambios complejos de textura, que no son perceptibles en las figuras de polo, es necesario trazar las funciones de distribución de orientación. A partir de estas *ODFs*, mostradas en la Figura III-19, se observa que los componentes de textura son exactamente los mismos, con la diferencia de que la intensidad de éstos es menor después del proceso corrugado-planchado.

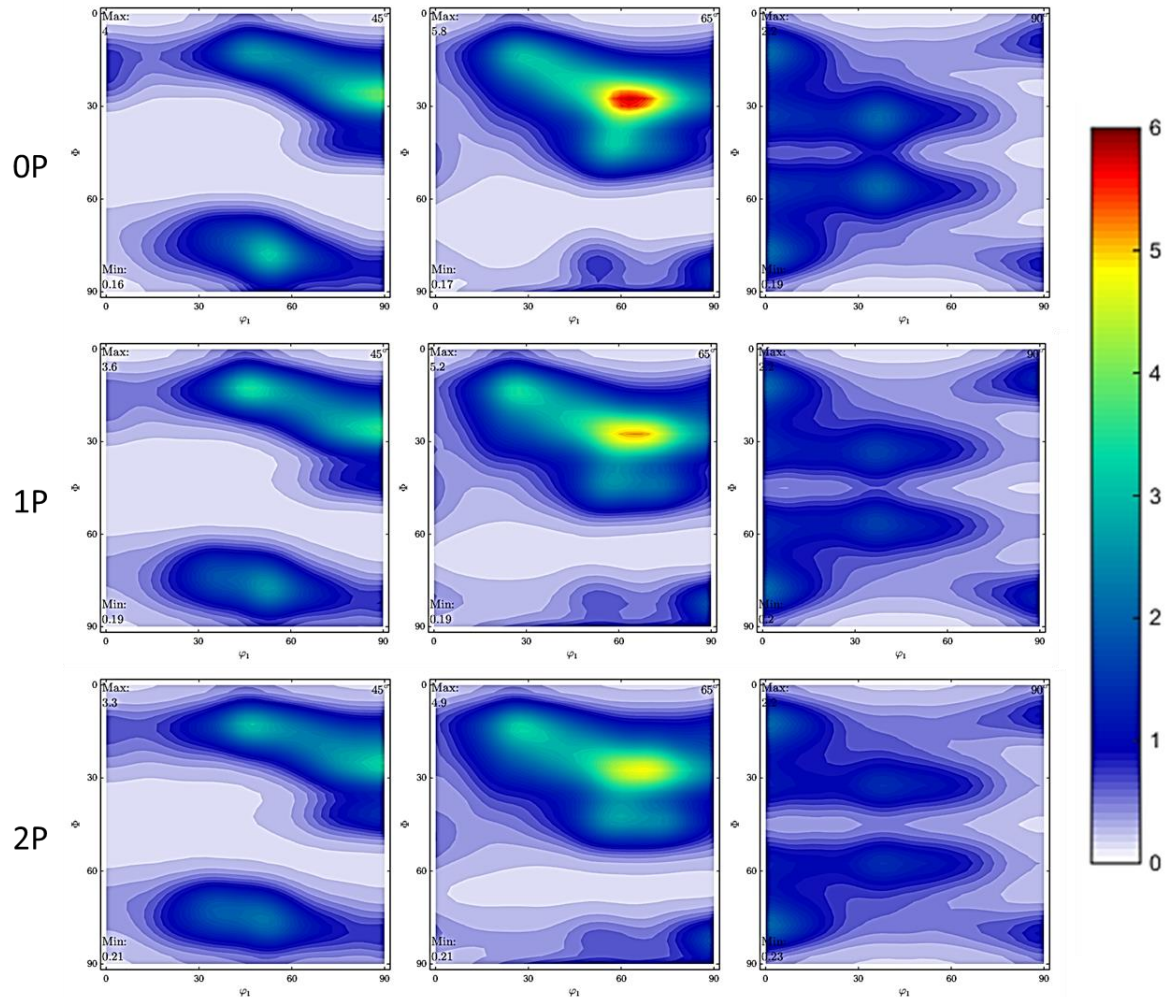


Figura III-19 . ODFs con cortes a $\varphi_2= 45, 65$ y 90 grados de la aleación 5754 con distintas repeticiones del proceso corrugado-planchado.

En la aleación 5754 se encontraron sólo dos componentes de textura: el primero es una desviación de la textura ideal “S”, característica de aleaciones de aluminio laminadas; mientras que el segundo, y con menor intensidad, es una desviación de la textura “cubo”, típica de aleaciones de aluminio recocidas. Las posiciones clave de tales componentes y el valor de sus orientaciones, en términos de los ángulos de Euler, se muestran en la Figura III-20 y en la Tabla III-6, respectivamente.

La caída de la intensidad se ve explicada por la destrucción parcial de la textura, sin que el proceso induzca otra textura característica, esto se puede apreciar mejor con el cálculo del volumen texturizado del material que arroja los resultados de la Tabla III-7, en ésta se puede apreciar que el volumen total texturizado disminuye conforme al número de repeticiones.

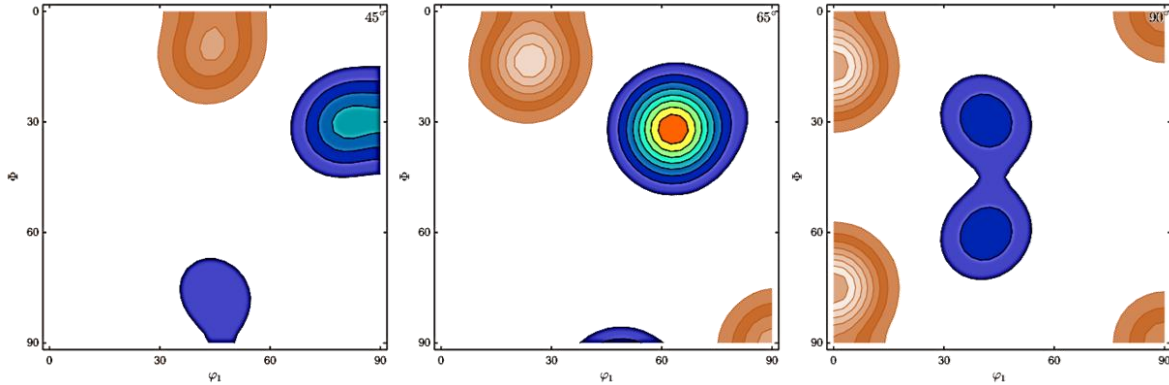


Figura III-20 . Posiciones clave de los componentes de textura en la aleación 5754.

Tabla III-6 . Orientaciones aproximadas de los componentes de textura de la aleación 5754.

Componente	φ_1	ϕ	φ_2
Desviación de S	63	32	65
Desviación de Cubo	0	15	0

Tabla III-7 . Volúmenes texturizados de la aleación 5754 antes y después de ser procesada por RCS.

Volumen texturizado	0P	1P	2P
Desviación de S (%)	25.90	23.01	22.47
Desviación de Cubo (%)	7.64	8.49	8.25
Total (%)	33.54	31.5	30.72

Ya que la textura no cambió, pero sí se observó un cambio en el comportamiento mecánico del material, la microestructura pudo haber cambiado sólo en cuanto a su densidad de dislocaciones y/o en la formación de subgranos, lo anterior se corrobora a continuación mediante microscopía electrónica de transmisión.

III.2.4. Microscopía electrónica de transmisión

Ya que la evolución de la textura cristalográfica sigue un comportamiento similar a la de la etapa de validación, se presume que el cambio en las propiedades mecánicas se debe solamente a una gran densidad de dislocaciones y no a la formación de nuevos granos. Para apoyar esto se observa por MET una lamela preparada por *FIB*, como se explicó en el Capítulo II.

La microestructura de una muestra de la aleación 5754 procesada por una repetición de *RCS* se puede ver en la micrografía de campo claro de la Figura III-21. En ella se ve la presencia de precipitados y dislocaciones, las últimas generadas por el proceso *RCS*.

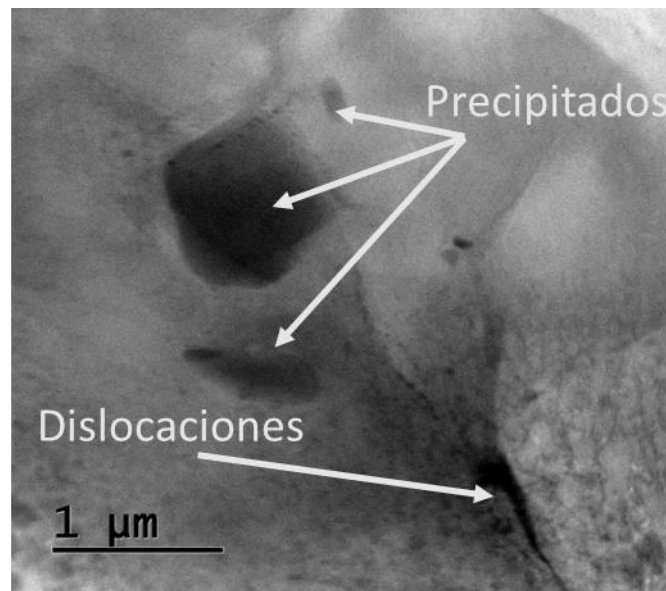


Figura III-21 . Micrografía de campo claro de la aleación 5754, procesada por una repetición de *RCS*, en donde se observan los precipitados y la presencia de dislocaciones.

Al igual que en la etapa de validación, los precipitados de la aleación 5754 son: Mg_2Si e intermetálicos de Al-Mn-Fe-Si [72], siendo que los segundos son los que se observan en la Figura III-21. La composición elemental de éstos fue corroborada mediante mapeos por *EDS*, los cuales pueden ser consultados en el Anexo: Mapeos de los precipitados.

Por otro lado, en la Figura III-22 se ve una imagen de campo claro de una muestra de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de *RCS*, en la cual se observa la acumulación de dislocaciones. No se observó la formación de fronteras de grano.

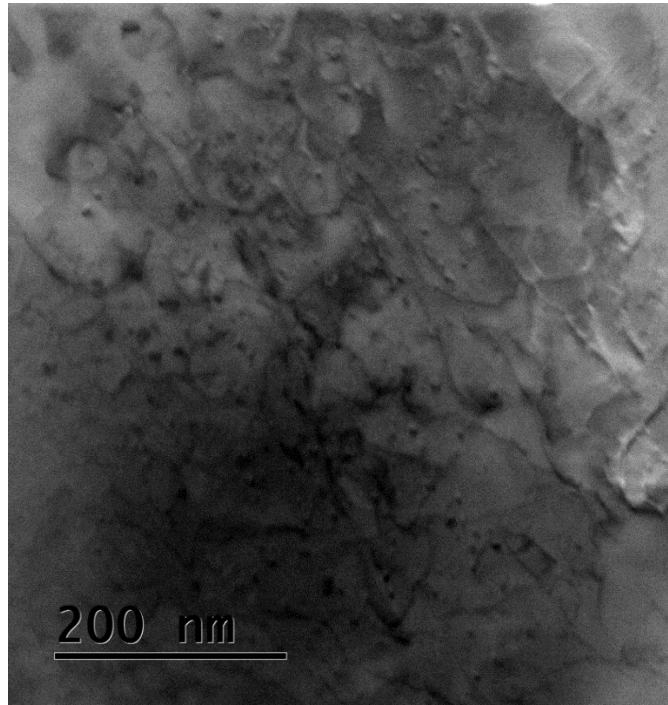


Figura III-22 . Micrografía de una muestra de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones del proceso corrugado-planchado.

Ya que el aumento de la densidad de las dislocaciones modificará la resistencia mecánica del material, el siguiente paso es cuantificar dicho cambio mediante una prueba de tracción uniaxial.

