



Universidad Autónoma de San Luis Potosí
Facultad de Ingeniería
Centro de Investigación y Estudios de Posgrado

**Efecto de la modificación química y del tratamiento
térmico de una aleación AA3003 sobre la microestructura
y calidad de estampado**

T E S I S

Que para obtener el grado de:

Maestro en Metalurgia e Ingeniería de Materiales

Presenta:

I.Q José González Herrera

Asesor:

Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda

Co-asesor:

MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo

San Luis Potosí, S. L. P.

Julio de 2018



Dedicatoria

A mis padres Alicia y Rafael por ser el pilar fundamental en todo lo que soy, en mi educación, tanto académica, como de la vida, por su incondicional apoyo perfectamente mantenido a través del tiempo, por su confianza y fe y por siempre alentarme a ser mejor persona.

A mis hermanos Margarita, Lorena y Juan por siempre estar a mi lado, por su cariño y por sus palabras de aliento, los quiero.

A Andrea Alejandra por su inigualable motivación, por siempre acompañarme en cada proyecto y meta que se presenta, por todo el amor y comprensión brindados.

Agradecimientos

A mis asesores de tesis, Dr. Emmanuel José Gutiérrez Castañeda y MMIM. Antonio Alberto Torres Castillo por todo el tiempo y conocimiento brindados a lo largo de este proyecto.

A la Universidad Autónoma de San Luis Potosí, así como al Instituto de Metalurgia, por todas las facilidades brindadas a lo largo del desarrollo de esta tesis.

A mis revisores de tesis, Dr. Rogelio Deaquino Lara, Dr. José Luis Hernández Rivera y Dra. Lilia Narváez Hernández por las recomendaciones realizadas para realizar un mejor trabajo.

Al CONACYT por la beca otorgada para mis estudios de maestría CVU/Becario: 711675/418628.

A la empresa Valeo Térmico por permitirme desarrollar este trabajo de investigación, por el apoyo y las prestaciones brindadas.

Al Ing. Enrique Galarza por la orientación, capacitación y atenciones prestadas durante la realización del proyecto.

Al equipo de trabajo del Laboratorio Metalúrgico de la empresa Valeo: Ana Luisa, Dolores, Ramiro, Ernesto, Santiago, Edgar, Enrique, Andrea, Jesús, Christian. Así mismo al personal de prensas en especial a Macario. Gracias por brindarme su amistad, por todos los consejos y enseñanzas.

A mis compañeros de la maestría por todas las convivencias y experiencias vividas: Carlos, Emmanuel, Mercedes, Lorena, Nancy y Aurora.

A los técnicos que amablemente participaron en este trabajo Rosalina Tovar Tovar y Fernando Rodríguez Juárez.

A las amistades encontradas en San Luis Potosí que hicieron la estancia más placentera especialmente: Francisco, Betsabe, Blanca, Mauricio, Hugo, Javier y Beatriz.

A Andrea Alejandra por el apoyo técnico, la motivación y la compañía a lo largo de todo este proyecto.

Resumen

Los defectos en la calidad superficial de productos estampados están directamente relacionados con las características microestructurales de la materia prima y/o con las variables del proceso. Recientemente, la empresa Valeo Térmico presentó un problema de agrietamiento en láminas estampadas de una aleación de aluminio AA3003 modificada (Mod-1-2015), utilizadas para la fabricación de intercambiadores de calor. Las fracturas se originaron principalmente en la interfase entre el Al y los compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti, los cuales presentaron tamaños entre 20 y 60 μm . Asimismo, la propagación de las grietas se facilitó por la presencia de intermetálicos $\alpha\text{-Al}(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Si}$. El tamaño de grano en la matriz de Al en muestras que presentaron el agrietamiento varió entre 30 y 80 μm .

Como una medida para solucionar este problema, se modificaron la composición química y los parámetros del tratamiento térmico de la AA3003-Mod-1-2015, obteniendo la aleación que se utilizará para el desarrollo de este proyecto (AA3003-Mod-2-2016). Los cambios se realizaron con el fin de reducir la cantidad y el tamaño de los intermetálicos que causaban el problema de agrietamiento. Sin embargo, es bien conocido que cambios en la composición química o en la condición metalúrgica de las láminas causan cambios importantes en la respuesta al estampado.

Por tal motivo, en el presente trabajo de investigación, se estudiaron los efectos de la modificación química y de la variación en los parámetros del tratamiento térmico (homogeneización y recocido) sobre la microestructura y la calidad de estampado de láminas de la aleación AA3003-Mod-2-2016.

Los cambios en la microestructura y las propiedades mecánicas de la materia prima fueron caracterizados con el fin de establecer la correlación entre las características microestructurales, los parámetros de proceso y la calidad del estampado. Para esto se realizaron experimentos de estampado utilizando distintas condiciones de lubricación, altura de cierre, velocidad de troquelado y calidad del herramental.

Los resultados obtenidos muestran que los cambios realizados en la aleación AA3003-Mod-2-2016 causan, en general, una disminución en la cantidad y el tamaño de intermetálicos Al-Ti-Mn, un engrosamiento de los intermetálicos α -Al(Mn, Fe)Si y una reducción en el tamaño de grano de la matriz de Al.

Aunque los cambios microestructurales mencionados permiten evitar el problema del agrietamiento, se presentó el defecto de arrastre de clad (galling) y un adelgazamiento localizado en la transición entre la pared y el fondo de la sección embutida. Los resultados muestran que la condición del herramental es la variable que más contribuye con la formación del defecto de arrastre de clad.

Finalmente, se investigó el efecto de los parámetros de entrada (variables del estampado) sobre la variable de respuesta (adelgazamiento localizado), para definir la ventana operativa óptima del proceso de estampado. Lo anterior por medio de un diseño completamente factorial y la herramienta de optimización de respuestas con el software Minitab, considerando como criterio de optimización el adelgazamiento del metal base.

Abstract

Surface defects of stamping products are directly related either to microstructural characteristics of the raw material or processing variables. Recently, Valeo Térmico faced a problem of cracking in stamped sheets of a modified AA3003 aluminum alloy (Mod-1-2015) used for the manufacture of heat exchangers. Fractures were originated mainly in the interphase between Al and Al-Mn-Ti intermetallic compounds with sizes between 20 and 60 μm . Propagation of cracks was facilitated by the presence of $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ intermetallics. Grain size of the Al matrix in samples showing cracking exhibited variations between 30 and 80 μm .

To overcome this problem, chemical composition and thermal treatment parameters of the AA3003-Mod-1-2015 alloy were modified, obtaining the alloy that was used for the development of this project (AA3003-Mod-2-2016). The modifications were made in order to reduce the amount and size of intermetallics that cause the problem of cracking. However, it is well known that changes in the chemical composition or in the metallurgical condition of the sheets cause significant changes in the stamping response.

For this reason, in the present work, there were investigated the effects of chemical modification and variations in the thermal treatments (homogenization and annealing) parameters on the microstructure and the stamping quality of the AA3003-Mod-2-2016 alloy.

The changes in the microstructure and the mechanical properties of the raw material were characterized in order to establish the correlation between microstructural features, processing parameters and stamping quality. To this end, stamping experiments were performed using several conditions of lubrication, shut height, strokes per minute and stamping tools quality.

The results show that changes in both the thermal treatment parameters and chemical composition of the alloy AA3003-Mod-2-2016, cause in general, a

decrease in the amount and size of Al-Ti-Mn intermetallics, coarsening of the α -Al(Mn,Fe)Si intermetallics and a reduction of grain size of the Al matrix.

Although the microstructural changes mentioned above allow to avoid the problem of cracking, the problem of clad galling and localized thinning in the transition between the wall and the bottom of the drawing section were presented. The results show that the condition of the stamping tools is the variable that contributes the most in the formation of the clad galling defect.

Finally, the influence of the input parameters (stamping variables) on the response variable (localized thinning) was investigated to establish the optimal operative window of the stamping process. This was done using a full factorial design and the response optimization tool of Minitab software considering the thinning of the base metal as an optimization criterion.

Índice

Resumen	IV
Abstract	VI
Índice de Tablas	X
Índice de Figuras	XI
Abreviaturas	XVII
Introducción	1
Justificación	2
Objetivo general	3
Objetivos específicos	3
1. Aleaciones de aluminio y parámetros de control en el proceso de fabricación de intercambiadores de calor	4
1.1 Aluminio y las aleaciones de la serie AA3XXX	5
1.1.1 Endurecimiento por dispersoides	7
1.1.2 Efecto del manganeso, hierro y silicio	9
1.1.3 Efecto de los tratamientos térmicos sobre el tamaño de grano y la formación de dispersoides	14
1.2 Brazing como proceso de unión en intercambiadores de calor	19
1.3 Elaboración de placas para intercambiadores de calor	20
1.4 Agrietamiento de placas de la aleación AA3003-Mod-1-2015 durante el estampado	23
1.5 Estampado	28
1.5.1 Influencia de los parámetros de proceso de estampado en el acabado superficial y la generación de defectos	28
1.5.1.1 Altura de cierre	28
1.5.1.2 Velocidad del troquelado	30
1.5.1.3 Lubricación	33
1.5.2 Influencia del herramental en el acabado superficial y la generación de defectos	35
1.6 Optimización de procesos de conformado de lámina	37
2. Metodología para evaluar la microestructura y la calidad del estampado en la aleación AA3003 modificada	39
2.1 Parámetros de control para la obtención de láminas perforadas	42
2.2 Técnicas de caracterización	45
2.2.1 Determinación de la composición química	45
2.2.2 Medición de espesores y caracterización microestructural	46
2.2.3 Difracción de rayos-X	47
2.2.4 Determinación de las propiedades mecánicas	47
2.2.5 Microscopía/ estereoscopia	49
2.2.6 Microscopía electrónica de barrido	49
2.2.7 Tomografía mediante rayos-X	49
2.3 Optimización del proceso de estampado	52

3. Resultados y discusión de los efectos de la modificación química y del tratamiento térmico sobre la microestructura y la calidad de estampado en la aleación AA3003 modificada	54
3.1 Estudio comparativo de la microestructura y las propiedades mecánicas de aleaciones AA3003-Mod-1-2015 y AA3003-Mod-2-2016.	55
3.1.1 Composición química.....	55
3.1.2 Microestructura de la lámina y espesor del clad	56
3.1.3 Propiedades mecánicas.....	66
3.2 Efecto de los parámetros del proceso sobre la microestructura y la calidad de estampado en la aleación AA3003-Mod-2-2016.....	69
3.2.1 Influencia de los parámetros de proceso sobre la carga aplicada	69
3.2.2 Microscopía-estereoscopia	75
3.2.3 Microscopía óptica.....	83
3.2.4 Tomografía de rayos-X	92
3.2.5 Microscopía electrónica de barrido.....	98
3.3 Condiciones de operación óptimas para el proceso de estampado de láminas de aluminio AA3003-Mod-2-2016.....	101
Conclusiones	106
Trabajos futuros	107
Contribución científica y tecnológica.	108
Recomendaciones.....	108
Referencias	110

Índice de Tablas

Tabla 1. Clasificación de aleaciones de aluminio según la Asociación de Aluminio (AA, por sus siglas en inglés) [8].	6
Tabla 2. Contenido de Fe, Si y Mn en las aleaciones utilizadas por Muggerud (% en peso) [11].	11
Tabla 3. Efecto del tratamiento de homogeneizado sobre la concentración de Mn en solución sólida, diámetro y número de partículas en una aleación AA3003 [25].	17
Tabla 4. Modificación en la composición química de la aleación AA3003 para la fabricación de intercambiadores de calor (% peso).	24
Tabla 5. Propiedades mecánicas de la aleación AA3003-Mod-1-2015.	24
Tabla 6. Parámetros utilizados para el lote 1.	43
Tabla 7. Parámetros utilizados para el lote 2.	43
Tabla 8. Parámetros utilizados para el lote 3.	44
Tabla 9. Parámetros de proceso de estampado utilizados en el estudio.	52
Tabla 10. Composición química de láminas utilizadas para la fabricación de las placas perforadas (% en peso).	56
Tabla 11. Propiedades mecánicas de los tres lotes de aleación AA3003-Mod-2-2016 ensayados.	68
Tabla 12. Variación de la carga en las pruebas del lote 1 en función de los parámetros del estampado.	70
Tabla 13. Variación de la carga en las pruebas del lote 2 en función de los parámetros del estampado.	71
Tabla 14. Variación de la carga en las pruebas del lote 3 en función de los parámetros del estampado.	72
Tabla 15. Valores p, para el análisis de varianza del troquel N-9.	103
Tabla 16. Valores p, para el análisis de varianza del troquel N-11.	104

Índice de Figuras

Figura 1. Evolución de la dureza Vickers en las cuatro aleaciones AA3XXX durante el recocido a 375 °C y 450 °C, a) C1, b) C2, c) D1 y d) D2. Los valores de dureza de la aleación en condición de colada también están indicados [11].	12
Figura 2. Curvas de esfuerzo vs deformación ingenieril de las aleaciones investigadas en función del tiempo y de la temperatura: a) C1, b) C2, c) D1 y d) D2 [11]......	13
Figura 3. Efecto del tiempo de homogeneizado sobre la densidad y la fracción en área de las partículas [40].	15
Figura 4. Efecto del tiempo de homogeneizado sobre la distribución del manganeso en las partículas primarias [40]......	16
Figura 5. Mapas de orientación obtenidos mediante EBSD en muestras recocidas: a) C1-0/300 °C, b) C1-0/400 °C, c) C1-0/500 °C, d) C1-2/300 °C, e) C1-2/400 °C, f) C1-2/500 °C g) C1-3/300 °C, h) C1-3/400 °C y i) C1-3/500 °C [25].	18
Figura 6. Esquema del proceso de estampado de láminas de aleación AA3XXX para la fabricación de intercambiadores de calor.	21
Figura 7. Diferentes tipos de placas requeridas en la fabricación de intercambiadores de calor: a) placa partición, b) placa by pass, c) placa estándar, d) placa final.	22
Figura 8. a) Ensamble de placas y una aleta interior para formar un tubo, b) aleta de enfriamiento exterior.	22
Figura 9. Ensamble final de un intercambiador de calor.....	23
Figura 10. Agrietamiento en placas de un intercambiador de calor en un ensamble terminado.....	25
Figura 11. a) Micrografía de una placa con falla por agrietamiento y b) placa sin falla.	25
Figura 12. a) Partículas intermetálicas gruesas en zona de fractura de placa de intercambiador de calor, b) placa sin problema de agrietamiento.....	26
Figura 13. Micrografías que muestran la presencia de intermetálicos gruesos.....	27

Figura 14. Micrografías que muestran el tamaño de grano en las muestras de la aleación AAA3003-Mod-1-2015 (Tamaño de 30-80 μm).	27
Figura 15. a) Espectrograma EDS, b) microestructura correspondiente a los compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti presentes en la aleación AA3003-Mod-1-2015.	27
Figura 16. Regímenes de lubricación: a) sin lubricación o condición seca, b) lubricación de límite, c) lubricación de capa mixta, d) lubricación hidrodinámica.	34
Figura 17. Mecanismo de arrastre.	36
Figura 18. Metodología utilizada para el desarrollo del presente proyecto.	42
Figura 19. Secuencia de formado para la producción de placas perforadas utilizadas en la fabricación de intercambiadores de calor.	44
Figura 20. Piezas troqueladas bajo distintas condiciones de estampado.	45
Figura 21. Espectrómetro de emisión óptica Spectro Analytical Instruments M-8.	46
Figura 22. Maquinado de probetas para ensayos de tensión, equipo Tensil Kut I.	48
Figura 23. Montaje de las placas perforadas para su análisis por tomografía de rayos-X.	50
Figura 24. Corte transversal virtual realizado con el software VG Studio Max 3.0 para el análisis mediante tomografía de rayos-X en las placas perforadas.	51
Figura 25. Corte longitudinal virtual realizado con el software VG Studio Max 3.0 para el análisis mediante tomografía de rayos-X en las placas perforadas.	51
Figura 26. Medición del espesor del material base en colector derecho, en la región de adelgazamiento localizado de una placa producida en el troquel N-11.	53
Figura 27. Medición del espesor del material base en colector izquierdo, en la región de adelgazamiento localizado de una placa producida en el troquel N-11.	53
Figura 28. Microestructura de aleación AA3003-Mod-2-2016: a) Condición de colada, b) después del tratamiento de homogeneización.	57
Figura 29. Imagen obtenida mediante microscopía óptica de la aleación AA3003-Mod-2-2016, atacada con reactivo Keller.	58
Figura 30. Imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido en la aleación AA3003-Mod-2-2016, atacada con reactivo Keller.	58

