



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Estudio de las propiedades mecánicas de
la aleación de aluminio 3003 generadas
mediante dos rutas de corrugado-
planchado repetitivo (RCS).**

TESIS

Que para obtener el título de
INGENIERO MECÁNICO

P R E S E N T A

Gilberto Castillo Gallardo

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Carlos Arturo Reyes Ruiz



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019



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.

Agradecimientos

El amor recibido, dedicación y la paciencia con la que cada día se preocupaba mi madre por mi avance y desarrollo de mi vida profesional, es simplemente único y se refleja en mi vida.

Gracias a mi madre Guadalupe Gallardo Almora por su apoyo incondicional, confianza y creer en mí y mis expectativas toda la vida,

A mis hermanos Maribel, Roció, Rubén y Francisco que me apoyaron y escucharon en el trayecto de mi vida.

Al Dr. Gonzalo González y al Dr. Carlos Figueroa por su apoyo en el desarrollo de este trabajo.

Al Dr. Carlos Arturo Reyes Ruiz, Tutor Principal.

Al valioso cuerpo de técnicos del IIM: M. C. Eliezer Hernández y M. C. Adriana Tejeda Cruz.

A la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en materiales (UDIATEM).

A los miembros del sínodo: Dr. Arturo Barba Pingarrón, Dr. Carlos Gabriel Figueroa Alcantara, M.I. Eliezer Hernández Mecinas y Dr. Omar Novelo Peralta.

Índice

Agradecimientos	iii
Índice.....	v
Índice de figuras.....	vii
Índice de tablas	ix
Abreviaturas	x
Resumen.....	xi
Abstract.....	xii
Introducción.....	1
1. Antecedentes.....	3
1.1. Control de la microestructura y de las propiedades mecánicas.....	3
1.1.1. Endurecimiento por solución sólida.....	3
1.2. Endurecimiento por tamaño de grano	4
1.2.1. Endurecimiento por deformación	5
1.2.2. Endurecimiento por envejecimiento.....	5
1.3. Recocido.....	7
1.3.1. Recuperación	7
1.3.2. Recristalización.....	7
1.4. Aleaciones de aluminio	8
1.4.1. Aleaciones 3XXX.....	9
1.5. Deformación Plástica Severa.....	10
1.5.1. Proceso de corrugado y planchado repetitivo (RCS).....	12
1.5.2. Deformación plástica severa en metales FCC.....	14
1.5.3. Comportamiento mecánico.....	14
1.6. RCS y aleaciones de aluminio	15
1.6.1. Deformación plástica severa en la AA 3003	15
1.7. Rugosidad (acabado superficial).....	16
1.8. Textura cristalográfica.....	19
1.8.1. Orientación cristalográfica.....	21
1.8.2. Macrotextura.....	22
2. Desarrollo experimental.....	23

2.1. Material	23
Tratamiento térmico	23
2.2. Geometría del dado para corrugado planchado	24
2.3. Corrugado y planchado repetitivo (RCS)	26
2.4. Obtención de probetas para las pruebas de tensión	30
2.5. Rugosidad (acabado superficial).	31
2.6. Microdureza Vickers	32
2.7. Macrotextura	33
3. Resultados y discusión	34
3.1. Proceso de corrugado planchado repetitivo (RCS)	34
3.1.1. Análisis de proceso RCS	35
3.2. Pruebas de tensión.	37
3.2.1. Discusión de las pruebas de tensión.	50
3.3. Microdureza Vickers	50
3.3.1. Discusión de la microdureza Vickers.	51
3.4. Análisis de la rugosidad (acabado superficial).	52
3.4.1. Discusión del acabado superficial (rugosidad).	58
3.5. Macrotextura	59
Conclusiones	64
Referencias bibliográficas.	66

Índice de figuras.

Figura 1. 1. Procesos de deformación plástica severa. A) ECAP, B) ARB, C) RCS, D) CGP, E) HPT, F) ECAE y G) TE.	12
Figura 1. 2. Proceso de Corrugado y Planchado Repetitivo (RCS).	13
Figura 1. 3. Ruta de Proceso CGP. A) Corrugado, B) Aplanado, giro de 180°, C) Corrugado y D) Aplanado.	16
Figura 1. 4. Textura superficial.	17
Figura 1. 5. Perfilómetro óptico (NANOVEA).	19
Figura 1. 6. Texturas cristalográficas. A) Aleatoria, B) De fibra, C) Biaxial y D) Monocristal [4].	20
Figura 1. 7. Representación de los ángulos de Euler a partir de un sistema de referencia general [4].	21
Figura 1. 8. Proyección estereográfica. a) Proyección de la familia de planos {111} de un sistema cubico y b) Proyección en el plano ecuatorial de los polos {111} [4].	22
Figura 2. 1. Molde con especificaciones geométricas para la matriz del RCS.	24
Figura 2. 2. Molde piramidal, alternando valles y crestas.	24
Figura 2. 3. Moldes. A) Acero D2 y B) Policarbonato.	25
Figura 2. 4. Prueba de carga en el proceso RCS (interfaz entre el molde y la máquina de ensayos universal).	25
Figura 2. 5. Molde para el proceso RCS.	26
Figura 2. 6. Identificación del sentido del laminado y la muesca de identificación del giro.	27
Figura 2. 7. Proceso de RCS por la ruta “P”. A) Corrugado, B) Planchado, C) Lamina ½ paso, giro de 90° de la lámina en sentido horario, D) Segundo corrugado, E) segundo planchado y F) Fin de 1 paso por la ruta “P”.	28
Figura 2. 8. Proceso de RCS por la ruta “G”. A) Corrugado, B) Planchado, C) Lamina ¼ paso, D) Giro en el plano de 90° de la lámina en sentido horario y vuelta de 180°, E) Segundo corrugado, F) segundo planchado y G) ½ paso por la ruta “G”.	28
Figura 2. 9. Proceso de RCS por la ruta “G”. A) Desplazamiento de 8 mm a la derecha de la ruta “G”, B) 1 paso de la ruta “G”.	29
Figura 2. 10. Dimensiones de las probetas para el ensayo de tensión, con ajuste al ancho para el extensómetro.	30
Figura 2. 11. Probetas cortadas con suaje. A) Probetas con marcas X en la longitud calibrada y B) Probetas sin X en longitud calibrada.	31
Figura 2. 12. Mapeo de indentaciones en la zona de X en las probetas para el ensayo de microdureza.	32
Figura 3. 1. Inicio de proceso RCS. A) Molde de policarbonato y B) Molde de acero.	34
Figura 3. 2. Marcas de la cresta del molde de acero D2.	34
Figura 3. 3. Láminas muestra sin fracturas producida por el molde de acero. A) Serie “P”, B) Serie “G”.	35
Figura 3. 4. Láminas procesadas por RCS por el molde de acero (pasos completos). A) 2P, B) 1G, C) 4P, D) 2G, E) 6P y F) 3G.	36

Figura 3. 5. Cambio en el esfuerzo cedencia al molde de metal.....	38
Figura 3. 6. Cambio en el esfuerzo cedencia al usar el molde de policarbonato.	39
Figura 3. 7. Gráficas de esfuerzo contra deformación, RCS ruta P y G con molde de metal. A) Ruta G con medios pasos y B) Ruta P.....	40
Figura 3. 8. Gráficas de esfuerzo contra deformación, RCS ruta P y G con molde de policarbonato. A) Ruta G con medios pasos y B) Ruta P.....	41
Figura 3. 9. Gráficas de esfuerzo de cedencia con desviación estándar. Serie P y G con molde de metal. A) Serie P y B) Serie G.....	42
Figura 3. 10. Gráficas de esfuerzo de cedencia con desviación estándar. Serie P y G con molde de policarbonato. A) Serie P y B) Serie G.....	43
Figura 3. 11. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de metal. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.....	44
Figura 3. 12. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de metal. A) Curvas 1G, variación superior e inferior, B) Curvas 2G, variación superior e inferior, C) Curvas 3G, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 1G, 2G y 3G.....	45
Figura 3. 13. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de policarbonato. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.....	46
Figura 3. 14. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de policarbonato. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.....	47
Figura 3. 15. Gráficas del porcentaje de deformación con desviación estándar. RCS serie P y G con molde de metal. A) Serie P y B) Serie G.....	48
Figura 3. 16. Gráficas del porcentaje de deformación con desviación estándar. RCS serie P y G con molde de policarbonato. A) Serie P y B) Serie G.	49
Figura 3. 17. Datos de microdureza HV en los pasos completos de la serie G y pares de la serie P, con el molde de metal y su desviación estándar.....	50
Figura 3. 18. Datos de microdureza HV en los pasos completos de la serie G y pares de la serie P, con el molde de policarbonato y su desviación estándar.	51
Figura 3. 19. Imágenes generadas por el perfilómetro serie "P". A) Molde de metal y B) Molde de policarbonato.	52
Figura 3. 20. Imágenes generadas por el perfilómetro serie "G". A) Molde de metal y B) Molde de policarbonato.	53
Figura 3. 21. Rugosidad media aritmética.	54
Figura 3. 22. Máximo pico de rugosidad.	55
Figura 3. 23. Máximo valle de rugosidad.	56
Figura 3. 24. Altura total del perfil de rugosidad.	57
Figura 3. 25. Altura media aritmética.	58
Figura 3. 26. Figura de polos experimentales.....	60
Figura 3. 27. Figura de polos obtenidas de la ODF.....	61
Figura 3. 28. Figuras de polos inversas.	62
Figura 3. 29. Componentes de textura representadas mediante secciones ODF.....	63

Índice de tablas

Tabla 1. 1. Sistema de designación para las aleaciones forjadas de aluminio [1].....	8
Tabla 1. 2 Composición química de las aleaciones 3XXX comerciales [11].	9
Tabla 2. 1 Composición química de la aleación de aluminio 3003.....	23
Tabla 2. 2 Equivalencia entre las diferentes rutas RCS.	29
Tabla 2. 3 Probetas para el perfilómetro	31
Tabla 3. 1 Esfuerzo de cedencia obtenidos para las diferentes muestras.	37

Abreviaturas

RCS	Corrugado y planchado repetitivo
GP	Guinier-Preston
SPD	Deformación plástica severa
ECAP	Extrusión por canal angular de sección constante
UFGs	Grano ultrafino
HAGBs	Frontera de grano de ángulo alto
ARB	Colaminado acumulativo
CGP	Corrugado en dado cerrado
HPT	Torsión a alta presión
ECAE	Extrusión angular de sección transversal continua
TE	Extrusión por torsión
MMDs	Mecanismo de migración de dislocaciones
ODF	Función de distribución de orientación
IPF	Figura de polos inversa
PF	Figura de polos

Resumen

El proceso de corrugado planchado repetitivo (RCS) es de interés entre los procesos de deformación plástica severa (SPD), debido a sus mejoras en las propiedades mecánicas de los materiales con forma de lámina o placa, ha sido aplicado a diversos materiales, como por ejemplo el acero, el cobre y el aluminio. Los materiales metálicos que endurecen por deformación, son los más estudiados para el proceso RCS, y debido a que puede escalarse a procesos industriales, las diferentes aleaciones han despertado gran interés en la comunidad científica en cuanto a la técnica y los fenómenos físicos y micro-mecánicos producidos por la misma.

En el presente trabajo de investigación se presentan y se discuten los fenómenos microestructurales que se generan a partir del proceso RCS, utilizando una aleación de aluminio 3003-O. Se trata un proceso iterativo de deformación plástica severa que consta de pasos o movimientos controlados en láminas, llevado a cabo a temperatura ambiente, siguiendo dos diferentes rutas, “P” y “G”, hasta alcanzar seis y tres pasos, respectivamente. Para la caracterización mecánica se realizaron pruebas de tensión con extensómetro, para analizar el aumento del esfuerzo de cedencia, el porcentaje de deformación y para hacer una comparación entre los pasos de las dos rutas y el molde a utilizar. Los valores máximos promedio del esfuerzo de cedencia y porcentaje de deformación obtenidos para el paso 4P fueron 76.34 MPa y 11.37%, respectivamente. Para el paso 1G fueron de 78.28 MPa para el esfuerzo de cedencia y 13.15% para el porcentaje de deformación, ambos procesados con el molde de metal. Los valores máximos promedio del esfuerzo de cedencia y porcentaje de deformación para el molde de policarbonato fueron de 77.55 MPa y 9.74% para el paso 3P, y de 84.56 MPa y 6.54 % para el paso 2G.

Se realizó una medición de la microdureza en pasos completos de la serie “G” y sus similares de la serie “P”. Se comparó el valor medio de microdureza del material sin procesar de 51.79 HV, con los valores promedios máximos. Para el molde de metal se obtuvieron valores de 71.29 HV y 63.92 HV, para los pasos 2P y 1G, respectivamente. Para el molde de policarbonato, los valores fueron 66.62 HV y 72.41 HV, para los pasos 6P y 3G, respectivamente.

En la medición de rugosidad se utilizó un perfilómetro óptico para analizar los pasos completos de la serie “G” y sus similares en la serie “P”, para los dos moldes de proceso. Se obtuvieron los valores de rugosidad aritmética promedio para cada paso y se hizo una comparación entre el mismo paso de proceso contra los moldes utilizados (acero D2 y policarbonato). Se obtuvieron valores más altos de rugosidad en el molde policarbonato para la serie “P” y para la serie “G”.

Abstract

The repetitive corrugation and straightening (RCS) process has interest among the processes of severe plastic deformation (SPD), due to its improvements in the mechanical properties of sheet or plate-shaped materials, it has been applied to various materials, such as example steel, copper and aluminum. The metallic materials that harden by deformation, are the most studied for the RCS process, and because it can be scaled to industrial processes, the different alloys have aroused great interest in the scientific community in terms of the technique and the physical and micromechanical phenomena produced for the same.

In this research work the microstructural phenomena that are generated from the RCS process are presented and discussed, using a 3003-O aluminum alloy. It is an iterative process of severe plastic deformation consisting of controlled steps or movements in sheets, carried out at room temperature, following two different routes, “P” and “G”, until reaching six and three steps respectively. For mechanical characterization, stress tests were performed with an extensometer, to analyze the increase in yield strength, the percentage of deformation and to make a comparison between the steps of the two routes and the die to be used. The maximum average values of the yield of yield and percentage of deformation obtained for step 4P were 76.34 MPa and 11.37%, respectively. For step 1G they were 78.28 MPa for the yield effort and 13.15% for the deformation percentage, both processed with the metal die. The maximum average values of yield strength and deformation percentage for the polycarbonate mold were 77.55 MPa and 9.74% for step 3P, and 84.56 MPa and 6.54% for step 2G.

A measurement of the microhardness in complete steps of the “G” series and its similar ones of the “P” series was made. The average microhardness value of the raw material of 51.79 HV was compared with the maximum average values. Values of 71.29 HV and 63.92 HV were obtained for steel die, for steps 2P and 1G, respectively. For the polycarbonate die, the values were 66.62 HV and 72.41 HV, for steps 6P and 3G, respectively.

In the roughness measurement an optical profilometer was used to analyze the complete steps of the G series and their similar ones in the P series, for the two process dies. The average arithmetic roughness values for each step were obtained and a comparison was made between the same process step against the dies used (D2 steel and polycarbonate). Higher roughness values were obtained in the polycarbonate die for the “P” series and for the “G” series.

Introducción

El proceso de corrugado planchado repetitivo (RCS por sus siglas en inglés) es un proceso de deformación plástica severa (SPD por sus siglas en inglés) que ha sido aplicado a diversos materiales metálicos con la intención de incrementar las propiedades mecánicas mediante la reducción del tamaño de grano. La eficiencia de este proceso ha despertado gran interés en el campo científico, por los fenómenos micro-mecánicos que presenta, al igual que ha despertado el interés en los sectores productivos, dado el posible escalamiento del proceso.

Los materiales metálicos que se han utilizado comúnmente para el RCS son el cobre, acero y el aluminio. La aleación de aluminio 3003 es una aleación que contiene como principales elementos aleantes el manganeso y el cobre, es una aleación no tratable térmicamente, con alta resistencia a la fatiga y buena resistencia a la corrosión. Algunas de las aplicaciones típicas de la aleación de aluminio 3003 son: el enlatado de comida y químicos, componentes electrónicos, autopartes e intercambiadores de calor.

En los procesos de deformación plástica severa las geometrías de los materiales procesados pueden tener la forma de barras o láminas principalmente. En el caso de la aleación 3003 y sus principales aplicaciones mencionadas, es de gran interés la mejora de las propiedades mecánicas y su acabado superficial en forma de láminas, por lo que se propone el proceso RCS al ser un proceso de SPD para materiales con forma de lámina.

El proceso SPD por el método RCS ha reportado incremento en las propiedades mecánicas y un refinamiento de grano considerable, obteniendo materiales con tamaño de grano nano-métrico, los materiales con tamaño de grano nanométrico, son estudiados por los aumentos y disminuciones en sus propiedades mecánicas, incluyendo alta resistencia, buena ductilidad, alta tenacidad, y en algunos casos, superplasticidad a bajas temperaturas.

El diseño del molde para el proceso de corrugado planchado repetitivo, busca generar una deformación homogénea en el material, por lo que se utiliza una ruta con un giro de 90° para iterar entre valles y crestas con dos corrugados y dos planchados por paso, conocida como la serie "P". En el presente trabajo se propone una nueva ruta que consta de un giro en el plano, acompañado de un giro respecto a una arista de la lámina, y un corrimiento, con la intención de homogenizar la distribución de la deformación producida por el proceso, en menos pasos. Nombrada serie "G", consta de 4 corrugados y 4 planchados.

El objetivo general de esta investigación es el dar a conocer y profundizar el entendimiento de los fenómenos presentes en el proceso de deformación plástica severa de una aleación de aluminio comercial (AA3003), mediante su caracterización mecánica y microestructural, analizando los cambios en esfuerzos de cedencia, ductilidad, tenacidad, microdureza, acabado superficial y textura

cristalográfica, inducidos por el proceso RCS. También hacer una relación entre las propiedades finales obtenidas a través de dos diferentes moldes de RCS, y así determinar si la nueva ruta propuesta (ruta “G”), tiende a homogenizar el material utilizado en menor cantidad de pasos que la ruta P.

Los objetivos específicos son:

- I. Analizar el incremento de las propiedades mecánicas de la aleación Al 3003-O, particularmente el aumento del esfuerzo de cedencia, el porcentaje de deformación y la microdureza Vickers promedio.
- II. Proponer una diferente ruta de proceso a la convencional ruta “P”.
- III. Evaluar las propiedades de las dos rutas de RCS con los moldes de policarbonato y de acero D2.
- IV. Estudiar la textura a través de los pasos RCS.

Para lograr los objetivos, el presente trabajo se ha elaborado en 4 secciones. El primer capítulo da a conocer los antecedentes de los conceptos necesarios para la comprensión del tema, tales como conceptos relacionados con el material, mecanismos de endurecimiento y el procesamiento mismo de deformación plástica severa haciendo énfasis en el proceso RCS.

El segundo capítulo se presenta la metodología empleada para llevar a cabo el proceso de RCS, describiendo específicamente el proceso de deformación, la caracterización mecánica y técnicas utilizadas necesarias para las mediciones y el proceso.

En el tercer capítulo se presentan los resultados obtenidos junto con una discusión correspondiente, comenzando con una descripción de los logros en el proceso de corrugado planchado repetitivo. Se presenta el aumento de las propiedades mecánicas, utilizando valores como punto de referencia la aleación (AA3003) con recocido. A partir de este punto se procesan las dos rutas “P” y “G”, con los dos moldes diferentes. El aumento de las propiedades mecánicas en especial el esfuerzo de cedencia se comienza a presentar desde el primer paso y hasta el paso 6 en caso de la ruta “P” y el paso 3 en el caso de la ruta “G”. La heterogénea distribución de los valores obtenidos de microdureza para pasos completos de la ruta “G” y sus equivalentes en la ruta “P” muestran la anisotropía del material y del proceso RCS. El acabado superficial en los distintos moldes a utilizar nos habla de un buen acabado con el molde de acero D2, para pensar en procesos industrializados a mayor escala.

Finalmente, en el cuarto capítulo se presentan las conclusiones derivadas de la discusión sobre los resultados, así como las perspectivas que el trabajo de investigación puede ofrecer y se proponen mejoras del proceso para futuras investigaciones.

1. Antecedentes

En el presente capítulo, se describen los conceptos básicos para la comprensión del trabajo de investigación. Se abordan los diferentes mecanismos de endurecimiento de aleaciones metálicas, aplicaciones de las aleaciones del aluminio, así como las características de la serie 3XXX. Posteriormente, se presentan las características de los procesos de deformación plástica severa, enfatizando en el RCS.

1.1. Control de la microestructura y de las propiedades mecánicas.

Existen seis mecanismos importantes para el control de la estructura y propiedades de los materiales: endurecimiento por tamaño de grano, endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por deformación, endurecimiento por dispersión, endurecimiento por envejecimiento, y endurecimiento por transformaciones de fase [1].

Los primeros tres métodos se basan en tres tipos de imperfecciones reticulares. Controlando defectos superficiales como los límites de grano, se obtiene endurecimiento por tamaño de grano. Controlando los defectos puntuales como los átomos de sustitución, se logra endurecimiento por solución sólida. Incrementando el número de defectos lineales o dislocaciones se consigue el endurecimiento por deformación [1].

1.1.1. Endurecimiento por solución sólida.

La adición de uno o más elementos a un metal puede endurecer por formación de una solución sólida. La estructura de una solución sólida sustitucional está formada por dos elementos, los átomos de solvente pueden sustituirse por átomos del soluto en las posiciones de la red cristalina. La estructura cristalina del elemento progenitor o disolvente permanece inalterada, pero las posiciones cristalinas se pueden distorsionar debido a la presencia de átomos del soluto, especialmente si hay una diferencia significativa de diámetros atómicos entre soluto y solvente. En las soluciones intersticiales los átomos del soluto encajan en los espacios intersticiales que hay entre los átomos del solvente o átomos progenitores [2].

La dureza resultante de las adiciones de solución sólida muestra que el aumento de la dureza cambia directamente con la diferencia en el tamaño de los átomos de soluto y solvente, o con el cambio en el parámetro de red resultante de la adición del soluto [3].

El resultado habitual de las adiciones de soluto es elevar el esfuerzo de cedencia, al aumentar la resistencia al movimiento de dislocaciones [4].

El grado de endurecimiento en los metales por solución sólida, depende de la concentración de átomos de soluto disueltos en la matriz de acuerdo a la siguiente relación:

$$\sigma_{ss} = HC^n \quad (1.1)$$

En donde C es la concentración de átomos de soluto homogéneamente distribuidos en la matriz, H y n son constantes particulares del material.

En aleaciones de aluminio que son procesadas mediante deformación plástica severa, y con tamaño de grano nanoestructurado esta relación puede ser quebrantada fácilmente, ya que dichos procesos pueden inducir segregación de átomos de soluto en las fronteras de grano [4].

1.2. Endurecimiento por tamaño de grano

El endurecimiento por tamaño de grano, puede ser una de las maneras más efectivas para el control de las propiedades mecánicas de los materiales policristalinos. Esto debido a que, al aumentar la cantidad de granos, también aumenta la cantidad de límites de grano, aumentando la dificultad para la movilidad de las dislocaciones.

Una relación general ente la resistencia de materiales policristalinos y el tamaño de grano, fue propuesto por la ecuación Hall-Petch.

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (1.2)$$

Donde:

σ_y = Esfuerzo de cedencia del material.

σ_0 = Esfuerzo Peierls o de fricción.

K_y = Constante de cedencia.

d = Tamaño de grano promedio.

Unas de las propiedades mecánicas como la dureza y la resistencia del material aumentan con el refinamiento de grano, materiales con tamaño de grano ultrafino, son aquellos se definen como materiales policristalinos con un tamaño de grano promedio por debajo de 500 o 300 nm.

La ecuación Hall-Petch no toma en cuenta las fronteras de grano, ni posibles activaciones de otros mecanismos haciendo notar una pendiente reducida de la ecuación Hall-Petch para tamaños de grano por debajo de 1 μ m. En tamaños de grano promedio por debajo de ~100 nm, comienzan a actuar diferentes mecanismos en las fronteras de grano, que es de mayor importancia en la deformación plástica [4,5,6].

1.2.1. Endurecimiento por deformación

El endurecimiento por deformación o trabajo en frío es un proceso en el cual se aplica una carga que sobrepase el límite elástico original del metal, es aplicado en diferentes industrias para endurecer el metal, mientras se deforma plásticamente el material, adquiriendo una geometría útil.

El endurecimiento por deformación, se genera mediante el incremento del número de dislocaciones, aproximadamente, la densidad de dislocaciones antes de ser deformado es de unos 10^6 cm de líneas de dislocación por centímetro cúbico. Al aplicarse un esfuerzo mayor al límite elástico, las dislocaciones se empiezan a deslizar. Finalmente, una dislocación moviéndose sobre su plano de deslizamiento encontrará un obstáculo que sujeta los extremos de otra línea de dislocación, si el esfuerzo sigue aplicándose, la dislocación se moverá arqueándose por el centro, generando nuevas dislocaciones, este mecanismo se conoce como fuente de Frank-Read. El número de dislocaciones puede aumentar cerca de 10^{12} cm líneas de dislocación por centímetro cúbico del metal, si el material tiene un número alto de dislocaciones, es probable que entre ellas interfieran unas con otras y el metal tenga una mayor resistencia [1,3].

La densidad de dislocaciones en los límites de grano puede relacionar el cambio del endurecimiento por deformación y se puede emplear la siguiente ecuación:

$$\sigma_{dis} = \sigma_0 + \alpha G \rho^{-1/2} \quad (1.3)$$

Donde:

σ_0 = Esfuerzo Peierls o de fricción (equivalente al esfuerzo de fricción en la ecuación Hall-Petch).

α = Una constante numérica generalmente entre 0.3 y 0.6.

G = Módulo de corte.

ρ = Densidad de dislocaciones.

1.2.2. Endurecimiento por envejecimiento

El objetivo del endurecimiento por envejecimiento o endurecimiento por precipitación es crear, en una aleación tratada térmicamente, una densa y fina dispersión de partículas precipitadas en una matriz de metal deformable. Debe existir una solución sólida terminal que tenga una solubilidad sólida decreciente a medida que la temperatura disminuya [2].

El endurecimiento por precipitados consta de 3 pasos, en el primero se calienta la aleación por encima de la temperatura *solvus* y se mantiene hasta producir una solución homogénea sólida α , en este mismo

paso se disuelve el precipitado θ . En el segundo paso se aplica un temple, obteniendo una aleación que tiene en su estructura sólo α (solución sólida sobresaturada). Finalmente, la solución se le calienta a una temperatura menor que las del *solvus*, en la cual, los átomos se pueden difundir en distancias cortas, dado que en el envejecimiento α supersaturado no es estable los átomos adicionales se difunden a numerosos sitios de nucleación y crecen los precipitados. Después de mantenerlos durante tiempo suficiente a una temperatura de envejecimiento, se produce un equilibrio en la estructura $\alpha + \theta$.

En aleaciones de aluminio se explota este fenómeno, durante el envejecimiento en las aleaciones anteriormente mencionadas, se forman diversos precipitados antes de que se produzca el precipitado en equilibrio. Estos precipitados son delgados y llamados zonas de Guinier-Preston (GP-I). Mientras se difunden más átomos al precipitado, estas zonas se convierten en discos delgados llamados zonas GP-II, al seguir la difusión, se desarrollan con mayor orden y se le conoce como θ' , hasta producirse el precipitado estable θ . Cuando se produce un sobre-envejecido la resistencia mecánica empieza a decaer, la fase θ no proporciona endurecimiento por dispersión.

No todas las aleaciones son endurecibles por envejecimiento, se necesita una solubilidad sólida decreciente, ya que al reducirse la temperatura pasa de una fase a una región bifásica al enfriarse. La matriz debe de ser blanda y dúctil, su precipitado debe ser duro y frágil, debe de ser una aleación templable y deberá formar un precipitado coherente [1,4].

El endurecimiento por precipitación se puede estimar con la aproximación de Orowan con partículas suficientemente grandes ($>3\text{nm}$) [1,4].

$$\sigma_{or} = \frac{0.4MGb}{\pi L\sqrt{1-\nu}} \ln\left(\frac{D}{b}\right) \quad (1.4)$$

Donde:

M = Factor de Taylor.

G = Módulo de corte.

b = Vector de Burgers.

L = Espacio entre precipitados.

ν = Coeficiente de Poisson.

D = Diámetro de los precipitados.

La contribución de los mecanismos de endurecimiento se considera de forma independiente, así la resistencia total de los materiales con tamaño de grano ultra fino puede ser estimada con los mecanismos mencionados con la siguiente ecuación:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{gs} + \sigma_{ss} + \sigma_{dis} + \sigma_{or} \quad (1.5)$$

Con esta última expresión, vemos la contribución de cada uno de los mecanismos, sin embargo, usualmente uno aumenta a costa de otro, esto depende también de las características del material y de las solicitaciones. En el caso de la aleación particular, es mayormente endurecible por deformación generando en el material una densidad de dislocaciones elevadas y reduciendo su ductilidad.