III.2.5. Comportamiento a tracción uniaxial

Como se ha mencionado, las curvas esfuerzo-deformación son una de las herramientas más utilizadas en la caracterización mecánica de los materiales; los valores de límite de cedencia, esfuerzo máximo y elongación a la fractura son utilizados en diversas áreas de diseño mecánico para el modelado de elementos. Es por ello que su trazado permite comparar algunas propiedades mecánicas de interés.

A partir de los datos de fuerza-desplazamiento, obtenidas del ensayo de tracción uniaxial, se calcularon las curvas esfuerzo-deformación reales del material antes y después de ser procesado; éstas se muestran en la Figura III-23.

De estas curvas se puede observar que el comportamiento mecánico del material cambia considerablemente después de ser procesado por una repetición del proceso corrugado-planchado. Por otro lado, no hay una gran diferencia en el comportamiento entre el

material con una repetición y dos repeticiones del proceso, pues la resistencia aumenta y la ductilidad disminuye, pero marginalmente.

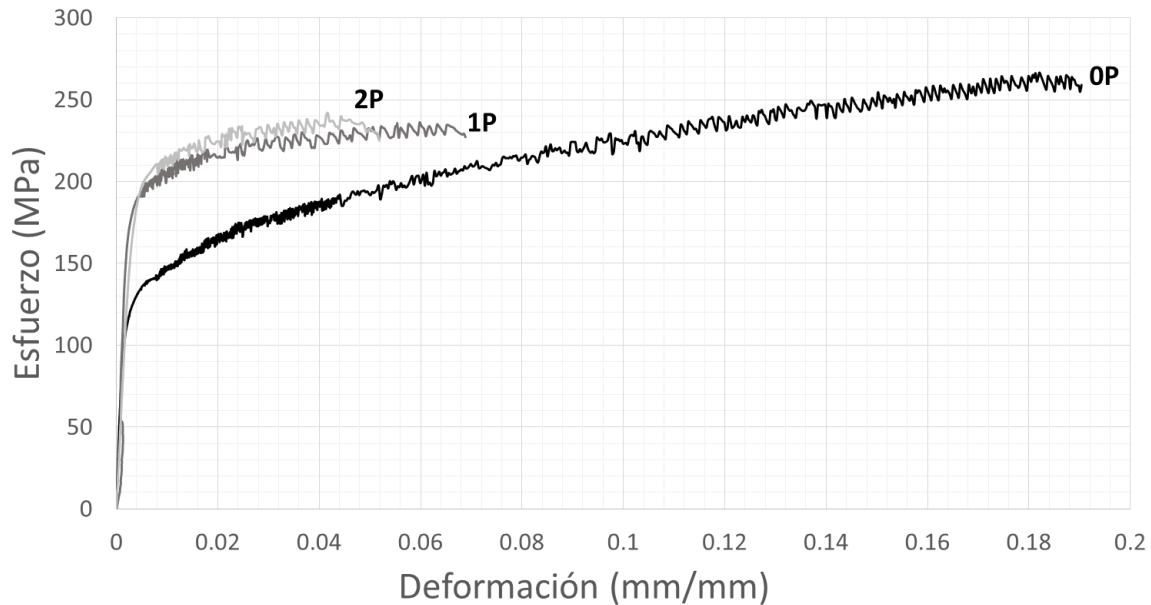


Figura III-23 . Curvas esfuerzo-deformación de la aleación 5754 procesada por RCS.

Para una comparación cuantitativa de los valores de interés que proporcionan las curvas esfuerzo-deformación, se construyó la Tabla III-8.

Tabla III-8 . Valores de propiedades mecánicas de interés obtenidos de las curvas esfuerzo-deformación de la aleación 5754 antes y después de ser procesado por RCS.

Muestra	Resistencia máxima (MPa)	Límite de cedencia (MPa)	Elongación (%)
OP	267	135	19.0
1P	236	190	6.9
2P	242	200	5.2

En dicha tabla, se observa que la resistencia última disminuye después de la primera repetición y aumenta después de la segunda, sin llegar al valor del material original; lo anterior se le atribuye a la baja ductilidad del material debido a los concentradores de esfuerzos en las marcas, antes discutidos. Por otro lado el límite de cedencia aumentó 55 MPa (~40%) después de la primera repetición, mientras que para la segunda el aumento fue de 10 MPa (~7%). Por último, la elongación a la fractura disminuye drásticamente

después de la primera repetición, disminuyendo de 19% a 6.9%; mientras que para dos repeticiones del proceso la ductilidad bajó sólo un poco más de punto porcentual más.

De estos datos se concluye que estas propiedades mecánicas se ven modificadas significativamente por el proceso después de una repetición y de manera marginal después de las segunda. Si bien, hubo una caída de la resistencia máxima y la ductilidad, el incremento del límite de cedencia fue considerablemente positivo.

Ya que se conoce parte del comportamiento mecánico a temperatura ambiente, se procede a caracterizar mecánicamente el material a altas temperaturas.

III.2.6. Comportamiento a fluencia lenta

El comportamiento de los metales a altas temperaturas es de interés debido a la gran cantidad de procesos de conformado que se emplean en estas condiciones. Por otro lado, cuando se trabajan en caliente, los materiales metálicos modifican su comportamiento mecánico de acuerdo a la velocidad a la que se les aplica una deformación.

Es por lo anterior que un estudio de fluencia lenta, en donde se varían las temperaturas y las velocidades de deformación, permite caracterizar una parte de interés del comportamiento mecánico del material.

A temperaturas altas la ductilidad de los materiales metálicos suele ser mayor, es por ello que variaciones en el espesor se convierten en factores importantes en cuanto a la capacidad de deformación del material. Lo anterior explica que en este caso, los ensayos presentaron rotura en las partes de menor área transversal, las cuales corresponden a las marcas antes discutidas; sin embargo, tal rotura, al presentarse en el área de trabajo como se evidencia en algunas probetas presentadas en la Figura III-24, sigue siendo válida para el ensayo.



Figura III-24 .Probetas ensayadas a fluencia lenta de la aleación 5754 procesada por RCS mostrando una rotura en el área de trabajo.

De acuerdo a la ecuación presentada en el Capítulo II en la página 30, la relación que existe entre la velocidad de deformación y el esfuerzo, se da de manera exponencial bajo un

coeficiente m . Es por ello que los datos de esfuerzo máximo contra velocidad de deformación se grafican en forma logarítmica para trazar una línea recta en donde la pendiente corresponda al coeficiente m , cuyo valor indica los mecanismos de deformación que se activan a esa temperatura.

En la Figura III-25 se observa la gráfica descrita en el párrafo anterior, para el material después de ser procesado por una repetición del proceso corrugado-planchado, en ella se ven los valores de la pendiente de las curvas para cada temperatura. La línea que representa los ensayos a temperatura ambiente tiene una pendiente baja, lo que indica que en estas condiciones la velocidad de deformación tiene muy poco impacto sobre la resistencia del material. Observando los coeficientes de las demás temperaturas, se ve que a mayor temperatura la dependencia del esfuerzo es mayor, empezando por un coeficiente de 0.13 a 200 grados Celsius y teniendo un máximo de 0.38 a 400 grados Celsius.

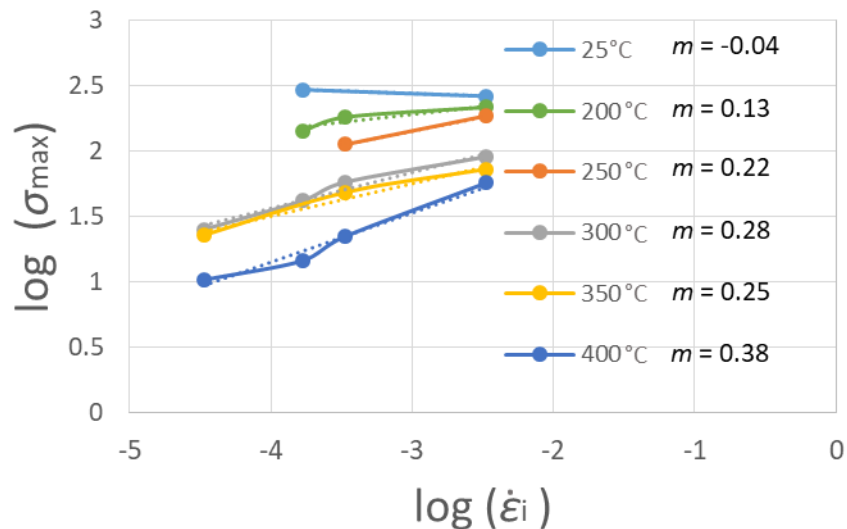


Figura III-25 . Resultados de las pruebas de fluencia lenta sobre las láminas de la aleación 5754 procesadas por una repetición del proceso RCS.

Por otro lado, con el objetivo de observar el cambio del comportamiento del material cuando se eleva la temperatura, se graficaron los valores de esfuerzo máximo (σ_{max}) divididos por el módulo de Young dependiente de la temperatura (E_T) y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}_i$) dividida por el coeficiente de difusión a la temperatura correspondiente (D_v), los valores correspondientes fueron tomados de la literatura [73]. Dicha gráfica se observa en la Figura III-26. En tal curva se observa la diferencia de su comportamiento después de los 200 grados Celsius, en donde la pendiente cambia abruptamente, y su valor llega a ser de $m'=4.82$.

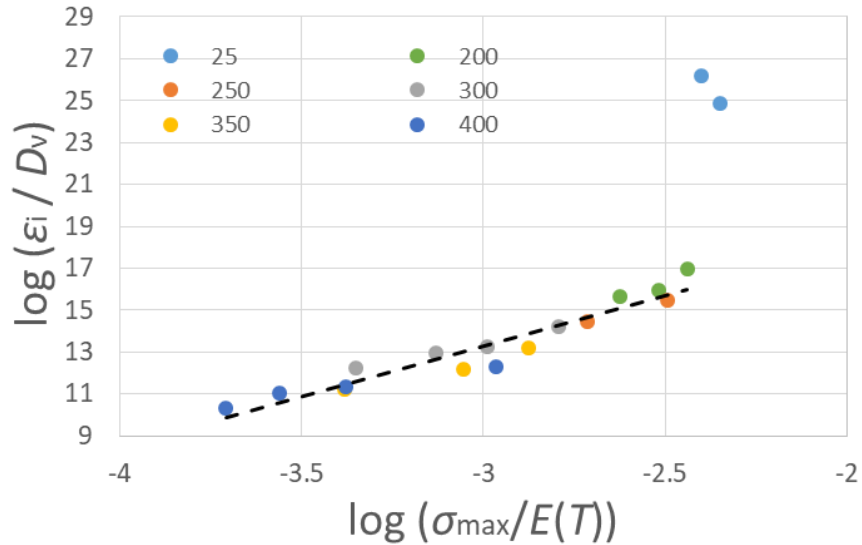


Figura III-26 . Datos de los ensayos de fluencia lenta para la aleación 5754 procesada por una repetición del proceso RCS unificados en una sola curva.

El comportamiento del material procesado por dos repeticiones también fue caracterizado de la misma forma. Los datos graficados siguiendo el mismo proceso mencionado se presentan en la Figura III-27, en esta condición se observa que a 150 grados Celsius el esfuerzo máximo del material aún no depende considerablemente de la velocidad de deformación; por otro lado, la mayor dependencia se encontró a 300 grados Celsius con un valor de la pendiente de 0.30, mientras que el valor de la pendiente a 400 grados Celsius bajó hasta 0.16. La caída del valor puede deberse a la concentración de esfuerzos debido a microgrietas formadas en el material después de las dos repeticiones de RCS.