Figura 31. a, c y e) espectrogramas EDS de las partículas intermetálicas, b, d y f) medición del tamaño de estas partículas.....	59
Figura 32. Patrón de difracción de la materia prima utilizada para la fabricación de placas perforadas de aleación AA3003 modificada.....	61
Figura 33. Microestructura y espectrograma EDS correspondiente a los compuestos intermetálicos presentes en la aleación AA3003/AA4XXX: a y c) imágenes del MEB de las partículas Al-Ti, Al-Cu-Mn y Al-Si respectivamente; b y d) espectrogramas EDS correspondientes a las imágenes.....	62
Figura 34. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 1.....	63
Figura 35. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 2.....	63
Figura 36. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 3.....	64
Figura 37. Micrografía de EBSD donde se puede observar la estructura de grano de los tres lotes utilizados para la fabricación de placas perforadas.	65
Figura 38. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 1 maquinadas a 0, 45 y 90 ° con respecto a la dirección de laminación.	66
Figura 39. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 2 maquinadas a 0, 45 y 90 ° con respecto a la dirección de laminación.	67
Figura 40. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 3 maquinadas a 0, 45 y 90 ° con respecto a la dirección de laminación.	67
Figura 41. Variación de la carga respecto a la cantidad de lubricante.....	73
Figura 42. Variación de la carga respecto al número de golpes/min.	74
Figura 43. Variación de la carga respecto a altura de cierre utilizada.	74
Figura 44. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopia que muestran el defecto de galling en muestras estampadas del lote 1.	76
Figura 45. Características superficiales del defecto de estampado en cavidad: a) izquierda y b) derecha del dado del lote 1 fabricadas con en troquel N-9.	76
Figura 46. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopia que muestran el efecto de la altura de cierre sobre el defecto de estampado: a) 331.8 mm, b) 331.75 mm y c) 331.7 mm en muestras del lote 1. Condiciones de lubricación de (1.5 vueltas) y golpes/minuto (100) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad izquierda.....	77

Figura 47. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopía que muestran el efecto de la lubricación sobre el defecto de estampado: a) 1.5 vueltas, b) 1.75 vueltas y c) 2 vueltas en muestras del lote 1. Condiciones de altura de cierre (331.7) y golpes/minuto (160) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad derecha.....	78
Figura 48. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopía que muestran el efecto de los golpes/min sobre el defecto de estampado: a) 100, b) 130 y c) 160 en muestras del lote 1. Condiciones de altura de cierre (331.8) y lubricación de (1.5 vueltas) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad izquierda.	79
Figura 49. Micrografía que muestra el defecto de galling en la placa 1, cavidad 17 izquierda lote 1. Piezas producidas con el troquel N-9.....	80
Figura 50. Imagen obtenida mediante microscopía-estereoscopía en la muestra 1 del lote 3, la cual fue producida a 100 golpes/minuto con lubricación de 1.5 vueltas y altura de cierre de 333.73 mm. Pieza fabricada con el troquel N-11, cavidad izquierda.	81
Figura 51. Imagen obtenida mediante microscopía-estereoscopía en la muestra 1 del lote 3, la cual fue producida a 100 golpes/minuto con lubricación de 1.5 vueltas y altura de cierre de 333.73 mm. Pieza fabricada con el troquel N-11, derecha. ..	81
Figura 52. Comparación entre un herramental: a) desgastado, b) nuevo.....	83
Figura 53. Sección transversal de placas estampadas según el troquel y cavidad donde fueron procesadas: a) cavidad izquierda y b) cavidad derecha del troquel N-9, c) cavidad izquierda y d) cavidad derecha del troquel N-11.	87
Figura 54. Sección transversal de placa de la cavidad izquierda, producida con el troquel N-9 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 1.	88
Figura 55. Sección transversal de placa de la cavidad derecha, producida con el troquel N-9 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 1.	89
Figura 56. Sección transversal de placa de la cavidad izquierda, producida con el troquel N-11 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 3.....	90

Figura 57. Sección transversal de placa de la cavidad derecha, producida con el troquel N-11 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 3.....	91
Figura 58. a) Ajuste de los punzones del troquel de estampado, b) muestra de uno de los punzones utilizados.....	92
Figura 59. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 1. Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.....	93
Figura 60. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 1. Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.....	94
Figura 61. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 2. Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.....	95
Figura 62. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 2. Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.....	96
Figura 63. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 3. Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.....	97
Figura 64. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 3. Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.....	98
Figura 65. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la sección transversal de una placa obtenida en la cavidad izquierda, del troquel N-11, colector izquierdo: a, b) zonas con adelgazamiento localizado, c, d) zona con doblez, e, f) zona con aumento de espesor.	99
Figura 66. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la sección transversal de una placa obtenida en la cavidad derecha, del troquel N-11, colector derecho: a, b) zonas con adelgazamiento localizado, c, d) zona con doblez, e, f) zona con aumento de espesor.	100

Figura 67. Gráfico de efectos principales que muestra la influencia de la variación de cavidad, lubricación, altura de cierre y golpes por minuto en el espesor de las placas procesadas en el troquel N-9. 103

Figura 68. Gráfico de efectos principales que muestra la influencia de la variación de cavidad, lubricación, altura de cierre y golpes por minuto en el espesor de las placas procesadas en el troquel N-11. 104

Abreviaturas

AA	Asociación de aluminio
DC	Vaciado directo (por sus siglas en inglés)
YS	Esfuerzo de cedencia (por sus siglas en inglés)
UTS	Resistencia última a tensión (por sus siglas en inglés)
MPa	Megapascales
PSN	Nucleación estimulada por partículas (por sus siglas en inglés)
ND	Dirección normal (por sus siglas en inglés)
ε	Deformación verdadera
BHF	Fuerza de sujeción del blanco (por sus siglas en inglés)
FCC	Empaquetamiento cúbico centrada en las caras (por sus siglas en inglés)
BSE	Electrones retrodispersados (por sus siglas en inglés)
SE	Electrones secundarios (por sus siglas en inglés)
EBSD	Difracción de electrones retrodispersados (por sus siglas en inglés)
EDS	Espectrometría de energía dispersiva de rayos-X (por sus siglas en inglés)
EUL	Extensión bajo carga (por sus siglas en inglés)

Introducción

Durante el conformado de láminas metálicas es esencial prevenir la formación de defectos tales como arrugamientos, encuellamientos y fracturas, con el fin de cumplir con las especificaciones dimensionales y asegurar un buen funcionamiento. En este contexto, se han desarrollado numerosas investigaciones con el propósito de comprender la ocurrencia y el modo en que estos defectos se originan para poder evitarlos [1,2].

Las láminas de aluminio perforadas tienen aplicaciones en la industria agrícola, automotriz, acústica y en la arquitectura. En la industria automotriz, son utilizadas para la manufactura de intercambiadores de calor debido a su bajo peso y a su alta conductividad térmica [2]. Estos componentes se obtienen mediante un proceso de estampado el cual generalmente posee un gran número de variables de entrada que afectan la calidad del producto final, cada una de las cuales tiene un efecto asociado que conduce a la variación de la calidad del producto final [3]. Es frecuente que durante este proceso se presenten variaciones en la calidad de la parte producida debido a variaciones en la microestructura y/o en la composición química de la materia prima. Herron [4] indica que el tiempo requerido para comprobar que las muestras del material infractor cumplan con la especificaciones, es mayor que el tiempo que toma modificar el sistema de prensa/matriz para producir una pieza de buena calidad. Aunado a esto, existe una gran variación en la calidad incluso en el mismo lote de materia prima. Debido a la gran cantidad de variables y sus relaciones entre sí, se puede decir que los procesos de estampado se comportan de una manera caótica. Por lo tanto, resulta vital definir una ventana operativa donde el sistema sea estable, es decir, donde pequeñas variaciones en los parámetros de entrada no generen piezas de mala calidad [3,5]. El objetivo de este trabajo es establecer los efectos de los cambios en la composición química y en el tratamiento térmico, sobre las características microestructurales y la calidad del estampado de láminas de aluminio de la aleación modificada (AA3003-Mod-2-2016).

Justificación

En el año 2015 la empresa Valeo Térmico experimentó un problema de agrietamiento recurrente en láminas de una aleación de aluminio AA3003 que había sido modificada químicamente (AA3003-Mod-1-2015). La falla se caracterizó por la presencia de fracturas en la zona de mayor deformación de las láminas perforadas producidas por un proceso de estampado, corte y doblado simultáneo. En las fracturas se observó la presencia de intermetálicos de tamaño muy grande, constituidos principalmente de Al-Mn-Ti. Asimismo, la microestructura de las láminas estampadas presentó una gran cantidad de intermetálicos de α -Al(Mn, Fe)Si, los cuales contribuyeron como sitios para la propagación de las grietas.

Para resolver el problema se propuso modificar la composición química de la aleación utilizada, en particular los contenidos de Fe y Si. Además, se modificaron las condiciones de colada y los tratamientos térmicos para disminuir el tamaño y la cantidad de los compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti en la aleación AA3003-Mod-2-2016.

Sin embargo, cambios en la composición química y/o en las características microestructurales de la materia prima, causan cambios importantes en el comportamiento del sistema prensa/matriz/blanco, y consecuentemente en la calidad del producto estampado. Por lo tanto, para una aleación determinada surge la necesidad de establecer la ventana operativa que permita la ausencia de defectos de estampado. Esta necesidad representa la fuerza impulsora para el desarrollo del presente trabajo de investigación.

Desde el punto de vista científico, el conocimiento de los efectos de las modificaciones realizadas en la aleación AA3003-Mod-2-2016 sobre la microestructura y la calidad de estampado, permitirá establecer condiciones de operación óptimas para evitar el problema de agrietamiento, lo cual, desde el punto de vista tecnológico, resultará en una disminución en las pérdidas económicas por la reducción “scrap”.

Objetivo general

Establecer los efectos de las variaciones en la composición química y en el tratamiento térmico, sobre la microestructura y la calidad del estampado de láminas de aluminio de la aleación AA3003-Mod-2-2016.

Objetivos específicos

- Realizar un estudio comparativo de los cambios microestructurales y las propiedades mecánicas de la materia prima, en función de las modificaciones en la composición química y en las variaciones de los parámetros de tratamiento térmico.
- Investigar los efectos de los parámetros del proceso de estampado (lubricación, altura de cierre, velocidad de troquelado), sobre la calidad del producto conformado.
- Establecer la correlación existente entre las características de la materia prima, los parámetros del proceso de estampado y la calidad del producto conformado.
- Establecer las condiciones de operación óptimas que permitan evitar el problema de agrietamiento durante el estampado.

1. Aleaciones de aluminio y parámetros de control en el proceso de fabricación de intercambiadores de calor

En el presente capítulo se presenta una revisión bibliográfica acerca de los efectos de los elementos de aleación y de los tratamientos térmicos, sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio de la serie AA3XXX. Asimismo, se describen los procesos mediante los cuales se obtienen las láminas perforadas para la manufactura de intercambiadores de calor, y los efectos de las variables de proceso sobre la calidad de productos estampados. Finalmente, se describen algunos trabajos relacionados con la optimización de procesos de conformado de láminas.

1.1 Aluminio y las aleaciones de la serie AA3XXX

Actualmente, las exigencias para reducir las emisiones de CO₂ son cada vez más estrictas. La reducción del peso de un vehículo está directamente relacionada con el consumo de energía. En promedio, una disminución de 100 kg en un automóvil ahorra alrededor de 0.315 litros de combustible por cada 100 km, y resulta en una reducción de aproximadamente 8 gramos en las emisiones de CO₂ por km [6].

Con el fin de lograr esta reducción en peso, se ha optado por sustituir el acero cuya densidad es de 7.8 g/cm³, por aleaciones más ligeras como es el caso de aleaciones base aluminio (2.7 g/cm³) [6].

Habitualmente las aleaciones de aluminio se dividen en dos categorías: de fundición y de forja. Algunas aleaciones son susceptibles a los tratamientos térmicos en función de la solubilidad de las fases presentes, y se les denomina tratables térmicamente. Una gran cantidad de aleaciones forjadas se basan en el endurecimiento por trabajado en frío, y se les denomina no tratables térmicamente o aleaciones endurecidas por deformación [7]. La Tabla 1 muestra la clasificación de las aleaciones de aluminio según la Asociación de Aluminio (AA por sus siglas en inglés). De acuerdo a esta asociación, el primer dígito está relacionado con el principal elemento de aleación, mientras que los otros dígitos se relacionan con modificaciones de la aleación principal (cuando el segundo dígito es diferente de cero). Los últimos dos dígitos son números arbitrarios con los cuales se identifica la aleación según la designación [8]. Las aleaciones para fundición se designan por un sistema de tres dígitos seguido por un valor decimal. El primer dígito indica el principal elemento de aleación y los otros dos, son números arbitrarios con los cuales se identifica una aleación específica de esa familia. El número decimal indica características específicas de la condición de vaciado.

Tabla 1. Clasificación de aleaciones de aluminio según la Asociación de Aluminio (AA, por sus siglas en inglés) [8].

Aleaciones para forja/trabajado		
Designación	Aleación	Tratamiento térmico
1XXX	Al \geq 99%	No endurecible por tratamiento
2XXX	Al-Cu-(Mg)	Endurecible por tratamiento
3XXX	Al-Mn	No endurecible por tratamiento
4XXX	Al-Si	Endurecible por tratamiento
5XXX	Al-Mg	No endurecible por tratamiento
6XXX	Al-Mg-Si	Endurecible por tratamiento
7XXX	Al-Zn-(Mg)-(Cu)	Endurecible por tratamiento
8XXX	Al-(otros elementos)	Endurecible por tratamiento
9XXX	Serie sin utilizar comercialmente	
Aleaciones para fundición		
Designación	Aleación	Tratamiento térmico
1XX.X	Al \geq 99%	No endurecible por tratamiento
2XX.X	Al-Cu	Endurecible por tratamiento
3XX.X	Al-Si (+Cu o Mg)	Endurecible por tratamiento
4XX.X	Al-Si	No endurecible por tratamiento
5XX.X	Al-Mg	No endurecible por tratamiento
6XX.X	Serie sin utilizar comercialmente	
7XX.X	Al-Zn-(Mg)-(Cu)	Endurecible por tratamiento
8XX.X	Al-Sn	No endurecible por tratamiento
9XX.X	Al-(otros elementos)	

Aproximadamente dos tercios del aluminio producido mundialmente proviene de aleaciones forjadas, en forma de placas, láminas, extruidos, cables, productos estampados y laminillas (papel de aluminio). Las láminas de aleaciones no tratables térmicamente son probablemente la forma más común, esto debido a su amplio uso como material de almacenamiento (latas de bebidas, papel aluminio), en la industria del transporte (intercambiadores de calor) y en las industrias de construcción (paneles de aluminio) [9–11].

Las aleaciones de aluminio de las series AA1XXX, AA3XXX y AA5XXX se refuerzan mediante la adición de elementos en solución sólida que típicamente no presentan

un comportamiento de endurecimiento por precipitación, es decir, combinaciones de Fe, Mn, Si y Mg. Las microestructuras de este tipo de aleaciones generalmente consisten de una matriz de granos de aluminio con pequeñas cantidades de elementos en solución sólida, intermetálicos de 1-5 μm que se desarrollan durante la solidificación y homogeneización, y dispersoides de 50-250 nm distribuidos en la matriz de aluminio [9].