1.3. Recocido

Es un tratamiento térmico que es diseñado para eliminar los efectos del trabajo en frío y restablecer el metal a las condiciones de ductilidad original. Se utiliza para eliminar por completo el endurecimiento por deformación, con buenos acabados superficiales, los recocidos a bajas temperaturas son utilizados para eliminar los esfuerzos residuales producidos durante el trabajo en frío, sin afectar las propiedades mecánicas de la pieza terminada [1,7].

1.3.1. Recuperación

Generalmente una aleación trabajada en frío, está compuesta por granos deformados con un gran número de dislocaciones entrelazadas, al tener un calentamiento, la energía térmica, permite que las dislocaciones se muevan y formen los bordes de una estructura subgranular poligonizada, sin embargo, la densidad de dislocaciones se mantiene sin modificación [1].

A menudo le conocen como el recocido para eliminación de esfuerzos residuales, es un tratamiento térmico de baja temperatura, diseñado para reducir los esfuerzos residuales. En la microestructura se tienen granos deformados que contienen a su vez un gran número de dislocaciones en forma de red, que al calentar el metal a temperaturas bajas las dislocaciones se mueven y se arreglan, mientras que los esfuerzos residuales disminuyen hasta eliminarse. Durante la recuperación, la resistencia del metal trabajado en frío se reduce sólo ligeramente, pero su ductilidad generalmente aumenta de modo significativo [1,2].

1.3.2. Recristalización

La recristalización ocurre por la nucleación y el crecimiento de nuevos granos que contienen pocas dislocaciones, aproximadamente 0.4 veces la temperatura absoluta de fusión del metal. En la nucleación se forman granos pequeños con bordes de celda en la estructura, eliminando la mayoría de las dislocaciones, como resultado de la reducción de dislocaciones, el metal recristalizado tiene una baja resistencia mecánica, pero una elevada ductilidad.

La temperatura de recristalización, se ve afectada por diversas variables del proceso, disminuye al incrementar el trabajo en frío que es aproximadamente el 30 a 40%, por debajo de este porcentaje no ocurrirá recristalización, al hacer el metal menos estable.

Si originalmente el tamaño de grano es pequeño, después del trabajo en frío, la temperatura de recristalización se reduce, al tener más sitios que anteriormente fueron bordes de granos, en donde pueden nuclear nuevos granos. Cuando se incrementa el tiempo de recocido, se reduce la temperatura de recristalización, ya que se cuenta con más tiempo para la nucleación y el crecimiento de nuevos granos recristalizados [1,2].

1.4. Aleaciones de aluminio

El aluminio es un metal ligero, con una densidad de 2.70 g/cm^3 , aunque las aleaciones de aluminio tienen propiedades a la tensión relativamente bajas comparadas con las de acero, su relación resistencia peso es excelente [1,2].

El aluminio responde fácilmente a los mecanismos de endurecimiento. Sus aleaciones pueden ser 30 veces más resistentes que el aluminio puro. Por otra parte, no suele presentar un límite de resistencia a la fatiga bien definido, por lo que puede fallar a esfuerzos bajos. Las aleaciones de aluminio tienen escasa dureza, lo que origina poca resistencia al desgaste abrasivo en muchas condiciones.

Se pueden subdividir en dos clasificaciones, aleaciones para forja y aleaciones para fundición que van de acuerdo con el método de fabricación. Las aleaciones para forja se conforman mediante deformación plástica, tienen composiciones y microestructura significativamente diferentes a las aleaciones para fundición. Dentro de cada grupo se dividen en dos subgrupos: aleaciones tratables térmicamente y aleaciones no tratables térmicamente. Las primeras son endurecidas por envejecimiento, mientras que las segundas endurecen por medio de un endurecimiento por solución sólida, por deformación o dispersión [1].

Tabla 1. 1. Sistema de designación para las aleaciones forjadas de aluminio [1].

1xxx	Al comercialmente puro (>99% Al)	No endurecible por envejecido
2xxx	Al-Cu	Endurecible por envejecimiento
3xxx	Al-Mn	No endurecible por envejecimiento
4xxx	Al-Si y Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento si hay Mg
5xxx	Al-Mg	No endurecible por envejecimiento
6xxx	Al-Mg-Si	Endurecible por envejecimiento
7xxx	Al-Mg-Zn	Endurecible por envejecimiento
8xxx	Al-Li, Sn, Zr o B	Endurecible por envejecimiento

El grado de endurecimiento está dado por la designación T o H, dependiendo de si la aleación es tratada térmicamente o endurecida por deformación. Otras clasificaciones indican si la aleación es recocida (O), tratada por solución (W), o usada en su condición de fabricación (F).

Las aleaciones para forja 1xxx y 3xxx son de una sola fase, excepto por la presencia de pequeñas cantidades de inclusiones o compuestos intermetálicos. Las propiedades de estas aleaciones son controladas por endurecimiento, por deformación, por solución sólida y por control de tamaño de grano. Las aleaciones 5xxx contienen α , una solución sólida de magnesio en aluminio, la cual es endurecida mediante una dispersión fina de Mg_2Al_3 (β), que no es coherente, y en consecuencia son inaplicables los procesos de endurecimiento por envejecimiento. Las aleaciones 4xxx contienen también 2 fases, α y silicio casi puro, β . Las aleaciones que contienen silicio y magnesio pueden ser endurecidas por envejecimiento, lo que permite la precipitación de Mg_2Si . Las aleaciones 2XXX, 6XXX y 7XXX son terciarias endurecibles por envejecimiento. En estas aleaciones, se forman varios precipitados coherentes antes de que se produzca la fase de equilibrio final [1,6,8].

1.4.1. Aleaciones 3XXX

Las aleaciones 3XXX tienen una alta capacidad de conformación, resistencia a la corrosión y pueden unirse mediante una gran variedad de métodos, es ampliamente utilizado en utensilios de cocina, latas de bebidas, equipos químicos, techos y revestimientos, y en intercambiadores de calor. Se consideran aleaciones no tratables térmicamente y el endurecimiento por deformación es el principal mecanismo de fortalecimiento para mejorar las propiedades mecánicas.

El elemento principal de las aleaciones de este grupo es el manganeso. El aluminio se encuentra fortalecido principalmente por endurecimiento por solución sólida y no es endurecible por envejecimiento. La aleación más importante de este grupo es la 3003, cuya composición se muestra en la Tabla 1.2., es esencialmente la aleación 1100 con la adición de un 1.25% de manganeso y 0.12% de cobre, es la aleación que se emplea más frecuentemente cuando se requiere una buena conformabilidad.

El límite de 1.25% de Mn, se impone porque el Fe, presente en la mayoría de las aleaciones de aluminio como una de sus impurezas, disminuye la solubilidad de Mn en aluminio, esto aumenta la probabilidad de formar grandes partículas primarias de Al_6Mn , lo que tiene un efecto negativo en la ductilidad [2,8,9,10].

Tabla 1. 2 Composición química de las aleaciones 3XXX comerciales [11].

Grado	Mn %	Fe %	Otros			
			Si %	Mg %	Cu %	Cr %
3102	0.05-0.4	0.7	0.4	-	0.1	-
3107	0.4-0.9	0.7	0.6	-	0.05-0.15	-
3003	1.0-1.6	0.7	0.6	-	0.05-0.2	-
3207	0.4-0.8	0.45	0.3	0.1	0.1	-
3012	0.5-1.1	0.7	0.6	0.1	0.1	0.2
3014	1.0-1.5	1.0	0.1	0.1	0.5	-
3002	0.05-0.2	0.1	0.08	0.05-0.2	0.15	-
3103	0.5-0.9	0.7	0.5	0.3	0.1	0.1
3009	0.35	0.7	1.0-1.8	0.1	0.1	0.05

1.5. Deformación Plástica Severa

Los procesos tales como el endurecimiento por solución sólida, por precipitación y por deformación, se emplean para la mejora de las propiedades mecánicas, del material mediante tratamientos térmicos y mecánicos. La deformación plástica severa (SPD por sus siglas en inglés), es un proceso que produce refinamiento de grano en materiales metálicos, y es utilizada para lograr excelentes propiedades en materiales metálicos. Las ventajas del refinamiento de grano fueron reconocidas desde hace muchos años, requiriendo del desarrollo de operaciones de procesamientos termomecánicos en los que se someten los materiales a tratamientos mecánicos de deformación y recocidos para reducir el tamaño de grano. En 1988 se demostró el potencial que tiene la deformación plástica severa de alcanzar tamaños de grano más pequeños dentro del rango del submicrómetro, a este enfoque se le denomina procesamiento de deformación plástica severa. Este procesamiento, proporcionó evidencia directa de las propiedades mecánicas mejoradas de estos metales, debido al excepcional refinamiento de grano [12,13,14,15].

En el año de 1980 el Dr. Segal y colegas, desarrollaron un proceso conocido como extrusión por canal angular de sección constante (ECAP por sus siglas en inglés), una de las técnicas más importantes, y el método de procesamiento SPD más útil. Actualmente con el desarrollo de herramientas microscópicas y analíticas, se puede llevar un análisis detallado de las características microestructurales de metales y aleaciones procesadas por métodos SPD [6,12].

El método SPD, se puede definir como, un proceso de conformado de metales a una alta presión hidrostática para aplicar un esfuerzo mayor, pero sin la introducción de cambios significativos en las dimensiones de la muestra, además de tener la capacidad de lograr un refinamiento excepcional de grano. Hoy en día existen varias técnicas de SPD que emplean explícita o implícitamente la característica de alta presión hidrostática para la generación de materiales con tamaño de grano ultrafino (UFGs por sus siglas en inglés).

Una de las características más atractivas del procesamiento SPD, es la capacidad de refinar los granos a tamaños que no se pueden lograr con procesos termomecánicos convencionales, el procesamiento SPD produce granos dentro del rango submicrométrico y nanométrico. Los granos producidos por este método se designan como UFGs, bastante homogéneos, con tamaños de grano promedio menores que $\sim 1\mu\text{m}$ y con límites de grano de ángulo alto (HAGBs por sus siglas en inglés). Dentro del rango de los materiales UFGs, los tamaños de grano submicrométricos se refieren a un tamaño de grano promedio, en un rango de 100~1000 nm, y los tamaños de grano nanométricos se refieren a un tamaño de grano promedio menor de 100 nm. Los materiales procesados con SPD tienen un tamaño medio de grano menor a $1\mu\text{m}$, y generalmente poseen una subestructura con una alta densidad de dislocaciones debido a que las redes cristalinas son altamente distorsionadas. La formación de tal nanoestructura se logra mediante estos métodos de SPD que proporcionan deformaciones muy grandes a temperaturas relativamente bajas, con altas presiones compresivas hidrostáticas [12,16,17,18,19].

La evolución de la microestructura durante la SPD se puede obtener mediante K que es la relación inversa del tamaño de celda o subgrano d alcanzado y con la raíz cuadrada del total de densidad de dislocaciones del material, obteniendo:

$$d = \frac{K}{\sqrt{\rho}} \quad (1.6)$$

Utilizando la relación entre el esfuerzo y la densidad dislocaciones: $\sigma = M\alpha\mu b\sqrt{\rho}$, donde M es el factor de Taylor, α es una constante con valor alrededor de 0.5, b el vector de Burgers y μ es el módulo de corte del material, por lo que la ecuación anterior se puede escribir como:

$$d = \frac{KM\alpha\mu b}{\sigma} \quad (1.7)$$

Afirmando que entre mayor sea la respuesta del material ante el esfuerzo, será menor el tamaño de grano [12,20].

Existen diversos métodos de deformación plástica severa, mediante los cuales se pueden procesar materiales con geometrías variadas tales como laminas y perfiles de sección transversal constante. Algunas de éstas técnicas son:

- A. Extrusión por canal angular de sección constante (ECAP por sus siglas en inglés)
- B. Colaminado acumulativo (ARB por sus siglas en inglés)
- C. Corrugado y planchado repetitivo (RCS por sus siglas en inglés)
- D. Corrugado en dado cerrado (CGP por sus siglas en inglés)
- E. Torsión a alta presión (HPT por sus siglas en inglés)
- F. Extrusión angular de fricción continua (ECAE por sus siglas en inglés)
- G. Extrusión por torsión (TE por sus siglas en inglés)

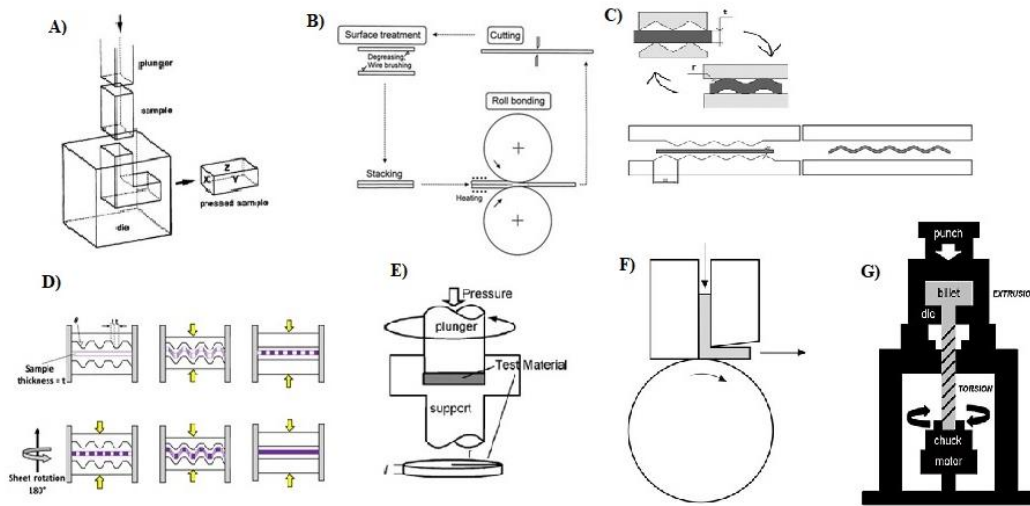


Figura 1. 1. Procesos de deformación plástica severa. A) ECAP, B) ARB, C) RCS, D) CGP, E) HPT, F) ECAE y G) TE.

De los procesos anteriormente mencionados, ARB, RCS y ECAE son los más comunes para obtener materiales con tamaños de grano de tamaño micrométrico y nanométrico, con materiales en forma de lámina. El proceso ARB tiene la limitación de que durante el procesamiento no siempre se desarrolla una buena unión entre las hojas apiladas. El método RCS tiene algunas ventajas sobre los otros dos métodos, este método se presentará a detalle a continuación [12,14,20,21,22].

1.5.1. Proceso de corrugado y planchado repetitivo (RCS).

Es un proceso de deformación plástica severa que consta de dos pasos, una corrugación seguida de un planchado. Existen dos variantes del proceso, una continua y otra discontinua, el enderezamiento de la placa se da entre dos placas planas, que sería el proceso discontinuo, o el proceso continuo, que se da entre dos rodillos cilíndricos planos [12,16].

El método RCS muestra una presión hidrostática relativamente baja, como resultado de la libre deformación en los bordes, lo que facilita la formación de micro y nano fisuras durante el proceso. Esto representa una limitación del proceso para ser aplicado a muestras muy grandes y en consecuencia aumentar el tamaño mínimo de granos saturados [12,21].

El RCS es un método que implica un proceso repetitivo, el cual consiste en aplicar presión sobre el molde con troqueles ranurados, se somete al esfuerzo de corte en el plano y en el segundo paso se aplanan con troqueles planos y se produce el esfuerzo de corte inverso. Dado que un esfuerzo grande no se puede

aplicar en la mayoría de las muestras, los pasos de RCS deben repetirse, por lo que este método tiene una velocidad baja en la aplicación de deformación plástica [13,15,23].

Es una alternativa de proceso continuo, permite una amplia producción industrial a gran escala, y una homogeneidad en el refinamiento de grano. Un problema general en el proceso RCS es que en los pasos previos a la falla (cerca del número de pasos máximo antes de que fracture), la resistencia última disminuye en comparación con los pasos anteriores, debido al desarrollo de grietas superficiales. El proceso de muestras en RCS se divide en 3 segmentos, el primero es el efecto de fortalecimiento debido al endurecimiento por deformación y al abultamiento de los límites de grano estables. El segundo segmento se debe a la formación de subgranos, debido a una generación y reorientación de dislocaciones. El tercer segmento se debe a la formación estable de los límites de grano debido al aumento de la densidad de dislocaciones [13].

En la literatura se proponen diferentes geometrías para el proceso de RCS, la primera es un molde semicircular, el segundo es un molde de ranura plana y el tercero es un molde de ranura en V.

Para el cálculo teórico de la deformación en un molde semicircular, la deformación impartida en cada paso se puede calcular con la siguiente ecuación:

$$\varepsilon = n \frac{4}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{r+t}{r+0.5t} \right) \quad (1.8)$$

Donde n es el número de pasos, r es el radio del molde semicircular y t el espesor de la muestra. Al repetir este proceso de forma cíclica, se pueden introducir altas deformaciones en la pieza de trabajo [13,24].

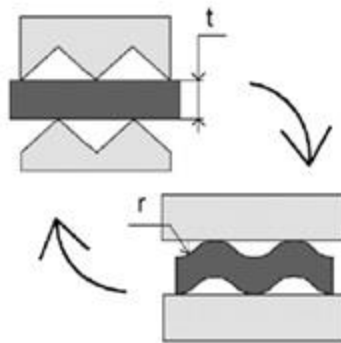


Figura 1. 2. Proceso de Corrugado y Planchado Repetitivo (RCS).

1.5.2. Deformación plástica severa en metales FCC

El procesamiento de metales FCC por métodos SPD, es relativamente fácil debido a la multiplicidad de los sistemas de deslizamiento activo, los granos más gruesos se refinan al esfuerzo continuo mediante la multiplicación y la migración de dislocaciones. El mecanismo de multiplicación y migración de dislocaciones (MMDs por sus siglas en inglés) es el modelo más común que se observó en los numerosos estudios. Dado que se necesita alta movilidad de dislocaciones, el mecanismo de multiplicación y migración de dislocaciones, suele ser más activo en los metales con mayor número de sistemas de deslizamiento activos [12,19].

La presencia de dislocaciones lleva a refinar la microestructura del material, al principio del proceso, se forma una distribución de dislocaciones aleatoria. Aumenta la densidad de dislocaciones mientras se incrementa la deformación, y como resultado se tiene una formación de células de dislocaciones. A medida que continúa la deformación, las dislocaciones se reorganizan para formar límites de grano fino. Al combinar con el proceso SPD, la acumulación de dislocaciones aumenta en las paredes, lo que provoca la formación de subgranos con límites de ángulo bajo, entre más deformación, el número de subgranos aumenta hasta que el material se convierte en una estructura UFG. Cuando aumenta los ciclos de SPD, provoca la rotación de los subgranos y tienden a desorientarse, formando límites de grano de ángulo alto. Dado que existe una alta movilidad de dislocaciones, el mecanismo MMD suele ser más activo en materiales como aleaciones de aluminio [12,19,25].

1.5.3. Comportamiento mecánico

Uno de los principales beneficios de los materiales con SPD es el refinamiento de su microestructura, que a su vez mejora su esfuerzo de cedencia de 3 a 5 veces en comparación a un laminado, como reduce la capacidad del endurecimiento por trabajo, el aumento del esfuerzo máximo, generalmente no es tan alto, en cuanto a la ductilidad del material, conforme aumenta el número de procesos, la ductilidad tiende a disminuir [20,23,26].

La resistencia de los materiales metálicos, aumenta con la reducción del tamaño de grano según lo establecido por la relación empírica Hall Petch para tamaños de grano en el rango de micro a milimétrico.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_{HP}d^{-1/2} \quad (1.9)$$

Donde d es el tamaño de grano promedio, σ_y el esfuerzo de cedencia y k_{HP} es una constante de Hall Petch dependiente del material, esta ecuación explica teóricamente en función de las dislocaciones acumuladas en los límites de grano, que actúan como barreras para el movimiento de dislocación. Cuanto menor sea el grano, mayor será la acumulación de dislocaciones, y mayor será el esfuerzo requerido para que la dislocación deslice [19,20,24].

Con valores inferiores a 10 μm , los datos del esfuerzo de cedencia comienzan a ser más altos que la tendencia de la ecuación H-P para el aluminio de grano grueso, esto explica que la resistencia no solo depende del tamaño de grano sino también de la densidad de dislocación dentro de los granos por,

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_H \rho^{1/2} + \alpha M G b \rho^{-1/2} \quad (1.10)$$

donde α es aproximadamente a 0.25, M es el factor de Taylor, G es el módulo de rigidez a corte, b el vector de Burgers y ρ es la densidad de dislocaciones totales. Por lo tanto, se espera que los materiales procesados por SPD sean más resistentes que el esperado endurecimiento por Hall Petch, debido a las dislocaciones adicionales [20,27].

1.6. RCS y aleaciones de aluminio

El método de RCS se ha utilizado para algunas aleaciones de aluminio, haciendo una caracterización mecánica sobre los efectos de la deformación severa plástica en las láminas utilizadas. Se han realizado análisis con tres moldes diferentes, el primero con ranura en V, el segundo es con ranura plana y el último es con ranura semicircular.

En el proceso, las láminas del aluminio silicio-magnesio se hicieron girar 180° después de cada paso para deformar regiones no deformadas. Se hicieron pruebas mecánicas con los tres moldes y se reportó el número de pasos antes de llegar a la fractura [28].

En la literatura, no se encuentra mucho sobre el proceso de RCS y aleaciones de aluminio, en los resultados de la aleación silicio-magnesio, se encontraron que los esfuerzos máximos aumentaron con los tres moldes empleados, las durezas fueron aumentando conforme aumentaba el número de pasos [28], por lo que el estudio de la aleación Al 3003 se vuelve interesante para su determinación de aumento de propiedades mecánicas mediante RCS y con moldes de diferente material, se presenta una comparativa con los dos moldes de RCS y se presenta una propuesta de paso para el proceso, esperando un aumento significativo en menos pasos.

1.6.1. Deformación plástica severa en la AA 3003

En el 2002 se describe el método llamado corrugado en molde cerrado (CGP por sus siglas en inglés), basado en el proceso de corrugado y planchado de láminas, que impone una deformación uniforme de las láminas. El proceso CGP se ha utilizado con éxito en aleaciones de aluminio 1100. Los investigadores indican materiales con tamaño de grano micrométrico, y con buenas propiedades mecánicas. Las pruebas de CGP en la aleación 3003 a temperatura ambiente se mostraron valores altos de endurecimiento mediante deformación plástica severa. El proceso CGP se basa en cuatro etapas, dos prensados y dos planchados, haciendo un giro de 180° entre cada prensado. Para la obtención de sus propiedades mecánicas, se cortaron pruebas para tracción y se realizaron a temperatura ambiente. Haciendo una comparativa con la aleación 1100, tiene un mejor comportamiento la aleación 3003 con CGP [17,29].

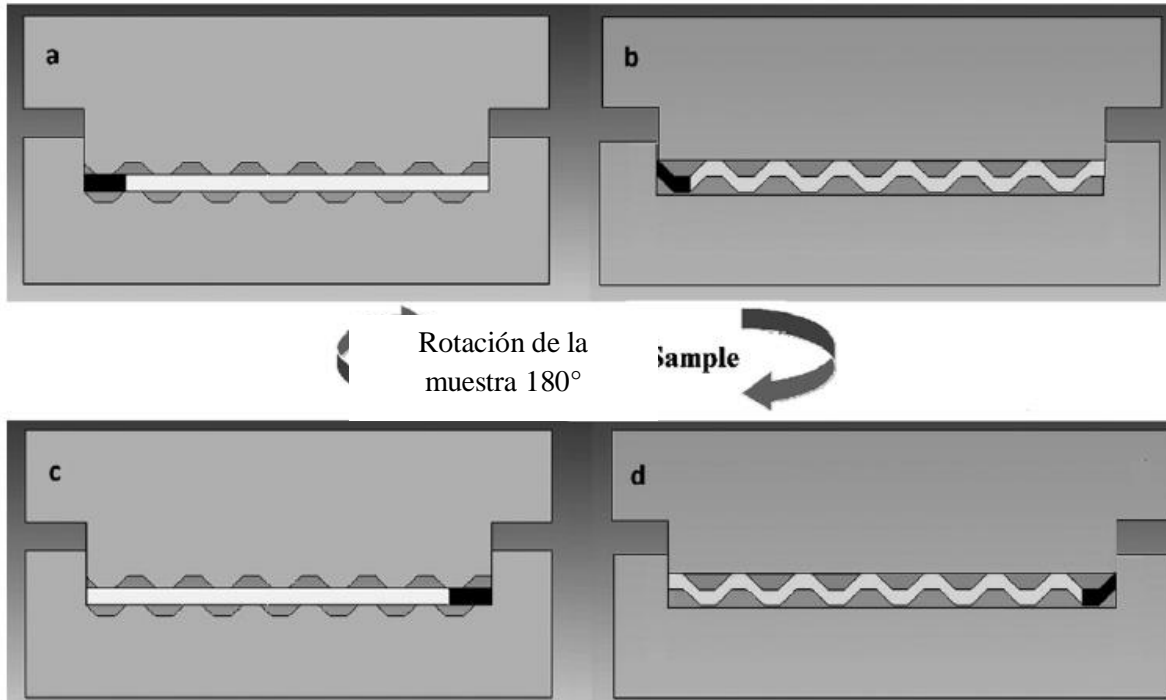


Figura 1. 3. Ruta de Proceso CGP. A) Corrugado, B) Aplanado, giro de 180°, C) Corrugado y D) Aplanado.

De acuerdo con la ecuación Hall-Petch, el tamaño de grano, tiene un papel importante en la mejora de propiedades mecánicas, en 3 pasadas del proceso CGP se obtuvieron resultados mejores con la aleación 3003, el proceso logro una reducción de grano hasta 580 nm y con una mejora de 170% en el esfuerzo de cedencia con respecto a la aleación con recocido, en las gráficas de los resultados al aumentar el número de pasos, el esfuerzo máximo y de cedencia tienen un decremento, debido a una acelerada recuperación dinámica provocada por precipitados incoherentes de Al_6Mn que dejan de mejorar las propiedades mecánicas [29].

1.7. Rugosidad (acabado superficial).

Las superficies sólidas, tienen estructuras y propiedades complejas, que dependen de la naturaleza del sólido, el método de preparación de la superficie y la interacción entre la superficie y su interfaz con el entorno [31,32].

Las superficies sólidas tienen irregularidades de varios ordenes que van desde desviaciones de forma a irregularidades del orden de distancias interatómicas. Generalmente, los metales y aleaciones generan capas o películas de óxido y capas derivadas del medio ambiente por presencia de hidrocarburos vapor de agua y oxígeno, la presencia de estas capas afecta en la fricción y el desgaste de las superficies, una representación de las características de la textura de superficie, pueden observarse en la Figura 1.4, [27,31,33].

Textura de la superficie:

Nano y micro rugosidad: Están formadas por fluctuaciones en la superficie de longitudes de onda cortas, caracterizadas por máximos y mínimos locales de diversas amplitudes y espaciamientos.

Ondulación: Es la irregularidad de la superficie de longitudes de onda más largas y se les conoce como macro rugosidad, puede generarse por vibraciones, maquinado, tratamientos térmicos o deformaciones.

Defectos: Son interrupciones no intencionales, inesperadas y no deseadas en la textura de la superficie [31,33,34,35].