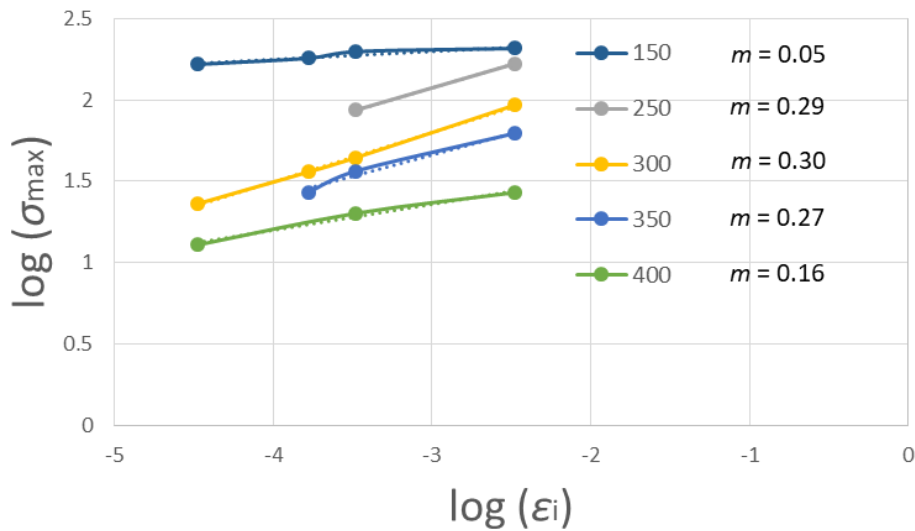


Figura III-27 . Resultados de las pruebas de fluencia lenta sobre las láminas de la aleación 5754 procesadas por dos repeticiones del proceso RCS.

Por último, se observa la curva unificada con los datos del material procesado por dos repeticiones del proceso corrugado-planchado en la Figura III-28. En ella se ve que a 150 grados Celsius algunos puntos muestran levemente el cambio de pendiente, siendo ya evidente a temperatura ambiente, que también se observó en la condición anterior. El valor de la pendiente arriba de 200 grados Celsius fue de $m'=6.50$ y por tanto mayor que para una repetición.

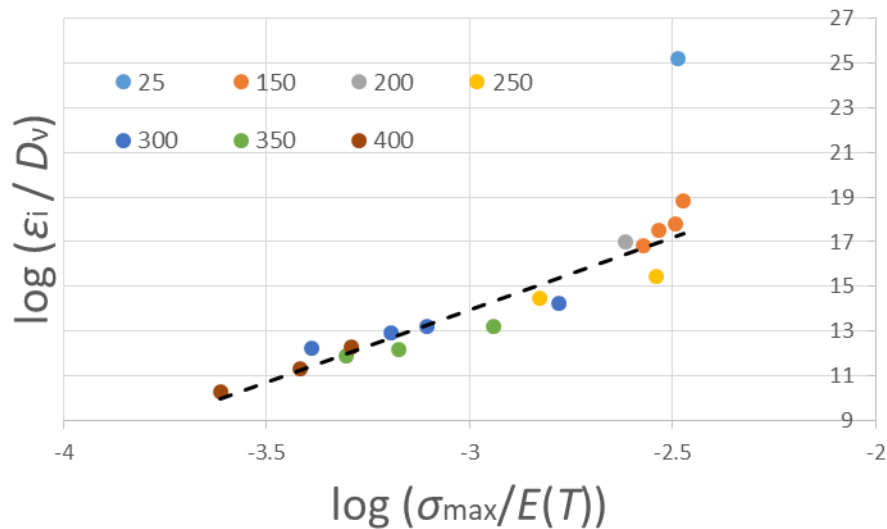


Figura III-28 . Datos de los ensayos de fluencia lenta para la aleación 5754 procesada por dos repeticiones del proceso RCS unificados en una sola curva.

De lo anterior se concluye que el corrugado-planchado modifica el valor del coeficiente m considerablemente respecto a otros procesos [30], [74].

Para terminar la caracterización mecánica se analiza otro aspecto de gran interés para la industria metal-mecánica: la capacidad de conformado del material.

III.2.7. Capacidad de conformado

Al hablar de láminas metálicas, una de las características más importantes, en cuanto a aplicaciones ingenieriles, es su capacidad de conformado. Como se ha mencionado en este trabajo, el aluminio presenta una gran conformabilidad, lo cual es uno de sus principales atractivos, pues permite fabricar geometrías complejas de manera relativamente sencilla. Es por ello, que estudiar el cambio en la capacidad de conformado que genera el proceso corrugado-planchado, es de amplio interés.

Siguiendo la metodología descrita en el Capítulo II, se realizaron las pruebas de embutido para trazar diagramas de límite de conformado (*FLD*) y sus respectivas curvas de límite de

conformado (*FLC*). Durante los ensayos, las láminas sufrieron rotura en zonas validas de acuerdo a lo que indica la norma ASTM E 2218 [70], lo anterior se ejemplifica en la Figura III-29 y se puede observar para las probetas restantes en el Anexo: Detalles de los ensayos de embutido.



Figura III-29 . Rotura de una lámina de la aleación 5754 utilizada para trazar las curvas de límite de conformado.

En la Figura III-30 se observa el *FLD* del material sin procesar junto con su respectiva *FLC*, cada color representa a un tipo de probeta ensayada, tal correspondencia de colores se puede consultar en el Anexo: Detalle de los ensayos de embutido. En tal figura se ve que el material sin procesar tiene una gran capacidad de conformado pues soporta una combinación de deformaciones alta y la curva mantiene una forma clara y centrada.

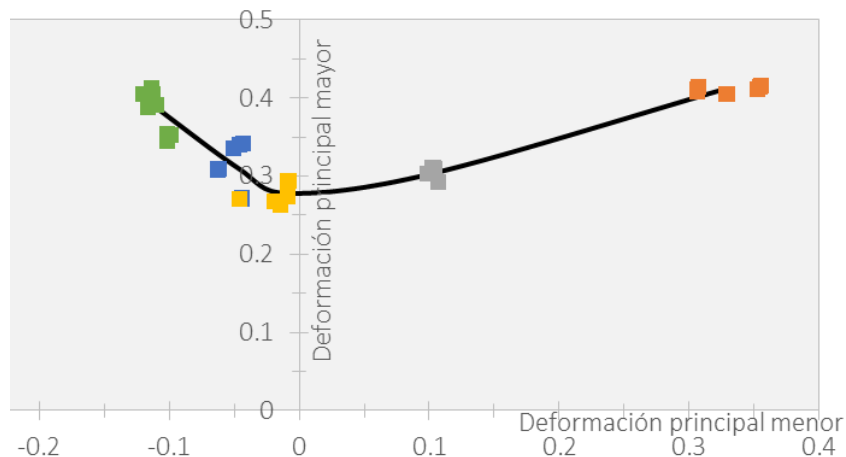


Figura III-30 . Curva *FLD* de las láminas de la aleación 5754 sin procesar.

Por otro lado, en la Figura III-31 se observa el *FLD* y la *FLC* correspondiente para el material procesado por una repetición de corrugado-planchado, en la cual se ve que la forma de la curva fue afectada considerablemente y la deformación que soporta es menor.

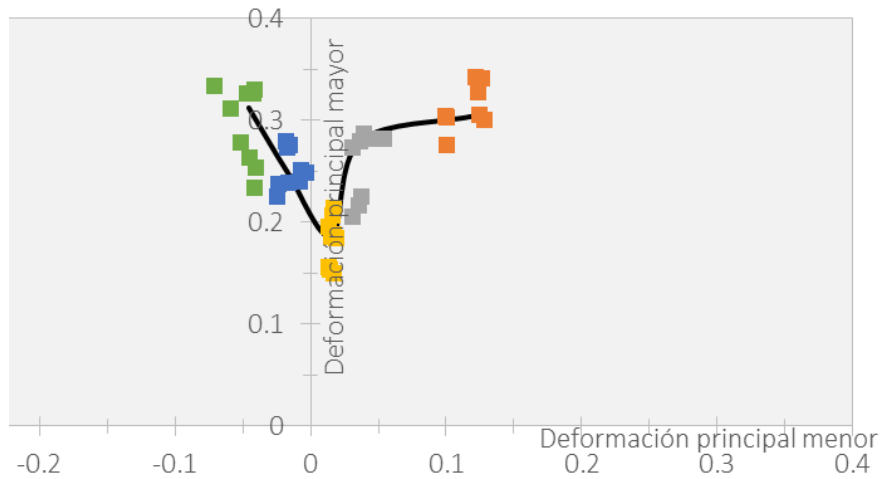


Figura III-31 . Curva *FLD* de las láminas de la aleación 5754 procesada por una repetición de RCS.

Por último, se presenta en la Figura III-32 el *FLD* y la *FLC* de las láminas procesadas por dos repeticiones de corrugado-planchado. Esta curva presenta la mayor distorsión, pues la forma de la curva se pierde completamente y las deformaciones que se muestran son relativamente bajas.

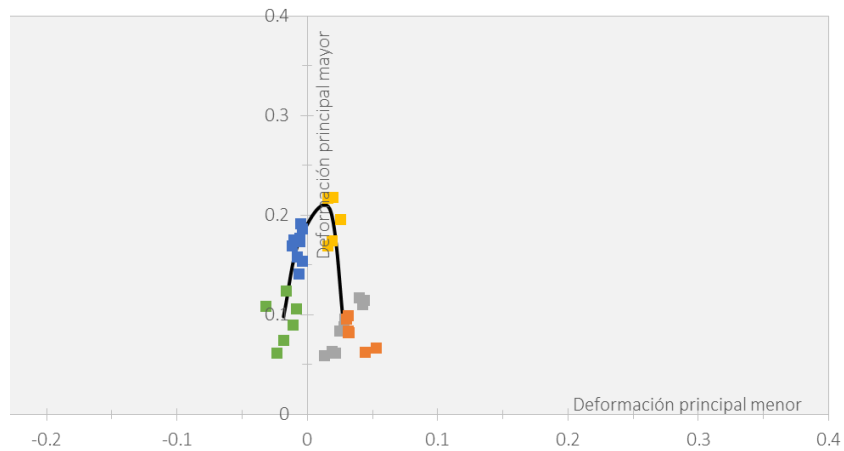


Figura III-32 . Curva *FLD* de las láminas de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de RCS.

Comparando las 3 curvas cualitativamente, se observa que el proceso corrugado-planchado modificó su forma de "V" considerablemente. Lo anterior es debido a que el estado de las deformaciones en las fracturas fue modificado por la heterogeneidad del material. Esto se

puede corroborar en la Figura III-33, en donde se observa la fractura irregular de una de las láminas procesadas por corrugado-planchado y embutida.

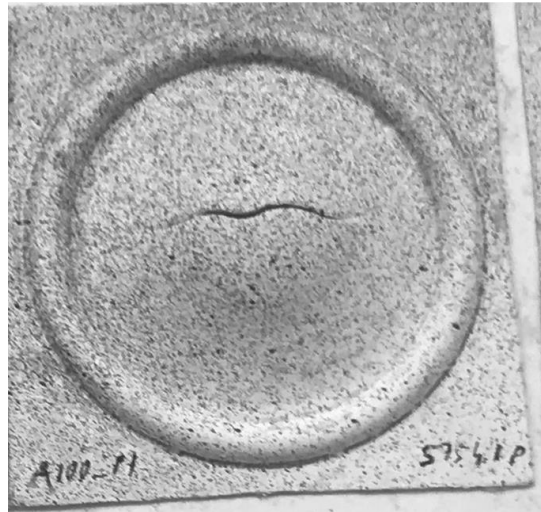


Figura III-33 . Fractura de una lámina de la aleación 5754 procesada por una repetición de corrugado-planchado y posteriormente embutida.