Las aleaciones de la serie AA3XXX pertenecen al grupo de aleaciones de aluminio forjado no tratables térmicamente. El principal elemento de aleación para este grupo es el manganeso (Mn). Diversos elementos de aleación como : Fe, Cu, Si, Mg y Zn se adicionan con el fin de lograr las propiedades mecánicas o metalúrgicas deseadas [12]. La buena formabilidad, capacidad de soldadura, resistencia a la corrosión, alta conductividad térmica y resistencia mecánica moderada conducen al uso extensivo de la aleación de aluminio AA3XXX en una gran variedad de aplicaciones [11,13–16].

1.1.1 Endurecimiento por dispersoides

Las aleaciones AA3XXX generalmente se endurecen por trabajo en frío, por lo que se clasifican como aleaciones no tratables térmicamente. Sin embargo, se ha reportado que una cantidad razonable de dispersoides puede precipitar durante el tratamiento térmico en aleaciones AA3XXX [11,17,18]. Li *et al.* [19] obtuvieron un aumento en el esfuerzo de cedencia (YS, por sus siglas en inglés) de aleaciones AA3003 de 52 MPa a 80 MPa mediante un tratamiento térmico de homogeneización a 600 °C por 24 h y un tratamiento de precipitación (375 °C por 24 h). La precipitación de una gran cantidad de dispersoides contribuyó en la mejora de la resistencia del material. Adicionalmente, se ha encontrado que los dispersoides tienen una gran influencia en el comportamiento de la recristalización en aleaciones de aluminio [13,20–25]. Dispersoides finos (típicamente formados durante la homogeneización y/o los tratamientos térmicos posteriores) tienden a retrasar la recristalización y el crecimiento del grano mediante un efecto de arrastre Zener [26]. Las partículas gruesas ($> 1 \mu\text{m}$), típicamente formadas durante la colada, pueden

proporcionar sitios para la nucleación estimulada por partículas (PSN, por sus siglas en inglés) y, por lo tanto, acelerar el proceso de recristalización [27].

El Mn sobresaturado puede precipitar como dispersoides finos debido a su limitada solubilidad en Al [9,12,28], estos precipitados se pueden formar durante la homogeneización o bien en el recocido posterior (es decir, recocido después de la deformación en frío), cambiando así la química de la aleación en términos de nivel de soluto y estructura de partículas [11,17,18,29]. Generalmente para este tipo de aleaciones son tres tipos de dispersoides los que pueden formarse durante el procesamiento térmico: aquellos distribuidos aleatoriamente formados durante la homogeneización (tipo I), los precipitados en límites de grano antes de la recristalización (tipo II), y los que precipitan en límites de grano durante la recristalización (tipo III) [29].

La precipitación de los dispersoides de tipo II y III es heterogénea y por lo tanto, diferente a la encontrada en las aleaciones tratables térmicamente, tales como Al-Cu, donde la precipitación puede ocurrir homogéneamente a través de la microestructura durante el recocido [30]. La deformación en frío o en caliente después de la homogeneización introduce sitios de nucleación más heterogéneos para la precipitación. A bajas temperaturas de recocido, los dispersoides pueden precipitarse heterogéneamente en los límites grano antes de que se inicie la posible recristalización (tipo II) o concurrentemente con la recristalización (tipo III) [25,27,31–33]. La precipitación de grandes cantidades de dispersoides tipo II y/o III a temperaturas de recocido más bajas puede retardar o incluso suprimir totalmente la recristalización [33,34].

Además de la cinética de recristalización lenta y las estructuras de grano alargadas gruesas resultantes, componentes de textura menos comunes como la de cubo rotado con respecto a la dirección normal (ND, por sus siglas en inglés) y la tipo P ($\{001\} \langle 310 \rangle$ y $\{011\} \langle 566 \rangle$, respectivamente) se observan a menudo cuando se produce precipitación durante el recocido [10,20–22,33,35].

Huang *et al.* [29], realizaron un estudio en una aleación de la serie AA3XXX en la cual se promovió la formación de dispersoides finos distribuidos uniformemente durante el homogeneizado. La aleación fue laminada en frío hasta una deformación verdadera de $\epsilon=3.0$. Las muestras deformadas fueron tratadas térmicamente con 4 diferentes condiciones de temperatura-tiempo, diseñadas con el fin de inducir la precipitación de dispersoides preferentemente en los límites de grano, antes y durante la recristalización, respectivamente.

Se encontró que el recocido escalonado promueve la formación de la componente de textura P y a una disminución de la intensidad de los componentes de textura cubo y cubo rotado con respecto a ND. El aumento del tamaño de grano promedio y la intensidad de la textura P es más significativo cuando la recristalización ocurre al mismo tiempo que la precipitación, (tipo III). Los precipitados que se forman antes de la recristalización (tipo II) promueven una estructura de grano más gruesa y una textura P más fuerte, pero reducen el potencial de precipitación concurrente durante la recristalización posterior, que es un factor clave para el desarrollo de las orientaciones P. Esta es la razón por la que son menos efectivos en la producción de la estructura de grano grueso alargado y una fuerte textura P, en comparación con los dispersoides de tipo III.

1.1.2 Efecto del manganeso, hierro y silicio

El principal elemento de aleación en las aleaciones AA3XXX es el manganeso, el cual influye en las propiedades del material de diversas maneras [11]:

- El tamaño y la cantidad de partículas intermetálicas que contienen Mn modifican la estructura del grano durante el tratamiento térmico, y de esta manera aceleran o retardan la recristalización.
- El reforzamiento del material mediante el endurecimiento de la solución sólida es otra forma en que el Mn influye en las propiedades del material.

En el material de colada, la matriz de aluminio está sobresaturada con Mn y Si, por lo que se requiere de un tratamiento de homogenización antes del procesamiento

termomecánico para eliminar la microsegregación, reducir el nivel de solución sólida de Mn, obtener el tamaño y la densidad adecuados de partículas primarias y dispersoides finos. Durante la solidificación de las aleaciones AA3XXX, el Fe precipita como partículas primarias, mientras que la mayoría del contenido de Mn existe en la solución sólida, lo que da como resultado una solución sólida sobresaturada [36].

El tipo de dispersoides varía con la composición y el tratamiento térmico; a bajas temperaturas, se forman dos fases metaestables en sistemas binarios Al-Mn, estas son: $Al_{12}Mn$ que es cúbica centrada en el cuerpo y Al_7Mn que es ortorrómbica. A temperaturas más altas, la fase de equilibrio en la aleación de Al-Mn es la fase ortorrómbica Al_6Mn [10,11,37]. Las adiciones de hierro y silicio reducen la solubilidad de Mn en la matriz de Al y aceleran la precipitación de dispersoides que contienen Mn. El Si favorece la precipitación de dispersoides de la fase cúbica simple $\alpha-Al(Mn)Si$. El Fe puede sustituir al Mn tanto en la fase Al_6Mn como en la fase $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$. Cuando se tiene una relación alta de Mn/Fe, la fase $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ tiene una estructura cúbica simple, mientras que para un mayor contenido de Fe, la fase puede cambiar a una estructura cúbica centrada en el cuerpo. En aleaciones comerciales AA3XXX, los dispersoides $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ son la fase más común después del tratamiento térmico de precipitación. Los dispersoides $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ son parcialmente coherentes con la matriz de Al y son térmicamente estables a temperaturas elevadas, lo cual mejora sus propiedades mecánicas [11].

Muggerud [11] investigó los efectos del Mn y Si sobre las propiedades mecánicas de aleaciones AA3XXX. La Tabla 2 muestra las concentraciones utilizadas y la nomenclatura de las aleaciones investigadas por Muggerud. Como se observa en las Figura 1 y Figura 2, en general la dureza y la resistencia de las aleaciones en estudio se incrementan con el aumento en los contenidos de Mn y Si. Estos elementos promueven un aumento en la fracción en volumen de dispersoides de tamaño pequeño que contribuyen con el incremento en las propiedades mecánicas. A mayores contenidos de silicio se reduce la solubilidad del manganeso que conduce a una mayor cantidad de dispersoides precipitados (parcialmente

coherentes), ver Figura 1 a y Figura 1 c. Por lo tanto, el incremento en la resistencia mecánica puede ser explicado mediante el mecanismo de Orowan [11]. En el caso de muestras C1 y C2 (Tabla 2), el incremento en la resistencia mecánica con el aumento en la cantidad de Mn es asociado con el endurecimiento por solución sólida.

Tabla 2. Contenido de Fe, Si y Mn en las aleaciones utilizadas por Muggerud (% en peso) [11].

Aleación	Fe	Si	Mn
C1	0.530	0.152	0.392
C2	0.504	0.148	0.970
D1	0.517	0.494	0.400
D2	0.497	0.480	0.992

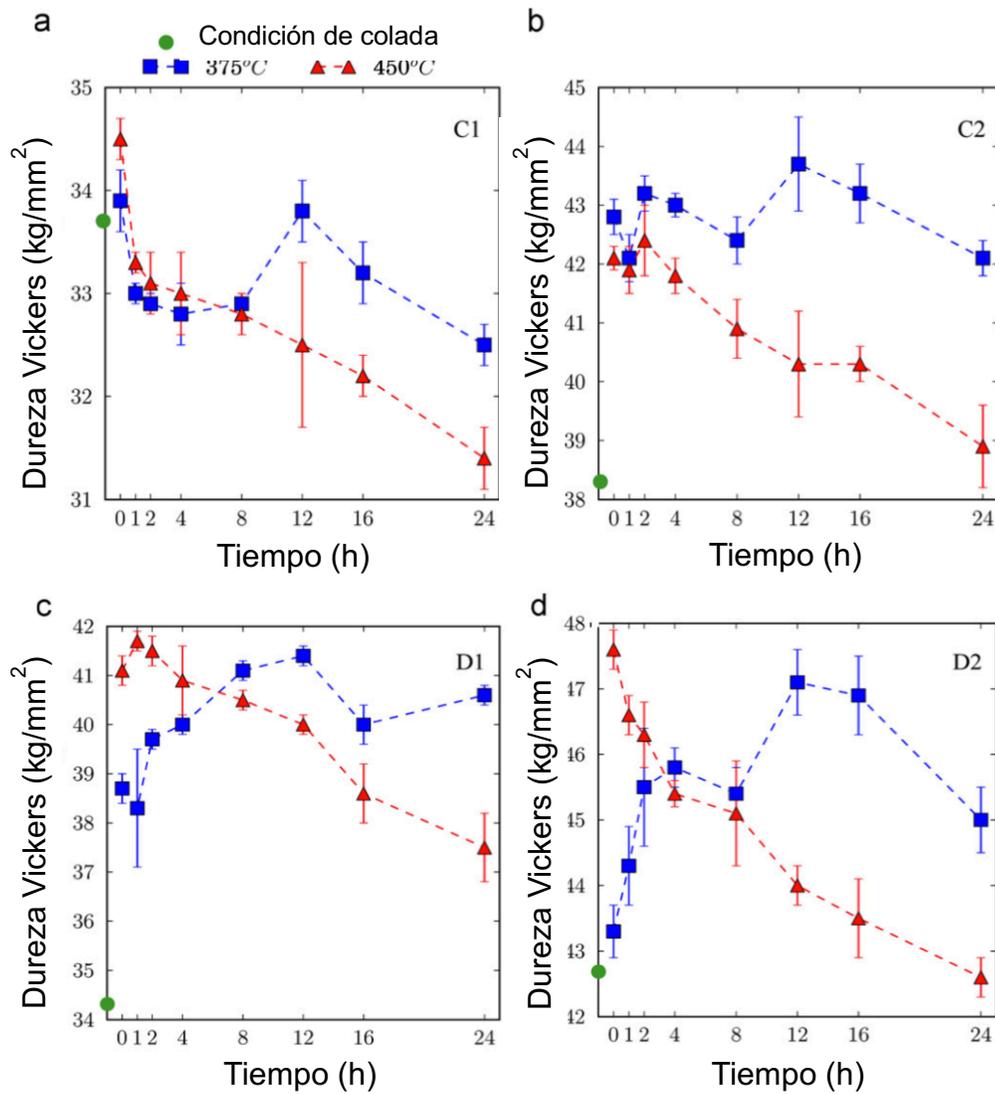


Figura 1. Evolución de la dureza Vickers en las cuatro aleaciones AA3XXX durante el recocido a 375 °C y 450 °C, a) C1, b) C2, c) D1 y d) D2. Los valores de dureza de la aleación en condición de colada también están indicados [11].

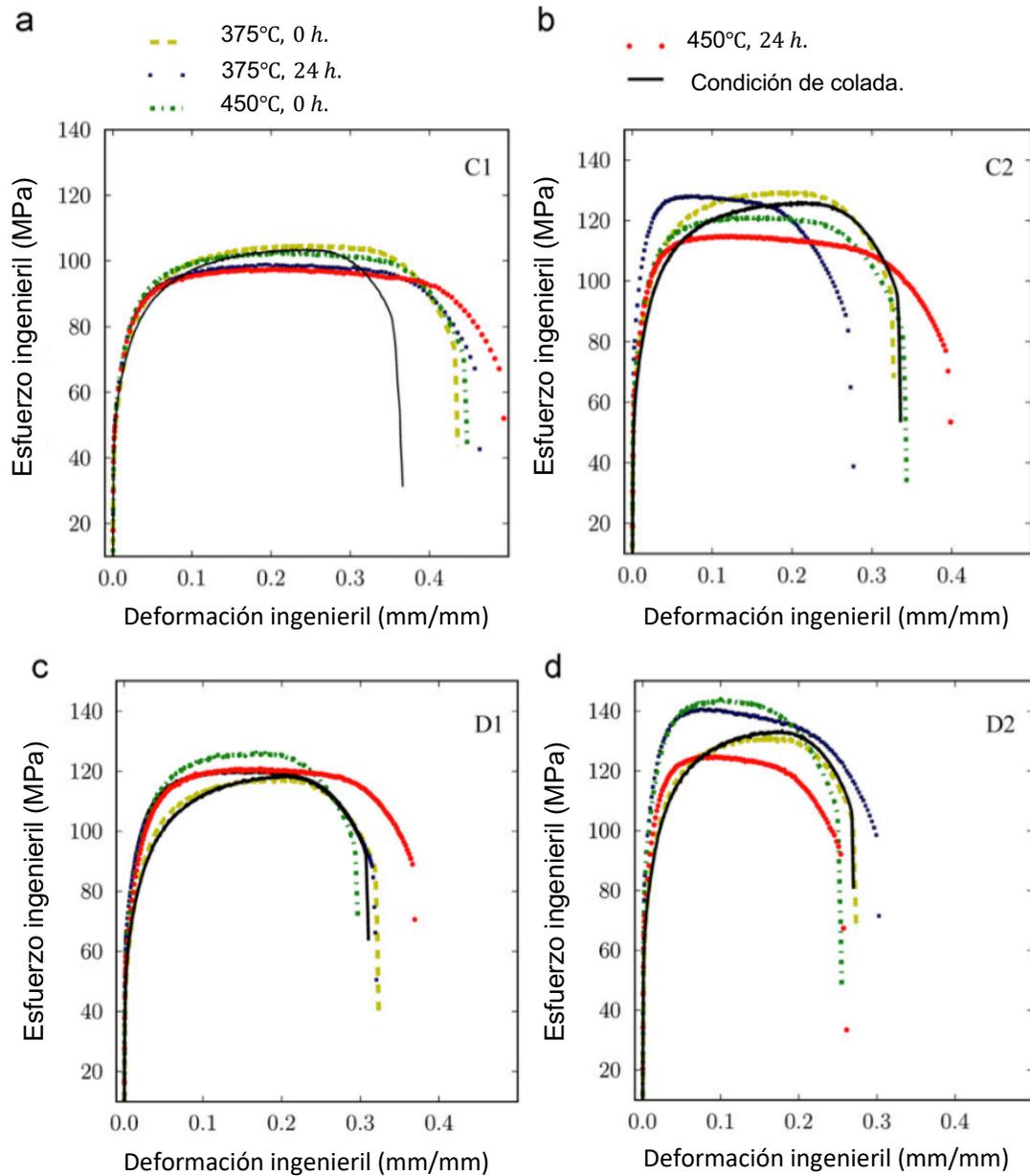


Figura 2. Curvas de esfuerzo vs deformación ingenieril de las aleaciones investigadas en función del tiempo y de la temperatura: a) C1, b) C2, c) D1 y d) D2 [11].