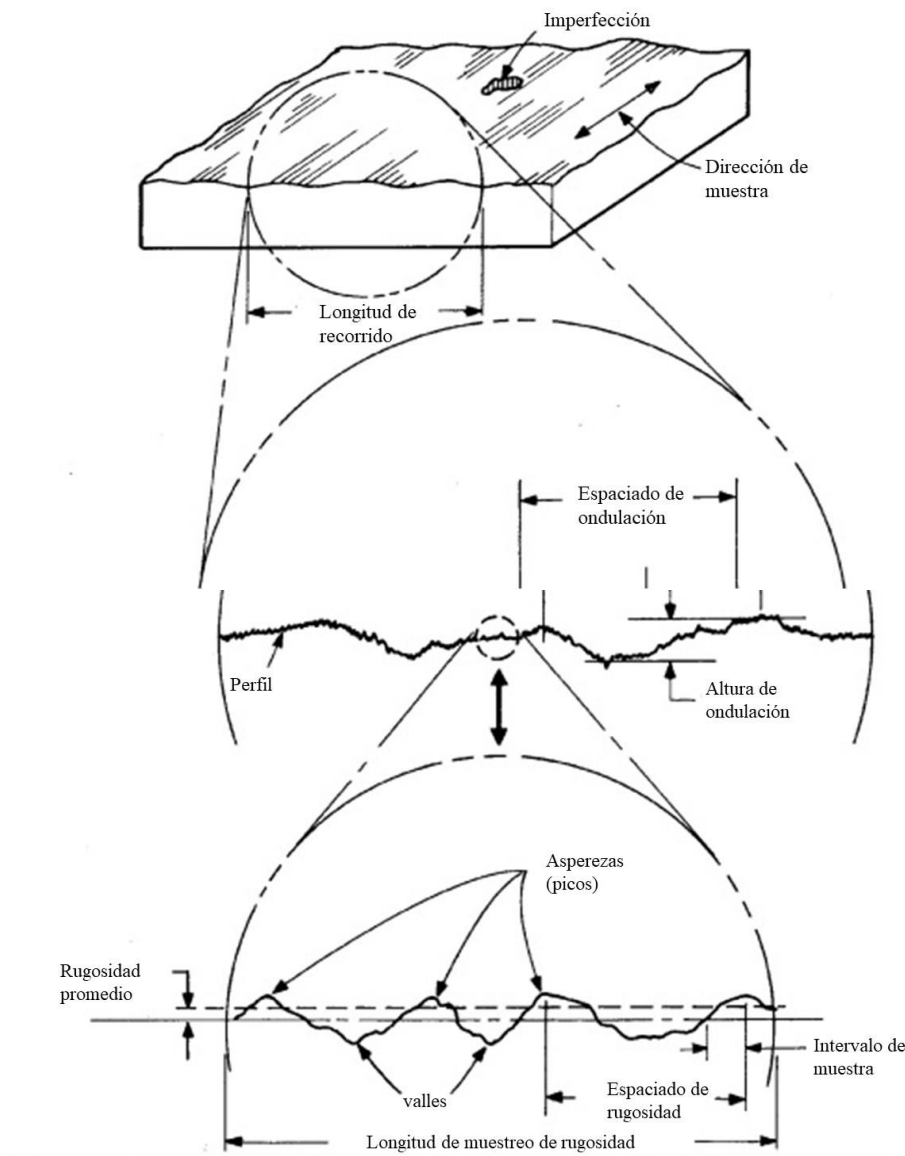


Figura 1. 4. Textura superficial.

La rugosidad superficial se refiere a las variaciones de altura en la superficie relativa a un plano de referencia, la topografía de las superficies ingenieriles es aleatoria y depende del método de procesamiento, se pueden presentar diferentes tipos de distribución de alturas, algunos descriptores estadísticos de la altura son:

1. Ra (promedio aritmético)
2. Rq (desviación estándar o varianza)
3. Sesgo Sk
4. Kurtosis K
5. Rt (la altura máxima de pico a valle)
6. Rp (altura máxima pico a media)
7. Rv (profundidad máxima del valle a media)
8. Rz (altura media pico a valle)
9. Rpm (altura media pico a media)

Los perfilómetros optoelectrónicos que emplean luz blanca, tienen un potencial considerable en capacidades de medición, lo que permite crear mapas de superficie en 3D reales de áreas.

Dependiendo de la lente utilizada en el perfilómetro, se pueden procesar áreas de pocos centímetros cuadrados con una escala submicrométrica, a través de estos mapas, se pueden medir los parámetros de calidad de la superficiales como, la amplitud y el espaciado, estos datos de obtienen sin la necesidad de ningún contacto con la pieza.

Los parámetros de trabajo del perfilómetro están controlados por software y se basan en filtros que se modifican según la base de medición, la fragmentación de la luz blanca en este caso. El uso de la fragmentación de luz blanca, corresponde con niveles únicos de desplazamiento del eje Z. Cada longitud de onda se enfocará perfectamente a una altura Z diferente utilizando el principio confocal, donde sólo se registra el punto de enfoque y se rechazará toda luz desenfocada [27,32,36,37].

Posteriormente al proceso RCS, se realizaron mediciones sobre la rugosidad de la superficie para determinar los parámetros de rugosidad mediante las normas ISO. La caracterización se llevó a cabo en un perfilómetro óptico NANOVEA, mostrado en la Figura 1.5, se obtuvieron las imágenes de probetas seleccionadas con el perfilómetro y fueron procesadas mediante la paquetería MountainsMap®, del cual se obtuvieron los parámetros de rugosidad. Considerando los valores obtenidos, se hizo una comparación de resultados sobre las variaciones, dependiendo del molde utilizado y la cantidad de deformación inducida en la probeta.

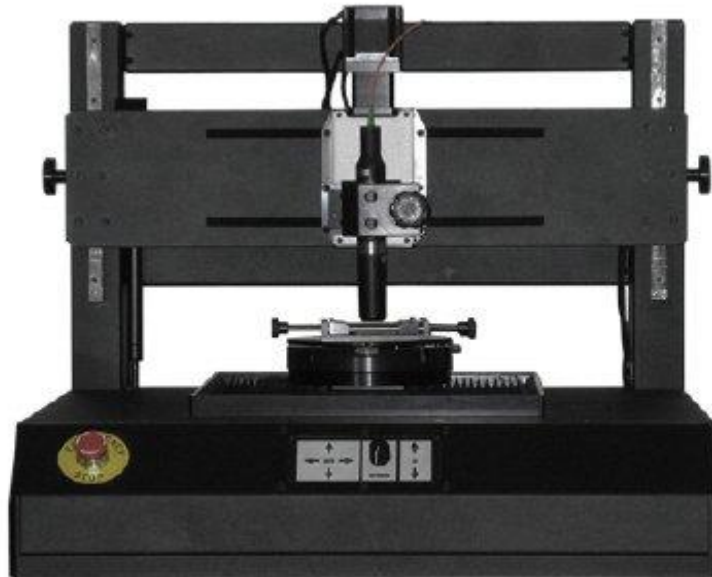


Figura 1. 5. Perfilómetro óptico (NANOVEA).

1.8. Textura cristalográfica.

La mayoría de los materiales son cristalinos en estado sólido y la mayoría de ellos presenta una gran cantidad de cristales, es decir, son policristalinos, cada grano es un cristal individual cuya orientación es distinta a la de los cristales vecinos.

En el caso de que los cristales individuales no tengan una orientación preferencial, se dice que es un material policristalino aleatorio.

En otro extremo, donde todos los cristales individuales tengan la misma orientación, al material se le conoce como un monocristal.

En la práctica se observan que los materiales policristalinos pueden tener casi la misma orientación, a estos materiales se les denomina material “texturizado”, o con orientación cristalina preferencial.

En la literatura se describen las orientaciones preferidas de los granos, ya que muchas de las propiedades físicas, mecánicas y químicas de los cristales individuales, varían con la dirección o plano cristalográfico.

Se tienen 4 categorías de textura principales:

- I. Textura aleatoria: sin orientación preferencial (Figura 1.6. A)
- II. De fibra: una dirección de la mayoría de los granos es paralela a una dirección de referencia y presentan simetría rotacional respecto al eje de la fibra (Figura 1.6. B)
- III. Biaxial: existen dos direcciones preferenciales (Figura 1.6. C)
- IV. Monocristal: descrita previamente (Figura 1.6. D)

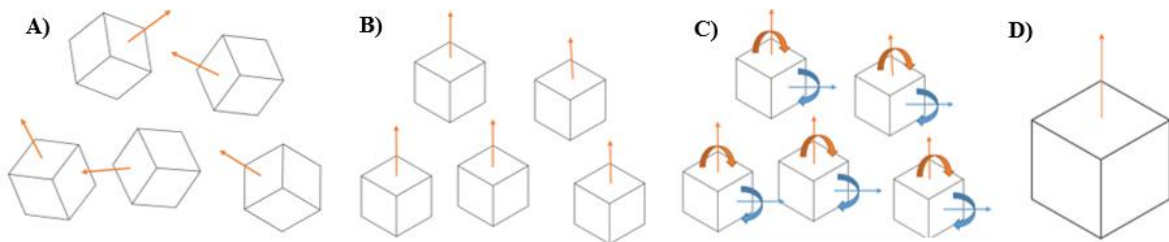


Figura 1. 6. Texturas cristalográficas. A) Aleatoria, B) De fibra, C) Biaxial y D) Monocristal [4].

Algunas de las propiedades en las que la textura cristalográfica tiene una influencia significativa son la ductilidad, conductividad eléctrica, susceptibilidad magnética y refracción de la luz. La existencia de una orientación preferencial en el material puede provocar un comportamiento anisotrópico dependiendo de la propiedad de interés y de la intensidad de dicha textura.

1.8.1. Orientación cristalográfica.

La orientación cristalográfica puede ser representada por los ángulos de Euler (φ_1 , Φ , φ_2), que están relacionados con la orientación general del sistema. La orientación de un cristal dentro de un material, se muestra en la Figura 1.7, mostrando un sistema de referencia general asociado a la muestra (E_1 , E_2 , E_3) y el sistema local asociado al punto (e_1 , e_2 , e_3). La intersección entre la superficie (E_1E_2) y la superficie punto (e_1e_2), es llamada línea de nodos (N). Los ángulos de Euler del cristal son definidos por Bunge, donde φ_1 es el ángulo entre el eje E_1 y la línea de nodos; Φ es el ángulo entre los ejes E_3 y e_3 ; φ_2 es el ángulo entre la línea de nodos y el eje e_1 . Los ángulos de Euler se definen φ_1 y φ_2 entre 0 y $\pi/2$ y Φ entre 0 y π [7,4,37,38].

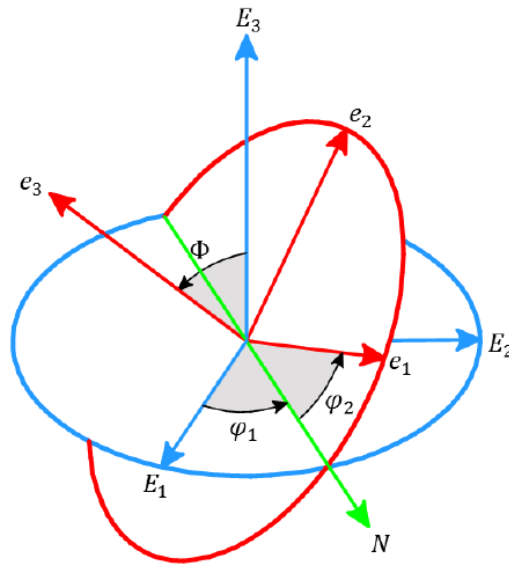


Figura 1. 7. Representación de los ángulos de Euler a partir de un sistema de referencia general [4].

1.8.2. Macrotextura.

Un método común para determinar la orientación de los cristales dentro del material, es la obtención de la figura de polos mediante rayos X [4,38].

Todos los planos de un cristal pueden ser representados por un conjunto de direcciones normales desde un punto dentro del cristal, se puede colocar el centro de una esfera coincidente con este último e interceptar las normales con la superficie de la esfera, dichas intersecciones se les conoce como polos. Para representar en dos dimensiones una figura de polos se requiere una proyección utilizando el plano ecuatorial de la esfera como referencia.

La posición de cada polo en una proyección se define mediante dos ángulos, el ángulo azimutal α y el ángulo β que caracteriza la rotación del polo a través del eje polar [4,7,39].

En la Figura 1.8, se representa una proyección estereográfica de la familia de planos $\langle 111 \rangle$, en la superficie superior de la esfera y en el plano ecuatorial de la misma. Una figura de polos representa la distribución de intensidad de una dirección $[hkl]$ con 2θ constante para todas las direcciones. Esta intensidad es proporcional al número de planos que difractan, en consecuencia, revela la probabilidad de encontrar la normal de una familia de planos como función de la posición de la muestra [4,7,19,27].

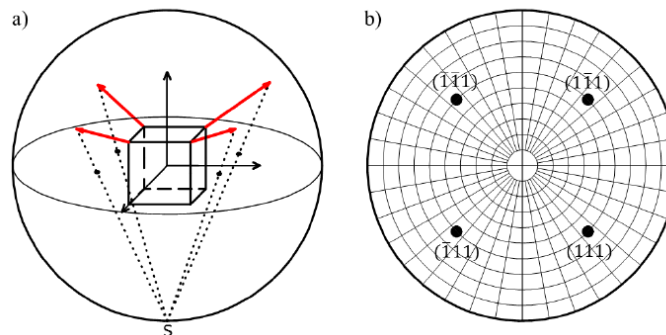


Figura 1. 8. Proyección estereográfica. a) Proyección de la familia de planos $\{111\}$ de un sistema cúbico y b) Proyección en el plano ecuatorial de los polos $\{111\}$ [4].

2. Desarrollo experimental

En el presente capítulo, se describe de forma detallada el procedimiento de los experimentos que se desarrollaron para cumplir con los objetivos planteados. En algunos apartados se introducen las diferentes técnicas utilizadas.

2.1. Material

El material estudiado es una aleación de aluminio con nombre comercial 3003, con la composición mostrada en la Tabla 2.1 [30].

Tabla 2. 1 Composición química de la aleación de aluminio 3003.

Elemento	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Al
% peso	1.26	0.40	0.61	0.13	0.10	Resto

La aleación de aluminio 3003, de partida se consigue de forma comercial bajo un endurecido por deformación de dureza media (H14), lo cual quiere decir que tienen un endurecimiento por deformación, por la designación H y fue laminado hasta el calibre 22 [30].

Tratamiento térmico

Los procesos de deformación plástica severa, se aplican en aleaciones que presentan endurecimiento por precipitados, endurecimiento por deformaciones y tamaño de grano, en el caso de la aleación 3003, llegan a disolverse segundas fases y ablanda el material con un tratamiento térmico, en este caso un recocido, para su recristalización y crecimiento de tamaño de grano.

La placa de aluminio comercial, se adquirió con una dureza media por el endurecimiento generado por deformación H14, se obtuvieron secciones cuadradas de 10 x 10 cm y de 12.5 x 12.5 cm, se les aplicó un tratamiento térmico de 450° C en una mufla durante 3 horas y se enfrió dentro de la mufla. Primero con las láminas de 10 x 10 cm, teniendo un total de 26 láminas con recocido y posteriormente otras 26 de 12.5 x 12.5 cm. Las láminas de 10 x 10 cm fueron utilizadas para el molde de policarbonato y las de 12.5 x 12.5 cm para el molde de metal.

2.2. Geometría del dado para corrugado planchado

La geometría del molde para RCS mostrado en la Figura 2.1, está basado en una alternativa a los moldes acanalados actuales, tiene la finalidad de generar una homogenidad en el material ocasionando densidades de dislocaciones en el material, aunque el resultado de un paso es una deformación heterogénea, la implementación de diferentes rutas, busca disminuir esa heterogeneidad de la deformación en el material, la dureza obtenida después del proceso de RCS también varía en el área de trabajo, dependiendo de la ruta utilizada y el número de pasos.

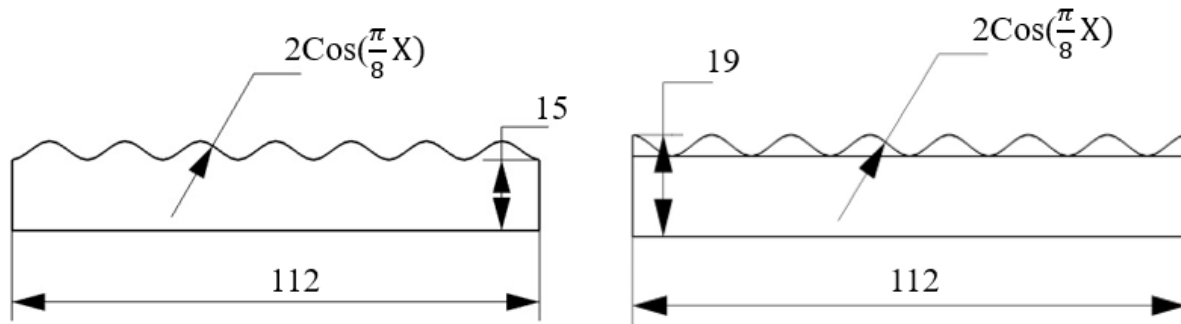


Figura 2. 1. Molde con especificaciones geométricas para la matriz del RCS.

El molde de RCS de la Figura 2.1. se utiliza normalmente con una ruta que consiste en un giro de 90° para tener un acabado menos heterogéneo en la lámina, alternando los valles y las crestas, como se muestra en la siguiente Figura 2.2. moviendo la pieza.

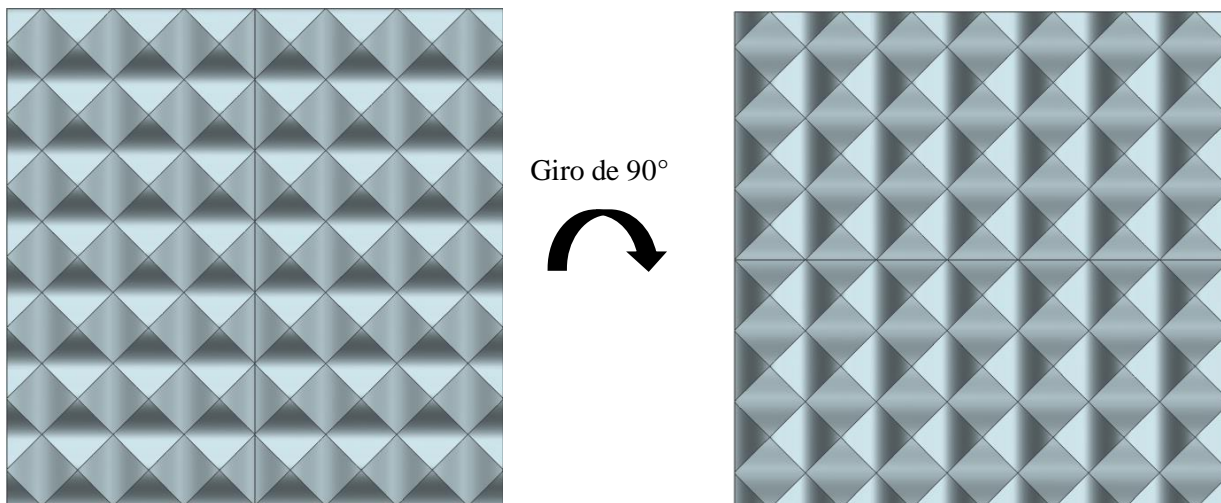


Figura 2. 2. Molde piramidal, alternando valles y crestas.

El molde macho y hembra se generaron con manufactura aditiva en policarbonato y un segundo molde se manufacturó con acero D2 como se muestra en la Figura 2.3., permitiendo las cargas requeridas para el proceso RCS.

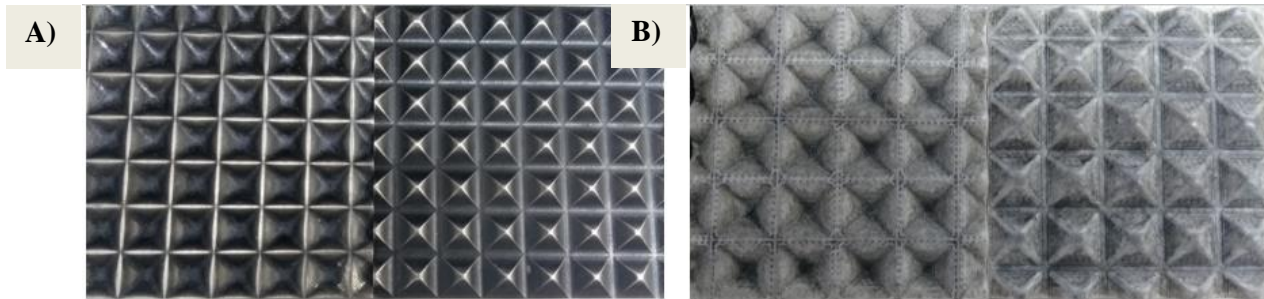


Figura 2. 3. Moldes. A) Acero D2 y B) Policarbonato.

Los moldes en el proceso, reciben deformaciones pequeñas al estar en contacto con la lámina y una máquina de ensayos universal marca INSTRON 8802 a utilizar, el proceso se inicia colocando la lámina sobre el molde, se escuadra de tal manera que se tenga una referencia inicial para todos los pasos del proceso, después con ayuda de un control de carga se lleva al contacto entre el molde con la lámina ya escuadrada y el brazo de carga de la máquina de ensayos universal como se muestra en la Figura 2.4., la carga es aumentada manualmente para garantizar el cierre completo del molde y no sobrepasar la capacidad máxima de la celda de carga.



Figura 2. 4. Prueba de carga en el proceso RCS (interfaz entre el molde y la máquina de ensayos universal).

2.3. Corrugado y planchado repetitivo (RCS)

Para el proceso RCS, se utilizaron dos moldes, uno de policarbonato y otro de acero D2, el molde generado con la paquetería de software CAD se puede visualizar en la Figura 2.5. Se utilizaron láminas de aluminio 3003 calibre 22, cortadas con dimensiones de 10 x 10 cm y 12.5 x 12.5 cm para los moldes de policarbonato y acero, respectivamente.

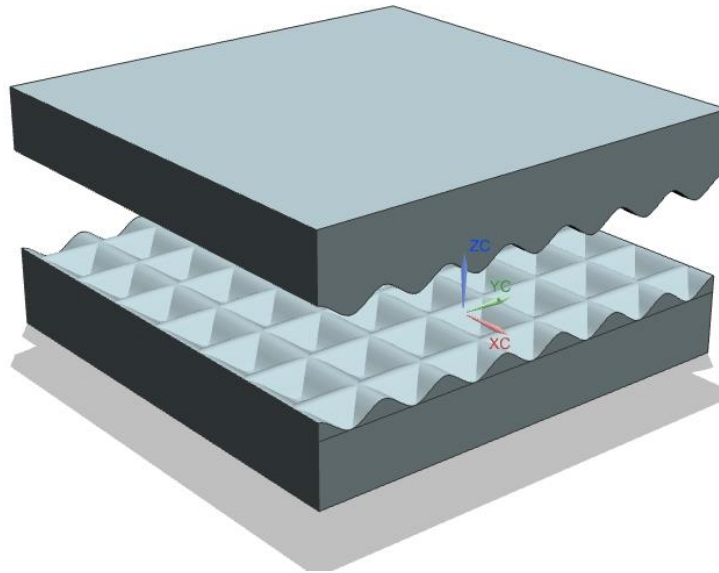


Figura 2. 5. Molde para el proceso RCS.

Se utilizó una máquina de ensayos universal INSTRON 8802 con una capacidad de 25 Toneladas, para ambos casos se lubricaron las láminas de aluminio con disulfuro de molibdeno (MoS_2), en el caso del molde de acero D2 se usaron hojas de teflón, para disminuir la fricción entre las láminas y el molde.

En las láminas cuadradas se utilizó una muesca como sistema de referencia para las diferentes rotaciones que involucra el proceso, así como para la caracterización del material, también se mantuvo en todas las láminas el mismo sentido y fueron marcadas como se muestra en la Figura 2.6.

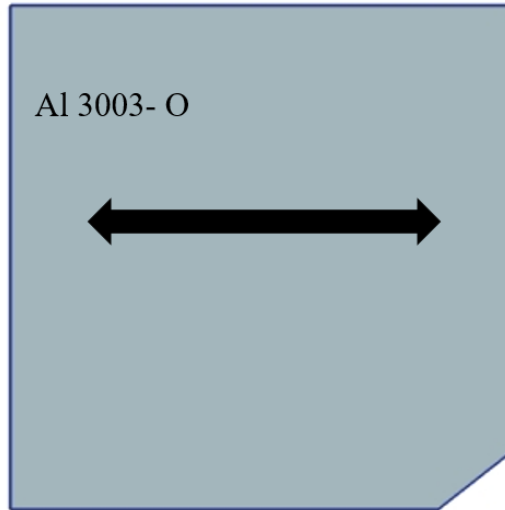


Figura 2. 6. Identificación del sentido del laminado y la muesca de identificación del giro.

Después del recocido de las láminas, se realizó el proceso RCS mediante 2 rutas:

- Ruta P

En la ruta P, la lámina es corrugada a una velocidad de 30 kN/min, usando lubricación en el molde y en la lámina, después de ser corrugada, se plancha a la misma velocidad de 30 kN/min, esto generó marcas en forma de “X”, con una distancia entre los centros de 16 mm, debido a la geometría del molde (como se muestra en la Figura 2.7.-C)).

Posteriormente se gira 90° con dirección a las manecillas del reloj, se vuelve a corrugar con el molde, de tal modo que los valles queden desplazados 8 mm a su derecha y otros 8 mm hacia abajo, el siguiente paso es volver a planchar la lámina y con esto termina un paso completo (como se muestra en la Figura 2.7.-F)), siguiendo la ruta “P”.

En total la ruta P se conforma de 2 corrugados y 2 planchados con un giro de 90° para cada paso en esta ruta.

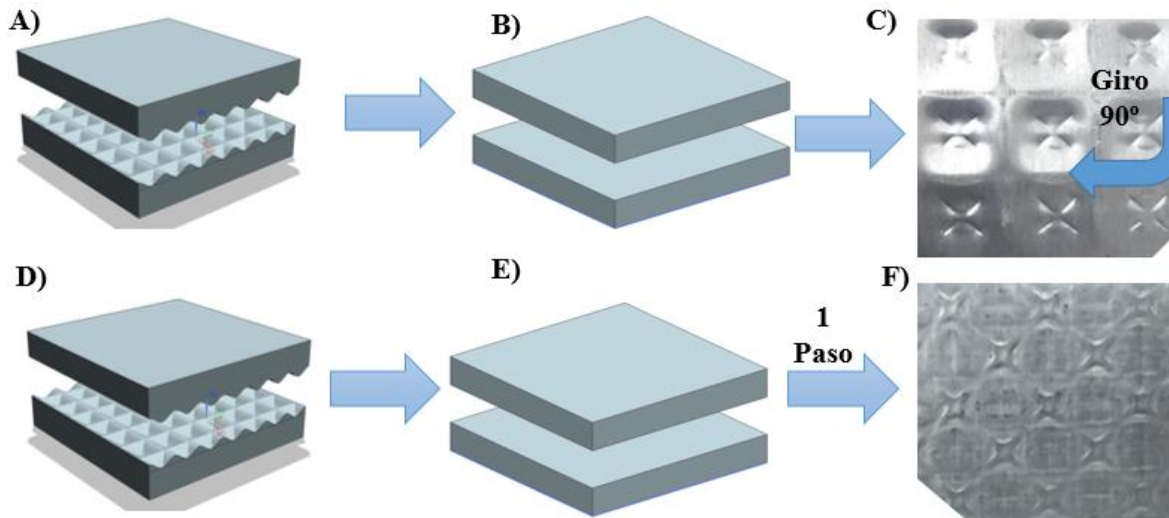


Figura 2. 7. Proceso de RCS por la ruta “P”. A) Corrugado, B) Planchado, C) Lamina $\frac{1}{2}$ paso, giro de 90° de la lámina en sentido horario, D) Segundo corrugado, E) segundo planchado y F) Fin de 1 paso por la ruta “P”.

- Ruta G

En la ruta G, la lámina es corrugada a una velocidad de 30 kN/min, después es planchada a la misma velocidad, el siguiente movimiento consta de voltear la lámina (giro de 180°) seguido de un giro sobre el plano de 90° , se corruga nuevamente y se vuelve a planchar (como se muestra en la Figura 2.8.).

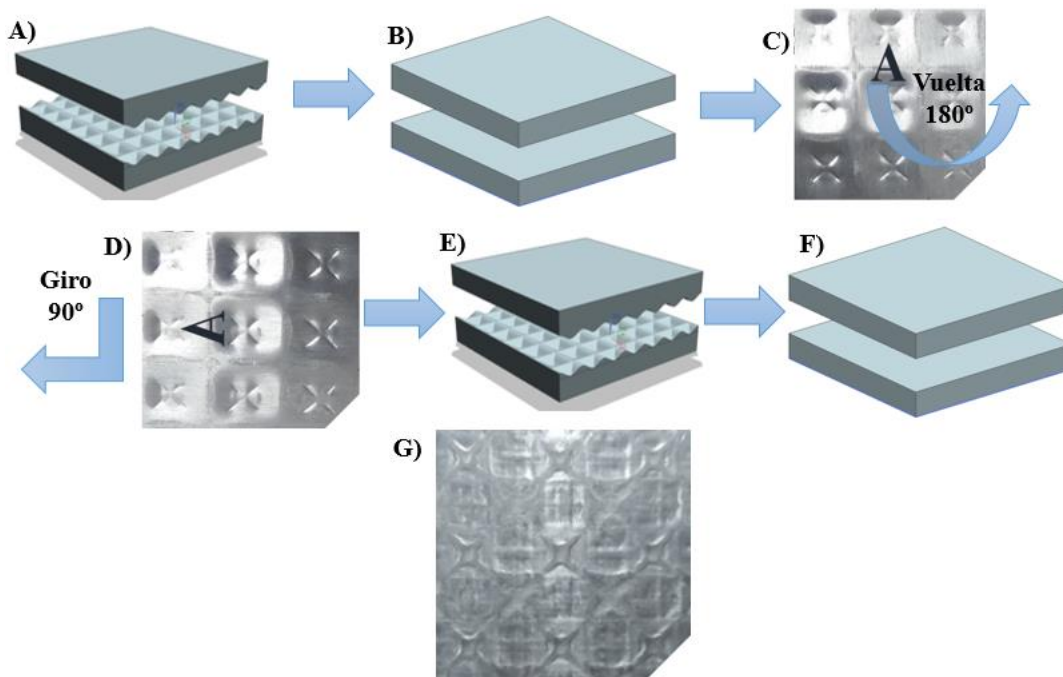


Figura 2. 8. Proceso de RCS por la ruta “G”. A) Corrugado, B) Planchado, C) Lamina $\frac{1}{4}$ paso, D) Giro en el plano de 90° de la lámina en sentido horario y vuelta de 180° , E) Segundo corrugado, F) segundo planchado y G) $\frac{1}{2}$ paso por la ruta “G”.