En el caso del material con dos repeticiones de corrugado-planchado, la fractura ocurre en distintas direcciones de la lámina, como se ejemplifica en la Figura III-34.

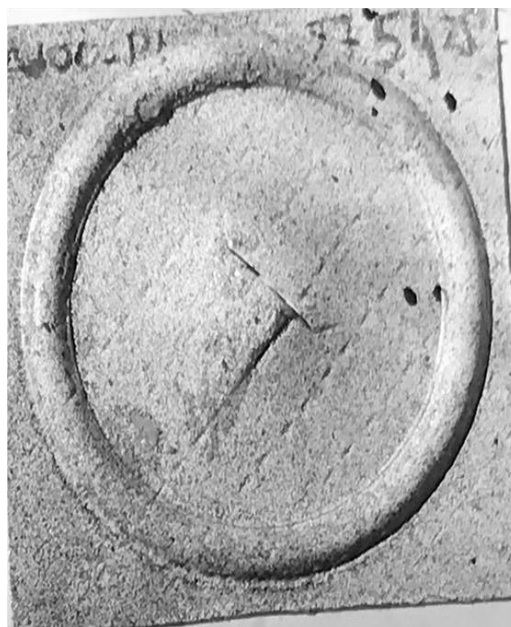


Figura III-34 . Fractura de una lámina de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de corrugado-planchado y posteriormente embutida.

Lo anterior explicaría que la forma del diagrama se invirtiera, e indica que el material sufría de microgrietas que desembocaron rápidamente en fracturas, lo cual da sentido al de qué

la resistencia mecánica no aumentara en las curvas esfuerzo-deformación. Por ello se considera que el material pierde prácticamente toda su capacidad de conformado después de dos repeticiones del proceso corrugado-planchado.

En cuanto a una comparación cuantitativa de los *FLD*, la deformación principal mayor más baja que se registró en el material sin deformar fue de 0.27 y bajó a 0.15 después de ser procesada por una repetición de corrugado-planchado, mientras que la más alta pasó de 0.41 a 0.34, respectivamente.

Por otro lado, comparando las deformaciones equivalentes, la lámina antes de ser procesada por corrugado-planchado soportó 0.14 de deformación equivalente máxima, mientras que la lámina después de ser procesada por una repetición de corrugado-planchado soportó un máximo de 0.8. Lo anterior indica que la deformación que puede soportar la lámina después de ser procesada por corrugado-planchado disminuye casi a la mitad, reduciendo su aplicabilidad, pero no completamente, como sí es el caso de las láminas procesadas por dos repeticiones de corrugado-planchado. Es por ello que este proceso de corrugado-planchado se recomienda llevar a cabo con sólo una repetición.

Por último, en la Figura III-35, se observa una comparación entre las *FLC* obtenidas en éste trabajo y una *FLC* de la aleación de aluminio 5083 [75]. Dicha comparación es significativa, pues la aleación con la que se realiza es ampliamente utilizada en aplicaciones que requieren gran capacidad de conformado.

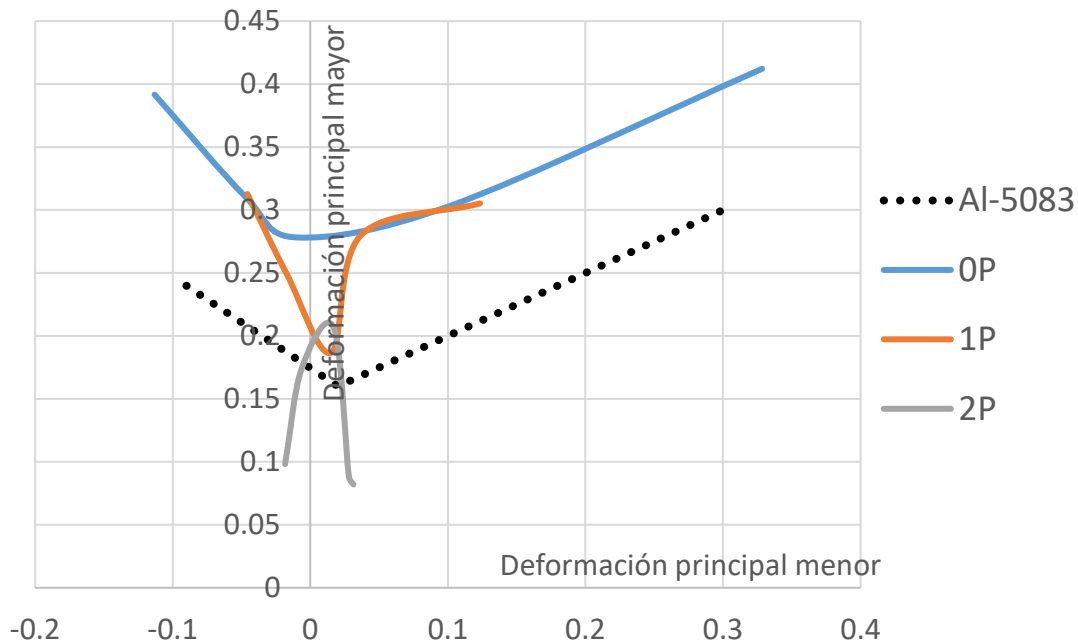


Figura III-35 . Comparación entre las *FLC* del material con diferentes repeticiones de corrugado-planchado y una *FLC* de la aleación Al-5083[75]

De la anterior comparación se observa que la capacidad de conformado del material es aun relativamente alta, por lo que podría ser apto para diversas aplicaciones ingenieriles.

IV. Conclusiones

De la etapa de implementación surgieron tres modificaciones al proceso corrugado-planchado: 1.- se alteró la ruta de procesamiento para que la deformación impartida sea la misma entre caras, 2.- la matriz fue fabricada sobre un material rígido para que impartiera más deformación a las láminas y 3.- se cambió la aleación por la 5754 que cuenta con una mejor capacidad de conformado.

Los mapeos de microdureza mostraron buena concordancia con la distribución de deformación predicha por la simulación numérica. Se observó también un aumento en la desviación estándar de las medidas de microdureza de un 700% después de la primera repetición del proceso corrugado-planchado, lo que confirma la introducción de deformación heterogénea. Además, el promedio de dureza aumentó un 45% en la primera repetición y sólo otro 4% después de la segunda; lo que indica un aumento en ciertas propiedades mecánicas debido al proceso, sobre todo después de la primera repetición.

El estudio de la microestructura mediante el gráfico de Williamson-Hall, puso en manifiesto que el proceso introduce la mayor cantidad de deformación después de la primera repetición, siendo que después de dos repeticiones ésta disminuyó posiblemente a causa de microgrietas en el material.

El análisis de macrotextura cristalográfica mostró que el volumen de textura en el material disminuyó sin cambiar sus componentes, aún después de dos repeticiones del proceso corrugado-planchado; lo que indica que no ocurrió la formación de nuevos granos sino solamente un aumento en la densidad de dislocaciones. Tal densidad de dislocaciones se confirmó por microscopía electrónica de transmisión, lo que explica el cambio en las propiedades mecánicas.

En cuanto al comportamiento mecánico a tracción uniaxial, se observó que las láminas procesadas por corrugado-planchado aumentaron su resistencia mecánica, obteniendo un aumento en su límite de cedencia en poco más del 48%, lo anterior a costa de una disminución en su elongación en dos terceras partes que se debe principalmente a la concentración de esfuerzos en las marcas generadas durante el procesamiento. El aumento en la resistencia concuerda con las observaciones de dureza y microscopía electrónica de transmisión.

Los ensayos de fluencia lenta permitieron determinar el comportamiento mecánico del material en caliente. Se calculó un valor máximo del coeficiente m de 0.38 a 400 grados Celsius para las láminas con una repetición del proceso corrugado-planchado, mientras que las que tenían dos repeticiones alcanzaron un valor máximo de m de 0.30 a 300 grados Celsius; tales valores relativamente altos indican una gran capacidad de deformación del material a esas temperaturas. Al unificar los datos de las distintas temperaturas se observó un cambio en los mecanismos de deformación a partir de poco menos de 150 grados Celsius, el cual se debe a un cambio en los mecanismos de deformación del material.

A partir de los ensayos de embutido se trazaron las curvas de límite de conformado de las láminas iniciales y de aquellas procesadas por corrugado-planchado. Se observó una caída en la capacidad de deformación del 50%, esto al comparar las deformaciones equivalentes máximas para las láminas después de una repetición del proceso corrugado-planchado. La pérdida de capacidad de conformado después de dos repeticiones de corrugado-planchado fue prácticamente completa. Sin embargo, la capacidad del material procesado es aun relativamente alta a comparación de otra aleación ampliamente utilizada por su buena capacidad de conformado.

Anexos

Mapeos de los precipitados

En la Figura A-1 y en la Figura A-2 se muestran los mapeos elementales realizados mediante espectroscopía de rayos X (*EDS*) sobre la aleación 5083 de la etapa de validación.

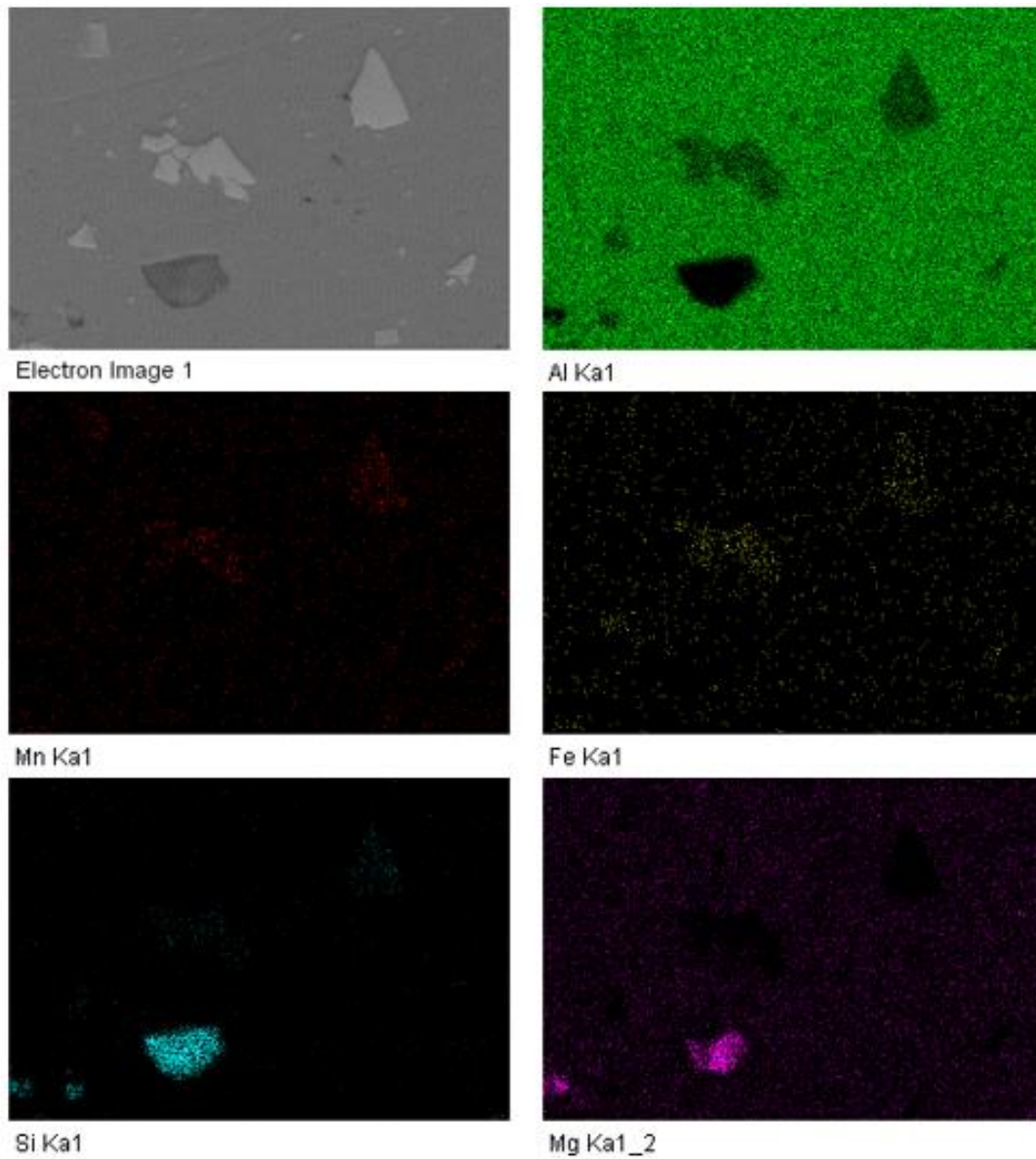


Figura A-1 . Mapeos elementales por *EDS* sobre la aleación 5083.