1.1.3 Efecto de los tratamientos térmicos sobre el tamaño de grano y la formación de dispersoides

Durante la solidificación de las aleaciones AA3XXX, la mayoría del contenido de Mn se encuentra en solución sólida, lo que da como resultado una sobresaturación de este elemento. El tratamiento de homogeneización debe realizarse antes del laminado en caliente o extrusión, para reducir la concentración de Mn en solución sólida y obtener la distribución, tamaño y densidad adecuada de las partículas primarias, que tienen una gran influencia en la recristalización, textura cristalográfica, tamaño de grano y propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio forjado [17,20,27,34]. La microestructura de partida para el tratamiento de homogeneización es la de colada, la cual consiste en dendritas de aluminio primarias y una pequeña fracción de fase eutéctica interdendrítica. Las fases eutécticas secundarias interdendríticas son una mezcla de $Al_6(Mn, Fe)$ y $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$, con tamaños entre 1-5 μm comúnmente llamadas partículas primarias. El objetivo del tratamiento térmico de homogeneización es reducir la microsegregación y producir una microestructura óptima para los tratamientos termomecánicos posteriores [38].

Hay dos cambios microestructurales importantes que ocurren durante la homogeneización. El primero es el crecimiento y la transformación de las partículas primarias. Los cambios en las partículas primarias implican el transporte difusional de Fe, Mn y Si desde las dendritas de aluminio primarias a la región interdendrítica para que ocurran transformaciones como la de $Al_6(Mn, Fe)$ a $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ [38]. Con base en mediciones de las fracciones de fase de partículas primarias Li *et al.* [18,19,39] consideraron la difusión de Si como el proceso más influyente para esta transformación. El segundo cambio microestructural que se produce es la precipitación dentro de las dendritas de aluminio primarias. Esto ocurre a través de la nucleación, crecimiento y engrosamiento de pequeñas partículas de Fe, Mn y Si (50-200 nm) que se conocen como dispersoides. Esta reacción de precipitación conduce a una reducción en el nivel de sobresaturación en las dendritas de aluminio primarias [38].

El Mn sobresaturado en solución sólida precipita continuamente y se difunde a partículas primarias, lo que hace que las partículas crezcan. Adicionalmente, se sabe que existe un gran número de dispersoides finos en la matriz presentes al comienzo de la homogeneización y la fracción de volumen de los dispersoides disminuye rápidamente con el tiempo de mantenimiento a esta temperatura [17]. Lo cual indica que el crecimiento de las partículas primarias también se debe a la disolución de los dispersoides finos [40]. Después de largos periodos de homogeneización, la reducción del contenido de Mn en la solución sólida se vuelve muy lenta y la mayoría de los dispersoides se han disuelto. Entonces, el aumento de tamaño de las partículas primarias se debe principalmente al engrosamiento. El tamaño, la fracción de área y la relación Mn/(Mn/Fe) de las partículas primarias aumentan con el tiempo de retención (Figura 3 y Figura 4). El aumento de tamaño se controla mediante el engrosamiento de todas las partículas, incluidas las partículas primarias y los dispersoides finos, y el crecimiento causado por la precipitación de Mn a partir de la matriz sobresaturada.

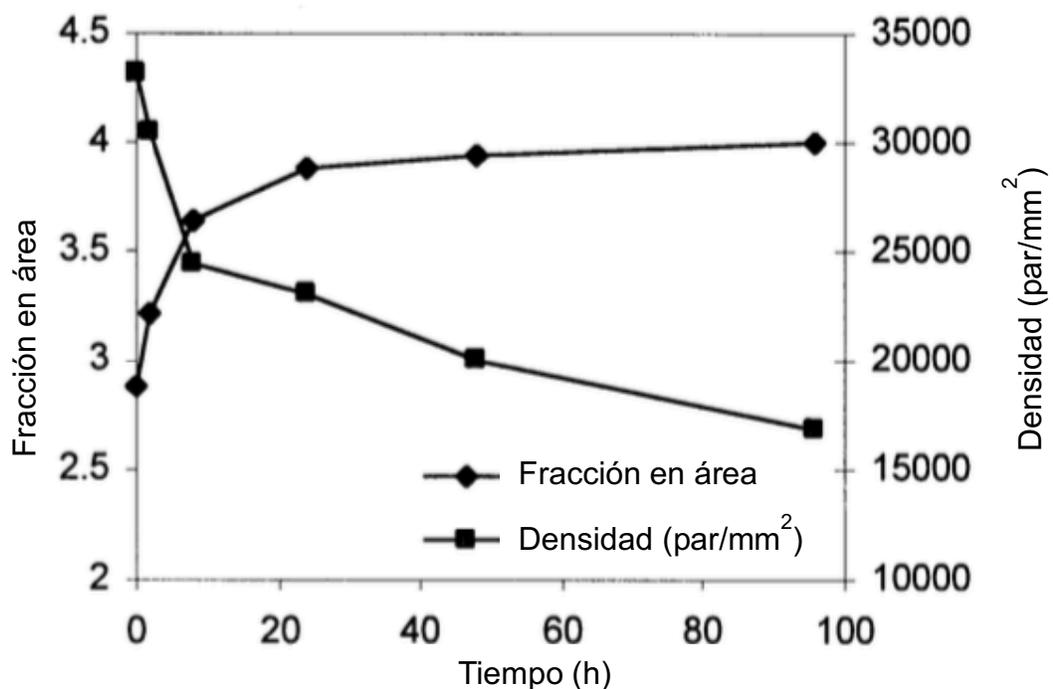


Figura 3. Efecto del tiempo de homogeneizado sobre la densidad y la fracción en área de las partículas [40].

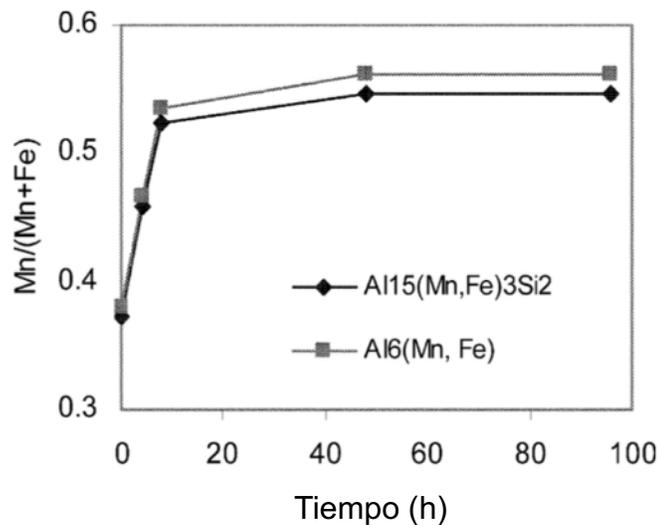


Figura 4. Efecto del tiempo de homogeneizado sobre la distribución del manganeso en las partículas primarias [40].

Se ha reportado que las partículas intermetálicas tienen gran influencia en la recristalización de aleaciones de aluminio deformadas [19,20,24,27,34,39]. Los efectos que estas tienen sobre la microestructura y la textura, dependen fuertemente de su tamaño y distribución. Dispersoides pequeños y numerosos (típicamente formados durante la homogeneización y/o en los tratamientos térmicos posteriores) tienden a obstaculizar el movimiento del límite y ralentizar la recristalización y el crecimiento del grano mediante un efecto de arrastre Zener [24,26,36,41]. Por el contrario, las partículas gruesas formadas durante la colada, pueden acelerar la recristalización por PSN debido a la gran cantidad de energía almacenada que se concentra junto a ellas durante el laminado en frío [11,17,19,20,27,29,34].

La cantidad de Mn en solución sólida tiene un profundo efecto en la etapa inicial de recristalización. Si se tiene un alto contenido de Mn en solución sólida se promueve una precipitación simultánea significativa que suprime la nucleación. Sin embargo, una gran cantidad de granos equiaxiados nuclean cuando el nivel de concentración de Mn en la solución sólida es bajo, debido a la menor fuerza de arrastre por el bajo nivel de dispersoides. Como se mencionó anteriormente, el Mn en solución sólida

disminuye porque se difunde hacia partículas primarias de α -Al(Mn,Fe)Si. Una alta precipitación simultánea suprime la nucleación y retarda la recrystalización, mientras que la recrystalización más rápida se obtiene cuando la precipitación concurrente (dispersoides preexistentes) es menor. Esto indica que los dispersoides preexistentes tienen menos efecto sobre recrystalización que la precipitación concurrente durante el recocido [25,36,41–43]. K. Huang *et al.* [25] realizaron un estudio variando los tratamientos de homogeneización de la siguiente manera: a) C1-0 condición de colada; b) C1-2 se calentó a una velocidad constante de 50 °C/h a 450 °C y se mantuvo a esa temperatura durante 4 h; c) C1-3 se sometió a un tratamiento de homogeneización en dos etapas: primero se calentaron a 50 °C/h hasta 600 °C, se mantuvieron durante 4 h, y se enfriaron a 25 °C/h hasta 500 °C con mantenimiento a esa temperatura por 4 h [25]. Con lo anterior, se obtuvieron concentraciones de Mn en solución sólida y tamaños de partículas primarias y dispersoides, como se observa en la Tabla 3.

Tabla 3. Efecto del tratamiento de homogeneizado sobre la concentración de Mn en solución sólida, diámetro y número de partículas en una aleación AA3003 [25].

Condición	Concentración de Mn (% en peso)	Partículas primarias		Dispersoides	
		Diámetro (μm)	Densidad (par/mm^2)	Diámetro (μm)	Densidad (par/mm^2)
C1-0	0.35	0.88	$2.8 \cdot 10^4$	-	-
C1-2	0.16	0.96	$2.9 \cdot 10^4$	0.054	$1.3 \cdot 10^6$
C1-3	0.11	1.1	$2.1 \cdot 10^4$	0.127	$5.5 \cdot 10^4$

Después del tratamiento de homogeneización, las muestras fueron sometidas a un tratamiento de recocido, en la Figura 5 se muestran las microestructuras resultantes del recocido final no isotérmico (por 10^5 s) en muestras con deformación real previa de 3.0. Como se puede observar, la concentración de Mn tiene gran influencia el tamaño de grano resultante durante la recrystalización para las tres condiciones a 400°C obteniéndose valores de 163, 160 y 44 μm , respectivamente. Se observa claramente que mientras menor es el contenido de Mn en solución sólida, menor es el tamaño de grano resultante.

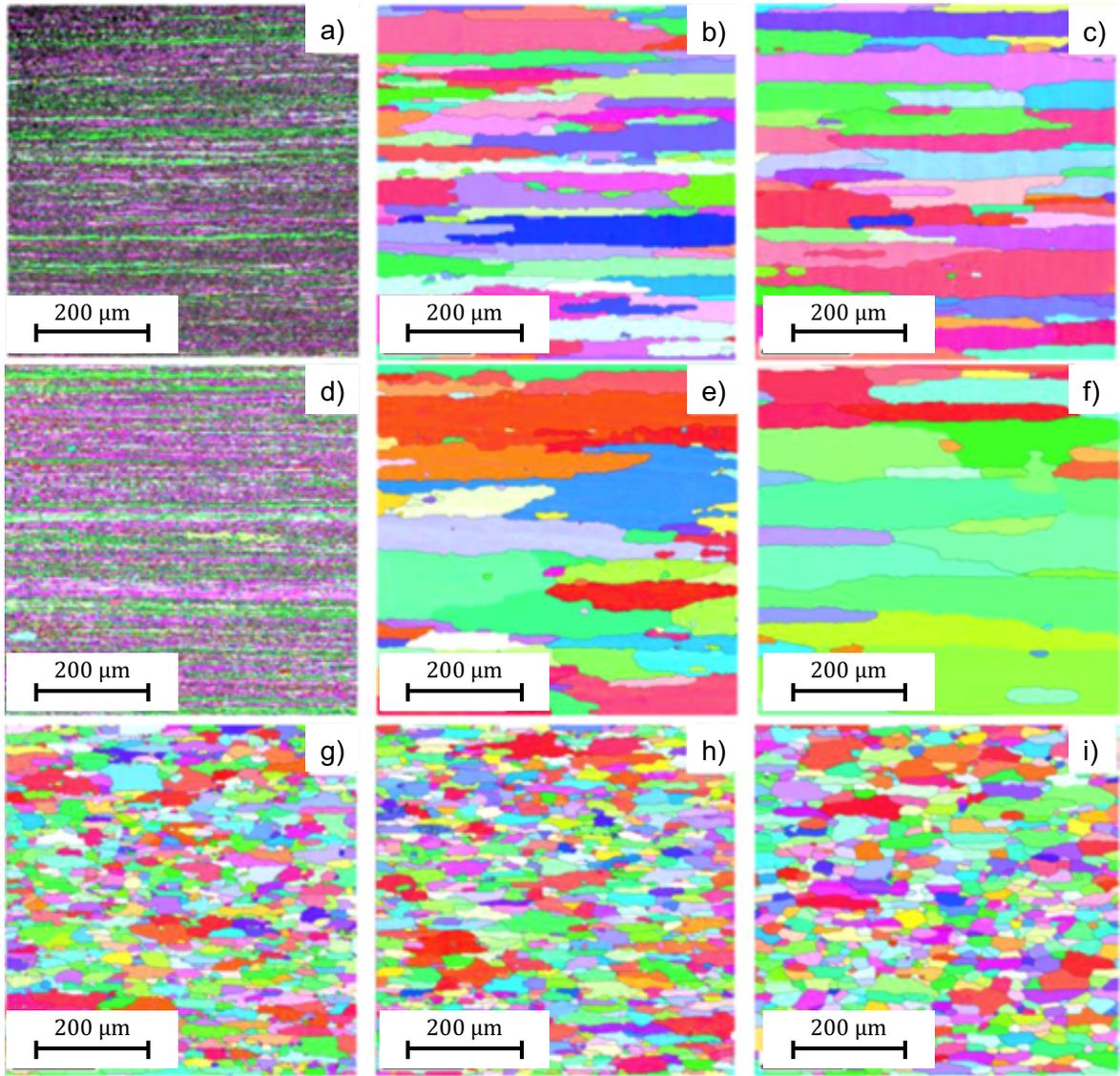


Figura 5. Mapas de orientación obtenidos mediante EBSD en muestras recocidas: a) C1-0/300 °C, b) C1-0/400 °C, c) C1-0/500 °C, d) C1-2/300 °C, e) C1-2/400 °C, f) C1-2/500 °C g) C1-3/300 °C, h) C1-3/400 °C y i) C1-3/500 °C [25].

1.2 Brazing como proceso de unión en intercambiadores de calor

La gran mayoría de los productos manufacturados se ensamblan a partir de piezas o componentes independientes, por lo cual, la unión y la soldadura de estos componentes es una etapa clave para la fabricación. La calidad y la fiabilidad de un producto manufacturado a menudo se determinan por la calidad de sus uniones. La unión ideal debe ser indistinguible de los materiales a los que se ha unido. Por lo tanto, la selección del mejor proceso para un material en particular en una aplicación dada es una consideración importante [9].