La ruta “G” busca homogenizar la distribución de la deformación aplicada sobre la lámina, esta ruta obedece a no realizar la deformación siempre en el mismo sentido y cara de la lámina, teniendo un desplazamiento de 8 mm hacia la derecha y siguiendo los mismos pasos que la Figura 2.9.

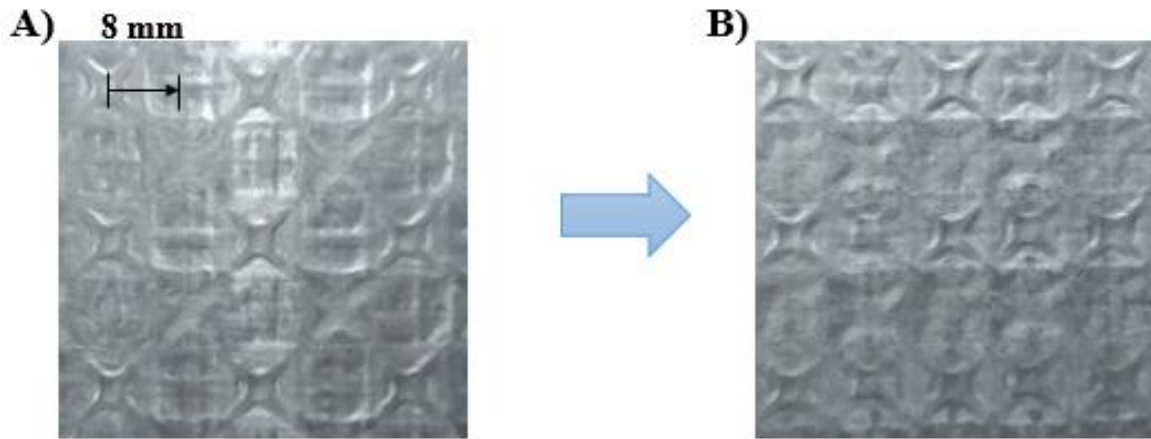


Figura 2. 9. Proceso de RCS por la ruta “G”. A) Desplazamiento de 8 mm a la derecha de la ruta “G”, B) 1 paso de la ruta “G”.

En el caso de la ruta “G” se necesitaron de 4 corrugados, 4 planchados, dos giros de 90° sobre el plano y voltear 2 veces la placa (giro de 180°). En comparación de la ruta “P” esta ruta tiene el doble de pasos, por lo que se tiene una relación de pasos y medios pasos mostrada en la Tabla 2.2.

Tabla 2. 2 Equivalencia entre las diferentes rutas RCS.

0.5 G	1 P
1 G	2 P
1.5 G	3 P
2 G	4 P
2.5 G	5 P
3 G	6 P

Se procesaron 48 láminas mediante RCS, de las cuales 24 fueron por la serie “P”, las otras 24 por la serie “G”, de las 24, 12 fueron hechas con el molde de metal y los 12 restantes con el molde de policarbonato para ambas series. Por cada paso y cada ½ paso en el caso de la serie “G” se procesaron dos laminas para poder tener suficiente material y obtener sus propiedades mecánicas.

2.4. Obtención de probetas para las pruebas de tensión

Posterior al proceso RCS se realizaron ensayos de tracción para medir los cambios en las propiedades mecánicas generales del material tales como el esfuerzo de cedencia (σ_y), el porcentaje de deformación (%), módulo de elasticidad (E), resistencia última a la tensión (UTS) y la ductilidad en los respectivos pasos (ϵ_f).

Para ello se obtuvieron probetas de las rutas “P” y “G” bajo la norma ASTM E8, fueron cortadas con un suaje con las medidas estándar y una modificación en el ancho como se muestra en la Figura 2.10.

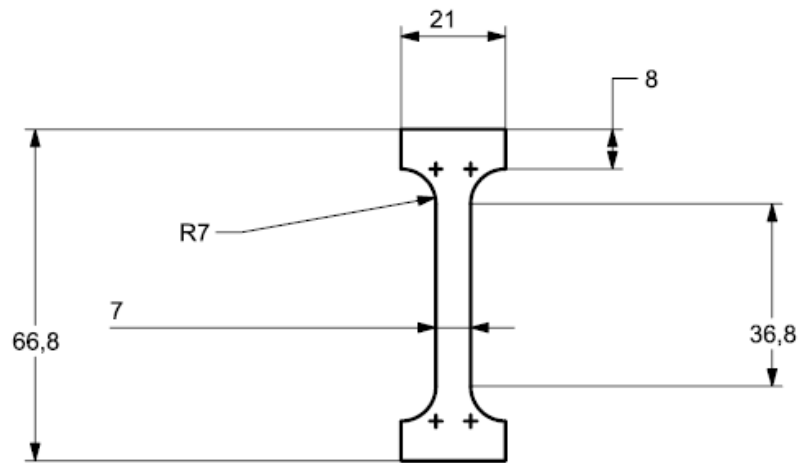


Figura 2. 10. Dimensiones de las probetas para el ensayo de tensión, con ajuste al ancho para el extensómetro.

Los ensayos de tensión, se hicieron a una rapidez de deformación de 5 mm/min, para las láminas de 10 x 10 cm que fueron procesadas con el molde de policarbonato, se obtuvieron 4 probetas por cada lámina, y de las láminas de 12.5 x 12.5 cm se obtuvieron 6 probetas por cada lámina.

En los cortes realizados por el suaje, se trató de obtener 2 probetas con cruces en la longitud calibrada y 2 sin los cruces como se muestra en la Figura 2.11. en el caso de la serie “P”, en la serie “G” por las medidas especificadas en la Figura 2.10. las probetas obtenidas contenían las cruces en todos los pasos.

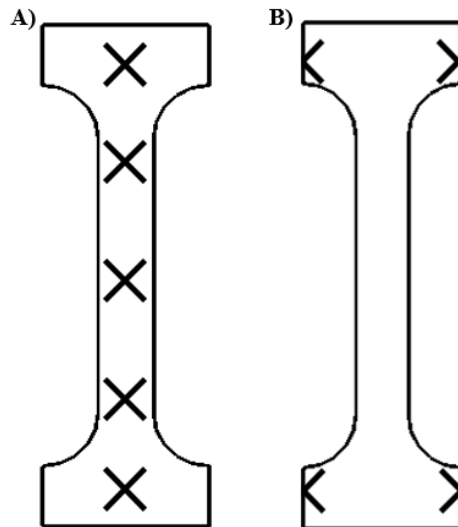


Figura 2. 11. Probetas cortadas con suaje. A) Probetas con marcas X en la longitud calibrada y B) Probetas sin X en longitud calibrada.

Para los ensayos de tracción se utilizó una máquina de ensayos universal INSTRON 1125R con capacidad de 10 toneladas, también se hizo uso de un extensómetro con fondo de escala de 25 mm en todos los ensayos de tensión. Los datos fueron obtenidos en archivos txt y fueron documentados por tipo de ruta y molde utilizado.

2.5. Rugosidad (acabado superficial).

Para las pruebas en el perfilómetro se escogieron 12 probetas, las medidas del área de trabajo fueron de 8 x 12 mm para cada probeta y un espacio de 40 µm entre cada medición, en el área de trabajo se localizaron las marcas en forma de “X” que deja el proceso de RCS para poder determinar el acabado superficial, de acuerdo a la ruta y de acuerdo al molde. En la Tabla 2.4, se muestran los pasos que se estudiaron con el perfilómetro.

Tabla 2. 3 Probetas para el perfilómetro

<u>Molde de policarbonato</u>		<u>Molde de metal</u>	
1G	2P	1G	2P
2G	4P	2G	4P
3G	6P	3G	6P

Cada una de las 12 probetas fue previamente identificada con el número de paso y molde utilizado, se hizo una limpieza para quitar residuos del lubricante. Las probetas se colocaron en el perfilómetro, se localizó el área de estudio y se realizaron las mediciones. En cada probeta se hizo una visualización rápida para identificar que el área de trabajo estuviera completamente dentro del rango de medición del perfilómetro, posteriormente se obtuvieron los datos para determinar sus parámetros y una imagen con distribución de colores.

2.6. Microdureza Vickers

El ensayo de microdureza, es una prueba para la caracterización mecánica, consiste en penetrar las probetas con un indentador piramidal con punta de diamante. La medición de esta propiedad se realizó para evaluar el cambio de la dureza con respecto a los pasos del proceso.

Para medir la microdureza, las probetas ensayadas se prepararon con un pulido mecánico hasta suspensión de diamante de $3\mu\text{m}$, obteniendo un acabado homogéneo en la muestra. Algunos equipos instrumentados pueden hacer mapeos completos de la microdureza y generar un perfil de dispersión de microdureza en un área, determinando mínimos y máximos valores de dureza, como su media aritmética.

Para la prueba de microdureza se usaron las mismas rutas y pasos que para la prueba de rugosidad. Posterior al pulido mecánico, se realizaron 10 mediciones en un área de $12 \times 10 \text{ mm}$, se utilizó una carga de 25 g. Las indentaciones fueron hechas a lo largo de una de las marcas en forma de “X” en sentido vertical y horizontal como se muestra en la figura 2.12.

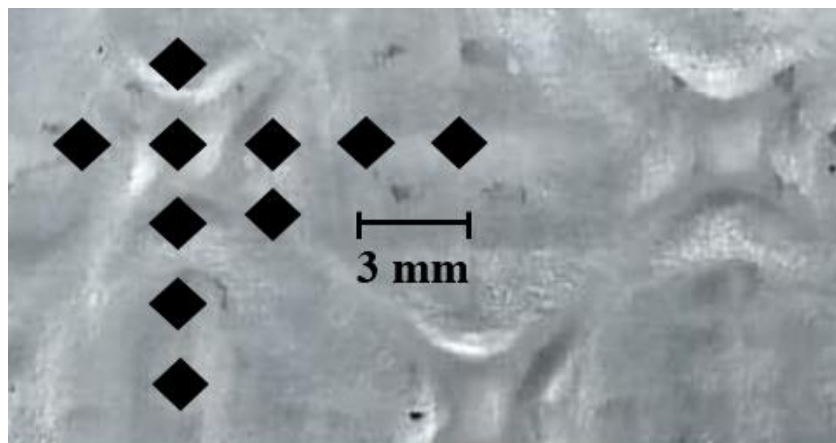


Figura 2. 12. Mapeo de indentaciones en la zona de X en las probetas para el ensayo de microdureza.

2.7. Macrotextura

Para poder observar la evolución cristalográfica de la serie G en los pasos 1G, 2G, 3G y en el material original, se midió la textura cristalográfica en un plano NP mediante Difracción de rayos X (DRX).

Se obtuvieron los datos para la generación de las figuras de polos, se llevó a cabo en un difractor Rigaku Ultima-IV en modo “in plane” con valores para α de 0.5 a 90° y un paso de 0.4°; y β de 0 a 360 a una velocidad de avance de 120°min⁻¹. Tales condiciones permiten obtener una figura de polos completa, los polos estudiados corresponden a los picos de difracción (111), (200) y (220).

Los datos para la construcción de las figuras de polo experimentales deben ser sometidos a un proceso de suavizado, eliminación de ruido y exportación.

Para la representación de la orientación cristalográfica del material en el espacio de Euler se emplea la función de distribución de orientación (ODF por sus siglas en inglés). La generación de las ODF's se realizó mediante el software MatLab®, haciendo cálculos de las figuras de polo utilizando el código abierto MTEX.

3. Resultados y discusión

En el presente capítulo, se presentarán los resultados de las pruebas mecánicas hechas para la caracterización de las dos rutas consideradas en el proceso RCS, en el molde de metal y de policarbonato. Así mismo se muestra una discusión acerca de las mediciones obtenidas.

3.1. Proceso de corrugado planchado repetitivo (RCS)

Después del recocido en la mufla se hicieron 2 pruebas en los moldes de policarbonato y acero D2 como se muestra en la Figura 3.1, esto para determinar el número de pasos antes de llegar a la fractura.

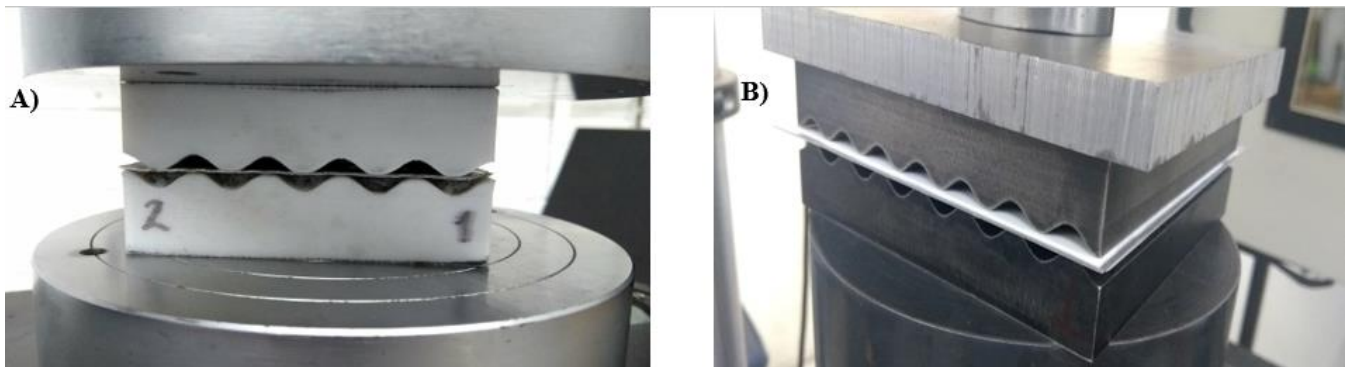


Figura 3. 1. Inicio de proceso RCS. A) Molde de policarbonato y B) Molde de acero.

Para el molde de policarbonato no se tuvo problema alguno, llegando a 6 pasos sin tener algún tipo de fractura en toda el área de trabajo de la lámina utilizada. En el caso del molde de acero D2, incluso con lubricación, la fricción entre ellos era muy alta y al momento de empezar el corrugado no tenía desplazamiento y las crestas y valles se incrustaban en el material ocasionando marcas muy profundas y en consecuencia llegaba a la fractura más rápido como se muestra en la Figura 3.2.



Figura 3. 2. Marcas de la cresta del molde de acero D2.

Dado que la superficie resultó con marcas profundas, se propuso utilizar hojas de teflón para bajar la fricción entre el molde y la lámina asegurando que llegarían a 6 pasos sin fracturas en el área de trabajo y generando marcas como se muestra en la Figura 3.3.

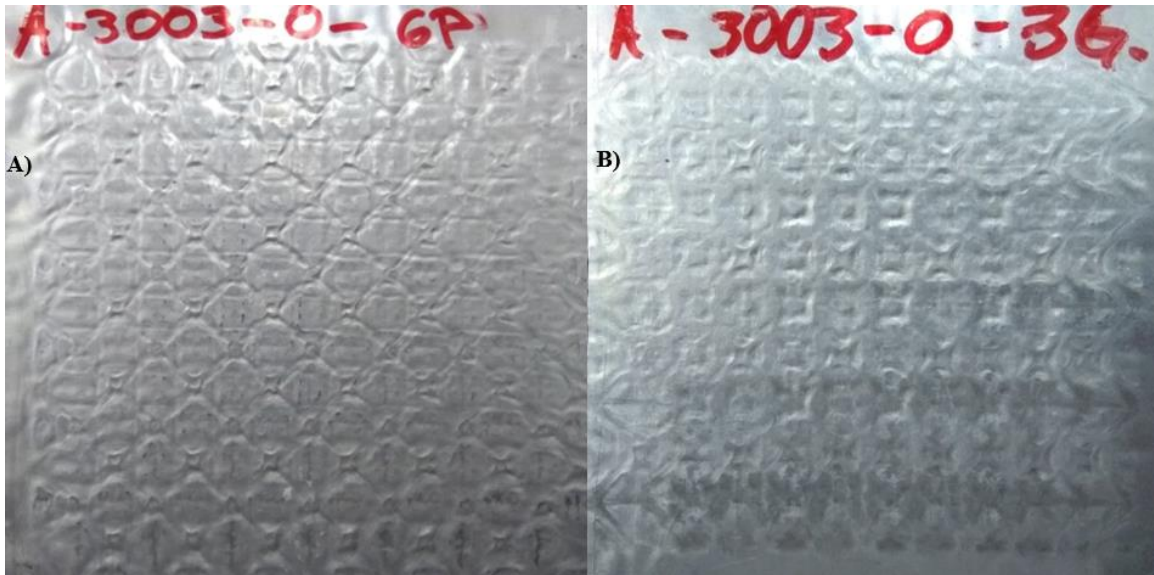


Figura 3.3. Láminas muestra sin fracturas producida por el molde de acero. A) Serie “P”, B) Serie “G”.

Una vez obtenidas las 48 láminas de RCS procesadas por las 2 rutas diferentes, se prosiguió a realizar su caracterización mecánica.

3.1.1. Análisis de proceso RCS

Para el análisis de proceso RCS en los diferentes moldes, se hace una comparativa entre los moldes y entre las rutas. En la ruta “P” desde el primer paso (1P), se obtiene una lámina marcada con las cruces “X”, en el segundo paso (2P) se tienen láminas con marcas más profundas, esto se debe que al ser un proceso repetitivo y con una ruta de dos movimientos, los valles y las crestas corrugan en las mismas zonas.

Por otro lado, en la ruta “G” al medio paso (0.5G) se tienen marcas “X” pero en los dos lados de la lámina, al primer paso (1G) se obtiene una lámina con las “X” menos espaciadas entre ellas con 8 mm entre centro y centro de las “X” y por los dos lados como se muestra en la Figura 3.4, esto con respecto a los 16 mm de separación entre cada centro de las “X” obtenidas en la serie “P”. Con la ruta “G” al tener una distribución de las marcas “X” más cercana y por los dos lados de la lámina, se obtienen un acabado

superficial del proceso menos marcado. En la Figura 3.4. se muestran los pasos completos de la ruta “G” y los recíprocos de la ruta “P”, procesados por el molde de acero.

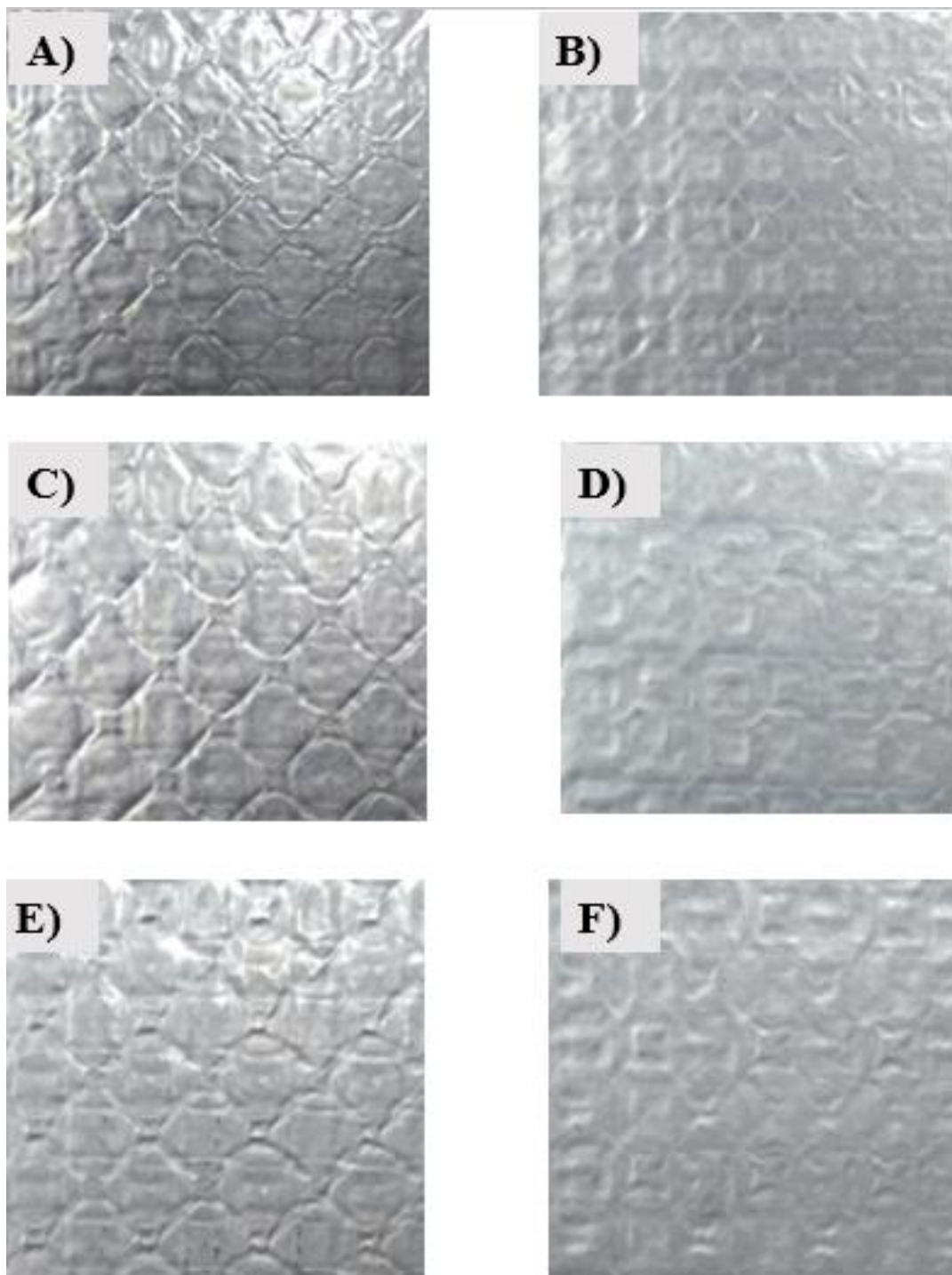


Figura 3. 4. Láminas procesadas por RCS por el molde de acero (pasos completos). A) 2P, B) 1G, C) 4P, D) 2G, E) 6P y F) 3G.

3.2. Pruebas de tensión.

Una vez obtenidos los pasos y medios pasos de las rutas propuestas, se tomó como referencia la aleación de aluminio con recocido con un esfuerzo de cedencia de 44.4 MPa. Para cada ruta y molde se obtuvieron los valores presentados en la Tabla 3.1. Para el molde de metal se obtuvo un valor más alto en la serie G, correspondiente al paso 1G. Para el caso de la serie P los valores no presentan cambios apreciables.

Finalmente, en el molde policarbonato se tienen los valores más altos en la serie G, que a su vez son los valores más altos en todas las muestras incluyendo las del molde de metal.

Tabla 3. 1 Esfuerzo de cedencia obtenidos para las diferentes muestras.

Molde de metal	
Serie P	
1P	71.09 MPa
2P	73.58 MPa
6P	75.39 MPa
Serie G	
0.5G	71.19 MPa
1G	78.28 MPa
3G	75.73 MPa
Molde de policarbonato	
Serie P	
1P	73.38 MPa
2P	74.80 MPa
6P	71.52 MPa
Serie G	
0.5G	50.40 MPa
1G	80.19 MPa
3G	81.20 MPa

Los cambios de la serie “P” y “G” al primer y medio paso respectivamente tuvieron un aumento de 71 MPa para ambos casos. El paso 2P tiene un aumento de 2.4 MPa y el paso 1G un aumento de 7.1 MPa, el paso 6P aumenta 1.8 MPa respecto al paso 2P y el paso 3G disminuye 2.5 MPa respecto al paso 1G. La Figura 3.5, nos muestra que el máximo valor de esfuerzo de cedencia se obtiene con la serie G en el paso 1G con un valor de 78.3 MPa, utilizando el molde de metal.

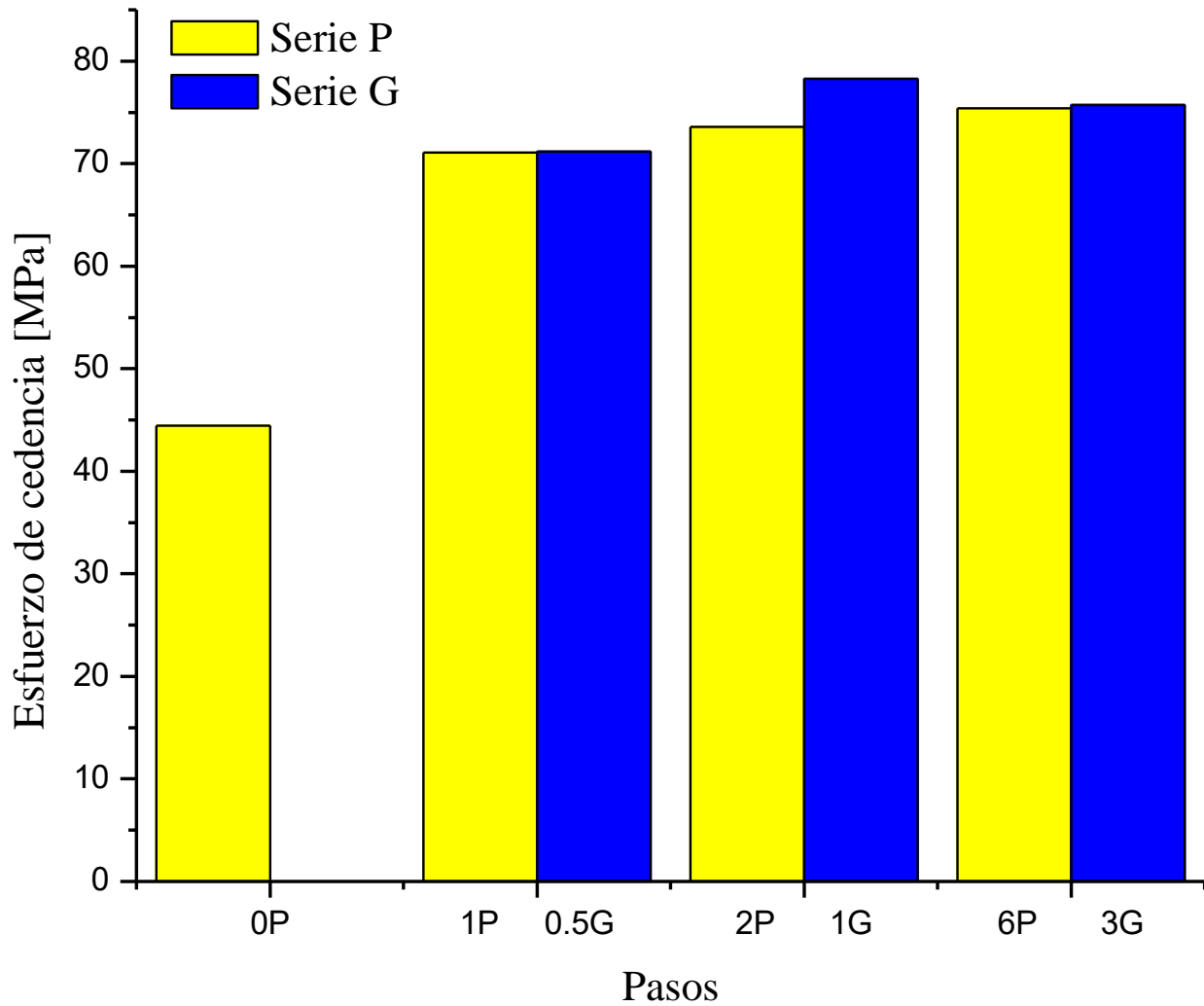


Figura 3. 5. Cambio en el esfuerzo cedencia al molde de metal.