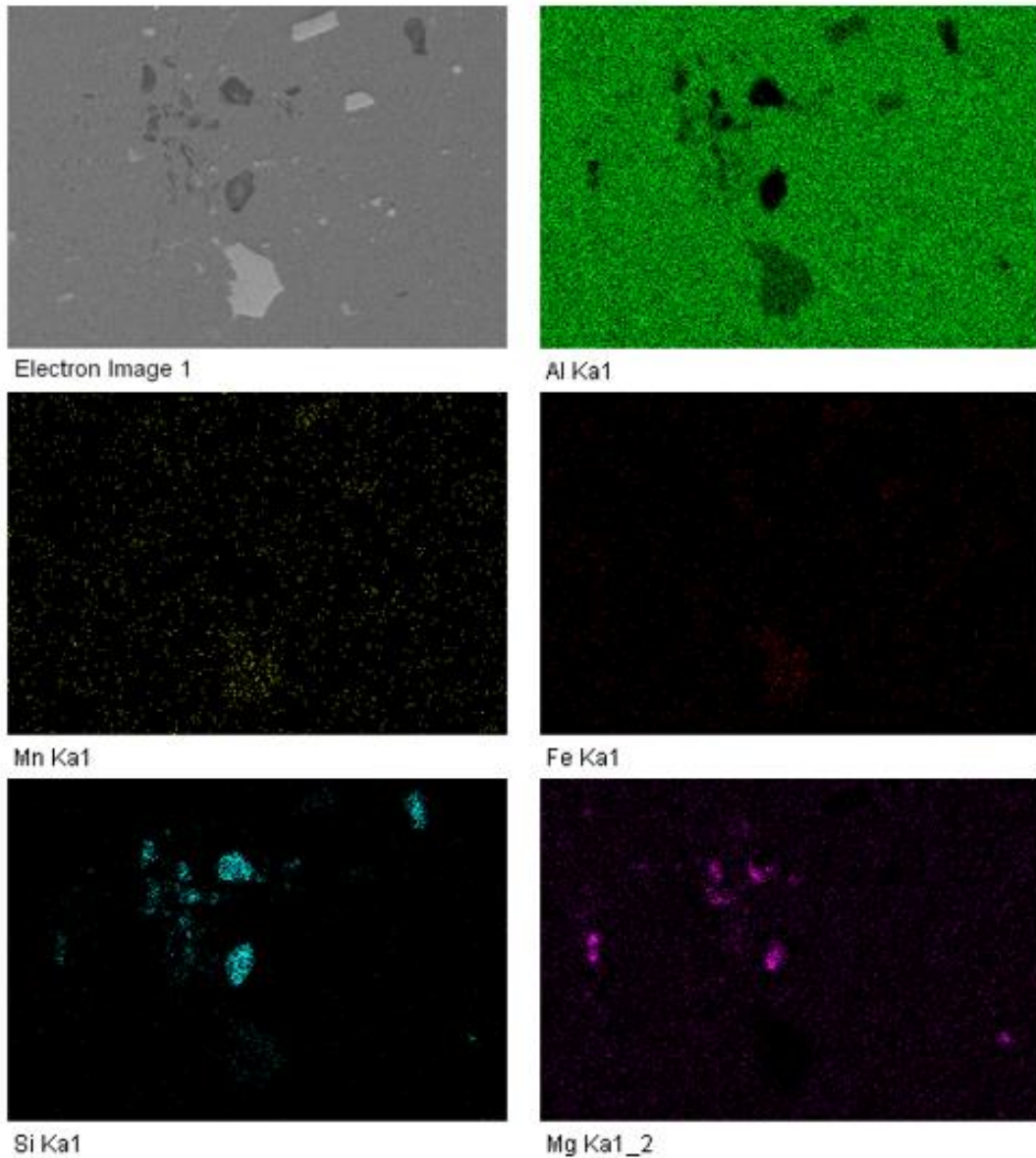
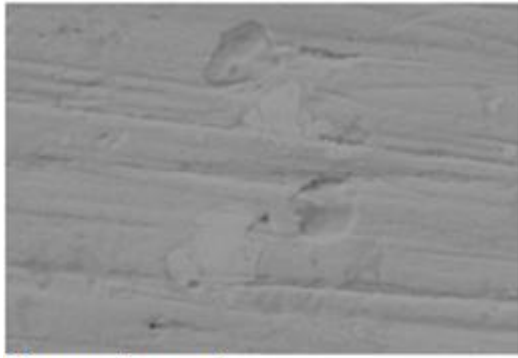


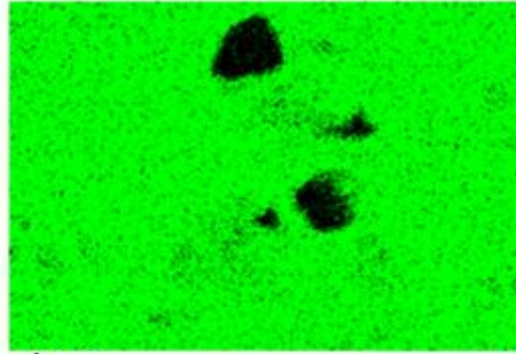
Figura A-2 . Mapeos elementales por *EDS* sobre la aleación 5083.

En estas imágenes se observan dos tipos de partículas, las blancas son compuestos intermetálicos de Al-Mn-Fe-Si, mientras que las negras son compuestos de Mg y Si. También se observa que el Mn y el Mg están distribuidos homogéneamente en solución sólida.

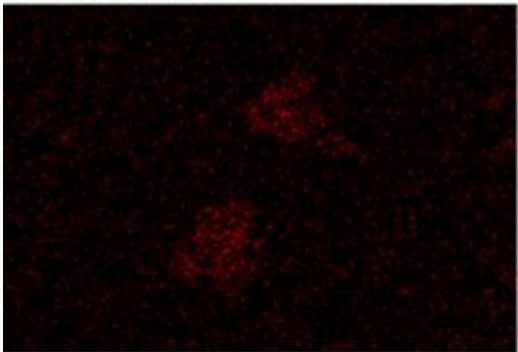
Por otro lado en la Figura A-3 y en la Figura A-4 se observan los mapeos elementales hechos sobre la aleación 5754 que fue procesada en la etapa de implementación.



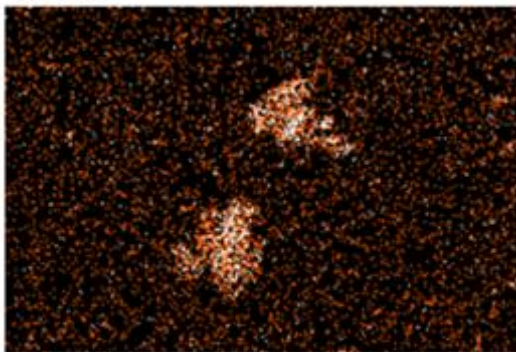
Electron Image 1



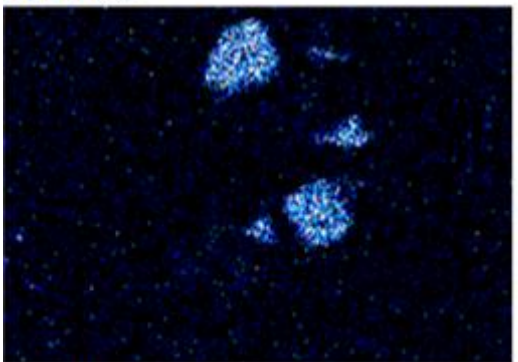
Al Ka1



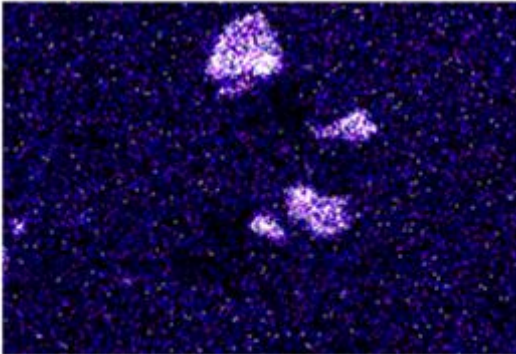
Mn La1_2



Fe La1_2



Si Ka1



Mg Ka 1_2

Figura A-3 . Mapeos elementales por *EDS* sobre la aleación 5754.

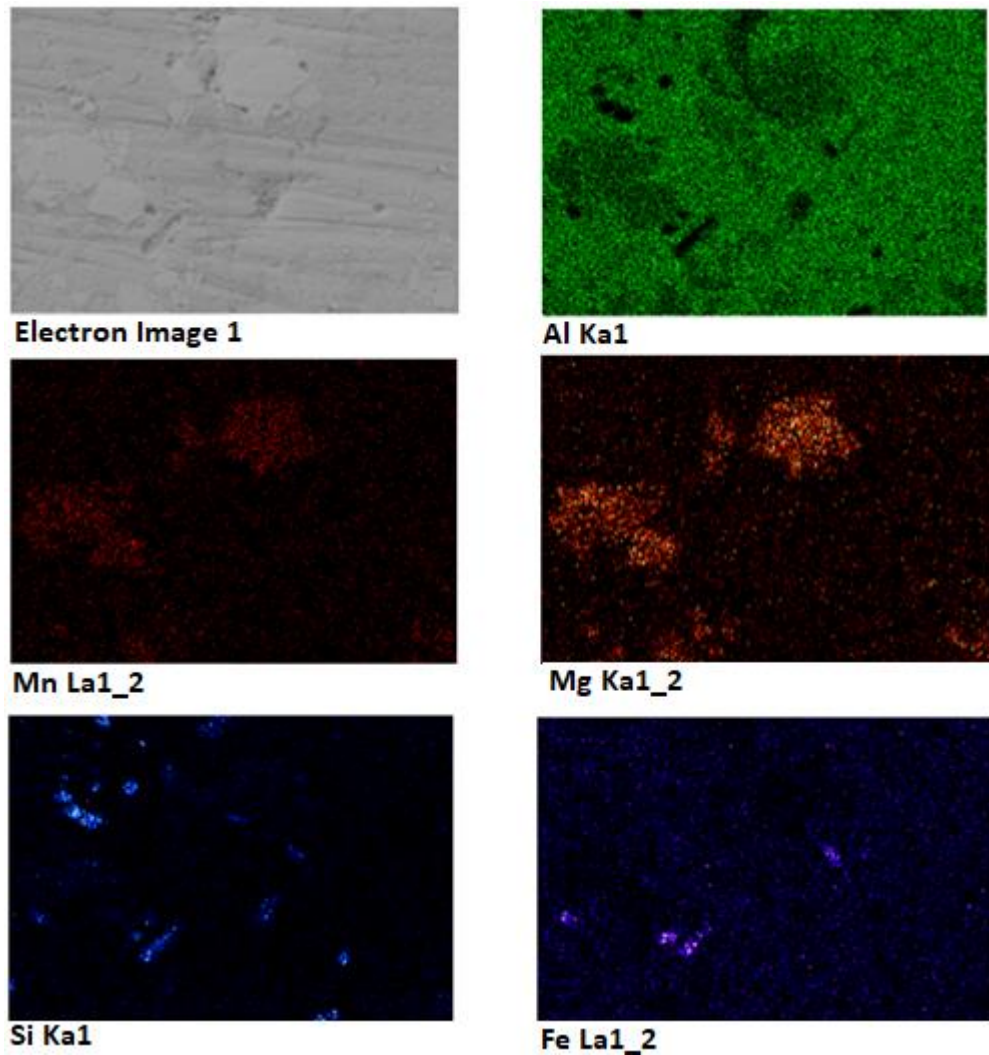


Figura A-4 . Mapeos elementales por *EDS* sobre la aleación 5754.