El reemplazo del ensamblaje mecánico por “brazing” de aleaciones de aluminio de la serie AA3XXX ha sido la tendencia de los productores de intercambiadores de calor para automóviles desde mediados de la década de 1990. La baja densidad, buena conductividad térmica, propiedades mecánicas satisfactorias y una resistencia a la corrosión relativamente buena, son propiedades que permiten a las aleaciones de aluminio ser adecuadas para la fabricación de intercambiadores de calor [44].

El brazing es un proceso en donde la unión entre dos partes se produce a nivel atómico/molecular, con la ayuda de un tercer material denominado material de aporte. La composición de éste debe ser tal que este se funda a una temperatura inferior a 30 °C que la temperatura de los materiales a unir. La diferencia fundamental entre la soldadura de fusión y el brazing es que en este último, la unión se logra sin la fusión de los materiales base. En general el brazing se refiere a procesos de unión donde las temperaturas involucradas están por encima de 450 °C, y los metales de aporte utilizados para la unión de aleaciones de aluminio son también aleaciones de aluminio, específicamente aleaciones binarias Al-Si con contenidos de Si en el rango 7-12% en peso y con puntos de fusión en el rango de 560-610 °C [9].

Durante el brazing, el metal de aporte se funde a la temperatura establecida, moja las superficies de la unión y se distribuye por acción capilar. Se forma un enlace entre los materiales base y el material de aporte fundido; esto debido a la rápida

difusión a altas temperaturas, el enlace metálico se caracteriza por un intercambio de átomos entre el material de relleno y el material base. Las aleaciones no tratables térmicamente de las series AA1XXX y AA3XXX son fácilmente soldables mediante brazing, como también aleaciones de la serie AA5XXX con menos de 2% en peso de Mg.

A mayores contenidos de Mg resulta más difícil la unión debido a la menor humectación y los puntos de fusión por debajo de los metales de aporte disponibles. Para la unión de láminas por el proceso de brazing, el metal de aporte se puede revestir primero o unir con rodillo a la lámina del metal base, en otros casos, el metal de aporte se puede aplicar por separado en forma de alambre o polvo. Para lograr una buena unión soldada en las aleaciones de aluminio es necesario la eliminación de la película de óxido de la superficie. Esto se logra con la ayuda de fundentes y una preparación adecuada de la superficie. Los fundentes para el brazing del aluminio son mezclas de sales inorgánicas alcalinas, alcalinotérreas y cloruros. Además de disolver la capa de óxido también protegen la superficie de la oxidación, y disminuyen la tensión superficial del metal de aporte lo que mejora las características de humectación del metal base [9].

1.3 Elaboración de placas para intercambiadores de calor

Para la fabricación de intercambiadores de calor, la empresa Valeo utiliza láminas de aluminio compuestas por tres capas (estructura tipo sándwich). El núcleo es una aleación de la serie AA3XXX, mientras que las capas exteriores pertenecen a la serie AA4XXX. El metal base provee la resistencia mecánica necesaria para estos componentes, mientras que las capas exteriores (clad) se añaden con la finalidad de permitir la unión con otras láminas por el proceso de brazing.

Para el conformado de placas que puedan ser utilizadas en la fabricación de intercambiadores de calor, la empresa Valeo recibe bobinas de aluminio con la estructura anteriormente mencionada en dimensiones de 0.27 mm de espesor x 27 cm de ancho. La proporción del clad o recubrimiento permitida de cada lado según la especificación debe estar entre 8 y 12 %. Esta bobina es alimentada en troquel

progresivo en el cual se le da la forma deseada a la placa mediante una operación de estampado, tal operación emplea diferentes técnicas de conformado de lámina como lo son: el embutido, corte y doblado. En la Figura 6 se puede observar gráficamente el proceso de conformado para las láminas; mediante este proceso se fabrican 4 tipos distintos de láminas las cuales se requieren para permitir al intercambiador de calor direccionar el flujo del fluido, ver Figura 7. Una vez que se han troquelado las placas son sometidas a un baño de flux (fundente) el cual facilita el proceso del brazing. Los orificios en las placas perforadas de la Figura 7 son conocidos como colectores izquierdo y derecho.

Las placas recubiertas son ensambladas en pares a fin de formar un tubo, al interior de estas se añade una lámina corrugada que actuará como un generador de turbulencia facilitando la transferencia de calor, ver Figura 8. Finalmente, el conjunto de tubos se ensambla alternando un tubo y una aleta de enfriamiento para obtener un intercambiador de calor, ver Figura 9. Este ensamble es llevado a un horno en donde se llevará a cabo el proceso de brazing y permitir entonces la unión permanente de los elementos.

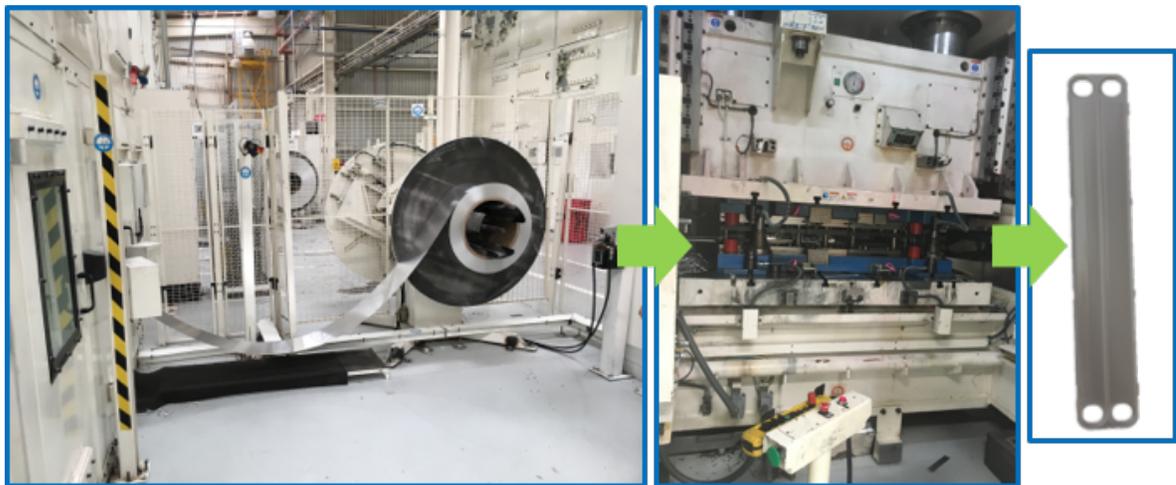


Figura 6. Esquema del proceso de estampado de láminas de aleación AA3XXX para la fabricación de intercambiadores de calor.

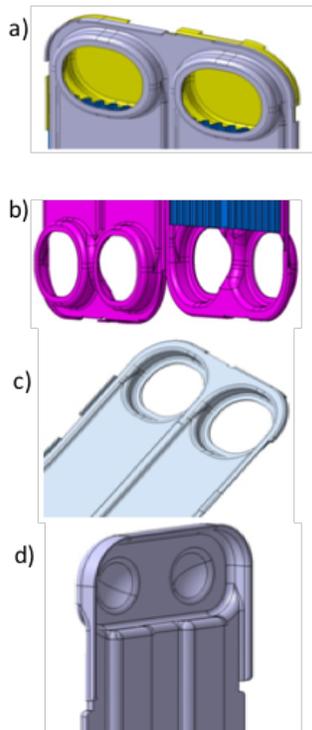


Figura 7. Diferentes tipos de placas requeridas en la fabricación de intercambiadores de calor: a) placa partición, b) placa by pass, c) placa estándar, d) placa final.

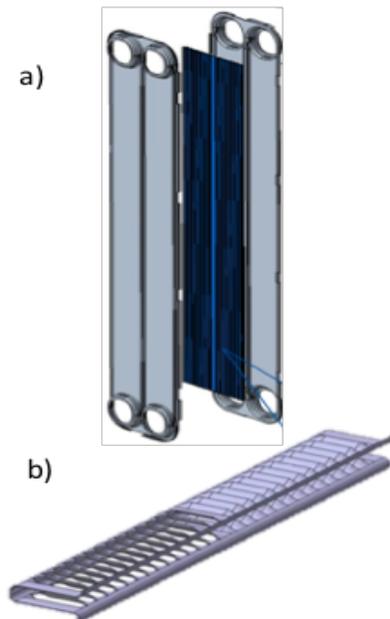


Figura 8. a) Ensamble de placas y una aleta interior para formar un tubo, b) aleta de enfriamiento exterior.

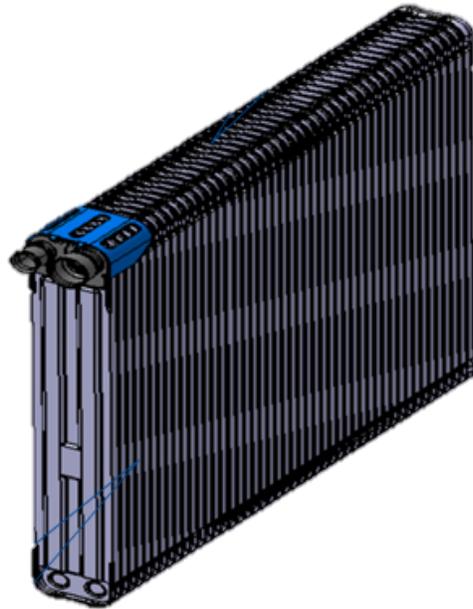


Figura 9. Ensamble final de un intercambiador de calor.

1.4 Agrietamiento de placas de la aleación AA3003-Mod-1-2015 durante el estampado

Es importante mencionar que la aleación de aluminio AA3003 utilizada por la empresa Valeo para la fabricación de intercambiadores de calor, ha sido modificada en varias ocasiones debido a que se presentaba un problema de agrietamiento durante el proceso de estampado. La Tabla 4 muestra la composición química de la aleación utilizada cuando se presentaba el problema de manera recurrente (AA3003-Mod-1-2015).

La Tabla 5 Muestra los valores promedio de las propiedades mecánicas para esta aleación. Es importante mencionar que aunque estas propiedades se encuentran dentro del rango permitido en las especificaciones de la materia prima, el problema de agrietamiento se seguía presentando.

En la Figura 10 se puede observar la falla de un componente terminado debido a la presencia de compuestos intermetálicos. La presencia de estos intermetálicos durante la deformación origina la nucleación y formación de microcavidades que finalmente resultan en la propagación de las de grietas ver Figuras 11 y 12.

En las Figuras 13 se puede observar la microestructura y la presencia de intermetálicos de tamaño grande, los cuales se encuentran presentes antes del brazing. En la Figura 14 se observa la estructura de granos del material base, el cual varía entre 30 y 80 μm , mientras que la Figura 15 muestra que los compuestos intermetálicos están constituidos principalmente por Al-Mn-Ti. La presencia de oro (Au) en el espectrograma EDS (energy dispersive x-ray spectrometry) se relaciona con el recubrimiento utilizado para la observación de las muestras mediante microscopía electrónica de barrido.

Los resultados presentados en esta sección muestran que las características microestructurales de la materia prima utilizada para la fabricación de láminas perforadas tienen un efecto importante sobre el problema de agrietamiento.

Tabla 4. Modificación en la composición química de la aleación AA3003 para la fabricación de intercambiadores de calor (% peso).

	Fe	Si	Cu	Mn	Mg	Zn	Zr	Ti	Cr
AA3003	≤ 0.70	≤ 0.60	0.05-0.2	1-1.5		≤ 0.10		0.1	
AA3003-Mod-1-2015	≤ 0.60	≤ 0.60	0.3-0.6	1.2~1.7	≤ 0.03	≤ 0.10	≤ 0.05	0.1-0.2	≤ 0.05

Tabla 5. Propiedades mecánicas de la aleación AA3003-Mod-1-2015.

Esfuerzo de cedencia (MPa)	Resistencia última a tensión (MPa)	Elongación a fractura (%)
80	150	24



Figura 10. Agrietamiento en placas de un intercambiador de calor en un ensamble terminado.

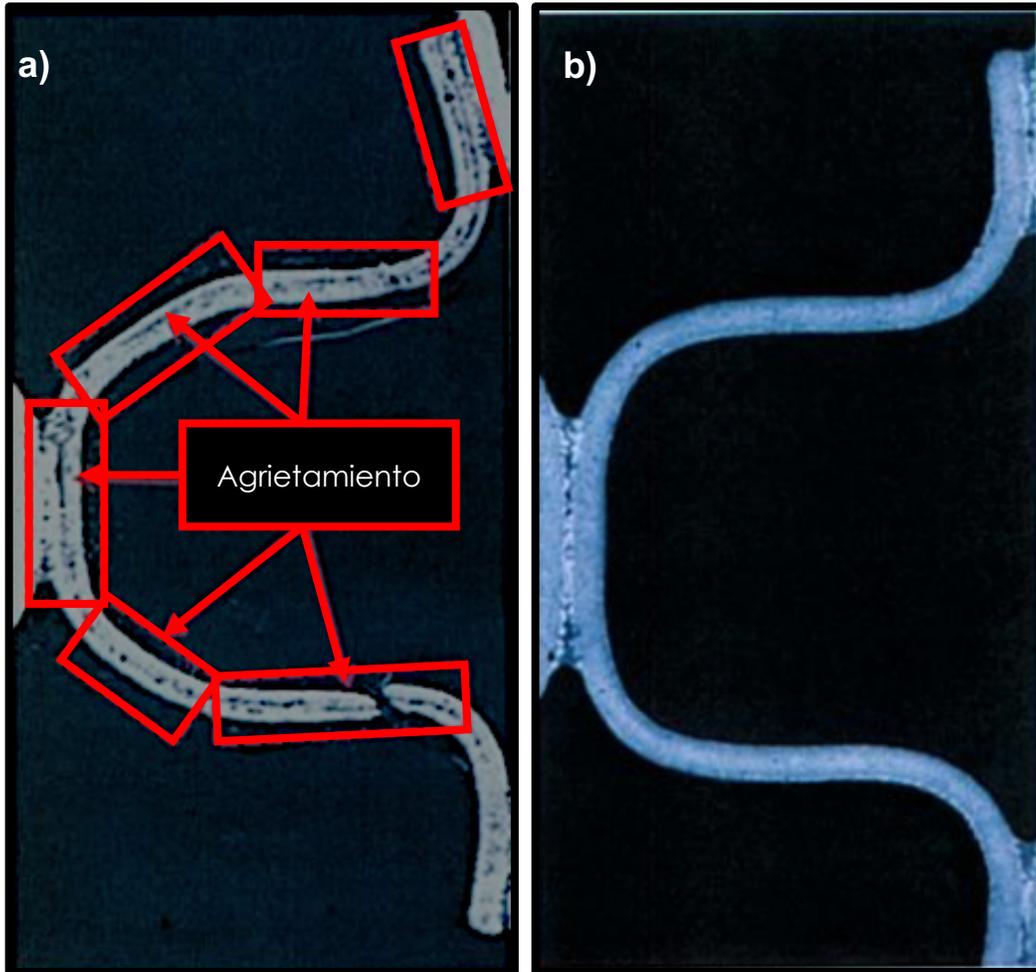


Figura 11. a) Micrografía de una placa con falla por agrietamiento y b) placa sin falla.