Los cambios de la serie “P” y “G” al primer y medio paso respectivamente tuvieron un aumento de 71 MPa en el paso 1P y 50 MPa en el paso 0.5G. El paso 2P tiene un aumento de 2.5 MPa y el paso 1G un aumento de 30 MPa, el paso 6P aumenta 1.8 MPa respecto al paso 2P y el paso 3G aumenta 0.8 MPa respecto al paso 1G. La Figura 3.6, nos muestra que el máximo valor de esfuerzo de cedencia se obtiene con la serie G en el paso 3G con un valor de 81.2 MPa, utilizando el molde de policarbonato.

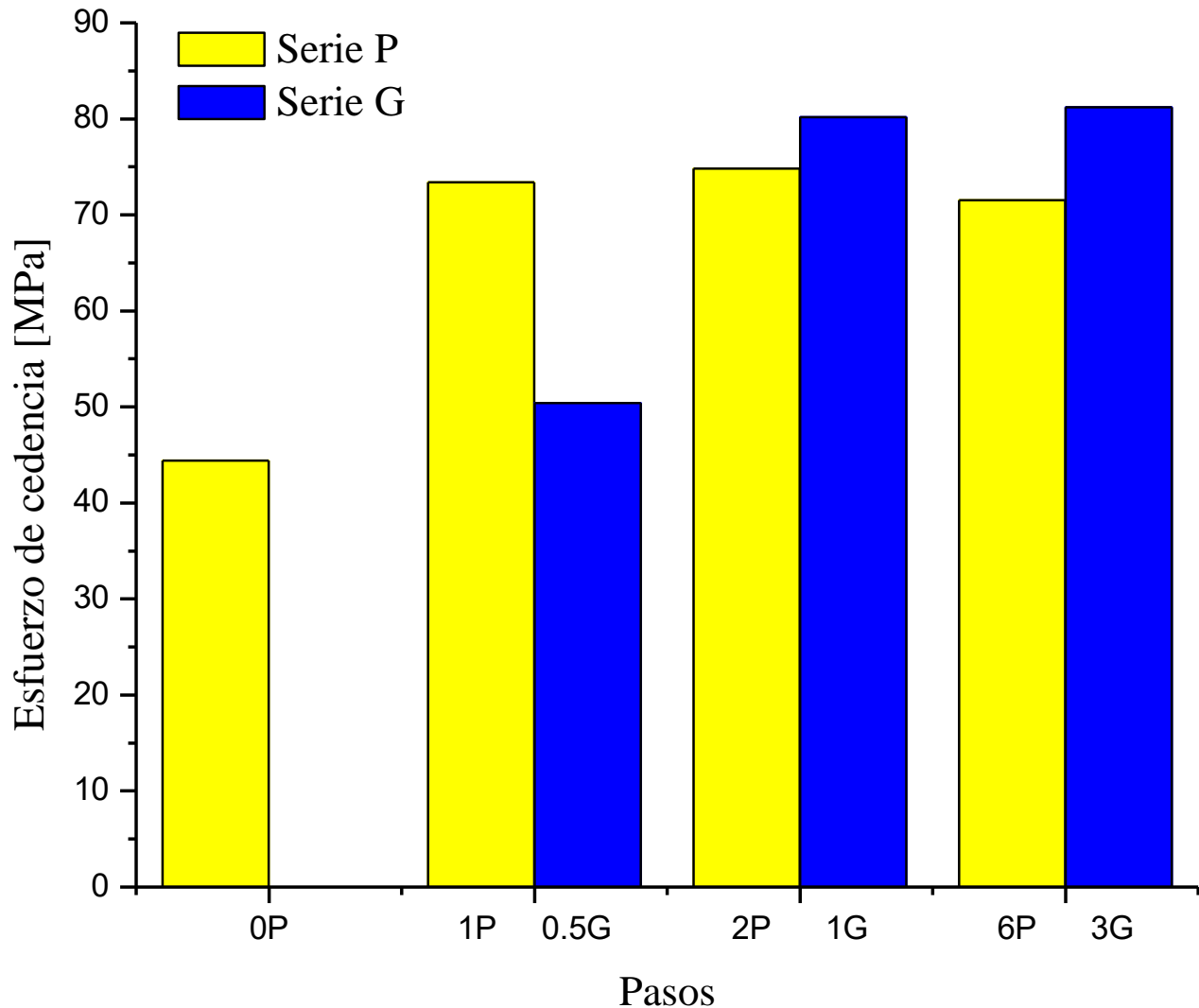


Figura 3. 6. Cambio en el esfuerzo cedencia al usar el molde de policarbonato.

Para los pasos intermedios y completos de la serie G y los pasos completos de la serie P se obtuvieron las curvas de esfuerzo vs deformación. En las Figura 3.7. y Figura 3.8., se presentan las curvas obtenidas a partir de los datos del ensayo de tensión para cada una de las rutas y moldes utilizados, las curvas que se utilizaron para las gráficas fueron seleccionadas mediante la media aritmética entre el total de curvas obtenidas, la curva de referencia es de la aleación de aluminio 3003 con recocido.

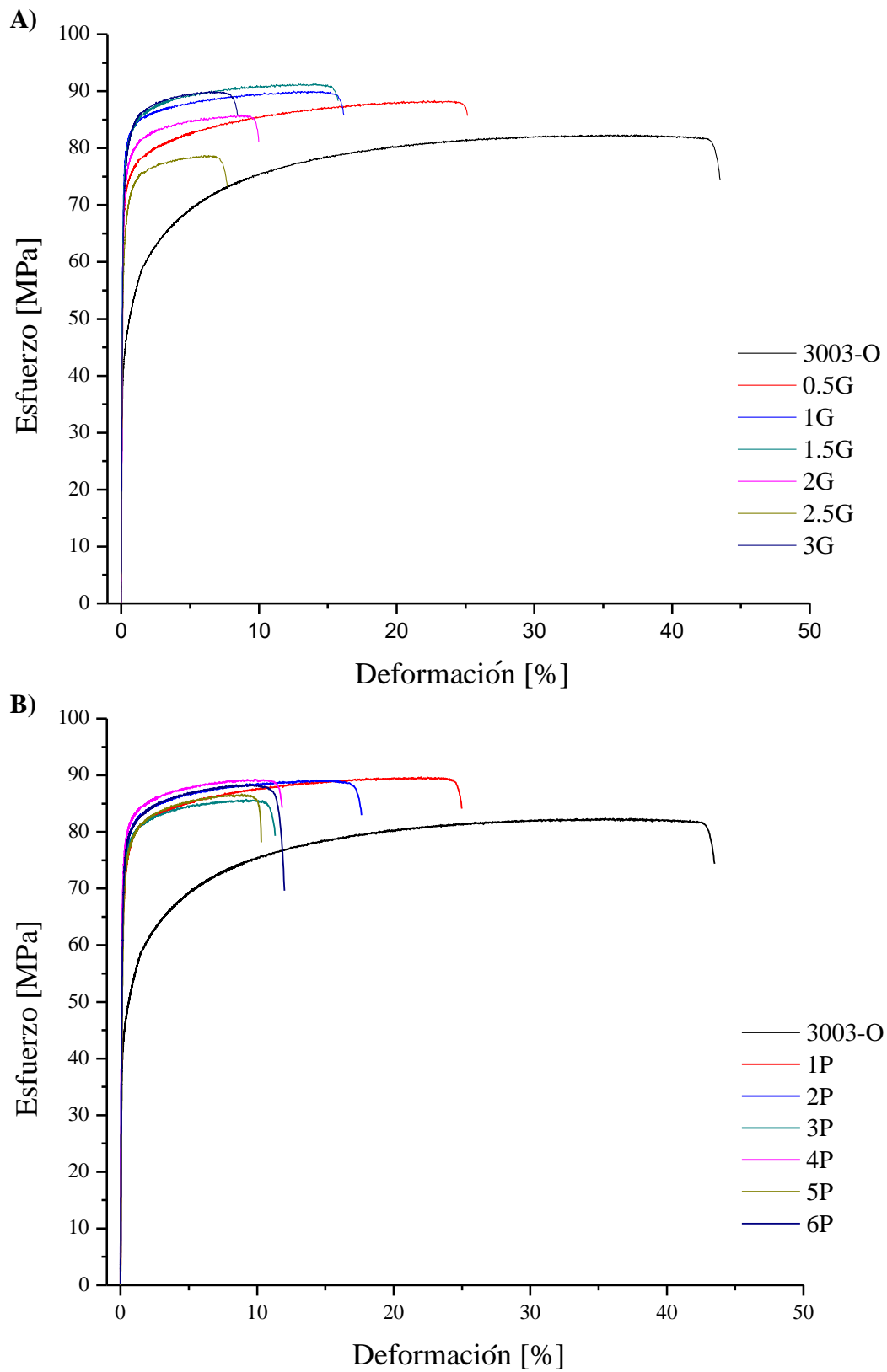
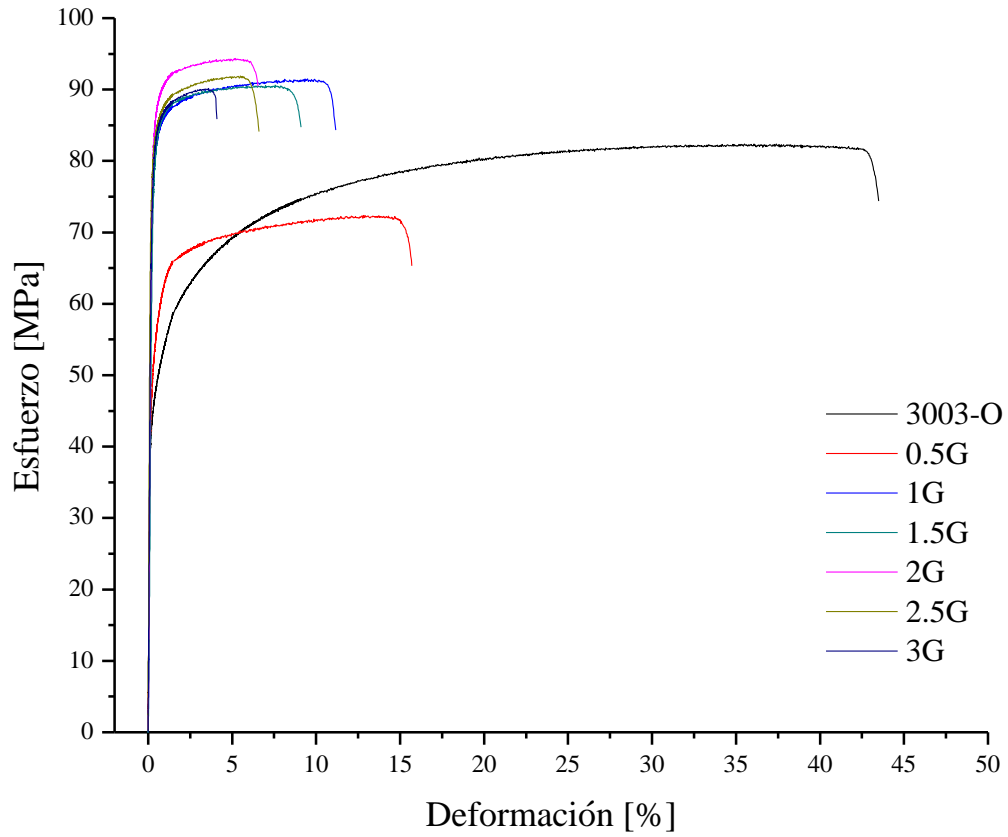


Figura 3. 7. Gráficas de esfuerzo contra deformación, RCS ruta P y G con molde de metal. A) Ruta G con medios pasos y B) Ruta P.

A)



B)

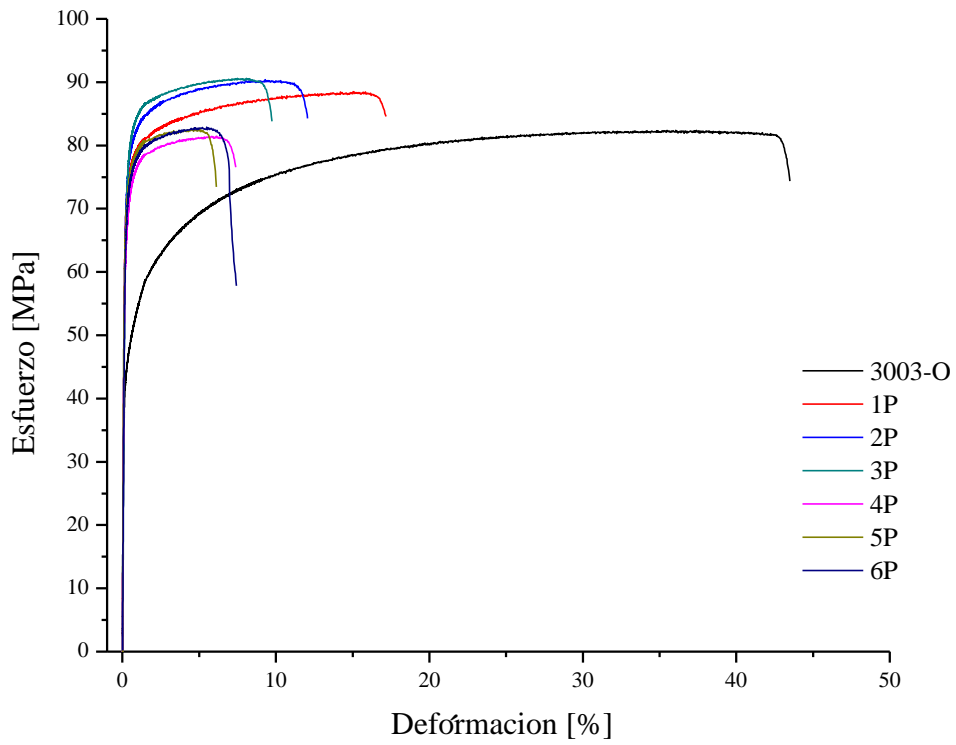


Figura 3. 8. Gráficas de esfuerzo contra deformación, RCS ruta P y G con molde de policarbonato. A) Ruta G con medios pasos y B) Ruta P.

Los valores de esfuerzo de cedencia se obtuvieron para cada paso de la serie “P” y “G”, para ambos casos se calculó su desviación estándar, en la Figura 3.9, se presentan los valores de las series “P” y “G” corrugadas con el molde de metal, usando como referencia el valor de esfuerzo de cedencia de la aleación 3003 solo con recocido. En la Figura 3.10, se presentan los valores de las series “P” y “G” corrugadas con el molde de policarbonato utilizando la misma referencia.

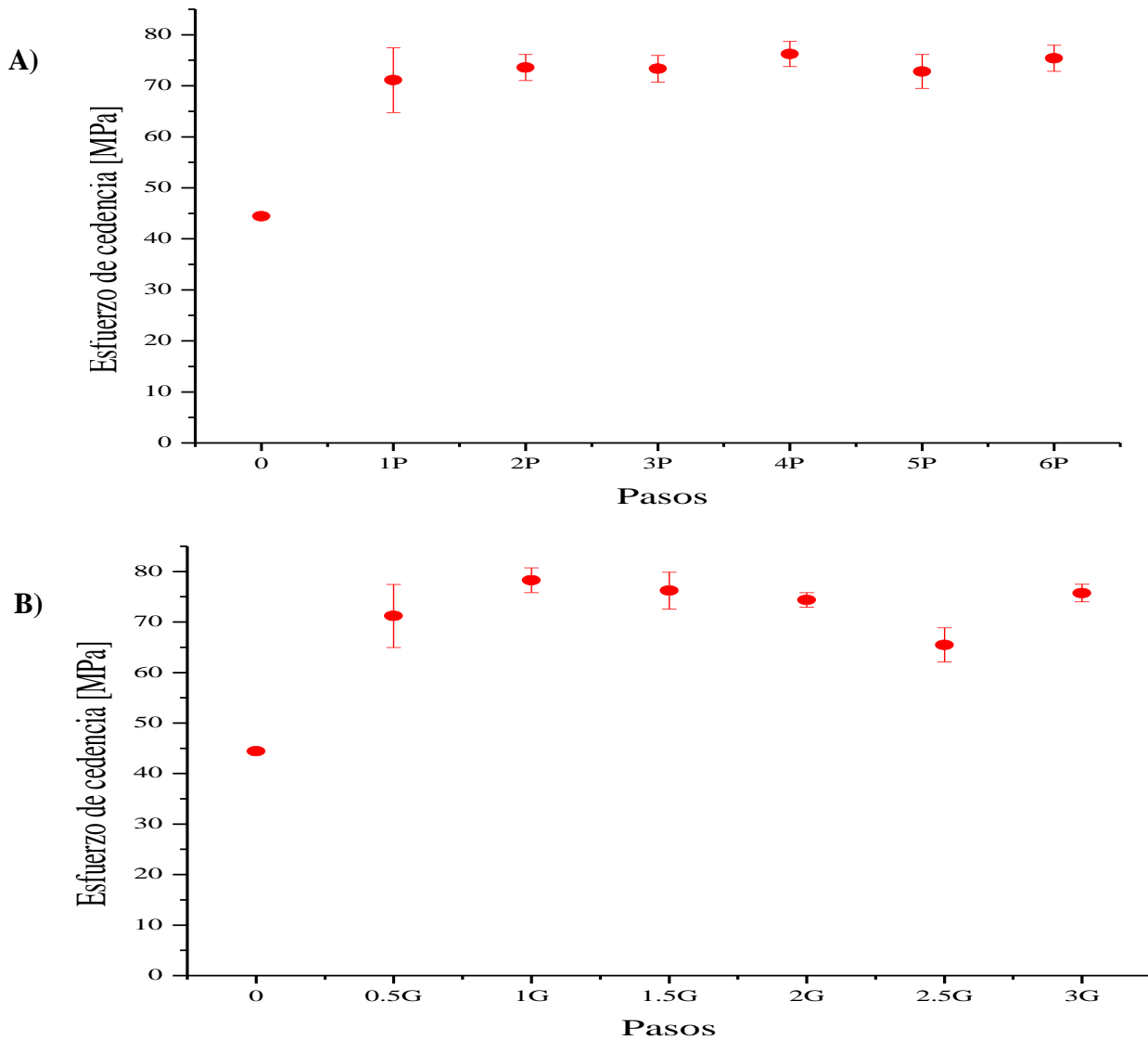


Figura 3. 9. Gráficas de esfuerzo de cedencia con desviación estándar. Serie P y G con molde de metal. A) Serie P y B) Serie G.

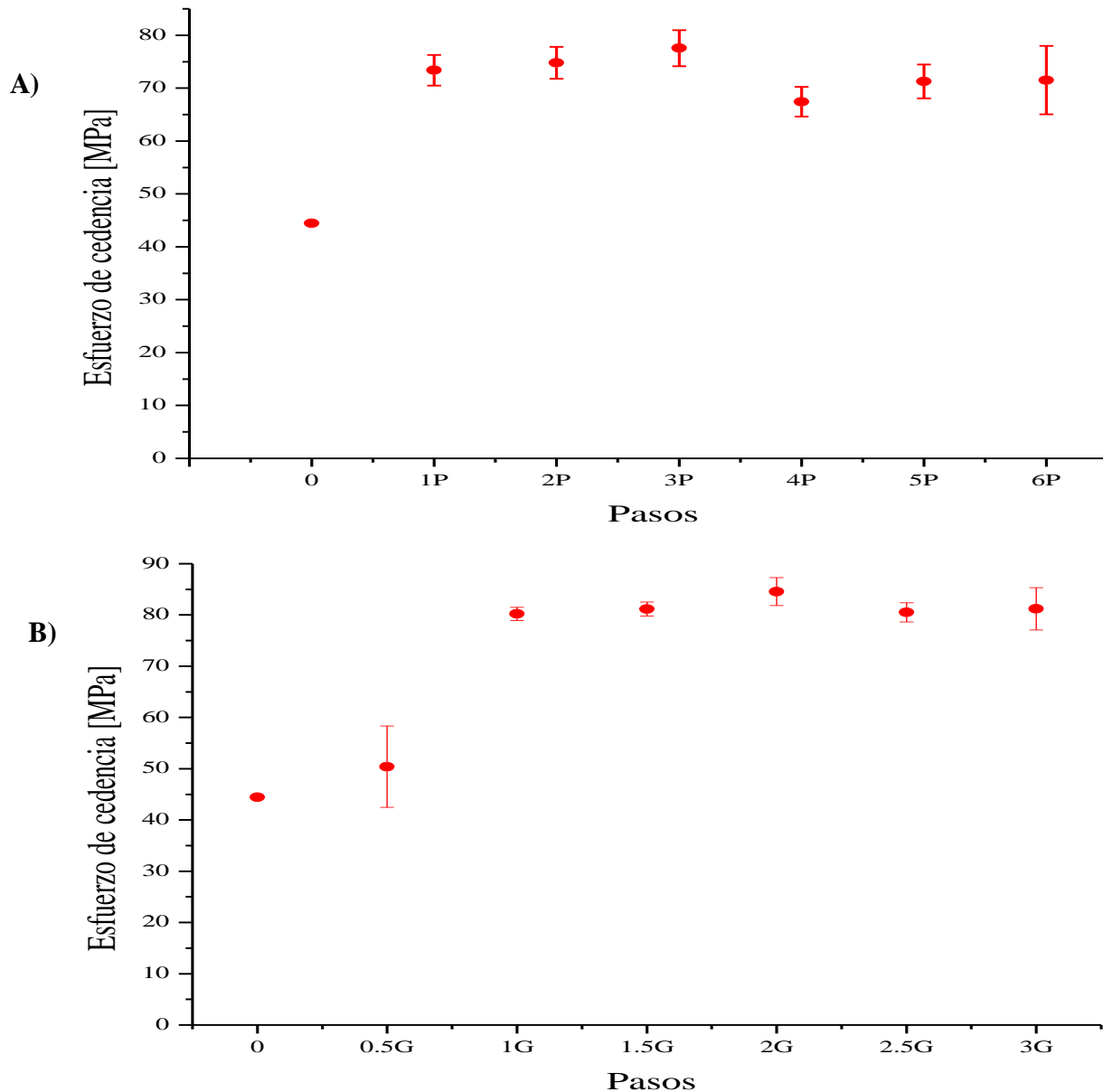


Figura 3. 10. Gráficas de esfuerzo de cedencia con desviación estándar. Serie P y G con molde de policarbonato. A) Serie P y B) Serie G.

Después de obtener las curvas esfuerzo contra deformación, se obtuvieron las curvas de los pasos de la ruta P con los dos moldes como se muestra en la Figura 3.11. y Figura 3.13., para los moldes de acero y policarbonato, respectivamente. Además, se muestran los pasos completos y comparativos con la ruta G en la Figura 3.12., para el molde de metal y 3.14. con el molde de policarbonato.

Se tomaron los pasos completos de la ruta G para poder hacer su caracterización mecánica con los diferentes procesos descritos en el capítulo anterior, las gráficas muestran 3 diferentes curvas obtenidas del mismo paso, mostrando la máxima o superior, la mínima o inferior y la curva más cercana a la media

aritmética de todas las curvas obtenidas del paso en cuestión. En todas las figuras se muestra la gráfica que contiene los 3 pasos estudiados con sus máximos y mínimos y la curva de referencia.

Para los valores promedio de las curvas que se obtuvieron en los ensayos de tracción, se hizo un promedio de las curvas del esfuerzo de cedencia y el porcentaje de deformación, en la Figura 3.11., se colocaron las curvas de esfuerzo-deformación para los pasos completos 2P, 4P y 6P, con las curvas superiores e inferiores obtenidas en cada uno de los ensayos de tracción.

En las Figura 3.11. D), se muestran los pasos completos con sus curvas superiores e inferiores y la curva de referencia obtenida del aluminio 3003-O (0P). Estas curvas, son las procesadas con el molde de metal, las curvas punteadas, máxima y mínima fueron seleccionadas por los valores máximos del esfuerzo y por el porcentaje de deformación, para todos los casos.

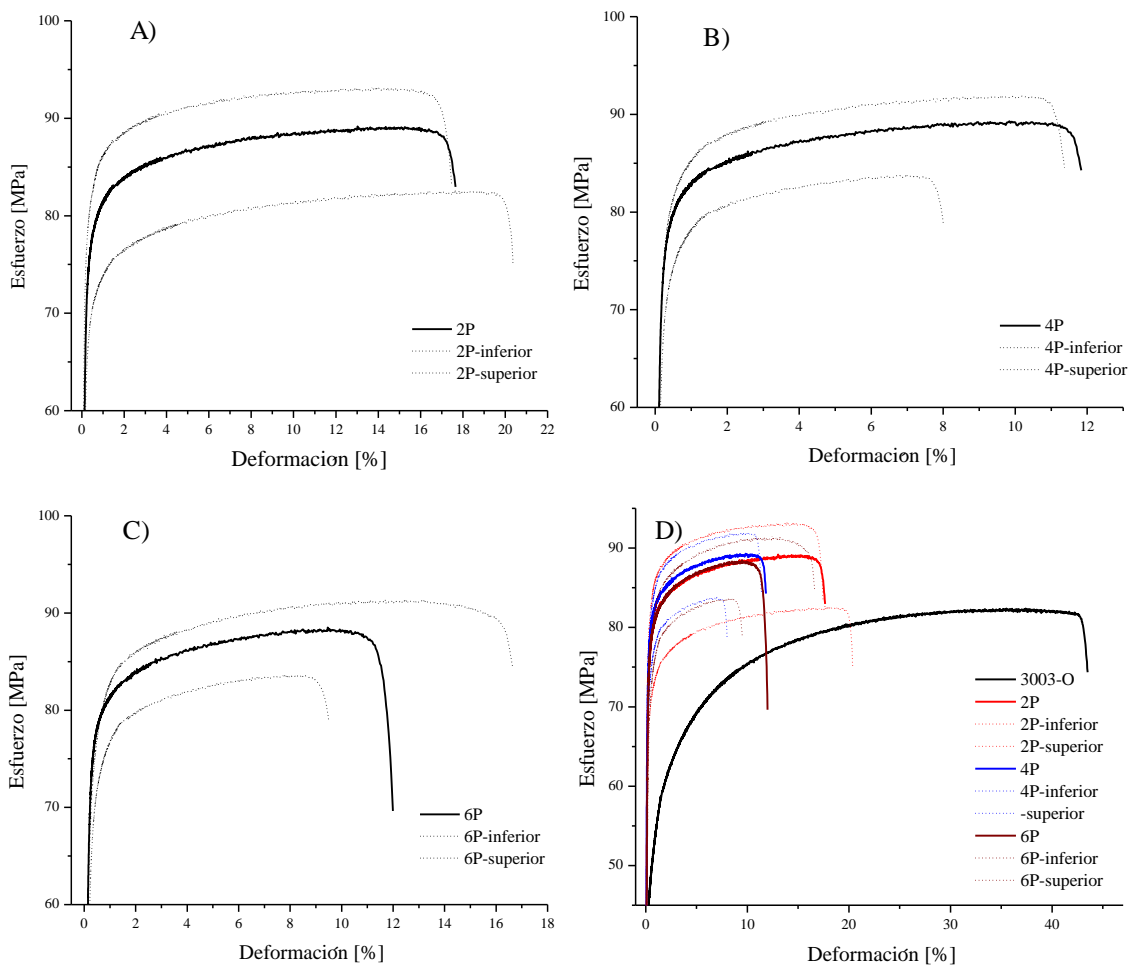


Figura 3. 11. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de metal. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.

Para el caso de la serie G con el molde de metal, se hizo el mismo proceso. En la Figura 3.12. D), se muestran las curvas promedias y las superiores e inferiores de los 3 pasos completos y la curva de referencia obtenida del aluminio 3003-O (0P). Estas curvas, son las procesadas con el molde de metal, las curvas punteadas, máxima y mínima fueron seleccionadas por los valores máximos del esfuerzo y por el porcentaje de deformación, para todos los casos.