En las imágenes anteriores se observan los mismos tipos de partículas que en la aleación 5083, en donde las partículas vistas en negro por electrones retrodispersados son compuestos de Mg-Si, mientras que los blancos son intermetálicos cuaternarios de Al-Mn-Fe-Si. El Mg y el Mn también se encuentran distribuidos homogéneamente en solución sólida.

Modelo del análisis por elemento finito

Las matrices se modelaron mediante una zona representativa de 8X8 mm, la cual puede trazar toda la matriz mediante planos espejo y traslaciones como se muestra en la Figura A-5.

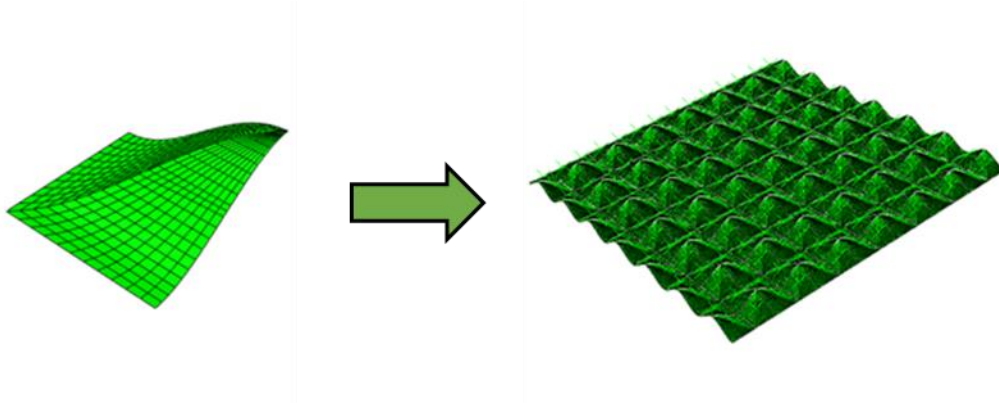


Figura A-5 . Parte representativa de la matriz superior y su repetición mediante patrones para representar la matriz completa.

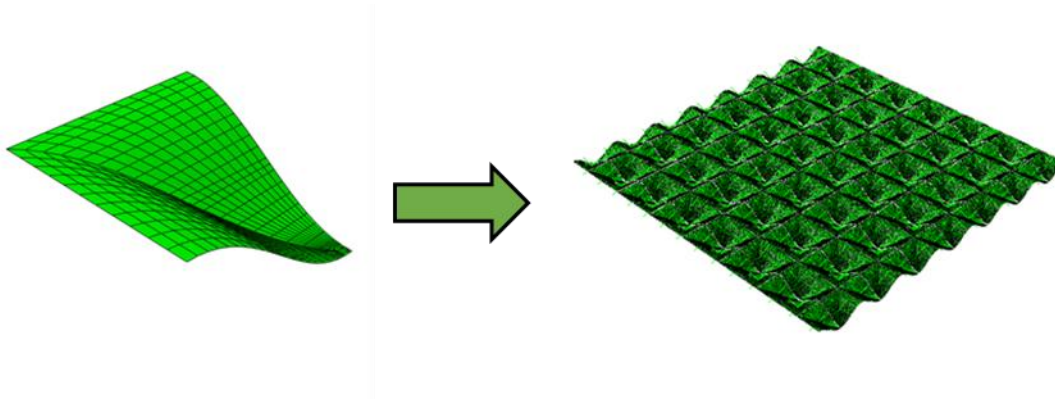


Figura A-6 . Parte representativa de la matriz inferior y su repetición mediante patrones para representar la matriz completa.

Se dibujó una lámina con un espesor de 1 mm con las dimensiones de las partes representativas ya mencionadas. A esta lámina pequeña se le aplicaron las condiciones de frontera correspondientes a planos espejo en las cuatro caras. También se modelaron un par de placas planas como aplanadores.

Todos los elementos mencionados se acomodaron en el arreglo de la Figura A-7, en el cual se observan las condiciones de frontera en la parte izquierda, mientras que en la derecha se ve el mallado de todos los elementos. La única geometría del arreglo que es deformable es la lámina, mientras que las demás son discretamente rígidas.

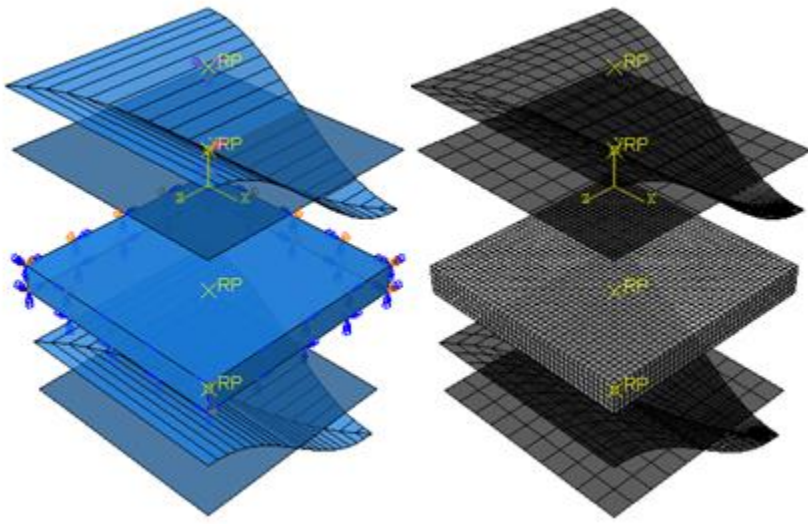


Figura A-7 . Arreglo de las partes para la simulación.

Detalles de los ensayos de embutido

Las pruebas de embutido fueron aplicadas a cinco tipos de geometrías (tres probetas por cada geometría) las cuales se muestran en la Figura A-8, esto con el objetivo de lograr diferentes estados de deformación. El color de cada geometría es el correspondiente a cada punto de las gráficas presentadas en el Capítulo III.

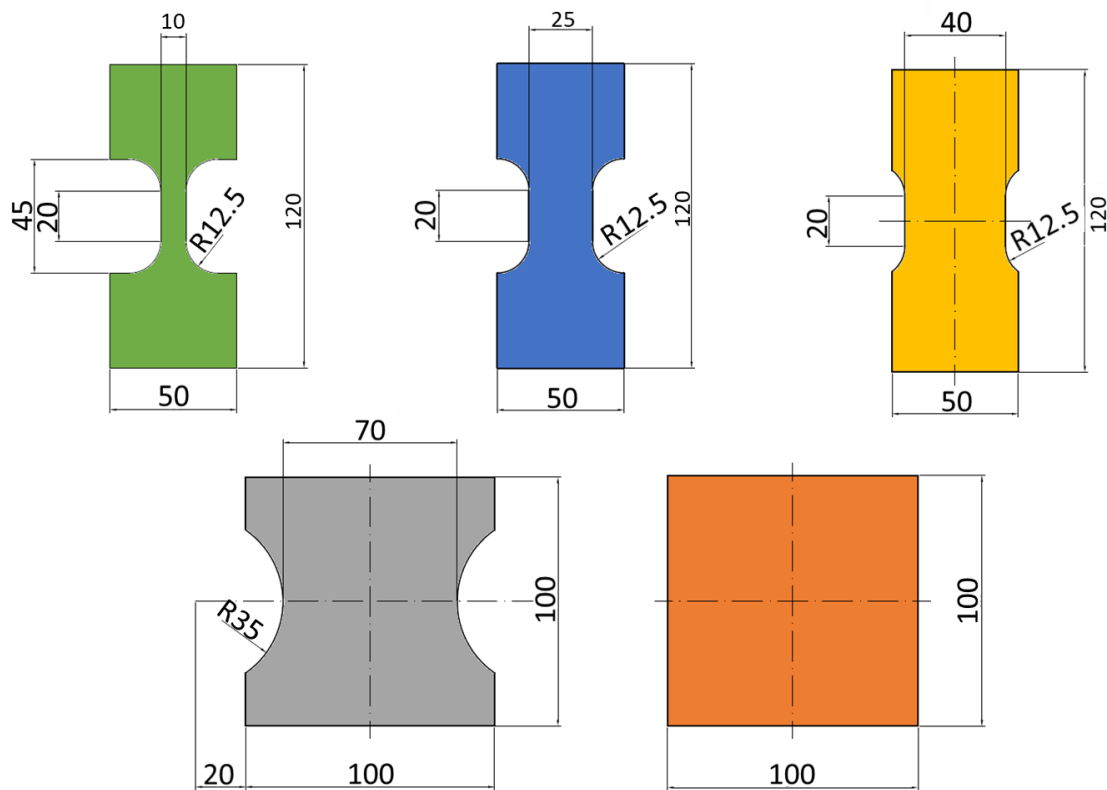


Figura A-8 . Geometrías utilizadas para la construcción de los diagramas de límite de conformado (cotas en mm).

Para poder seguir la deformación sufrida por las láminas se aplicaron 2 capas de pintura, primero una blanca y por último una dispersión de puntos negros para hacer contraste, esto se ejemplifica en la Figura A-9. Se utilizó el software ARAMIS para hacer un seguimiento de la deformación impartida a las probetas durante el embutido y calcular a partir de estos datos los puntos del *FLD*.

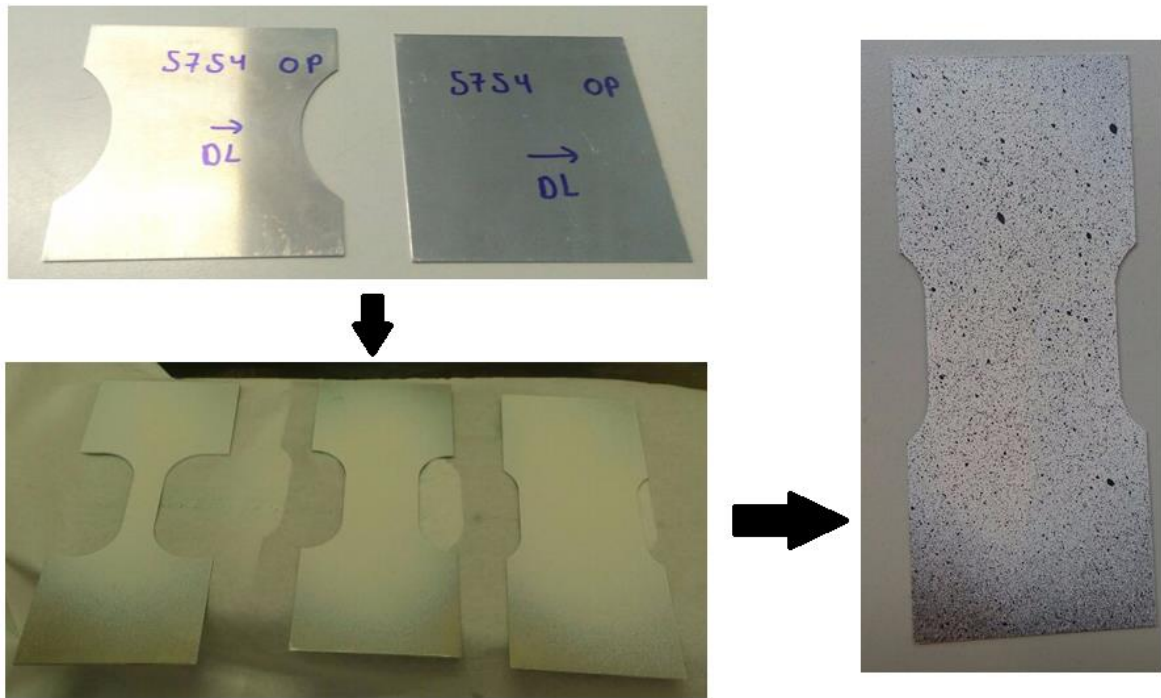


Figura A-9 . Esquema de la pintura aplicada a las probetas de embutido.