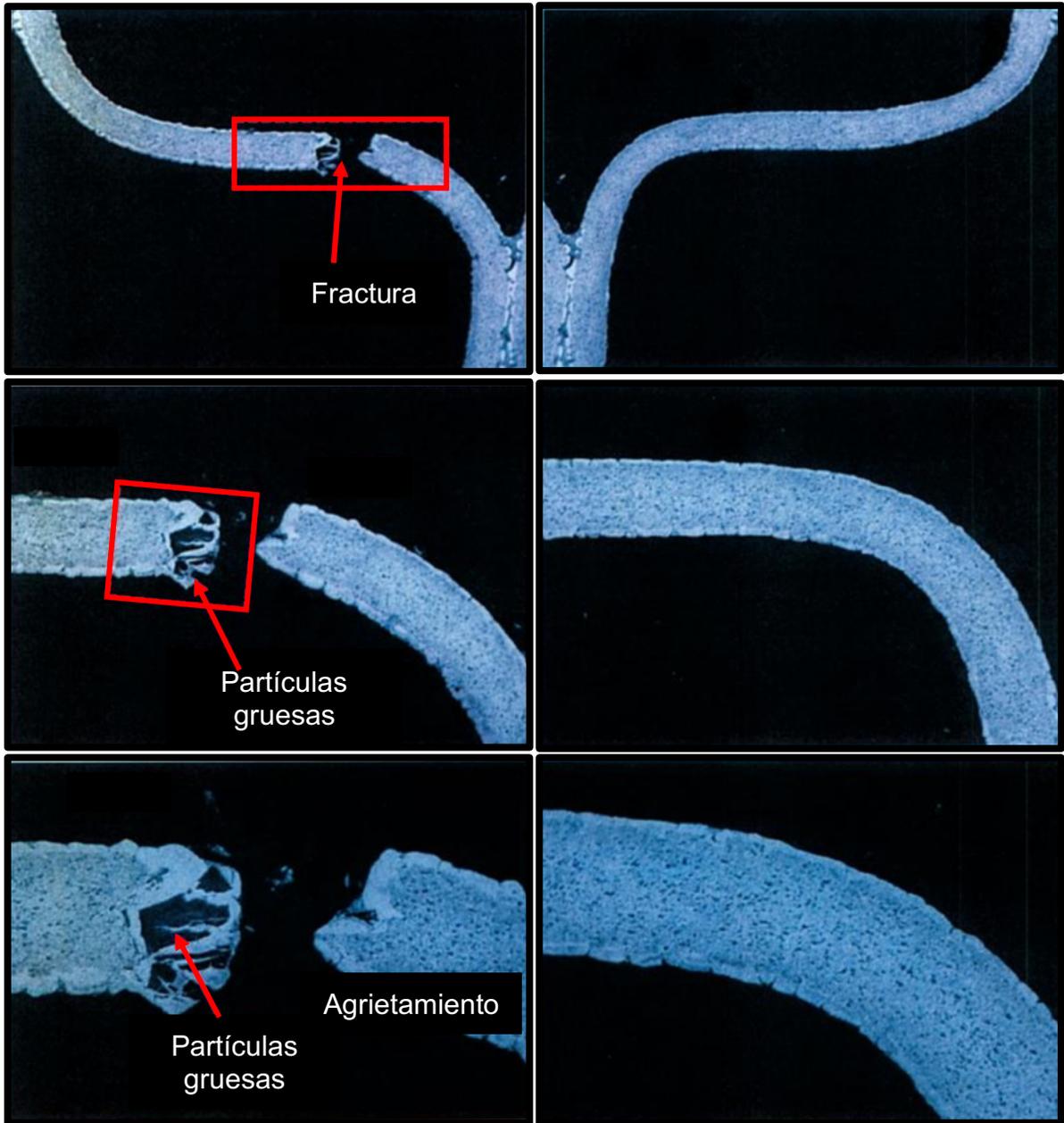


Figura 12. a) Partículas intermetálicas gruesas en zona de fractura de placa de intercambiador de calor, b) placa sin problema de agrietamiento.

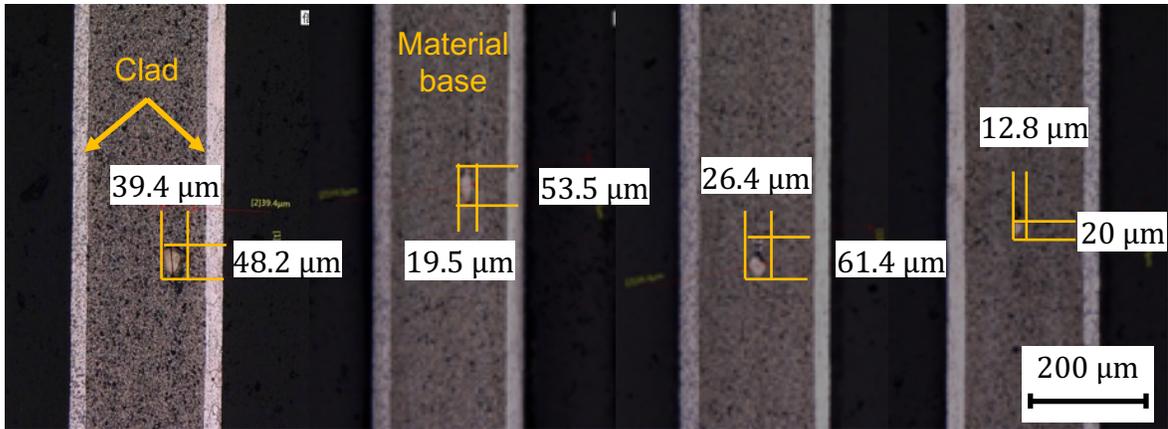


Figura 13. Micrografías que muestran la presencia de intermetálicos gruesos.

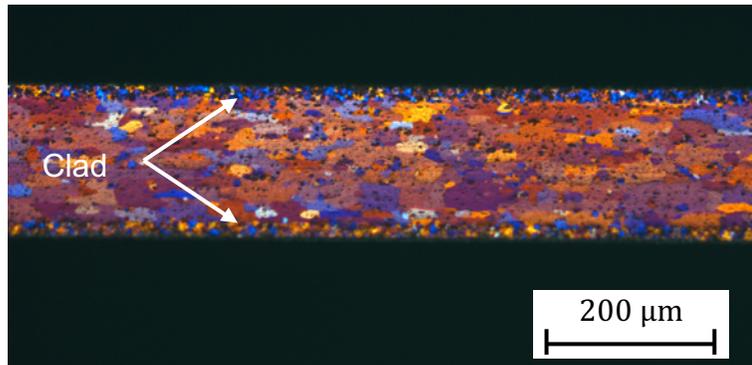


Figura 14. Micrografías que muestran el tamaño de grano en las muestras de la aleación AAA3003-Mod-1-2015 (Tamaño de 30-80 μm).

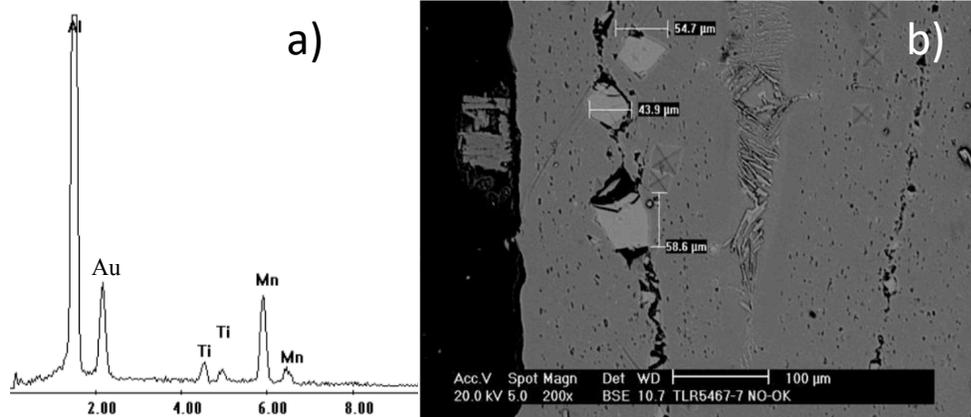


Figura 15. a) Espectrograma EDS, b) microestructura correspondiente a los compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti presentes en la aleación AA3003-Mod-1-2015.

1.5 Estampado

A nivel industrial, el término estampado se utiliza para describir todas las operaciones de conformado de lámina de metal, realizadas en prensas de alta potencia con el uso de matrices permanentes. Este proceso comprende todos los pasos necesarios para completar una pieza de cualquier complejidad (estampado de blancos, doblado, embutido, estirado, planchado, embutido secundario, repujado, recortado). Las configuraciones de los troqueles que se utilizan dependen de los niveles de producción requeridos y del número de operaciones necesarias para completar la pieza [45].

1.5.1 Influencia de los parámetros de proceso de estampado en el acabado superficial y la generación de defectos

Los paneles de lámina requieren operaciones de estampado múltiples usando una sola prensa o una serie de prensas en línea. Los troqueles y prensas de estampado tienen numerosas variables de entrada (tonelaje, lubricación, altura de cierre, paralelismo de prensa, presión de contrapeso, presión de nitrógeno en troqueles, velocidad de prensado, etc.) que pueden influir en la calidad del panel de estampado, especialmente durante la configuración del troquel. La geometría resultante de los paneles de lámina depende en parte de estos ajustes [46].

1.5.1.1 Altura de cierre

La altura de cierre es la distancia entre el punzón en su posición de punto muerto inferior y el plato o placa inferior. Las variaciones en la altura de cierre afectan la geometría final de la pieza, así como los patrones de deformación en el embutido profundo. Un ligero aumento en la altura de cierre o en la posición de carrera del punzón puede aumentar el estiramiento o embutido de una pieza y provocar un esfuerzo mayor, lo que conduce a la fractura o adelgazamientos excesivos [47,48]. Esta puede ajustarse para lo siguiente: (a) acomodar varios troqueles con diferentes alturas, (b) compensar el cambio de altura debido al desgaste, rectificado o

reelaboración, (c) permitir diferentes espesores en la pieza de trabajo, (d) establecer la fuerza de formación máxima.

La altura de cierre generalmente se ajusta mediante tornillos y tuercas, accionados manualmente o por motores eléctricos. El ajuste cambia la longitud de la biela y, por lo tanto, puede afectar la carga aplicada [47]. En las prensas de doble deslizamiento, incluso una diferencia muy pequeña en la altura de cierre (0.1 mm) puede causar un aumento en la fuerza de sujeción del blanco (BHF, por sus siglas en inglés) de 50 toneladas o más en prensas grandes [47].

Herron *et al.* [4] encontraron que la altura de cierre fue la variable más influyente en la generación de pandeo durante el estampado de un acero calmado con aluminio de calidad de embutición, el pandeo es más significativo a medida que aumenta la distancia de altura de cierre. En procesos de doblado el control en la altura de cierre es indispensable para evitar el incumplimiento en los ángulos de doblado por la recuperación elástica, en ocasiones se requiere realizar un paso adicional modificando la altura de cierre para permitir un mayor grado de deformación y obtener el ángulo deseado [48].

Dado que la altura de cierre modifica la carga aplicada al material, pueden producirse cambios en el comportamiento del lubricante. Altan [47] reporta que el coeficiente de fricción permanece constante cuando el rango de presión ejercido en el lubricante es bajo (<41 MPa), mientras que en el rango de alta presión disminuye significativamente al aumentar la presión. Esto está en acuerdo con los resultados obtenidos por Shaw *et al.* y Wanheim & Bay [47], para el rango de baja presión de 19 a 41 MPa el lubricante fluye libremente a través de la interfase y, en consecuencia, no se genera la presión hidrostática dentro del lubricante. Más allá de la presión de contacto promedio de 41 MPa, el coeficiente de fricción disminuye al aumentar la presión de contacto promedio. En algunas de las zonas de contacto directo el lubricante comienza a conectarse para formar grupos cerrados en los que no se observa flujo de lubricante. El lubricante líquido queda atrapado dentro de los valles formados por la rugosidad del material en la superficie de la pieza de trabajo, lo que genera un aumento en la presión hidrostática. De tal forma que este aumento

en la presión del fluido impide que este sea desplazado por el punzón y evita el contacto directo entre el punzón y el material a formar.

1.5.1.2 Velocidad del troquelado

Aumentar la velocidad del troquelado tiene el efecto de incrementar el impacto del punzón en la lámina lo que conduce a la creación de líneas de choque en ésta [47].

En operaciones de conformado de metales, la velocidad de conformado puede ocasionar los siguientes efectos:

- De inercia
- Metalúrgicos
- Tribológicos

Los efectos de inercia son causados por la aceleración en las piezas originada por las tensiones internas que crea el herramental. Estos niveles de aceleración no se encuentran en las operaciones normales de estampado, lo que significa que los efectos de inercia pueden ignorarse. Sin embargo, estos efectos se presentan en operaciones de alta velocidad como formación electromagnética y en pruebas de impacto. En general, los efectos de inercia causan tensiones adicionales en el material que pueden reducir la formabilidad.

Los efectos metalúrgicos se refieren principalmente al endurecimiento por deformación. La sensibilidad de endurecimiento por deformación es un fenómeno en el que la resistencia de un material aumenta conforme se incrementa la velocidad de conformado. Este no es un efecto permanente, tan pronto como la velocidad de conformado disminuye, el efecto de endurecimiento también lo hace. Por este motivo, los ensayos de tensión deben realizarse a velocidades determinadas.

Para muchos materiales, el efecto del endurecimiento por trabajado y el endurecimiento causado por el aumento en la velocidad de deformación pueden separarse. En general, se distinguen dos clases de materiales: materiales donde ambos efectos son multiplicativos y materiales donde los efectos son aditivos. La

gran mayoría de los materiales FCC, como en el caso del aluminio caen en el primer grupo. Estos materiales se rigen por la siguiente ecuación:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = C \dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n \quad \text{Ec. 1}$$

$$m = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \dot{\varepsilon})} \quad \text{Ec. 2}$$

donde σ es el esfuerzo, ε es la deformación, $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, n es el coeficiente de endurecimiento, m se define como el parámetro de endurecimiento por velocidad de deformación o el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación. El endurecimiento por velocidad de deformación tiene un profundo efecto en la curva del gráfico esfuerzo vs deformación, su efecto depende de la naturaleza del endurecimiento por velocidad de deformación, si es multiplicativo, la elongación uniforme no se ve afectada y si es aditivo, la elongación uniforme disminuye con el incremento de la velocidad.

Se debe de diferenciar el efecto del endurecimiento por deformación y el endurecimiento por velocidad de deformación. El primero, pospone o suprime la formación del encuellamiento, mientras que el segundo, solo retrasa el desarrollo del encuellamiento [49].

Bate *et al.* [50–52] demostraron que es posible aumentar significativamente la elongación uniforme lograda en la tensión uniaxial del aluminio de pureza comercial con un aumento en la velocidad de prueba. Este efecto está relacionado con una mayor sensibilidad a la velocidad de deformación. De igual manera se demostró que en aleaciones Al-Mn hay un efecto significativo al aumentar la velocidad de deformación sobre la rapidez de endurecimiento por trabajo, y por lo tanto un aumento en el alargamiento uniforme. También se observó que la elongación total no se vio afectada al aumentar la velocidad de deformación en la misma medida que el alargamiento uniforme. En ensayos de tensión uniaxial de tubos AA3103 recocidos, se demostró que el alargamiento uniforme se incrementó en un factor de

1.75 cuando la velocidad de deformación se incrementó en un factor de 10 para una deformación verdadera de 0.14 [50]. Se encontró que este efecto está asociado con una mayor sensibilidad a la velocidad de deformación del endurecimiento por trabajado. De acuerdo a la información reportada en la literatura, se puede concluir que el grado de deformación uniforme en aleaciones de aluminio depende de manera significativa de la velocidad de conformado. A mayor rapidez de conformado, se producen distribuciones de dislocaciones más uniformes para una misma cantidad de deformación, se disminuye el tamaño de celdas de dislocaciones y se incrementa la desorientación con una mayor cantidad de dislocaciones atrapadas en el interior de las celdas [53].

Los efectos tribológicos se originan cuando se usa un lubricante viscoso. El movimiento relativo de la herramienta y la pieza de trabajo crea efectos hidrodinámicos en el lubricante. Esto reduce el nivel de fricción entre la pieza de trabajo y la herramienta, y generalmente esto reduce la carga en la pieza de trabajo durante la operación de formación, y aumentará la formabilidad [49]. Kudo *et al.* [54] observaron que el coeficiente de fricción disminuye al aumentar la velocidad en experimentos de laminado de aluminio en un intervalo de velocidad de 0.01 a 1 m/s.