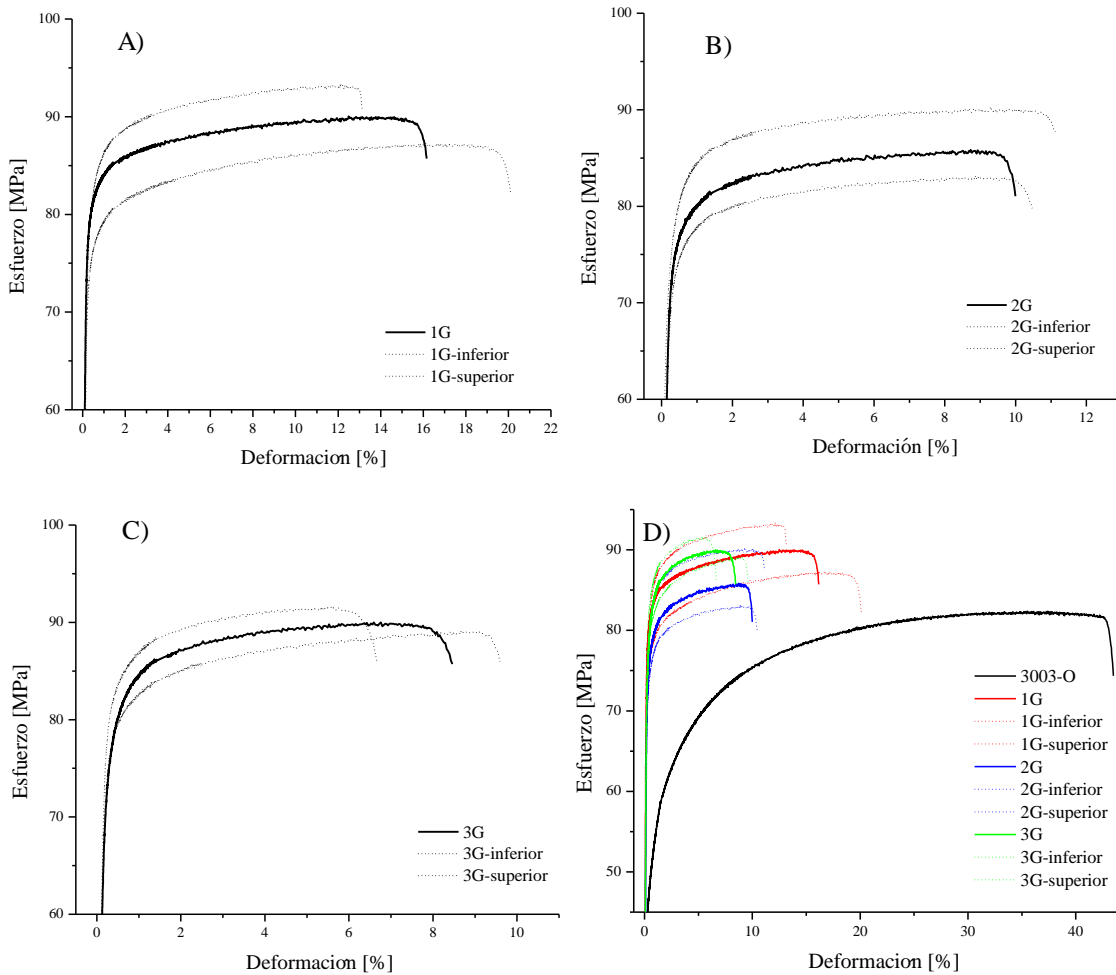


Figura 3. 12. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de metal. A) Curvas 1G, variación superior e inferior, B) Curvas 2G, variación superior e inferior, C) Curvas 3G, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 1G, 2G y 3G.

Para los valores promedio de las curvas que se obtuvieron en los ensayos de tracción, se hizo un promedio de las curvas del esfuerzo de cedencia y el porcentaje de deformación, en la Figura 3.13., se colocaron las curvas de esfuerzo-deformación para los pasos completos 2P, 4P y 6P, con las curvas superiores e inferiores obtenidas en cada uno de los ensayos de tracción.

En las Figura 3.13. D), se muestran los pasos completos con sus curvas superiores e inferiores y la curva de referencia obtenida del aluminio 3003-O (0P). Estas curvas, son las procesadas con el molde de policarbonato, las curvas punteadas, máxima y mínima fueron seleccionadas por los valores máximos del esfuerzo y por el porcentaje de deformación, para todos los casos.

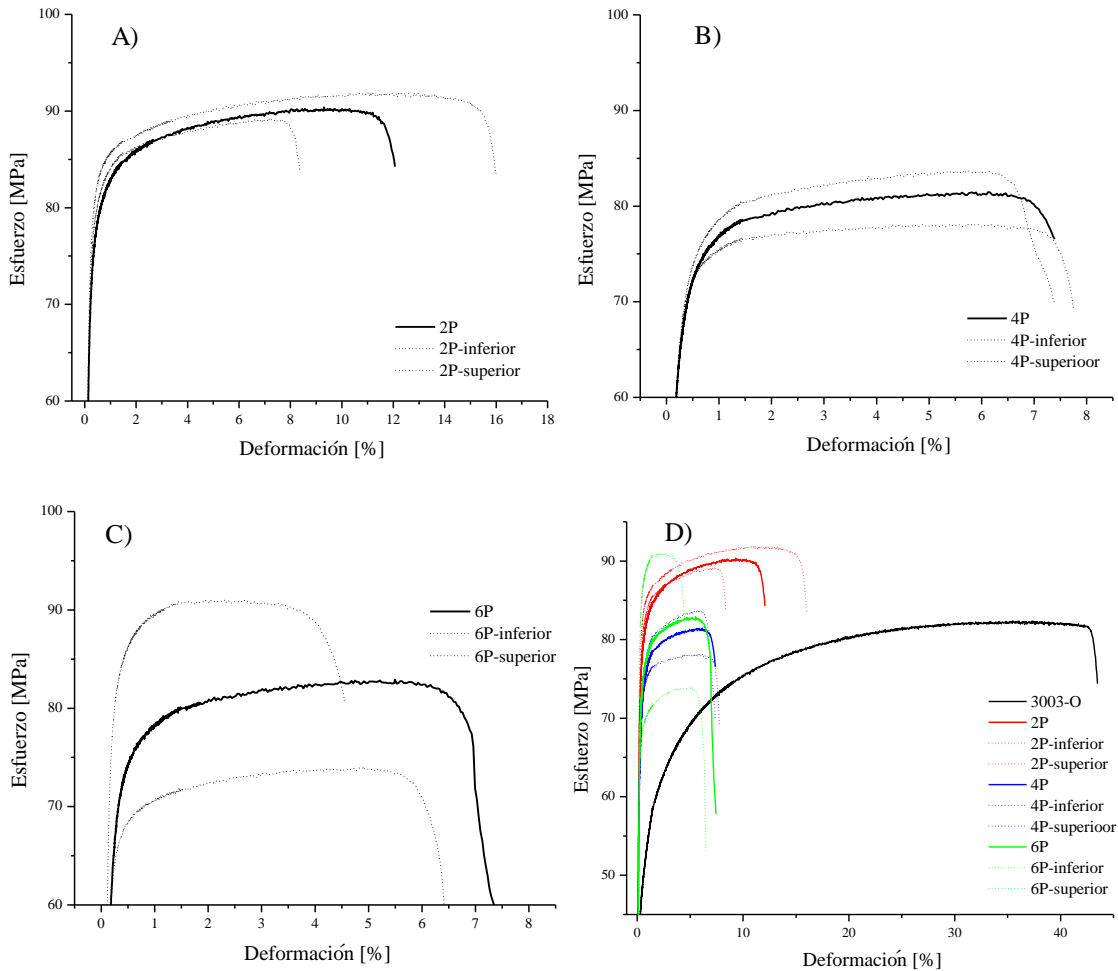


Figura 3. 13. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de policarbonato. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.

Para el caso de la serie G con el molde de policarbonato, se hizo el mismo proceso, se obtuvieron las curvas de esfuerzo-deformación y se utilizó la curva promedio, mostrando en la Figura 3.12. las curvas superiores e inferiores para los pasos completos 1G, 2G y 3G.

En la Figura 3.12. D), se muestran las curvas promedias y las superiores e inferiores de los 3 pasos completos y la curva de referencia obtenida del aluminio 3003-O (0P). Estas curvas, son las procesadas

con el molde de policarbonato, las curvas punteadas, máxima y mínima fueron seleccionadas por los valores máximos del esfuerzo y por el porcentaje de deformación, para todos los casos.

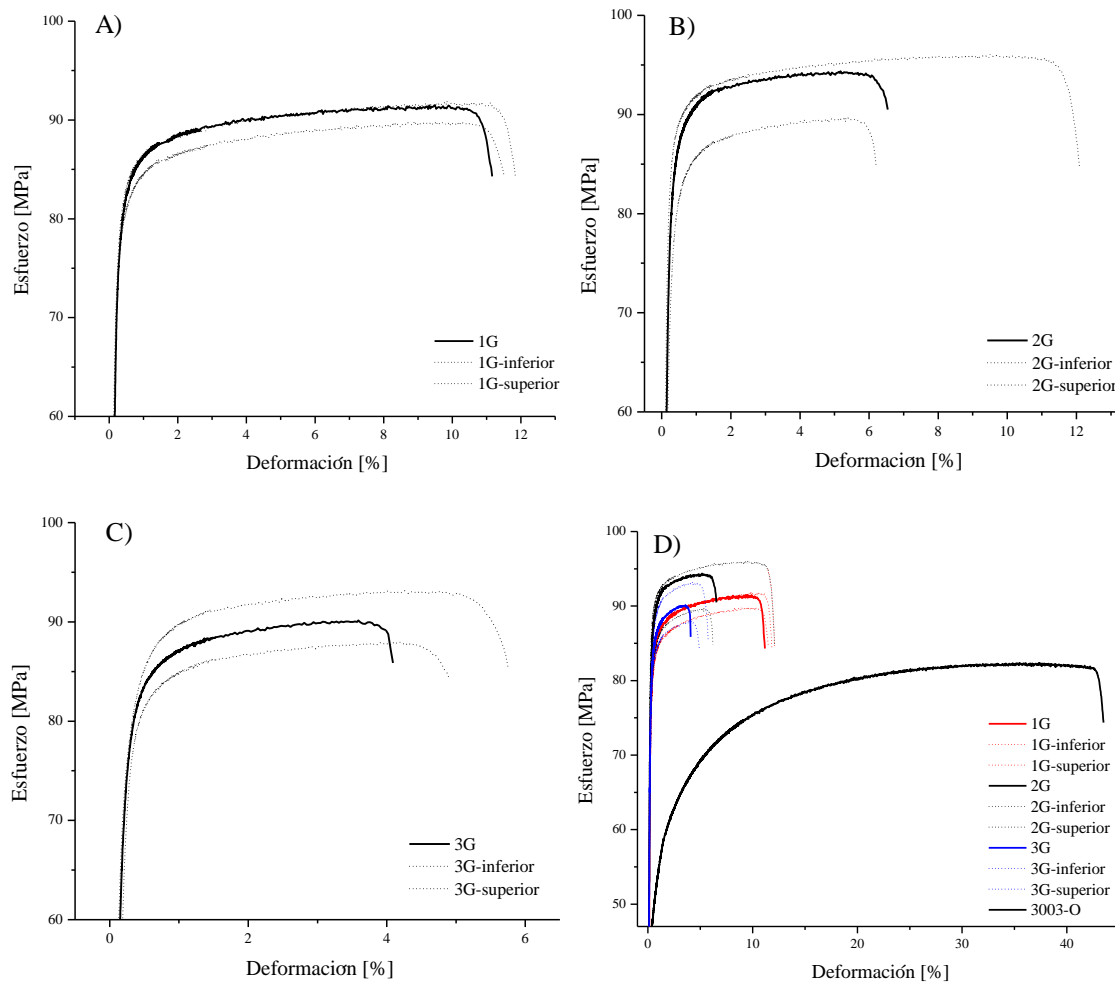


Figura 3. 14. Gráficas esfuerzo contra deformación RCS con molde de policarbonato. A) Curvas 2P, variación superior e inferior, B) Curvas 4P, variación superior e inferior, C) Curvas 6P, variación superior e inferior y D) Curva Al3003-O y variación de curvas 2P, 4P y 6P.

Para obtener las gráficas de porcentaje de deformación por cada paso y medios pasos en caso de la serie G, se seleccionaron las curvas por medio de la curva superior y la curva inferior, para el caso de las dos rutas y los dos moldes se colocó el valor del porcentaje de deformación con su desviación estándar obtenida de las curvas de la misma lámina, en la Figura 3.15. se muestran los resultados del molde de metal y en la Figura 3.16. del molde de policarbonato. En el caso del molde de metal se puede observar que una caída del porcentaje de deformación en la serie P hasta un valor de 10% en el paso 5P y tiene una recuperación de 6% para el paso 6P. En el caso de la serie G se tiene un valor del 8.5% para el paso 3G y en cada paso se reduce.

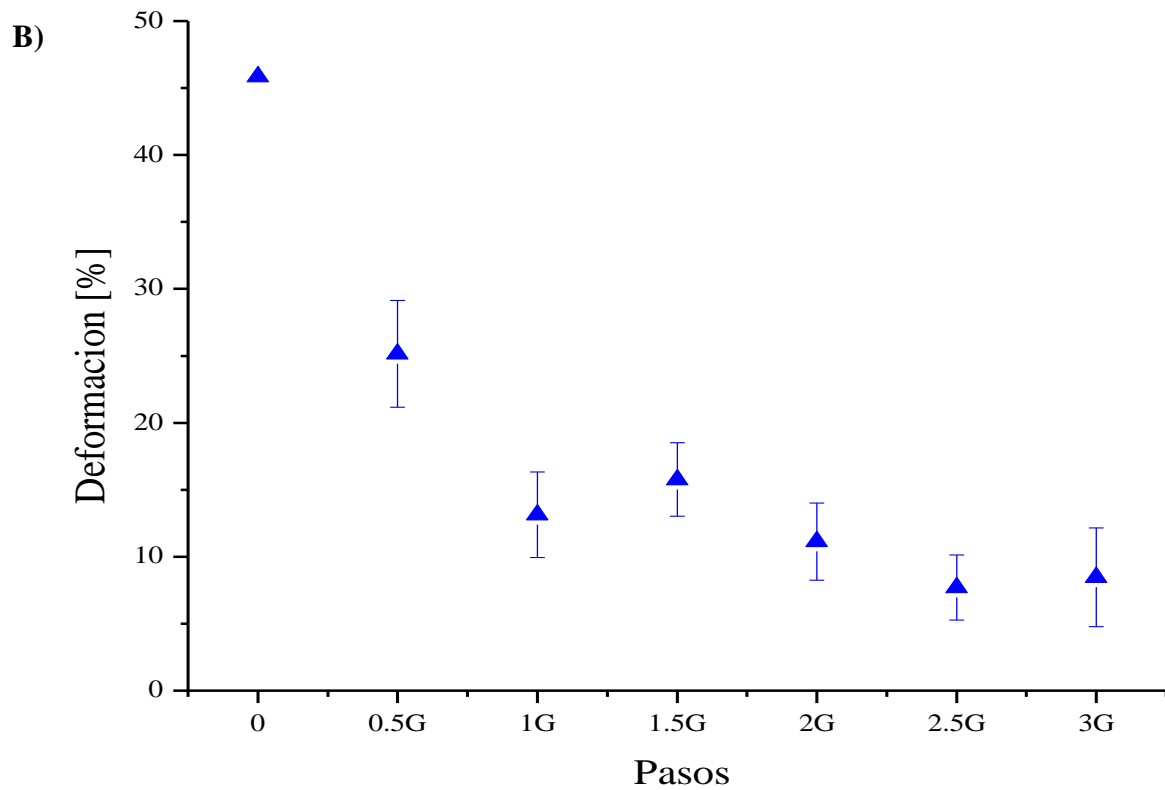
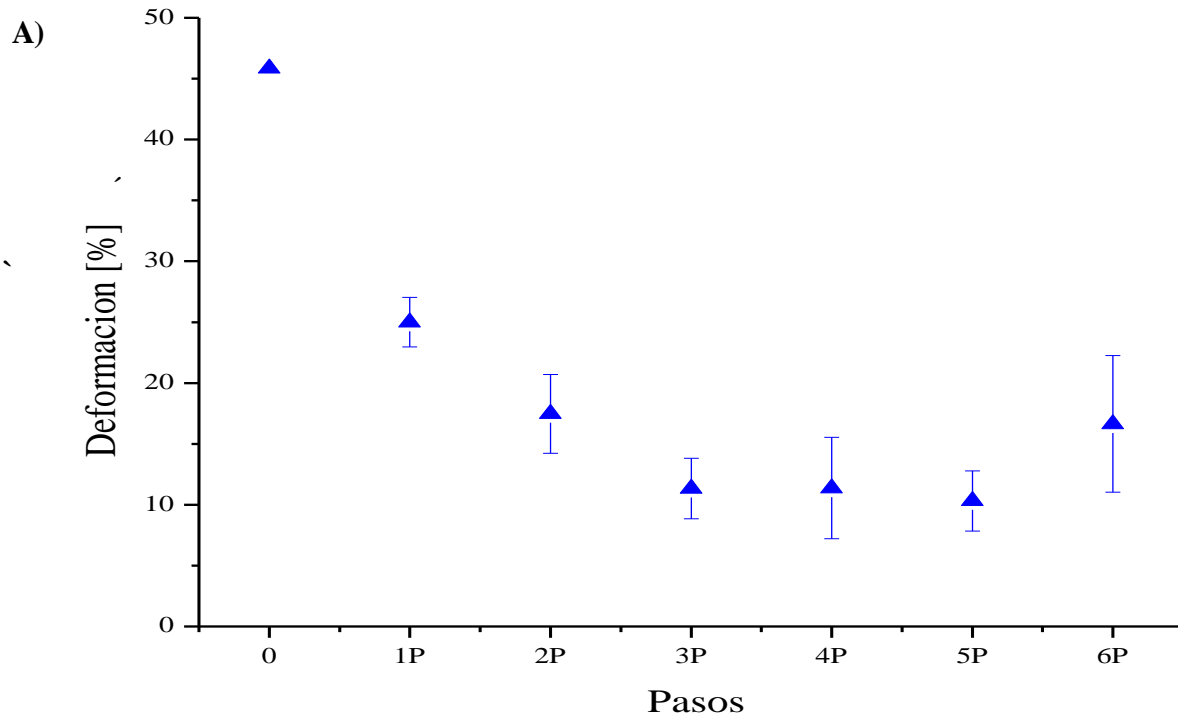


Figura 3. 15. Gráficas del porcentaje de deformación con desviación estándar. RCS serie P y G con molde de metal. A) Serie P y B) Serie G.

En el caso del molde de policarbonato se puede observar que una caída del porcentaje de deformación en la serie P. En el caso de la serie G se tiene un valor del 4% para el paso 3G y en cada paso se reduce.

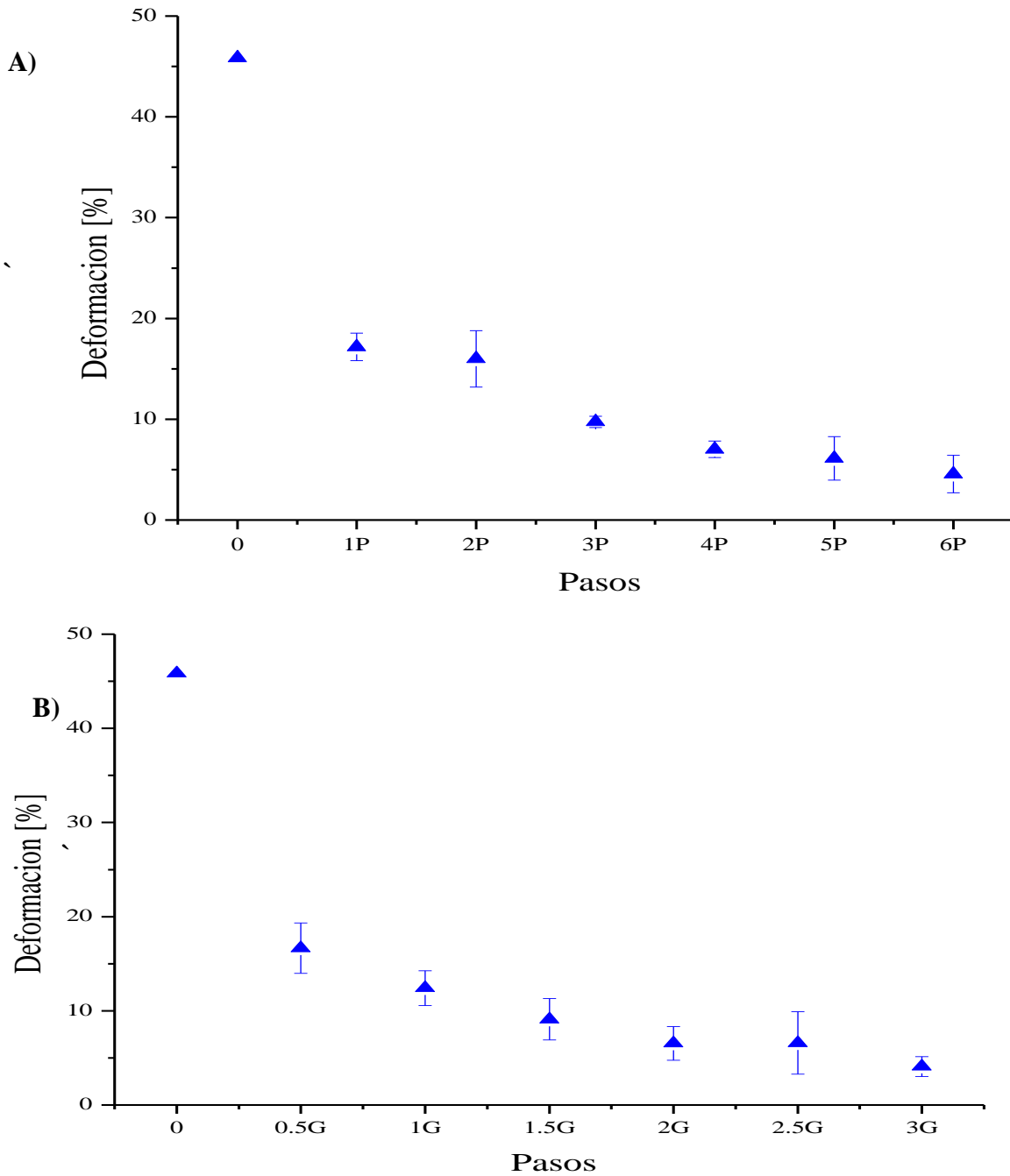


Figura 3. 16. Gráficas del porcentaje de deformación con desviación estándar. RCS serie P y G con molde de policarbonato. A) Serie P y B) Serie G.

3.2.1. Discusión de las pruebas de tensión.

Los valores de las pruebas de tensión para ambos moldes aumentaron desde el primer paso para la serie “P” y el medio paso de la serie “G”, conforme aumentaban los pasos los valores aumentaban o fluctuaban en entre un rango mínimo del esfuerzo de cedencia. En el molde de metal en el paso 6P y 3G se obtuvieron valores de 75 MPa para ambos casos. En el molde de policarbonato en el paso 6P se obtuvo el valor máximo de 71 MPa y en el paso 3G un valor máximo de 81 MPa.

Los valores de porcentaje de deformación fueron disminuyendo para ambos moldes, en el caso del molde de metal en la serie “P” tiende a disminuir hasta el paso 5P y en el paso 6P tiene un aumento en comparación al paso anterior. En el molde de policarbonato para las dos series su porcentaje de deformación disminuye conforme aumentan los pasos, lo que nos lleva a ver la modificación de la microdureza de la aleación conforme aumentan los pasos y se utilizan los dos moldes.

3.3. Microdureza Vickers

El ensayo de microdureza Vickers se realizó para determinar el aumento o disminución de la microdureza promedio en los diferentes pasos de las rutas “P” y “G”, también para poder comparar los resultados entre los dos moldes utilizados. Los promedios de los valores se muestran en las Figuras 3.17, y Figura 3.18.

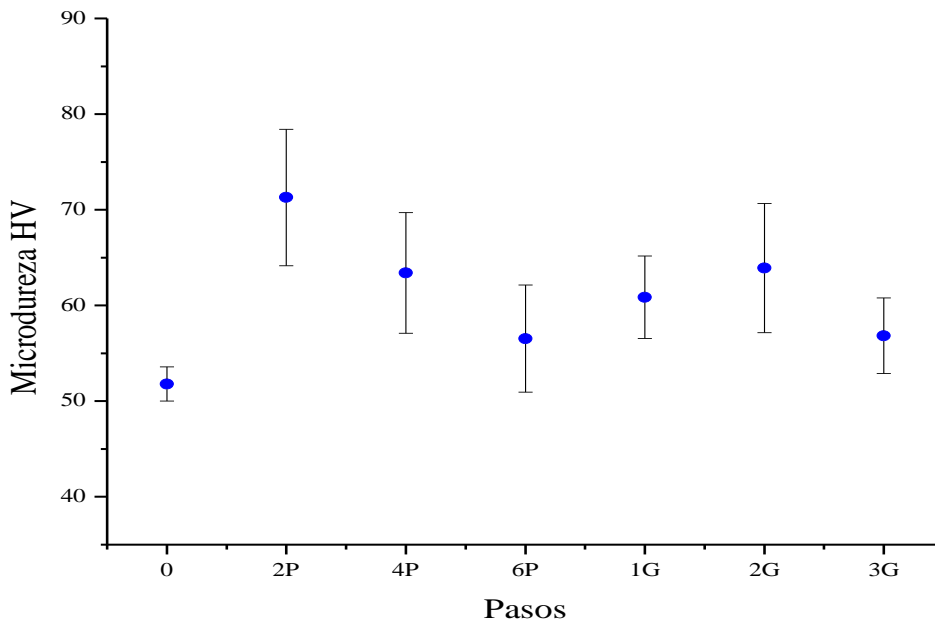


Figura 3. 17. Datos de microdureza HV en los pasos completos de la serie G y pares de la serie P, con el molde de metal y su desviación estándar.

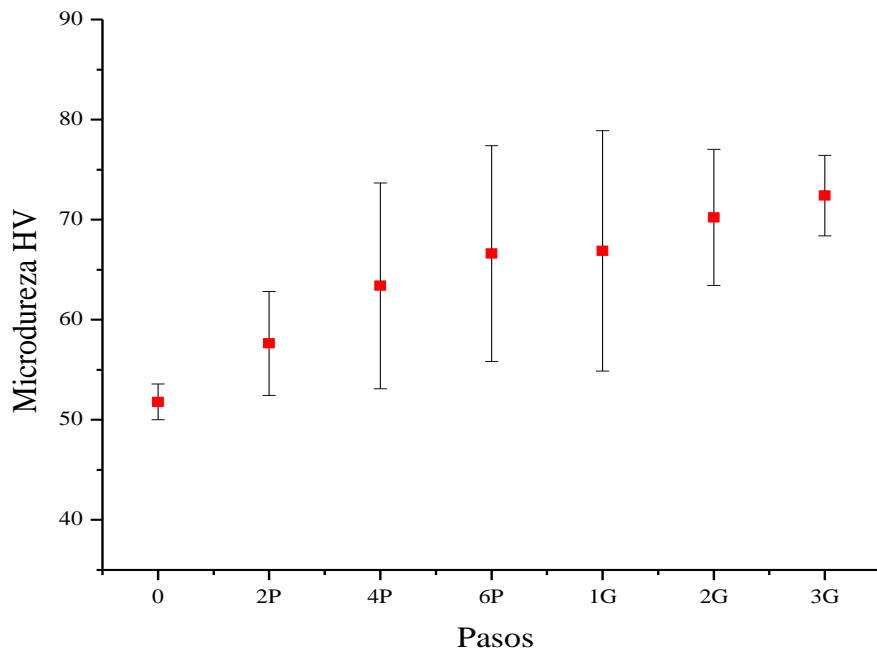


Figura 3. 18. Datos de microdureza HV en los pasos completos de la serie G y pares de la serie P, con el molde de policarbonato y su desviación estándar.

3.3.1. Discusión de la microdureza Vickers.

En la microdureza HV en el caso del molde de metal, los valores promedio de la ruta “P” tienen un valor máximo de 71.3 HV en el paso 2P y empieza a disminuir al aumentar los pasos siendo el valor menor de 56.4 HV en el paso 6P. En la Figura 3.17. se grafican los valores de la serie P en comparación con los valores obtenidos en la serie “G”. En el caso de la ruta “G” tiene un valor máximo de 63.9 HV en el paso 2G y un valor mínimo de 56.8 HV en el paso 3G.

En la microdureza HV en el caso del molde de policarbonato, los valores promedio de la ruta P van en aumento desde el paso 2P hasta 6P, con un valor mínimo de 57.6 HV y máximo de 66.6 HV respectivamente para los pasos anteriormente mencionados, conforme van aumentando los pasos la desviación estándar también va en aumento pasando de 5 HV hasta 10 HV. En la Figura 3.18. se grafican los valores de la serie “P” en comparación con los valores obtenidos en la serie “G”.

En el caso de la ruta G tiene un aumento en su microdureza desde el paso 1G hasta el 3G, con un valor mínimo de 66.9 HV y un valor máximo de 72.4 HV, respectivamente, para los pasos anteriormente mencionados, en este caso su desviación estándar va decreciendo de 12 a 4 HV, mientras aumenta el valor de la microdureza.

En el análisis de la microdureza se determinó por los valores obtenidos que dependiendo de la ruta de proceso y el material del molde se genera una dureza promedio, lo cual nos permite analizar el tipo de acabado superficial para cada uno de los moldes y series.

3.4. Análisis de la rugosidad (acabado superficial).

De los datos recabados se generaron imágenes con referencia de colores, se reportaron valores de rugosidad media aritmética, las imágenes de las probetas 2P y 6P de los moldes de metal y policarbonato generadas por el perfilómetro se muestran en la Figura 3.19. Las imágenes de las probetas 1G y 3G de los moldes de metal y policarbonato se muestran en la Figura 3.20.