La rotura de las probetas fue correcta y se muestra en la Figura A-10, la Figura A-11 y la Figura A-12.

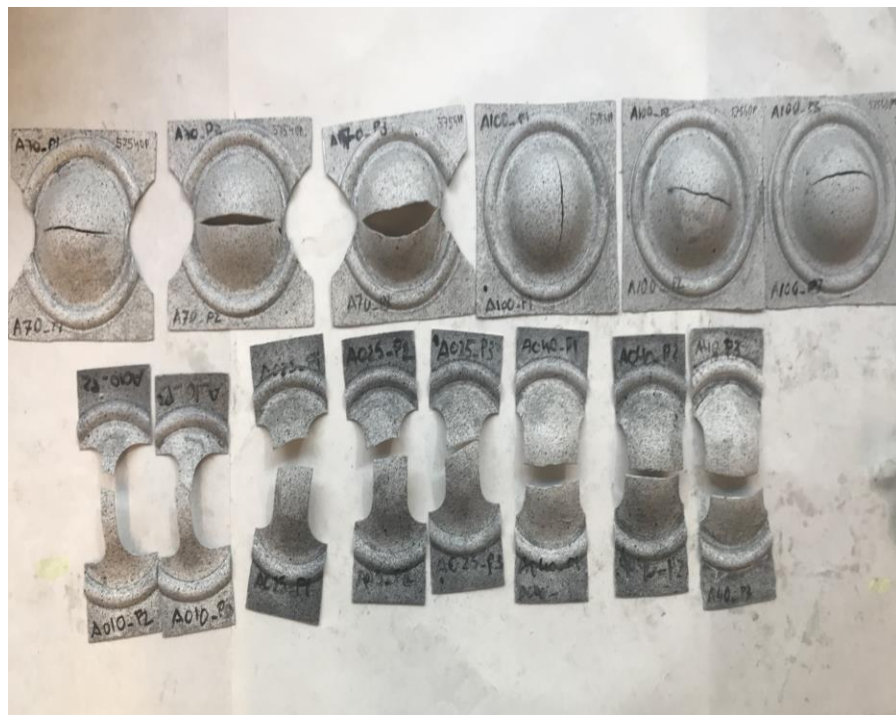


Figura A-10 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754.

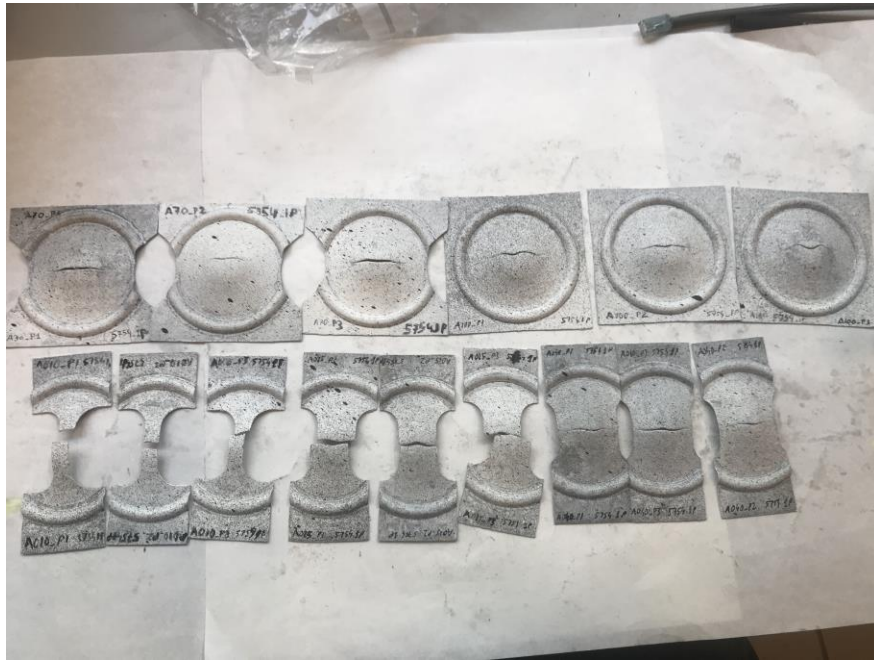


Figura A-11 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754 procesada por una repetición de RCS.

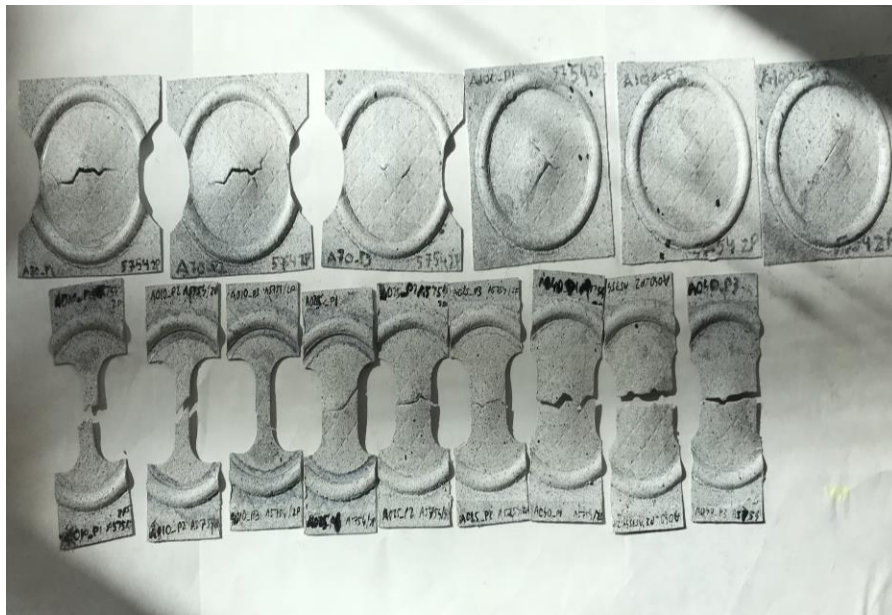


Figura A-12 . Probetas rotas por embutido de la aleación 5754 procesada por dos repeticiones de RCS.

Bibliografía

- [1] ASM International, *ASM Handbook Volume 2 Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2. 2001.
- [2] The Aluminum Association, "Industry Statistics: Facts at a Glance -2016," 2017. [Online]. Available: <http://www.aluminum.org/sites/default/files/FactSheet2016.pdf>. [Accessed: 16-Apr-2018].
- [3] S. Sin, Z. Hoe, Z. Wu, and Y. Wei, "The inverse hall – petch relation in nanocrystalline metals : A discrete dislocation dynamics analysis," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 88, pp. 252–266, 2016.
- [4] W. Xu and L. P. Dávila, "Tensile nanomechanics and the Hall-Petch effect in nanocrystalline aluminium," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 710, pp. 413–418, 2018.
- [5] M. Dablij and A. Zeghloul, "Portevin-Le Chatelier plastic instabilities: Characteristics of deformation bands," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 237, pp. 1–5, 1997.
- [6] Y. Cai, S. Yang, S. Fu, D. Zhang, and Q. Zhang, "Investigation of Portevin–Le Chatelier Band Strain and Elastic Shrinkage in Al-Based Alloys Associated with Mg Contents," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 33, no. 6, pp. 580–586, 2017.
- [7] S. P. Joshi, C. Eberl, B. Cao, K. T. Ramesh, and K. J. Hemker, "On the occurrence of Portevin-Le Chatelier instabilities in ultrafine-grained 5083 aluminum alloys," *Exp. Mech.*, vol. 49, no. 2, pp. 207–218, 2009.
- [8] I. Sabirov, M. Y. Murashkin, and R. Z. Valiev, "Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 560, pp. 1–24, 2013.
- [9] Q. Hu, Q. Zhang, S. Fu, P. Cao, and M. Gong, "Influence of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in Al-Mg alloys," *Theor. Appl. Mech. Lett.* 1, vol. 1, no. 1, 2011.
- [10] S. Xu, L. Xiong, Y. Chen, and D. L. McDowell, "An analysis of key characteristics of the Frank-Read source process in FCC metals," *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 96, pp. 460–476, 2016.
- [11] F. C. Frank and W. T. Read, "Multiplication Processes for Slow Moving Dislocations," *Phys. Rev.*, vol. 79, no. 4, pp. 722–723, 1950.
- [12] D. R. Askeland, P. P. Fulay, and W. J. Wright, *The science and engineering of materials*, 6th ed. 2011.

- [13] G. Britvec, S. J.; Chajes, Alexander; Warren, K. W.; Uribe, Jairo; and Winter, *Effects of cold work in cold-formed steel structural members*. Center for Cold-Formed Steel Structures Library, 1970.
- [14] A. C. Ugural and S. K. Fenster, *Advanced strength and applied elasticity*, 4th ed. 2003.
- [15] Y. T. Zhu, H. Jiang, J. Huang, and T. C. Lowe, "A new route to bulk nanostructured metals," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 32, no. 6, pp. 1559–1562, 2001.
- [16] J. Y. Huang, Y. T. Zhu, H. Jiang, and T. C. Lowe, "Microstructures and dislocation configurations in nanostructured Cu processed by repetitive corrugation and straightening," *Acta Mater.*, vol. 49, no. 9, pp. 1497–1505, 2001.
- [17] D. H. Shin, J. J. Park, Y. S. Kim, and K. T. Park, "Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 328, pp. 98–103, 2002.
- [18] J. W. Lee and J. J. Park, "Numerical and experimental investigations of constrained groove pressing and rolling for grain refinement," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 130–131, pp. 208–213, 2002.
- [19] J. Huang, Y. T. Zhu, D. J. Alexander, X. Liao, T. C. Lowe, and R. J. Asaro, "Development of repetitive corrugation and straightening," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 371, pp. 35–39, 2004.
- [20] Z. S. Wang, Y. J. Guan, G. C. Wang, and C. K. Zhong, "Influences of die structure on constrained groove pressing of commercially pure Ni sheets," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 215, no. 1, pp. 205–218, 2015.
- [21] N. Thangapandian, S. Balasivanandha Prabu, and K. A. Padmanabhan, "Effects of die profile on grain refinement in Al-Mg alloy processed by repetitive corrugation and straightening," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 649, pp. 229–238, 2016.
- [22] W. Głuchowski, J. Domagała-Dubiel, J. Sobota, J. Stobrawa, and Z. Rdzawski, "Copper, brass and bronze strips with controlled properties by RCS method," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, vol. 60, no. 2, pp. 53–63, 2013.
- [23] W. Głuchowski, J. P. Stobrawa, and Z. M. Rdzawski, "Microstructure refinement of selected copper alloys strips processed by SPD method," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, vol. 47, no. 2, pp. 103–109, 2011.
- [24] W. Kwaśny, P. Nuckowski, Z. Rdzawski, and W. Głuchowski, "Influence of RCS process on the structure and mechanical properties of CuSn6 alloy," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, vol. 62, no. 2, pp. 60–66, 2013.
- [25] H. S. Siddesha and M. Shantharaja, "Characterization of mechanical properties of aluminum processed by repetitive corrugation and straightening process using