Las prensas pueden operar desde unos pocos golpes por minuto hasta varios cientos de golpes por minuto dependiendo de la aplicación. Debido a los efectos dinámicos en el accionamiento, a medida que aumenta la velocidad de operación, también aumenta la vibración de la prensa. Esta vibración puede afectar la precisión que se puede obtener en la prensa ya que las vibraciones pueden causar un cambio en la ubicación del punto muerto inferior o en la altura de cierre. A medida que aumenta la velocidad de la prensa todos estos efectos aumentan. De esta forma la velocidad del punzón afecta la condición de fricción en la interfase material-herramienta. Como resultado, puede determinar si la pared de una pieza estirada se romperá particularmente al inicio del embutido. La velocidad del punzón debe ajustarse a la complejidad de la geometría del troquel y al rendimiento del lubricante [47]. Por otro lado, un aumento en la velocidad a la que se realiza la operación también tiene influencia en la estabilidad del lubricante; según Lanzon *et al.* [55], el

aumento en la velocidad de conformado produce un aumento en la temperatura de la zona de trabajo, lo cual puede conducir al deterioro o descomposición del lubricante.

1.5.1.3 Lubricación

La función más importante de los lubricantes es la reducción de la fricción y el desgaste y, en algunos casos, el movimiento entre superficies en contacto solo es posible si hay un lubricante presente [56]. La lubricación puede jugar un papel importante en la determinación de la distribución de la deformación en el conformado de láminas. Una mejor lubricación (menor fricción) promueve la distribución más uniforme de la carga y una deformación uniforme, además de que reduce el desgaste sobre las herramientas y las cargas necesarias para el conformado, lo que permite mayores alturas de conformado [55,57].

Sin embargo, en el conformado de láminas metálicas la fricción es vital para controlar el flujo de metal, lo que influye en la calidad del producto (tanto en la geometría como en el acabado de la superficie) y el desgaste de la herramienta. La importancia de la fricción aumenta en las operaciones de embutido profundas. En las partes complejas, se añaden pisadores a los troqueles y sujetadores para restringir el flujo del metal hacia la cavidad del molde lo que aumenta la fricción, evitando la presencia de arrugas [58–60].

En los procesos de conformado de lámina se pueden tener distintos mecanismos o condiciones de lubricación: condición seca, lubricación de límite, lubricación de capa mixta y lubricación hidrodinámica [61]. Una condición seca, significa que no hay lubricación entre las superficies en contacto (Figura 16 a); por lo tanto, la fricción es alta. Esta condición se utiliza a menudo cuando la formabilidad del material es lo suficientemente alta como para formar una pieza con geometría simple, sin lubricantes o cuando la condición de fricción no influye significativamente en la calidad de la pieza, por ejemplo, flexión en troquel en V y doblado en U sin estiramiento. Una condición seca es deseable en solo unas pocas operaciones conformado tales como el laminado en caliente de placas y la extrusión de ciertas

aleaciones de aluminio. La lubricación de límite (Figura 16 c), se define como una condición en la que las superficies sólidas están tan cerca una de la otra que la interacción superficial entre la película de lubricante domina el contacto. La lubricación de límite es la condición de lubricación más utilizada en el conformado de metales. En la lubricación de capa mixta (Figura 16 b), los micropicos de la superficie metálica experimentan condiciones de lubricación límite y los microvalles de la superficie metálica se llenan completamente de lubricante. La lubricación hidrodinámica (Figura 16 d), está presente en algunos procesos de conformado de lámina, como las operaciones de laminado de alta velocidad, donde las grandes velocidades en la interfase material-herramienta crean condiciones hidrodinámicas.

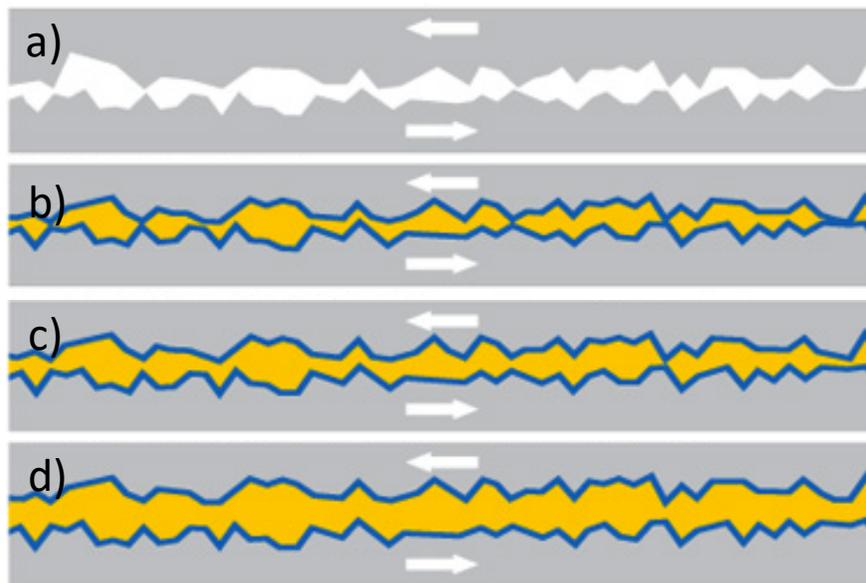


Figura 16. Regímenes de lubricación: a) sin lubricación o condición seca, b) lubricación de límite, c) lubricación de capa mixta, d) lubricación hidrodinámica.

La disminución en la cantidad de lubricante o en la distribución de éste sobre la pieza y el herramental, o bien en la calidad del mismo, aumentan el coeficiente de fricción, tal situación fomenta que los esfuerzos de corte generados se incrementen y se conduzca a la generación de grietas en el producto [62].

Un principio elemental de los procesos industriales es la aplicación de lubricante con el fin de reducir las fuerzas requeridas en el proceso. La aplicación de lubricante crea una capa delgada en la superficie que evita el contacto metal-metal y reduce

las fuerzas de fricción. Esto no solo reduce las cargas en la pieza a deformar sino también crea una distribución uniforme de la deformación. Por otro lado, el exceso de lubricante, puede causar arrugamiento. En operaciones de embutido profundo, la fricción puede contribuir con más de la mitad de la fuerza de punzón, de tal manera que la reducción de la fricción por el uso de lubricante puede reducir la carga total aplicada considerablemente. Algunos defectos relacionados con malas condiciones de lubricación son: grietas, adelgazamientos y desgaste de los herramientas [49].

1.5.2 Influencia del herramental en el acabado superficial y la generación de defectos

Los herramientas sufren un desgaste progresivo debido a las diferentes condiciones de operación y al uso continuo durante el estampado. El desgaste puede definirse como la pérdida progresiva de material de superficie debido a la carga normal y al movimiento relativo. Esto generalmente conduce a la degradación de la superficie, la pérdida de la funcionalidad del componente y, en muchas situaciones, a una falla catastrófica. El daño o desgaste de la superficie puede manifestarse de muchas formas: picaduras, fatiga de la superficie, grietas superficiales, formación de ampollas, deformaciones, entre otras [63].

El desgaste de los troqueles puede ocasionar que la altura de cierre sea menor que el valor normal. A medida que los pisadores de embutido se desgastan en el sujetador, la presión que se requiere para mantener adecuadamente la pieza se obtiene ajustando el deslizamiento para proporcionar un mayor tonelaje, lo cual disminuye la altura de cierre. A medida que las superficies de trabajo se desgastan, se necesita una mayor presión para producir una pieza aceptable [64]. Uno de los problemas recurrentes durante en formado de láminas de aluminio es el denominado desgaste adhesivo, el cual genera una reducción en la calidad de la pieza terminada. El “galling”, desgaste adhesivo o arrastre ocurre cuando la capa de lubricante no cubre la rugosidad del herramental. Según Czichos y Habig [65], las capas de óxido de las láminas de aluminio se agrietan por la deformación plástica

local, causada por altos esfuerzos normales y de corte. El contacto metálico resultante determina la microsoldadura local. Debido al movimiento relativo progresivo entre la lámina y la herramienta, la unión se rompe. La separación se produce dentro del volumen del material más blando y, por lo tanto, inicia la transferencia de material. En la Figura 17 se puede observar el mecanismo del galling, en la primera etapa existe una dependencia significativa con las condiciones de lubricación, por lo que una buena lubricación evita la formación de este fenómeno [66–69]. Sin embargo, una superficie muy rugosa puede provocar que la condición de lubricación se modifique. Una superficie rugosa aunque se encuentre lubricada puede tener un comportamiento de una condición de lubricación en seco o sin lubricación, ya que la capa de lubricante no podrá cubrir la totalidad de la superficie del metal [70–72]. F_N en la Figura 17 representa la fuerza normal mientras que v indica la velocidad del desplazamiento.

Como se demuestra en esta sección, los parámetros del proceso de estampado tienen un efecto importante sobre la calidad superficial y la generación de defectos durante el conformado de láminas.

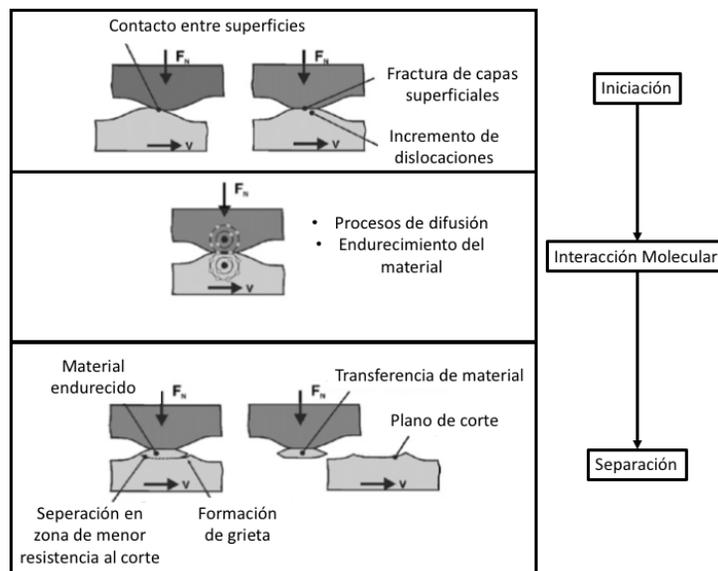


Figura 17. Mecanismo de arrastre.

1.6 Optimización de procesos de conformado de lámina

Los procesos de conformado de lámina son el mecanismo de obtención de piezas más importante para diversos sectores industriales; a través de los años, los avances tecnológicos han permitido la fabricación de piezas con geometrías extremadamente complejas. El conformado de lámina se refiere a los diversos procesos usados para transformar la lámina de metal en una gran variedad de formas por ejemplo en las latas de aluminio, panales automotrices, entre otros. Por tal razón la optimización de parámetros en procesos como el estampado debe realizarse con la finalidad de obtener los valores óptimos y así permitir incrementos en producción, reducción de defectos, reducción de costos o la reducción en tiempo de las operaciones [73].

Gantar y Kuzman [5] estudiaron la sensibilidad y estabilidad del proceso de embutido de láminas de acero a fin de definir la ventana operativa adecuada para este proceso, considerando como variables de entrada propiedades del material como: coeficiente de anisotropía y coeficiente de endurecimiento; dimensiones del blanco; parámetros del proceso como: coeficiente de fricción y fuerza del sujetador, y dimensiones del herramental. Como variables de respuesta se consideraron: las dimensiones del producto, el espesor, la formación de grietas y el arrugamiento. La optimización se realizó mediante simulación numérica mediante el uso de un software comercial (PAM-STAM). Los resultados obtenidos mostraron que las variables que tenían un mayor impacto sobre las dimensiones y la calidad final de las láminas fueron el coeficiente de endurecimiento, el espesor del blanco y el coeficiente de fricción.

Jing Zhou *et al.* [74] realizaron la optimización de los parámetros de proceso, durante el estampado en caliente de láminas de aluminio AA6061. Considerando como variable de entrada la fuerza de sujeción del blanco (BHF por sus siglas en inglés), la velocidad del estampado, el coeficiente de fricción y la abertura entre el punzón y la pared del dado, y como variables de respuesta la distancia entre el blanco y el punzón, la distancia de ruptura y el espesor mínimo. Para llevar a cabo

la optimización de los parámetros se empleó una combinación entre un modelo de superficie de respuesta y un algoritmo genético multi-objetivo mediante el método de elemento finito. Los resultados mostraron que las variables que tenían un efecto más significativo sobre las variables de respuesta fueron la fuerza de sujeción del blanco y la velocidad de estampado, y que se puede predecir la calidad del producto final mediante el algoritmo genético multi-objetivo.

Herron *et al.* [4] realizaron su investigación en torno a la definición de la ventana operativa para un proceso de estampado de láminas de acero, la optimización se realizó mediante un diseño de experimentos completamente factorial, utilizando como variables de entrada la velocidad de punzonado, la presión de esquina y la altura de cierre y como variables de respuesta se consideraron: la severidad y el pandeo de las láminas. Concluyeron que la velocidad de punzonado es la variable que más influye en el conformado de este material seguido por la altura de cierre y señalaron que para este análisis la presión de esquina no muestra influencia significativa en las variables de respuesta. Además, fue posible definir una ventana operativa adecuada mediante el uso de esta técnica estadística.

Darzi *et al.* [75] utilizaron un modelo de redes neuronales para optimizar las propiedades mecánicas en un proceso de soldadura por fricción. Utilizando como variables de entrada: la velocidad de rotación de la herramienta, la velocidad de soldadura y la compensación de la herramienta. Como variables de salida tomaron el esfuerzo último a tensión y el porcentaje de elongación a fractura, logrando definir que combinación de parámetros de entrada lograban maximizar las propiedades mecánicas en el proceso de soldadura por fricción.

Como se puede observar en los trabajos de optimización descritos anteriormente, las técnicas mediante análisis estadístico como el diseño de experimentos, análisis de varianza y gráficos de efectos principales, son una herramienta potencial para la optimización de procesos en los cuales existe una gran cantidad de variables que pueden influir sobre la variable de respuesta.

2. Metodología para evaluar la microestructura y la calidad del estampado en la aleación AA3003 modificada

En este capítulo se describe la metodología utilizada para evaluar los efectos de los cambios en la composición química y en los tratamientos térmicos sobre la microestructura y la calidad del estampado de la aleación AA3003-Mod-2-2016. Asimismo, se presentan los efectos de los parámetros de estampado (altura de cierre, lubricación y velocidad de troquelado) sobre la calidad superficial y la generación de defectos durante la fabricación de las láminas perforadas. Finalmente, se establecen las mejores condiciones de operación para minimizar la formación de defectos mediante el uso de la herramienta de optimización de respuestas considerando un diseño de experimentos completamente factorial.

En la Figura 18 se observa la metodología utilizada para cumplir con los objetivos de este trabajo de investigación. El trabajo se realizó en 4 etapas fundamentales: caracterización de materia prima, obtención de placas perforadas, evaluación de la formación de defectos y optimización del proceso de estampado.

Las muestras utilizadas para el desarrollo de este trabajo fueron fabricadas por un proveedor de la empresa Valeo con base a los requerimientos solicitados para la obtención de la aleación AA3003-Mod-2-2016: incremento en el tiempo de homogeneizado ($\Delta t=8$ h), disminución en la temperatura de homogeneizado ($\Delta T=10$ °C), incremento en la temperatura de recocido ($\Delta T=20$ °C) e incremento en la temperatura de vaciado ($\Delta T=110$ °C). Así mismo se realizaron cambios en los contenidos de hierro y silicio de ≤ 0.5 a ≤ 0.3 (% peso).

Se seleccionaron tres embobinados de diferentes lotes de producción con la finalidad de evaluar posibles variaciones en la composición química, características microestructurales y propiedades mecánicas que pudieran existir en la materia prima y que pudieran tener una influencia sobre la calidad del estampado.