Para ambos moldes, se obtuvieron los datos de las probetas 2P, 4P, 6P, 1G, 2G y 3G. La comparativa se hizo respecto al molde utilizado analizando los mismos pasos de proceso.

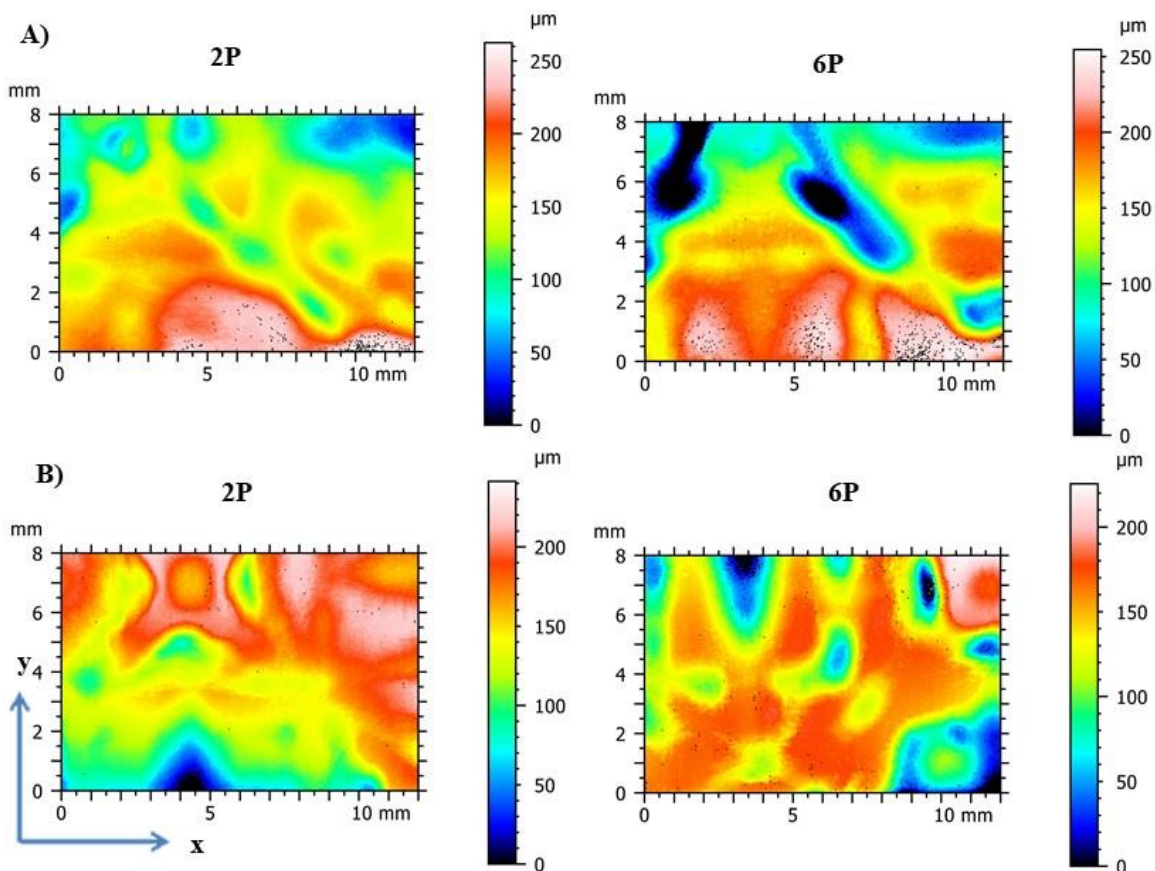


Figura 3. 19. Imágenes generadas por el perfilómetro serie “P”. A) Molde de metal y B) Molde de policarbonato.

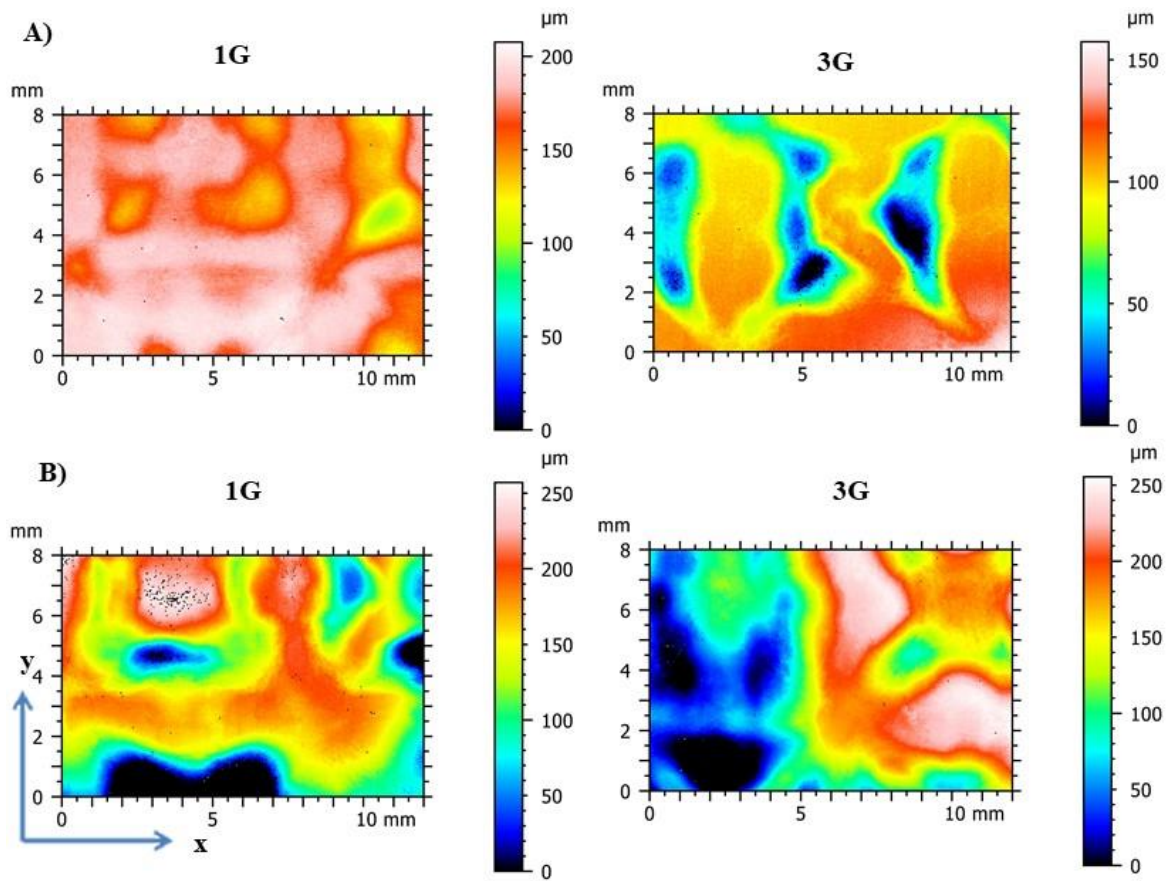


Figura 3. 20. Imágenes generadas por el perfilómetro serie "G". A) Molde de metal y B) Molde de policarbonato.

La rugosidad media aritmética (Ra) de los pasos 2P/1G, 4P/2G y 6P/3G se reporta en la Figura 3.21, el valor más alto es obtenido en la probeta 1G procesada con el molde de policarbonato y tiene una disminución conforme aumentan los pasos, para la serie “P” procesada con el molde de policarbonato tiende a tener una disminución de Ra en el paso 4P y aumenta al paso 6P. En cuanto al molde de metal los valores de las dos series van aumentando conforme aumentan los pasos.

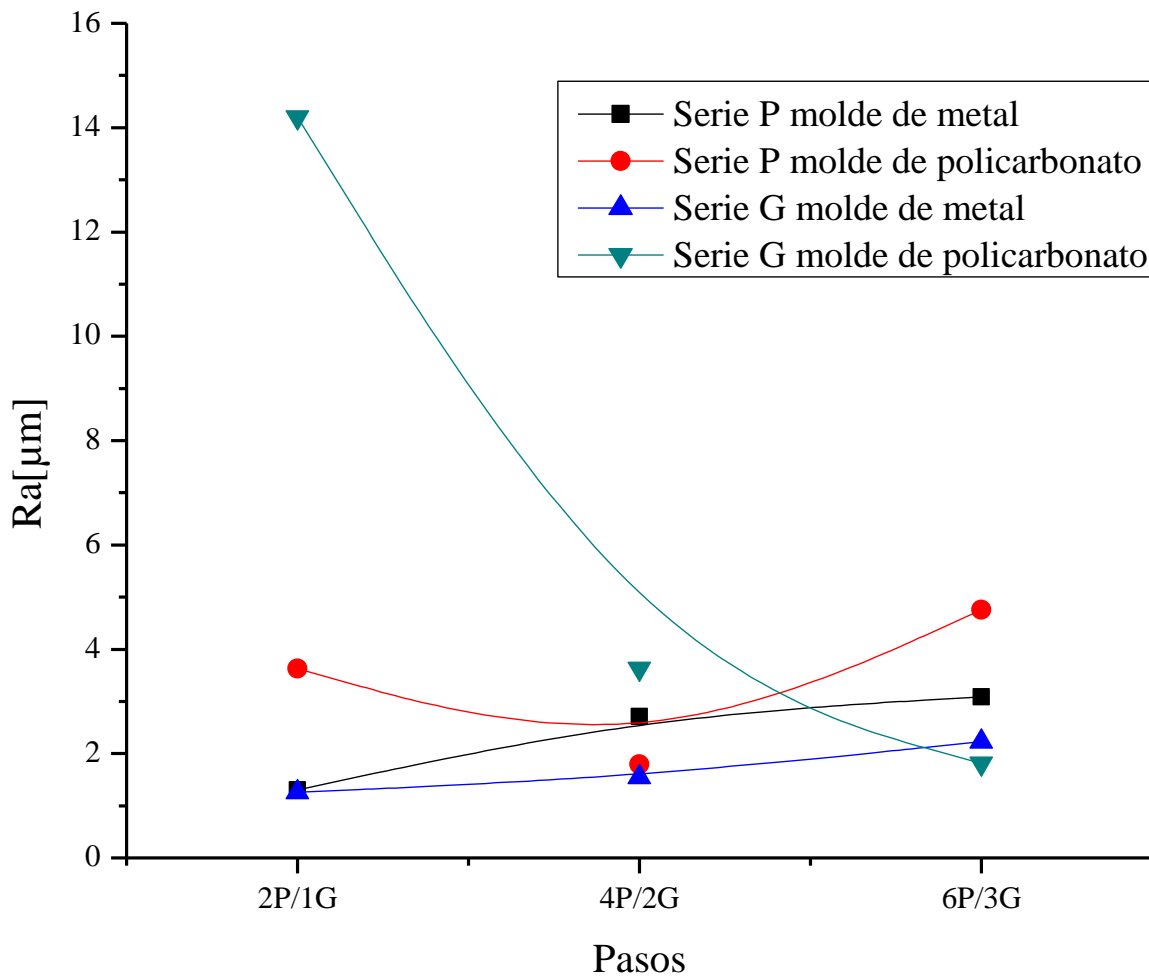


Figura 3. 21. Rugosidad media aritmética.

Los valores máximos de pico de rugosidad se muestran en la Figura 3.22, el valor máximo se encontró en la probeta 1G procesada con el molde de policarbonato y disminuyendo en los pasos 2G y 3G, en el caso de la serie “P” con el mismo molde se tiene una disminución en el paso 4P y vuelve a aumentar para el paso 6P. Con el molde de metal se tienen en la serie “P” un aumento en el paso 4P y disminuye para el paso 6P, en la serie G se tiene un aumento conforme van aumentando el número de pasos.

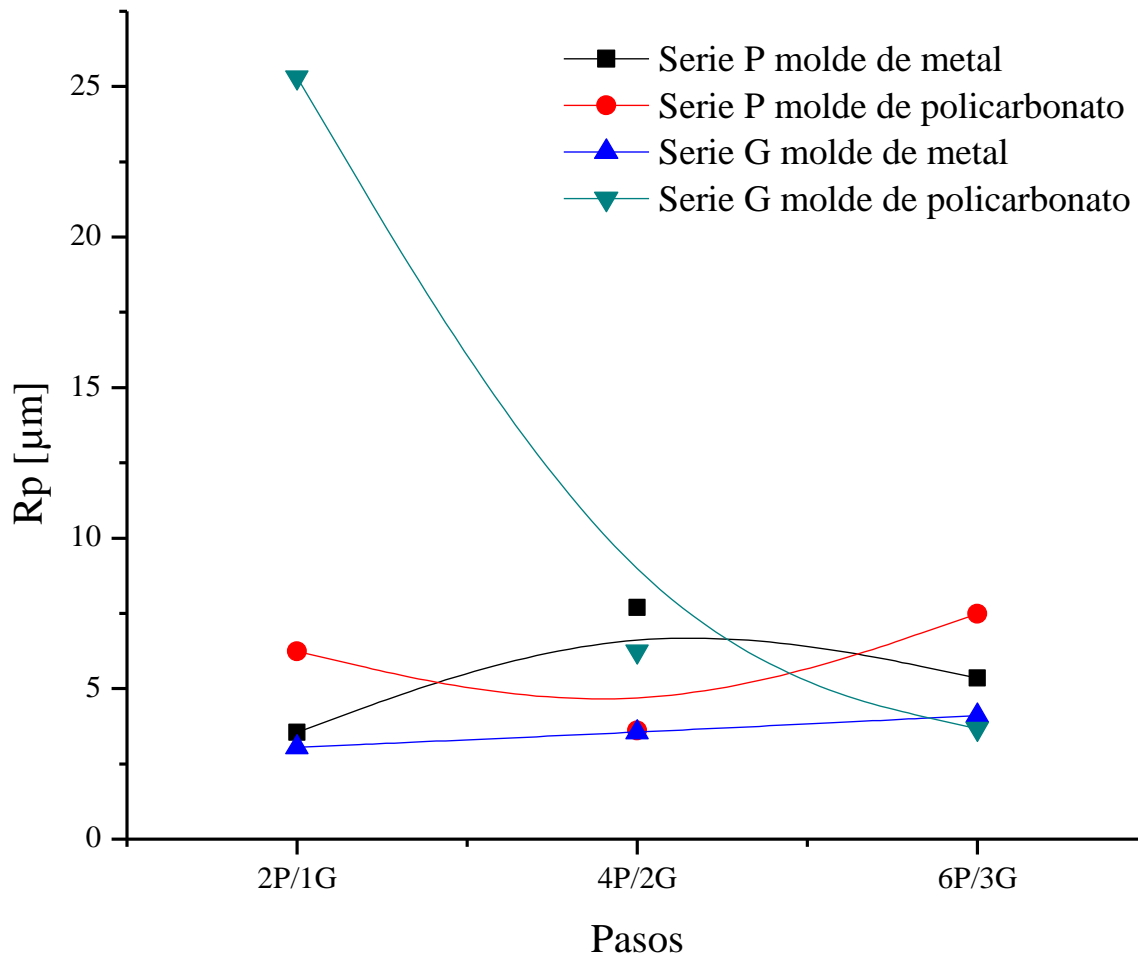


Figura 3. 22. Máximo pico de rugosidad.

Los valores máximos de valle de rugosidad (R_v) de las probetas se muestran en la Figura 3.23, el valor más alto se obtuvo en la probeta 1G procesado por el molde de policarbonato y en sus siguientes pasos va disminuyendo, en la serie “P” se tiene una disminución en el paso 4P y aumenta para el paso 6P. En cuanto a las probetas procesadas con el molde de metal las dos series tienen un aumento conforme aumenta el número de pasos RCS.

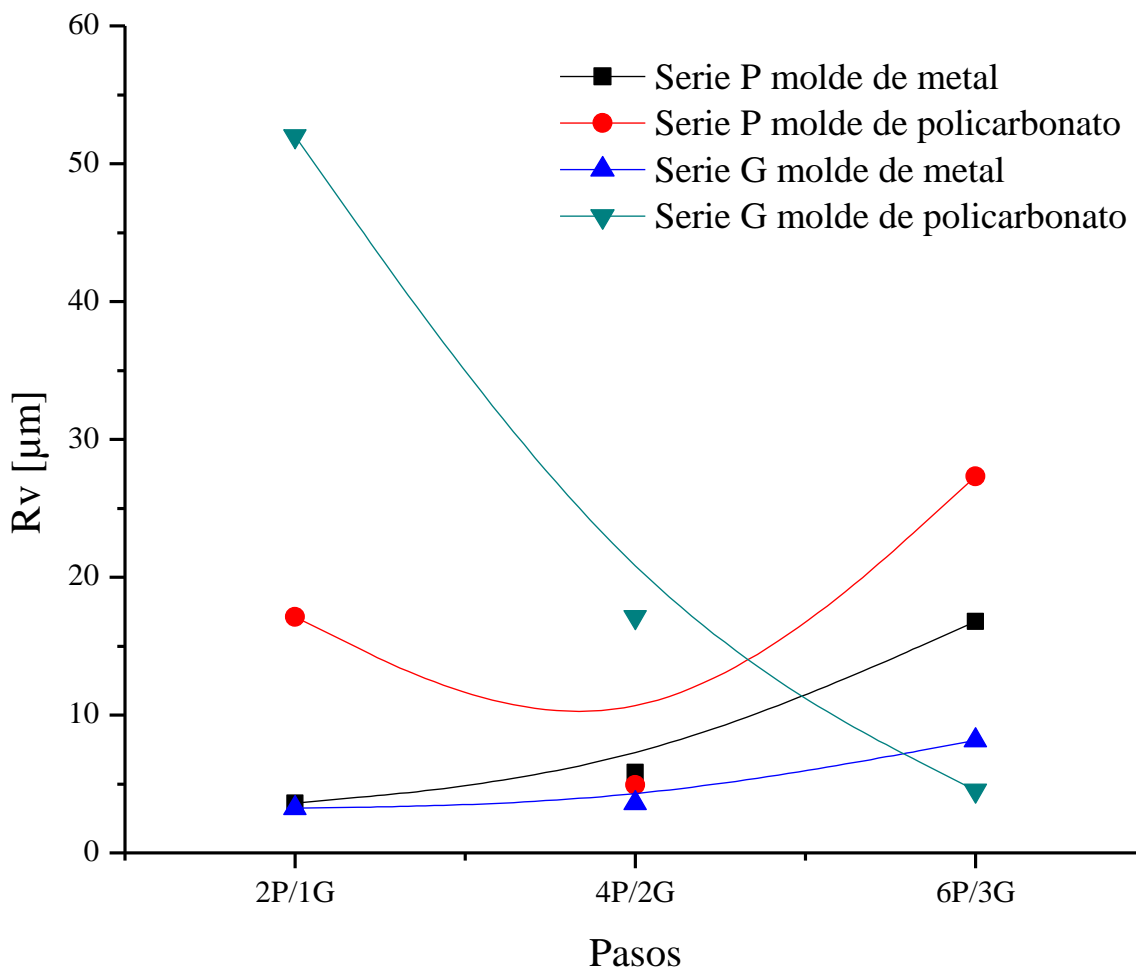


Figura 3. 23. Máximo valle de rugosidad.

La altura total del perfil de rugosidad (R_t) se muestra en la Figura 3.24, en la probeta 1G procesada con el molde de policarbonato se obtuvo el valor máximo mientras aumentaban los pasos los valores fueron disminuyendo, en el caso de la serie P procesada con el mismo molde se obtuvo una disminución en el paso 4P y un aumento para el paso 6P. En el caso del molde de metal se observa que la serie “P” y “G” tienden a ir aumentando sus valores mientras aumenta el número de pasos.

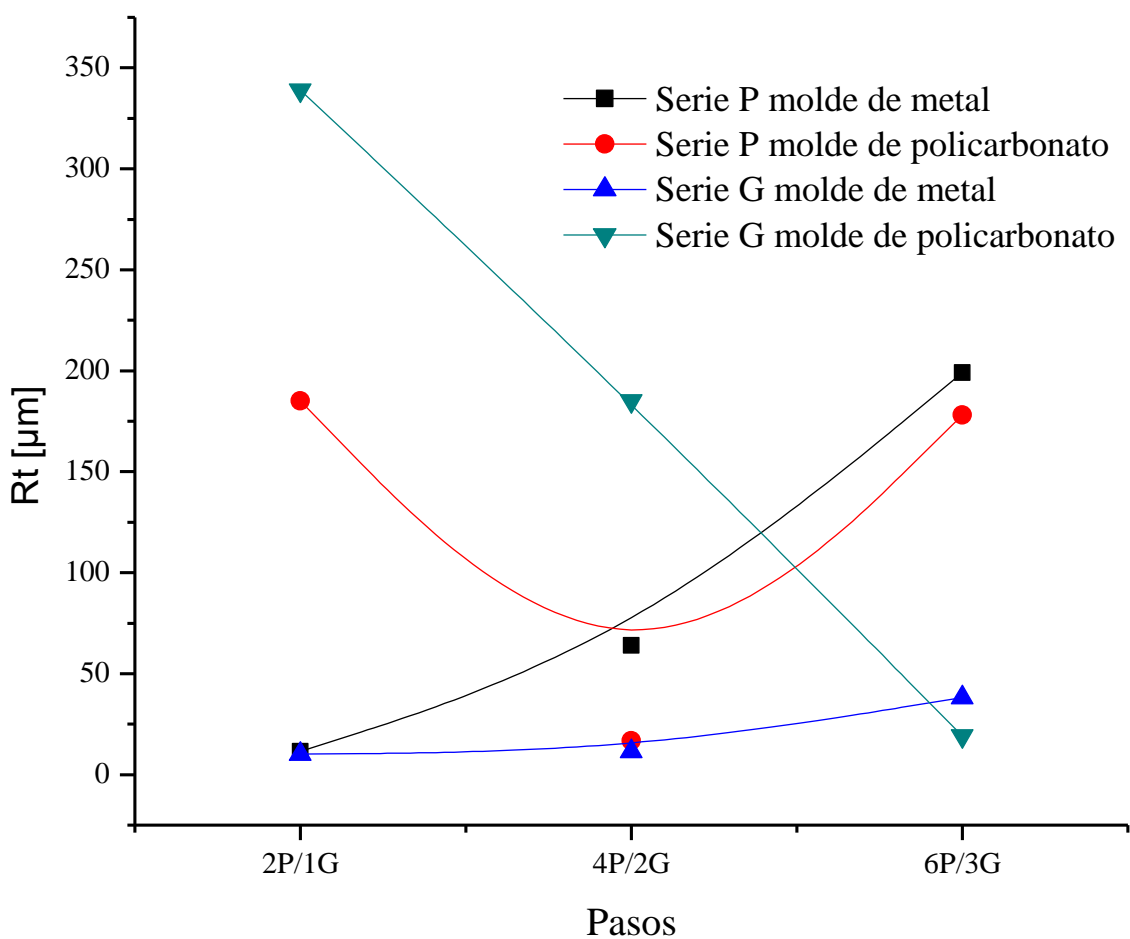


Figura 3. 24. Altura total del perfil de rugosidad.

El valor de la altura media aritmética (S_a) se reporta en la Figura 3.25, la serie “P” y la serie “G” procesadas con el molde de metal tienen un aumento después del primer paso hasta el paso 6P y 3G respectivamente. En cuanto a las series procesadas con el molde de policarbonato, la serie G tiene una disminución en el paso 2G y en el paso 3G tiene el máximo valor de todas las probetas, en cuanto a la serie “P” tiende a disminuir sus valores conforme aumentan los pasos RCS.

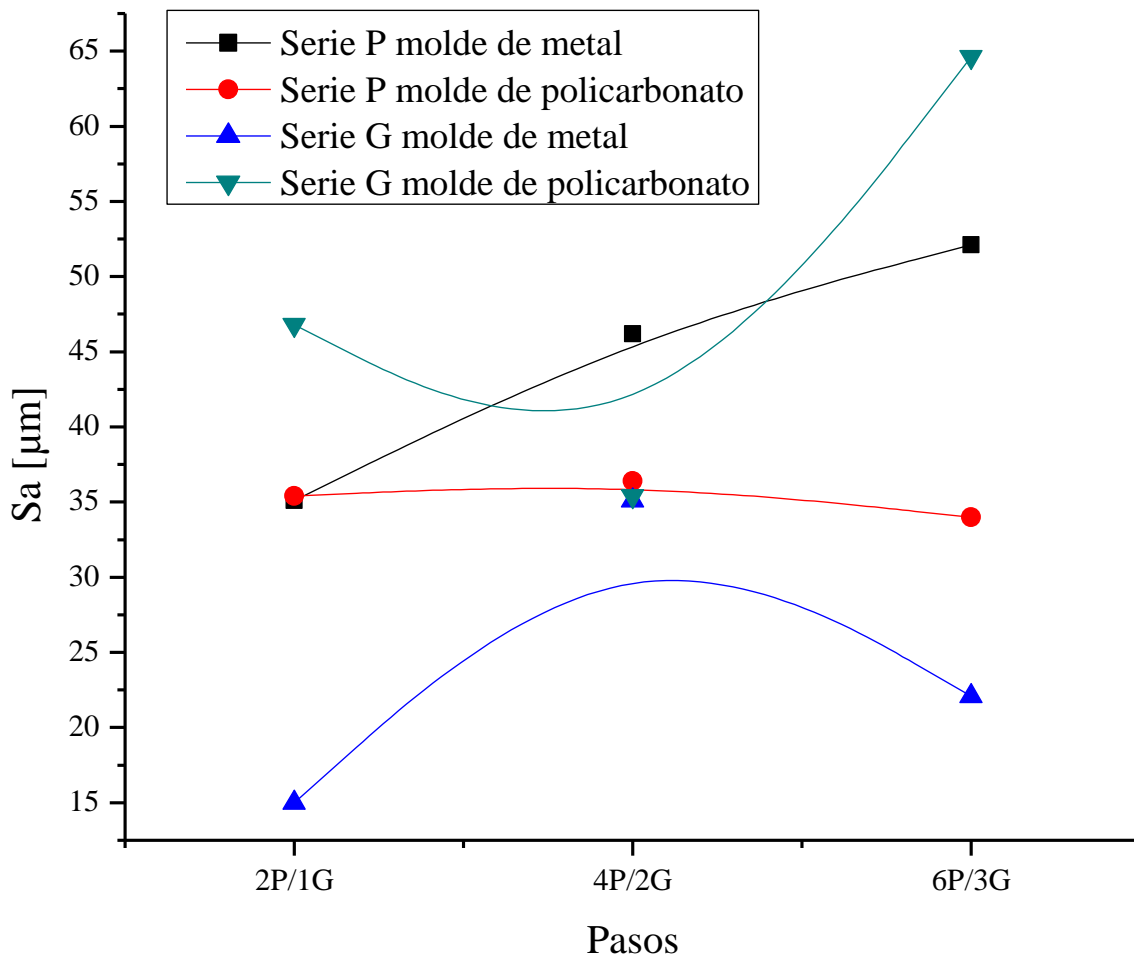


Figura 3. 25. Altura media aritmética.

3.4.1. Discusión del acabado superficial (rugosidad).

Las probetas después de ser procesadas por RCS tienen marcas del molde, para ambos moldes se utilizó lubricante para minimizar la fricción de la interfaz molde-lámina-molde, los valores más altos obtenidos en las diferentes mediciones presentadas se obtuvieron en la serie G procesada con el molde de policarbonato, se atribuyen las mediciones altas en el primer paso por el proceso de la serie G al tener un área de estudio con marcas más cercanas unas de otras y también por la deformación que recibe al voltear la lámina como lo solicita el proceso. Los valores mínimos se obtuvieron en la serie G procesada con el molde de metal, al utilizar las hojas de teflón y lubricante se aseguraba que la fricción fuese la mínima para el proceso, en la experimentación al acabar cada paso, se notaban menos marcadas las “X” sobre la superficie de las láminas.

3.5. Macrotextura

A partir de las figuras de polos que fueron medidas por difracción de rayos X, se analizó la textura a lo largo del proceso RCS. El análisis se realizó en el plano normal (NP) para las familias planos cristalinos {111}, {100} y {110}, en las condiciones de 0G (AA3003 recocido), 1G, 2G y 3G del proceso RCS, es conveniente convertir esta información en la forma de una función de distribución de orientaciones. Las figuras experimentales se muestran en la Figura 3.19. para la condición de referencia 0G y para las pasadas RCS 1-3G.

En la Figura 3.21. se puede apreciar que la distribución de las posiciones de difracción no cambia de forma importante, existe un cambio principalmente en la intensidad máxima como función de los pasos RCS. Usualmente, la aleación 3003 presenta una textura de recocido llamada P {001} <566> [41,42,43], la cual es posible de identificar en la Figura 3.21. Sin embargo, se puede distinguir una distribución de posiciones adicional en la Figura 3.22.