- Taguchi analysis," *JOM*, vol. 65, no. 2, pp. 294–298, 2013.
- [26] V. Rajinikanth, G. Arora, N. Narasaiah, and K. Venkateswarlu, "Effect of repetitive corrugation and straightening on Al and Al-0.25Sc alloy," *Mater. Lett.*, vol. 62, no. 2, pp. 301–304, 2008.
- [27] N. Thangapandian, S. B. Prabu, and K. A. Padmanabhan, "On the Role of Experimental Variables in the Repetitive Corrugation and Straightening of an Al-Mg Alloy," in *Procedia Engineering*, 2017, vol. 207, pp. 1457–1462.
- [28] P. M. Bhovi, D. C. Patil, S. A. Kori, K. Venkateswarlu, Y. Huang, and T. G. Langdon, "A comparison of repetitive corrugation and straightening and high-pressure torsion using an Al-Mg-Sc alloy," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 5, no. 4, pp. 353–359, 2016.
- [29] "euralliage.com." [Online]. Available: <http://www.euralliage.com/>. [Accessed: 24-Apr-2018].
- [30] ASM International, *ASM Handbook Volume 14: Forming and Forging*, vol. 14, no. 3. 1993.
- [31] S. Lin, Z. Nie, H. Huang, and B. Li, "Annealing behavior of a modified 5083 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 31, no. 3, pp. 1607–1612, 2010.
- [32] B. R. Sunil, "Repetitive Corrugation and Straightening of Sheet Metals," *Mater. Manuf. Process.*, vol. 30, no. 10, pp. 1262–1271, 2015.
- [33] E. Hosseini and M. Kazeminezhad, "Implementation of a constitutive model in finite element method for intense deformation," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 2, pp. 487–494, 2011.
- [34] ASTM International, *E 384 – 99 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. .
- [35] ASM International, *ASM Handbook Volume 8: Mechanical testing and Evaluation*, vol. 8, no. 9. 2000.
- [36] M. Moghaddam, A. Zarei-Hanzaki, M. H. Pishbin, A. H. Shafieizad, and V. B. Oliveira, "Characterization of the microstructure, texture and mechanical properties of 7075 aluminum alloy in early stage of severe plastic deformation," *Mater. Charact.*, vol. 119, pp. 137–147, 2016.
- [37] P. Bazarnik, Y. Huang, M. Lewandowska, and T. G. Langdon, "Enhanced grain refinement and microhardness by hybrid processing using hydrostatic extrusion and high-pressure torsion," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 712, pp. 513–520, 2018.
- [38] M. Y. Murashkin, N. A. Enikeev, V. U. Kazykhanov, I. Sabirov, and R. Z. Valiev, "Physical simulation of cold rolling of ultra-fine grained al 5083 alloy to study microstructure evolution," *Rev. Adv. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 1, pp. 75–85, 2013.

- [39] A. Khorsand Zak, W. H. Abd. Majid, M. E. Abrishami, and R. Yousefi, "X-ray analysis of ZnO nanoparticles by Williamson-Hall and size-strain plot methods," *Solid State Sci.*, vol. 13, no. 1, pp. 251–256, 2011.
- [40] G. Gonzalez, C. Braham, J. L. Lebrun, Y. Chastel, W. Seiler, and I. A. Figueroa, "Microstructure and Texture of Al - 2Si - x Sn (x = 0 , 4 , 8 mass %) Alloys Processed by Equal Channel Angular Pressing," *Mater. Trans.*, vol. 53, no. 7, pp. 1234–1239, 2012.
- [41] C. Reyes-Ruiz, I. A. Figueroa, C. Braham, J. M. Cabrera, I. Alfonso, and G. Gonzalez, "Texture and Lattice Distortion Study of an Al-6061-T6 Alloy Produced by ECAP," *Mater. Trans.*, vol. 56, no. 11, pp. 1781–1786, 2015.
- [42] I. Tikhovskiy, D. Raabe, and F. Roters, "Simulation of earing during deep drawing of an Al-3% Mg alloy (AA 5754) using a texture component crystal plasticity FEM," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 183, no. 2–3, pp. 169–175, 2007.
- [43] M. A. Iadicola, L. Hu, A. D. Rollett, and T. Foecke, "Crystal plasticity analysis of constitutive behavior of 5754 aluminum sheet deformed along bi-linear strain paths," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 49, no. 25, pp. 3507–3516, 2012.
- [44] R. Kumar, A. Gupta, A. Kumar, R. N. Chouhan, and R. K. Khatirkar, "Microstructure and texture development during deformation and recrystallisation in strip cast AA8011 aluminum alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 742, pp. 369–382, 2018.
- [45] R. Narayanasamy, R. Ravindran, K. Manonmani, and J. Satheesh, "A crystallographic texture perspective formability investigation of aluminium 5052 alloy sheets at various annealing temperatures," *Mater. Des.*, vol. 30, no. 5, pp. 1804–1817, 2009.
- [46] V. K. Barnwal, R. Raghavan, A. Tewari, K. Narasimhan, and S. K. Mishra, "Effect of microstructure and texture on forming behaviour of AA-6061 aluminium alloy sheet," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 679, pp. 56–65, 2017.
- [47] P. Ratchev *et al.*, "Prediction of forming limit diagrams of Al-Mg Rolled Sheets Taking Texture into account," *Textures Microstruct.*, vol. 22, pp. 219–231, 1994.
- [48] E. Olaf and R. Valerie, *Introduction to Texture Analysis*, 2nd ed. 2008.
- [49] D. Mainprice, F. Bachmann, R. Hielscher, and H. Schaeben, "Descriptive tools for the analysis of texture projects with large datasets using MTEX : strength, symmetry and components," *Geol. Soc. London, Spec. Publ.*, vol. 409, no. 1, pp. 251–271, 2014.
- [50] A. Fattah-alhosseini, O. Imantalab, Y. Mazaheri, and M. K. Keshavarz, "Microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening behavior of ultrafine grained commercial pure copper during the accumulative roll bonding process," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 650, pp. 8–14, 2016.
- [51] J. Stobrawa, Z. Rdzawski, W. Głuchowski, and W. Malec, "Ultrafine Grained Strips of

- Precipitation Hardened Copper Alloys," *Arch. Metall. Mater.*, vol. 56, no. 1, pp. 171–179, 2011.
- [52] F. Khodabakhshi and M. Kazeminezhad, "The effect of constrained groove pressing on grain size, dislocation density and electrical resistivity of low carbon steel," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 6, pp. 3280–3286, 2011.
- [53] S. S. Satheesh Kumar and T. Raghu, "Mechanical behaviour and microstructural evolution of constrained groove pressed nickel sheets," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 2, pp. 214–220, 2013.
- [54] M. R. Jandaghi, H. Pouraliakbar, G. Khalaj, M. J. Khalaj, and A. Heidarzadeh, "Study on the post-rolling direction of severely plastic deformed Aluminum-Manganese-Silicon alloy," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 16, no. 4, pp. 876–887, 2016.
- [55] H. Pouraliakbar, M. R. Jandaghi, and G. Khalaj, "Constrained groove pressing and subsequent annealing of Al-Mn-Si alloy: Microstructure evolutions, crystallographic transformations, mechanical properties, electrical conductivity and corrosion resistance," *Mater. Des.*, vol. 124, pp. 34–46, 2017.
- [56] Simulia, "ABAQUS / CAE User's Manual." pp. 1–847, 2001.
- [57] X. Mou, K. Peng, J. Zeng, L. L. Shaw, and K. W. Qian, "The influence of the equivalent strain on the microstructure and hardness of H62 brass subjected to multi-cycle constrained groove pressing," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 4, pp. 590–596, 2011.
- [58] M. Borhani and F. Djavanroodi, "Rubber pad-constrained groove pressing process: Experimental and finite element investigation," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 546, pp. 1–7, 2012.
- [59] E. Huttunen-Saarivirta, L. Kilpi, T. J. Hakala, J. Metsäjoki, and H. Ronkainen, "Insights into the behaviour of tool steel-aluminium alloy tribopair at different temperatures," *Tribol. Int.*, vol. 119, pp. 567–584, 2018.
- [60] M. A. G. Calle, L. M. Mazzariol, and M. Alves, "Strain rate sensitivity assessment of metallic materials by mechanical indentation tests," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 725, pp. 274–282, 2018.
- [61] H. Wang *et al.*, "Strain rate sensitivities of deformation mechanisms in magnesium alloys," *Int. J. Plast.*, vol. 107, pp. 207–222, 2018.
- [62] S. Yang, S. Li, S. Dai, and Y. Han, "Superplasticity of Spray Deposited 5083 Al-Mg Alloy," *Chinese J. Aeronaut.*, vol. 17, no. 1, pp. 47–52, 2004.
- [63] E. V. Boltynjuk *et al.*, "Enhanced strain rate sensitivity of Zr-based bulk metallic glasses subjected to high pressure torsion," *J. Alloys Compd.*, vol. 747, pp. 595–602, 2018.

- [64] P. Lin, Y. Hao, B. Zhang, S. Zhang, and J. Shen, "Strain rate sensitivity of Ti-22Al-25Nb (at%) alloy during high temperature deformation," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 710, pp. 336–342, 2018.
- [65] ASTM International, *E 8M – 04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. .
- [66] M. Turkoz, O. Yigit, M. Dilmeç, and H. S. Halkacı, "Construction of Forming Limit Diagrams for AA5754 and AA2024 Aluminium Alloys," in *Proceeding of the 12th International Conference on Aluminum Alloys*, 2010, pp. 516–521.
- [67] P. D. Wu, S. R. MacEwen, D. J. Lloyd, and K. W. Neale, "Effect of cube texture on sheet metal formability," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 364, pp. 182–187, 2004.
- [68] K. Yoshida, T. Ishizaka, M. Kuroda, and S. Ikawa, "The effects of texture on formability of aluminum alloy sheets," *Acta Mater.*, vol. 55, no. 13, pp. 4499–4506, 2007.
- [69] S. K. Paul, G. Manikandan, and R. K. Verma, "Prediction of entire forming limit diagram from simple tensile material properties," *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 48, no. 6, pp. 386–394, 2013.
- [70] ASTM International, *E 2218 – 02 Standard Test Method for Determining Forming Limit Curves*. .
- [71] G. Yi, B. Sun, J. D. Poplawsky, Y. Zhu, and M. L. Free, "Investigation of pre-existing particles in Al 5083 alloys," *J. Alloys Compd.*, vol. 740, pp. 461–469, 2018.
- [72] O. Engler, K. Kuhnke, and J. Hasenclever, "Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents," *J. Alloys Compd.*, vol. 728, pp. 669–681, 2017.
- [73] H. J. Frost and M. F. Ashby, *Deformation-mechanism maps (the plasticity and creep of metals and ceramics)*, 1st ed. 1984.
- [74] N. Abedrabbo, F. Pourboghrat, and J. Carsley, "Forming of AA5182-O and AA5754-O at elevated temperatures using coupled thermo-mechanical finite element models," *Int. J. Plast.*, vol. 23, pp. 841–875, 2007.
- [75] C. Zhang, F. Xie, Y. Yang, and Y. Wang, "Identification of modified Swift constitutive model and its application in predicting FLDs of AA5083 at elevated temperatures," *Procedia Manuf.*, vol. 15, pp. 1142–1148, 2018.