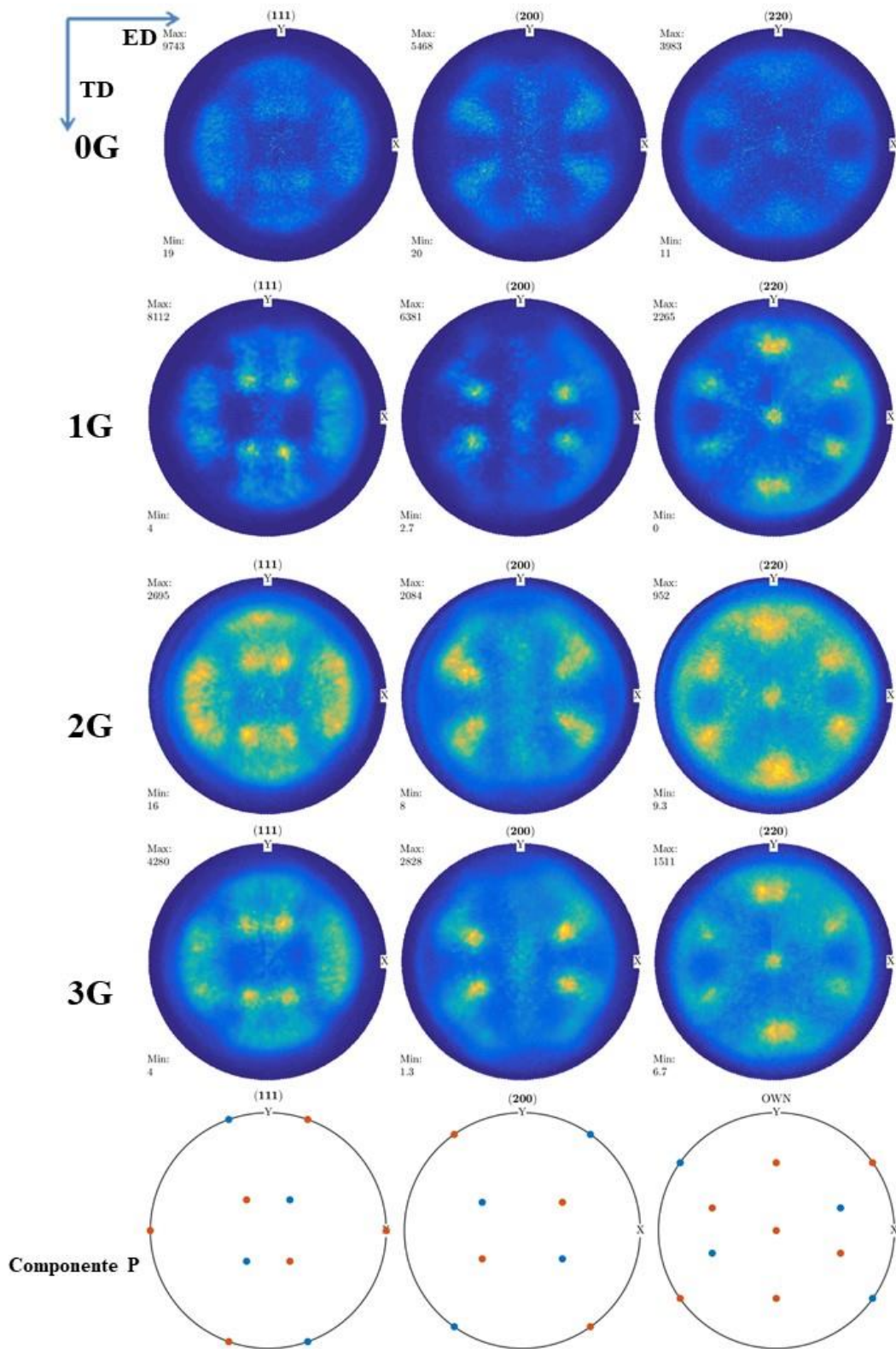


Figura 3. 26. Figura de polos experimentales.

Para identificar las componentes anteriormente mencionadas, se obtuvo la función de distribución de orientaciones. De dicha ODF se pueden obtener las figuras de polos calculadas, que son presentadas en la Figura 3.22. Con ello, se pudo confirmar la presencia de la componente P también se pudieron identificar el par de orientaciones B_θ y \bar{B}_θ [44]. Dichas orientaciones van alternando en intensidad conforme se incrementan los pasos RCS, pero las componentes principales no cambian.

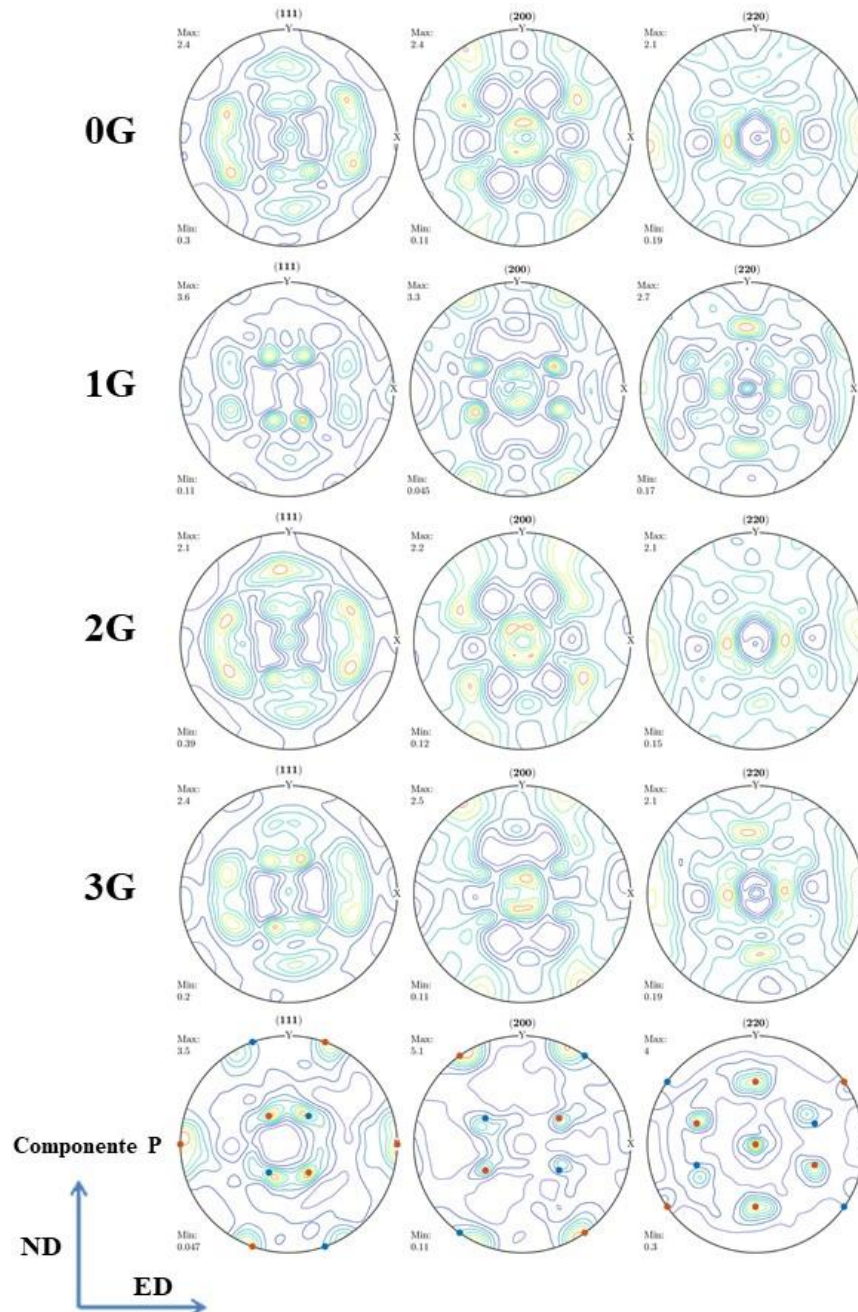


Figura 3. 27. Figura de polos obtenidas de la ODF.

Adicionalmente como una herramienta útil para la interpretación de la textura es la representación en figuras de polo inversa (IPF por sus siglas en inglés). En este caso, al estar referenciado respecto a un sistema general, se puede definir qué polo coincide con la dirección seleccionada. Para el presente estudio, se encontró que si observamos la pieza desde la dirección general (100), correspondiente a ED, el polo coincidente será el [011] como se muestra en la Figura 3.23. Para los alcances del presente trabajo, las figuras de polos inversas sirven para sustentar la afirmación de que los componentes de textura no están siendo modificados por el proceso, ya que las máximas intensidades no cambian de posición.

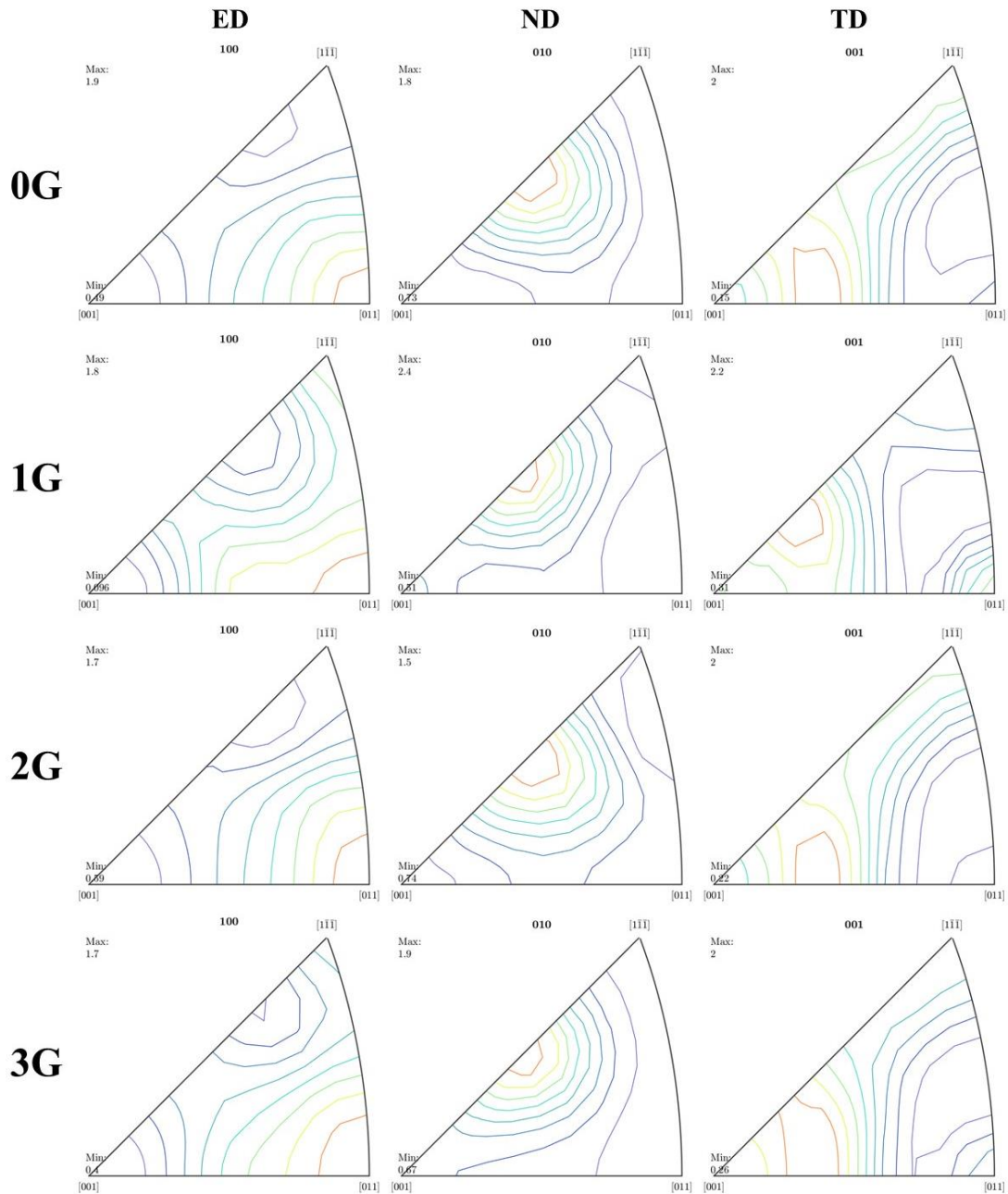


Figura 3. 28. Figuras de polos inversas.

Como ya se había mencionado, se puede observar una variación en la intensidad en función de los pasos RCS, si bien en las primeras etapas del proceso hay un incremento en la intensidad, posteriormente hay una disminución en la misma, dicha reducción puede ser explicada por la generación de dislocaciones mediante el trabajo en frío, que genera en principio la desorientación relativa, continúa con la formación de fronteras de grano de ángulo bajo para posteriormente poder dar paso a la formación de nuevos granos. La representación gráfica de las ODF, presentadas en la Figura 3.24., ayuda tanto para identificar las componentes del sistema, como para observar el fenómeno de fragmentación de los granos, al ir expandiendo la mancha de intensidad.

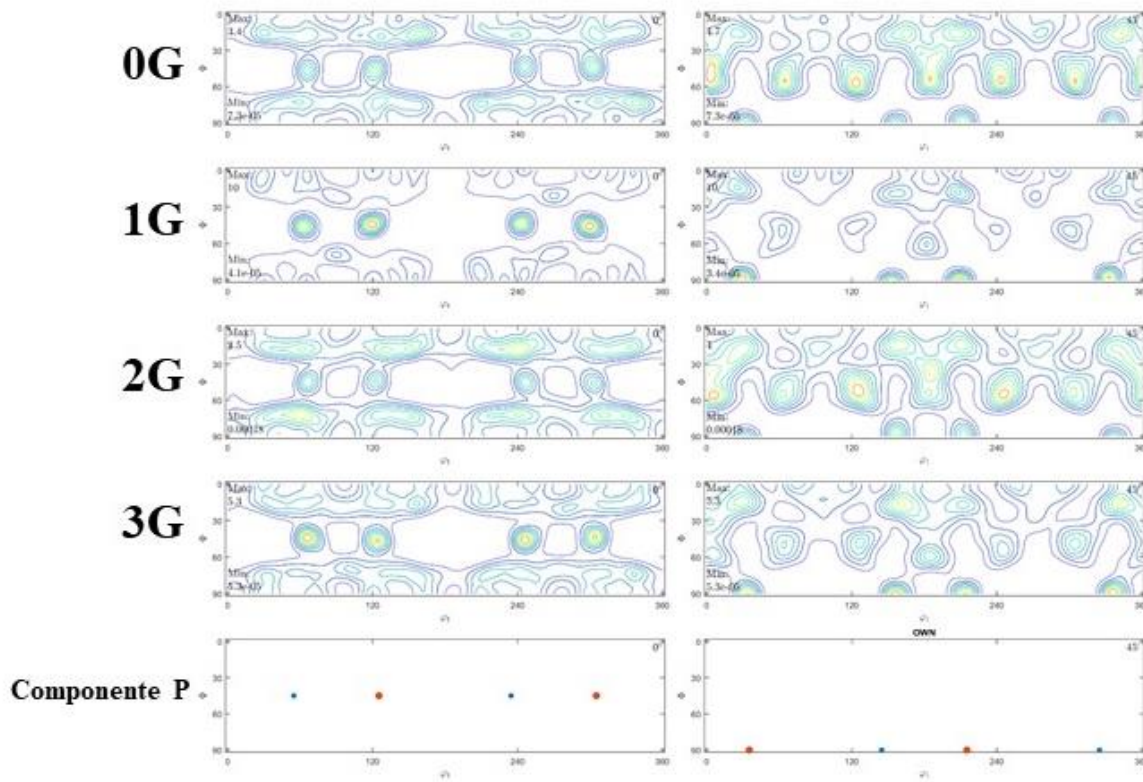


Figura 3. 29. Componentes de textura representadas mediante secciones ODF.

Conclusiones

Se logró aplicar el proceso RCS a la aleación de aluminio 3003- O a temperatura ambiente, las láminas que fueron sometidas al proceso llegaron a 6 pasos en la serie “P” y a 3 paso en la serie “G” sin mostrar en ningún tipo de grietas o fallas después de cada paso.

Tanto para la serie P como para la serie G, se alcanzó una aparente saturación en esfuerzo de cedencia. Independientemente del molde, se observó un incremento constante en microdureza y esfuerzo de cedencia, mientras que la ductilidad disminuyó al aumentar el número de pasos RCS. En general, el molde de metal disminuyó ~5% menos la ductilidad, respecto al molde de policarbonato.

El molde de metal entregó aumentos máximos del esfuerzo de cedencia de 71.6% para el paso 4P, y 76.2% para el paso 1G, indicando que el esfuerzo de cedencia máximo encontrado, se alcanzó con 2 pasos menos con la serie G. El molde de policarbonato generó aumentos máximos del esfuerzo de cedencia de 74.6% para el paso 3P y 90.3% para el paso 2G, concluyendo que el esfuerzo de cedencia máximo se logra con la serie G con un paso más que la serie P.

Los cambios en los valores de esfuerzo de cedencia indican que el acabado de la herramienta tiene importancia, ya que para el molde de policarbonato con la ruta “G” se observa un aumento del esfuerzo de cedencia después de un incremento inicial, en comparación con la serie “G” utilizando el molde de metal se observaron valores fluctuantes después del primer paso. En el molde de policarbonato con la ruta “P” se observan valores fluctuantes después del paso 3P, en comparación con la serie “P” utilizando el molde de metal se observó un aumento en el esfuerzo de cedencia después de un incremento inicial

La microdureza del material presentó un aumento para el molde de metal de 37.65% para el paso 2P y un aumento de 23.42% para el paso 2G; el aumento para el molde de policarbonato fue de 28.64% para el paso 6P y de 39.82 para el paso 3G, concluyendo que el aumento máximo se presentó para el molde de metal en la serie P y para el molde de policarbonato en la serie G.

En el acabado superficial o rugosidad del material, se concluye que el material procesado por deformación plástica severa RCS tiene menores valores de rugosidad en las 2 series propuestas para el molde de metal, esto se puede atribuir al uso de la hoja de teflón. La altura media cuadrática también indica que los valores menores fueron para las series procesadas con el molde de metal en la mayoría de los pasos estudiados.

Se determinó una componente inicial P {001} <566>, que se mantiene a lo largo del proceso. La intensidad en la textura no cambia conforme aumentan los pasos RCS, sin embargo, las componentes no cambian. Con esto se puede indicar que el proceso de conformado RCS puede aumentar las propiedades mecánicas del material, y mantener la textura inicial, lo cual podría ser atractivo para algunas aplicaciones de interés.

Finalmente, el proceso de deformación plástica severa RCS entregó valores en propiedades mecánicas con una buena distribución a lo largo de su superficie. Si bien no hay un cambio en las componentes de textura el aumento en las propiedades mecánicas indica que el proceso de endurecimiento por deformación se encuentra en las etapas iniciales del mismo, tales como generación de dislocaciones y fragmentación de granos. La propuesta de la ruta G logró aumentar el esfuerzo de cedencia y la microdureza en menor cantidad de pasos, esta propuesta logra alcanzar los valores máximos sin comprometer el estado de la lámina utilizada o que genere alguna fractura antes de llegar a los valores estimados. Como perspectiva del presente trabajo de investigación, se propone la iteración de dos moldes de RCS con diferentes protuberancias como por ejemplo en V y semiesfera, para poder alcanzar los valores máximos en menos pasos aumentando la eficiencia del proceso RCS.

Referencias bibliográficas.

- [1] Askeland, D. R. (1998). *Ciencia e Ingeniería de los materiales* (3 ed.). International Thomson Editores.
- [2] Smith F. W. (1993). *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales* (2 ed.). Madrid: McGraw-Hill.
- [3] Dieter, G. E. (1988). *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill.
- [4] Reyes-Ruiz, C. A. (2016). *Estudio microestructural y mecánico de una aleación de aluminio 6061-T6 sometida a un proceso de extrusión angular en canal de sección constante (ECAP)*. Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México.
- [5] Hahn, EN, y Meyers, MA. (2015). *Grain-size dependent mechanical behavior of nanocrystalline metals. Grain-size dependent mechanical behavior of nanocrystalline metals*. Materials science and engineering, A, 646, pages 1-20.
- [6] Vishnu, P., Raj Mohan, R., Krishna Sangeetha, E., Raghuraman, S., & Venkatraman, R. (2019). *A review on processing of aluminium and its alloys through Equal Channel Angular Pressing die*. Materials Today: Proceedings.
- [7] Wang, WX, Zhang, JX, Wang, ZJ y Liu, WC (2018). *A comparative study of the transformation kinetics of the recrystallization texture of the aluminum alloys CC and DC 3003*. Material characterization, 141, pages 412–422.
- [8] Starke, EA, y Rashed, HMMA. (2017). *Alloys: Aluminum*. Materials science and engineering, A, 121, pages 1-8.
- [9] Li, Z., Zhang, Z., y Chen, X.-G. (2016). *Effect of magnesium on dispersoid strengthening of Al-Mn-Mg-Si alloys (3xxx)*. Non-ferrous metals trading company of china, 26(11).
- [10] Chen, G., Fu, G., Yan, W., Cheng, C. y Zou, Z. (2013). *3003 aluminum alloy dynamic recrystallization mathematical model*. Ciencia del metal y tratamiento térmico, 55 (3-4), pages 220–225.
- [11] Belov, A., Eskin, D., Askenov, A. (2005). *Multicomponent phase diagrams: Applications for commercial aluminum alloys*. Russia: Elsevier Science.
- [12] Faraji, G., Kim, HS, y Kashi, HT. (2018). *Fundamentals of severe plastic deformation. Severe plastic deformation*. Elsevier
- [13] J, JR, S, BP y A, PK. (2018). *On the influence of repetitive corrugation and straightening in the microstructure and mechanical properties of the alloy AA-8090 Al-Li*. Archives of civil and mechanical engineering. 18 (1), pages 280-290

- [14] Ferrasse, S., Hartwig, K. T., Goforth, R. E., & Segal, V. M. (1997). *Microstructure and properties of copper and aluminum alloy 3003 heavily worked by equal channel angular extrusion*. Metallurgical and Materials Transactions A, 28(4), pages 1047–1057.
- [15] Rajinikanth, V., Arora, G., Narasaiah, N., & Venkateswarlu, K. (2008). *Effect of repetitive corrugation and straightening on Al and Al–0.25Sc alloy*. Materials Letters, 62(2), pages 301–304.
- [16] Thangapandian, N., Balasivandha Prabu, S., & Padmanabhan, K. A. (2019). *Effect of temperature on grain size in AA6063 aluminum alloy subjected to RCS*. Metallurgical act (English letters), pages 1–10.
- [17] Wang, C., Li, F., Wang, L., & Qiao, H. (2012). *Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation*. Science China Technological Sciences, 55(9), pages 2377–2390.
- [18] Shahrezaei, S., Sun, Y., & Mathaudhu, S. N. (2019). *Strength-ductility modulation via surface severe plastic deformation and annealing*. Materials Science and Engineering: A 761.
- [19] Cao, Y., Ni, S., Liao, X., Song, M., & Zhu, Y. (2018). *Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation*. Materials Science and Engineering: R: Reports, 133, pages 1–59.
- [20] Kapoor, R. (2017). *Severe plastic deformation of materials. Materials in extreme conditions*. Elsevier, pages 717–754.
- [21] Lowe, TC, & Valiev, RZ. (2004). *The use of plastic deformation techniques in the refinement of the grain*. JOM, 56 (10), pages 64–68.
- [22] Ferrasse, S., Hartwig, K. T., Goforth, R. E., & Segal, V. M. (1997). *Microstructure and properties of copper and aluminum alloy 3003 heavily worked by equal channel angular extrusion*. Metallurgical and Materials Transactions A, 28(4), pages 1047–1057.
- [23] Torkestani, A., & Dashtbayazi, M. R. (2018). *A New method for severe plastic deformation of the copper sheets*. Materials science and engineering, A, 737, pages 236–244.
- [24] Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D. Y., Micari, F., Lahoti, G. D., Yanagida, A. (2008). *Severe plastic deformation (SPD) processes form metals*. CIRP Annals, 57(2), pages 716–735.
- [25] Kulagin, R., Beygelzimer, Y., Bachmaier, A., Pippan, R., & Estrin, Y. (2019). *Benefits of pattern formation by severe plastic deformation*. Applied Materials Today, 15, pages 236–241.
- [26] Jenix Rino, J., Jayaram Krishnan, I., Balasivandha Prabu, S., & Padmanabhan, K. A. (2018). *Influence of velocity of pressing in RCS processed AA8090 Al-Li alloy*. Materials characterization, 140, pages 55–63.
- [27] Sumit, B., Sumeet, M., K.U. Y., Immanuel, R., Kaushik, C., Satyam, S. (2019). *Non-equilibrium microstructure, crystallographic texture and morphological texture synergistically result in unusual mechanical properties of 3D printed 316L stainless steel*. Additive Manufacturing, 28, pages 65–77.
- [28] Thangapandian, N., Prabu, S. B., & Padmanabhan, K. A. (2017). *On the Role of Experimental Variables in the Repetitive Corrugation and Straightening of an Al-Mg Alloy*. Procedia Engineering, 207, pages 1457–1462.

- [29] Khakbaz, F., & Kazeminezhad, M. (2012). *Work hardening and mechanical properties of severely deformed AA3003 by constrained groove pressing*. Journal of Manufacturing Processes, 14(1), pages 20–25.
- [30] Tan, YB, Wang, XM, Ma, M., Zhang, JX, Liu, WC, Fu, RD y Xiang, S. (2017). *Un estudio sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de las juntas de aleación de aluminio AA 3003 mediante soldadura con agitación por fricción bajo el agua*. Characterization of materials, 127, pages 41–52.
- [31] Figueroa, C. G. (2016). *Modificación estructural por contacto deslizante en materiales dúctiles: efectos de composición y ductilidad*. Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México.
- [32] Darafon, A., Warkentin, A., & Bauer, R. (2013). *Characterization of grinding wheel topography using a white chromatic sensor*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 70, pages 22–31.
- [33] Gali, O. A., Shafiei, M., Hunter, J. A., & Riahi, A. R. (2016). *The influence of work roll roughness on the surface/near-surface microstructure evolution of hot rolled aluminum–magnesium alloys*. Journal of Materials Processing Technology, 237, pages 331–341.
- [34] Huttunen-Saarivirta, E., Heino, V., Vaajoki, A., Hakala, T. J., & Ronkainen, H. (2019). *Wear of additively manufactured tool steel in contact with aluminium alloy*. Wear, pages 432-433.
- [35] Stegmüller, M. J. R., Grant, R. J., & Schindele, P. (2019). *Quantification of the interfacial roughness when coating stainless steel onto aluminium by friction surfacing*. Surface and Coatings Technology.
- [36] Cuesta, E., Álvarez, B. J., García-Diéguez, M., González-Madruga, D., & Rodríguez-Cortés, J. A. (2013). *Conformity analysis in the measurement of machined metal surfaces with optoelectronic profilometer*. Procedia engineering, 63, pages 463-471.
- [37] He, Q., Li, A., Guo, Y., Liu, S., Zhang, Y., & Kong, L. (2018). *Tribological properties of nanometer cerium oxide as additives in lithium grease*. Journal of Rare Earths, 36(2), pages 209–214.
- [38] Suwas, S., & Ray, R. K. (2014). *Crystallographic Texture of Materials*. Engineering Materials and Processes, 10(1).
- [39] Sepsí, M., Mertinger, V., & Benke, M. (2019). *Sample cutting-free pole figure measuring method for centreless diffractometers in modified X mode*. Materials Characterization, 151, pages 351–357.
- [40] Saleh, A. A., Vu, V. Q., & Gazder, A. A. (2016). *Correcting intensity loss errors in the absence of texture-free reference samples during pole figure measurement*. Materials Characterization, 118, pages 425–430.
- [41] J. Liu and J.G. (2003). *Morris, Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34, pages 2029-2032.
- [42] W.X. Wang, M. Ma, H.L. Li, J.X. Zhang, and W.C. Liu: J. (2015). *Effect of preheat treatment on the texture evolution during cold rolling of AA 3003 aluminum alloy*. Mater. Eng. Perform., vol. 24, pages 4283–4289.
- [43] W.X. Wang, J.X. Zhang, Z.J. Wang, and W.C. (2018). *A comparative study of the transformation kinetics of recrystallization texture of CC and DC 3003 aluminum alloys*. Liu: Mater. Charact., vol. 141, pages 412–422.
- [44] Reyes-Ruiz, C. A. (2015). *Texture and Lattice Distortion Study of an Al-6061-T6 Alloy Produced by ECAP*. Materials Transactions, vol 56, Issue, pages 1781-1786.