Primeramente, se tomó una muestra de 2.5 cm de ancho x 7 cm de longitud de cada uno de los lotes y se determinó su composición química por medio de espectroscopía de emisión óptica por chispa. Las muestras de los tres lotes fueron preparadas mediante técnicas de metalografía convencionales (montadas en resina de lento fraguado, desbastadas con hojas de carburo de silicio y pulidas con alúmina) y atacadas químicamente para revelar la microestructura. Se realizó la medición de espesores de clad mediante microscopía óptica, la observación de la microestructura mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, se identificaron compuestos intermetálicos mediante difracción de rayos-X, y la medición del tamaño de grano por difracción de electrones retrodispersados. Finalmente, se maquinaron probetas para la determinar las propiedades mecánicas de la aleación (esfuerzo de cedencia, resistencia última a la tensión y el porcentaje de elongación a fractura).

En la segunda etapa se determinó, mediante el uso de una matriz de experimentos, el número de ensayos a realizar variando los tres parámetros de proceso a estudiar (lubricación, altura de cierre y golpes/minuto). Los ensayos se realizaron con dos troqueles progresivos distintos con el fin de evaluar la influencia de la calidad del herramental en la generación de defectos. El troquel N-9 con un mayor uso que el troquel N-11, por lo que presentaba mayor deterioro de la calidad superficial. En cada golpe del troquel se producen dos placas perforadas, para lo cual el troquel cuenta con dos cavidades en cada etapa del conformado, las cuales son identificadas como izquierda y derecha. Los parámetros del proceso de estampado se variaron en tres niveles dando un total de 27 combinaciones posibles por lote; considerando los tres lotes analizados se tiene un total de 81 pruebas totales las cuales resultan en 162 placas perforadas considerando las dos cavidades en cada troquel.

En la tercera etapa, las placas obtenidas de las pruebas en el área de prensas fueron analizadas mediante microscopía-estereoscopia para evaluar la presencia de defectos superficiales y grietas. Posteriormente las muestras fueron sometidas a un análisis por tomografía computarizada de rayos-X, para descartar la presencia de grietas internas que no hayan sido detectadas por microscopía óptica o microscopía electrónica de barrido. Finalmente, la región de embutido profundo, la cual es la más susceptible a la generación de defectos por su mayor nivel de deformación, fue montada en resina de lento fraguado y preparada por técnicas metalográficas convencionales, desbastada con hojas de carburo de silicio y pulida con alúmina. Las muestras montadas fueron analizadas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido para evaluar el efecto de los parámetros de proceso sobre la microestructura de la lámina.

En la cuarta etapa se determinaron las variables que tenían una mayor influencia en la generación de defectos por medio de un diseño de experimentos completamente factorial, y el uso de la herramienta de optimización de respuestas del software Minitab. Finalmente, se establecieron las condiciones óptimas del

proceso de estampado para reducir la presencia de defectos en las placas perforadas de aleación AA3003-Mod-2-2016.

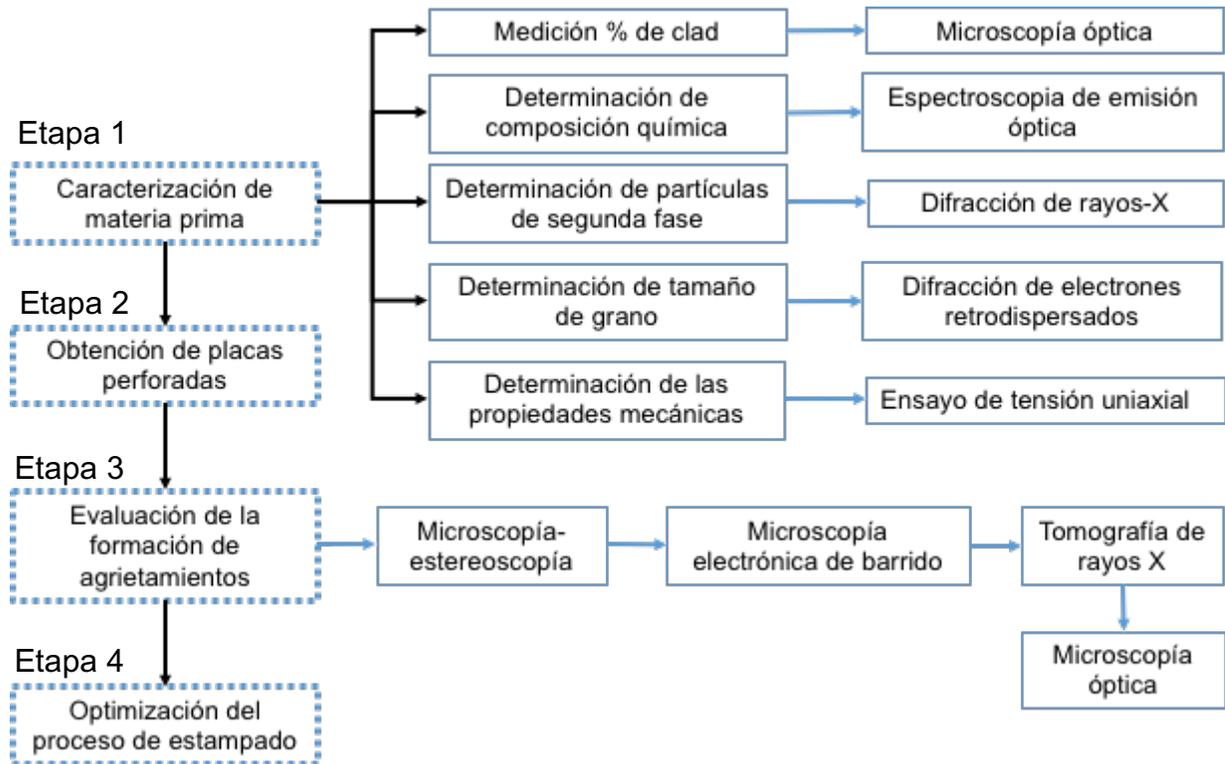


Figura 18. Metodología utilizada para el desarrollo del presente proyecto.

2.1 Parámetros de control para la obtención de láminas perforadas

Para la fabricación de las placas perforadas se utilizaron láminas de aluminio con una estructura tipo sándwich compuesta de una aleación AA3003 modificada como material base y una aleación AA4XXX como clad. Se seleccionaron tres lotes distintos y se establecieron los parámetros de proceso (lubricación, altura de cierre y golpes por minuto) con base a una matriz de experimentos, con el fin de evaluar el efecto del estampado sobre la generación de defectos (por ejemplo: adelgazamiento, arrugamiento y agrietamiento). Las Tablas 6, 7 y 8, muestran los 3 niveles de cada uno de los parámetros investigados, obteniendo un total de 27 pruebas por lote. Los parámetros de estudio se modificaron considerando los

valores mínimos y máximos permitidos en el proceso de estampado, así como el valor que generalmente se utiliza en planta para la obtención de las láminas perforadas. Adicionalmente y con la finalidad de evaluar el efecto que tiene el herramental sobre la generación de defectos, las muestras del lote 1 se procesaron en el troquel N-9, mientras que las muestras de los lotes 2 y 3 con el troquel N-11. Como se mencionó anteriormente, la diferencia fundamental entre estos troqueles es el tiempo en que han estado en producción; siendo el troquel N-9 el que cuenta con más horas dentro de las líneas de producción (mayor uso y mayor desgaste). Cabe recordar que como cada troquel posee dos cavidades (izquierda y derecha), en cada golpe se obtienen dos piezas terminadas, por lo que es necesario considerar un nuevo factor. Debido a esto, multiplicando las 27 pruebas realizadas por el factor adicional se tiene un total de 54 pruebas totales por lote. Y considerando que se analizaron tres lotes se obtiene un total de 162 placas perforadas. Cabe especificar que para el parámetro de lubricación de 2 vueltas representa un flujo de lubricante de 33 ml/min, 1.75 vueltas equivalen a 9 ml/min y 1.5 vueltas representan 4.7 ml/min.

Tabla 6. Parámetros utilizados para el lote 1.

Nivel	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min
1	1.5	331.7	100
2	1.75	331.75	130
3	2	331.8	160

Tabla 7. Parámetros utilizados para el lote 2.

Nivel	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min
1	1.5	333.75	100
2	1.75	333.7	130
3	2	333.65	160

Tabla 8. Parámetros utilizados para el lote 3.

Nivel	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min
1	1.5	333.73	100
2	1.75	333.68	130
3	2	333.63	160

La Figura 19 muestra la secuencia de formado para la obtención de placas perforadas, en esta figura se pueden observar las diversas operaciones (corte, doblado y embutido) que ocurren durante el conformado. Para la obtención de las piezas con los diversos parámetros, se dio un periodo de estabilización en prensa de 2 minutos previos de la selección de las piezas. Las muestras troqueladas fueron seleccionadas aleatoriamente, clasificadas e identificadas como se observa en la Figura 20.



Figura 19. Secuencia de formado para la producción de placas perforadas utilizadas en la fabricación de intercambiadores de calor.



Figura 20. Piezas troqueladas bajo distintas condiciones de estampado.

2.2 Técnicas de caracterización

2.2.1 Determinación de la composición química

Para realizar el análisis del material base, primeramente, se removió el clad (AA4XXX) mediante desbaste mecánico con ayuda de papel abrasivo de carburo de silicio marca Fandeli (No. 80, 120, 200, 400). La determinación de la composición química de las muestras se realizó con la finalidad de detectar posibles variaciones en las concentraciones de los principales elementos de aleación, que pudieran resultar en diferencias en las propiedades mecánicas de la materia prima.

Las muestras fueron analizadas mediante espectrometría de emisión óptica por chispa (OES) de acuerdo a los procedimientos de la norma ASTM E-1251 [76]. Los análisis se realizaron en un espectrofotómetro de emisión óptica por chispa marca Spectro Analytical Instruments modelo M-8 (Figura 21). Los análisis se realizaron por triplicado en muestras de 2.5 cm de ancho x 7 cm de longitud de tal forma que el valor reportado es el promedio obtenido de las tres mediciones.



Figura 21. Espectrómetro de emisión óptica Spectro Analytical Instruments M-8.

2.2.2 Medición de espesores y caracterización microestructural

El espesor del clad se midió, para determinar estaba dentro del rango permitido para esta aplicación y en su caso establecer si las posibles variaciones tenían alguna influencia sobre las propiedades mecánicas. La medición se realizó en un microscopio marca Nikon modelo MA-200 mediante análisis de imágenes con el software NIS-Elements. Para la observación microscópica, las muestras fueron primeramente preparadas mediante técnicas de metalografía convencionales. Se montaron en frío utilizando resina epóxica de lento fraguado para preservar bordes y se desbastaron utilizando papel abrasivo de carburo de silicio marca Fandeli (No. 80, 320, 400, 600, 1000, 1500, 2000 y 2400). Posteriormente, las muestras fueron

pulidas con alúmina coloidal de 0.03 μm . Para resaltar las capas de recubrimiento presentes, las muestras fueron atacadas químicamente mediante inmersión por 10 s en una solución de ácido fluorhídrico al 10 %, y posteriormente sumergidas por 30 s en una solución de reactivo Keller (HF-2 ml, HCl-3 ml, HNO₃-5 ml, H₂O-190 ml).

Las muestras fueron analizadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido para determinar la presencia de compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti.

El tamaño de grano se midió mediante difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés) y microscopía de imagen orientacional (OIM, por sus siglas en inglés) en un microscopio PHILIPS XL30 acoplado con una cámara Euleriana para mediciones de textura cristalográfica. La medición del tamaño de grano se realizó a partir de los mapas de orientación de la figura de polos inversa en secciones paralelas a la dirección de laminación.

2.2.3 Difracción de rayos-X

Esta técnica fue utilizada con la finalidad de identificar las partículas de segundas fases o compuestos intermetálicos presentes en las muestras de los tres lotes utilizados. Las muestras fueron montadas en frío en resina epóxica, desbastadas y analizadas en un difractómetro Bruker D8 ADVANCE. Los patrones de difracción fueron obtenidos utilizando radiación monocromática Cu K α ($\lambda=0.15418$ nm), 40kV, 35 mA, paso de 0.02 y velocidad de barrido de 2° por min. El intervalo de muestreo 2θ fue de 20 a 100°.

2.2.4 Determinación de las propiedades mecánicas

Las propiedades mecánicas (resistencia última a la tensión, esfuerzo de cedencia y porcentaje de elongación a fractura) del material de llegada, se determinaron mediante ensayos de tensión uniaxial. Se obtuvieron probetas a 0, 45 y 90° con respecto a la dirección de laminación con un equipo Tensil-Kut I (Figura 22), de

acuerdo a los procedimientos de la norma ASTM E-8 [77]. El ancho de la sección reducida fue de 12.5 mm y la longitud calibrada de 2 pulgadas. Los ensayos se realizaron por triplicado a una velocidad constante de avance del cabezal de 12.7 mm/min en una maquina universal marca Shimadzu modelo AG-10TG de 10 KN de capacidad.

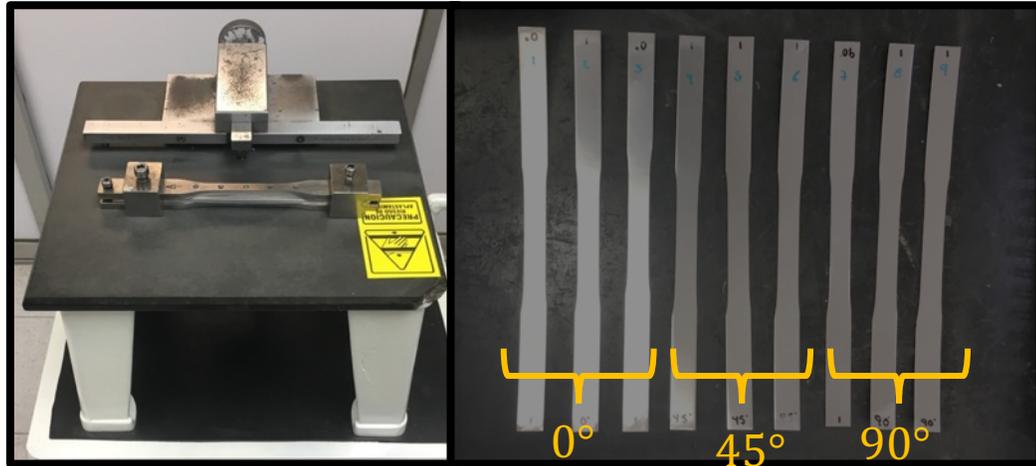


Figura 22. Maquinado de probetas para ensayos de tensión, equipo Tensil Kut I.

La elongación a fractura se determinó manualmente con ayuda de un Vernier digital marca Mltutoyo, midiendo la variación en la longitud calibrada después del ensayo. El esfuerzo de cedencia (σ_y) se calculó por el método de extensión bajo carga (EUL, por sus siglas en inglés) considerando un valor de 0.5 % de deformación con base a la norma ASTM E-8 [77]. Lo anterior se realizó considerando que no fue posible determinar este parámetro mediante el método offset a 0.2 % a partir de las curvas esfuerzo vs deformación obtenidas experimentalmente. Finalmente, la resistencia última a tensión ($\sigma_{max.}$) se determinó dividiendo la carga máxima entre el área inicial de la sección transversal.

2.2.5 Microscopía/ estereoscopía

Con el fin de determinar la presencia de grietas u otro defecto superficial como arrugamiento o marcas causadas por herramental en las placas troqueladas, las muestras fueron lavadas en alcohol para eliminar la presencia del lubricante y secadas con aire a presión. Posteriormente, fueron analizadas en un microscopio estereoscópico AXIO Zoom V16 a una intensidad de luz de 44 %, y aumentos de 3.5 X, 6.3 X, 8X y 12X.

2.2.6 Microscopía electrónica de barrido

Esta técnica fue utilizada para determinar la presencia de grietas, caracterizar la morfología y el tamaño de las partículas de segundas fases, en las placas troqueladas. Las observaciones se realizaron en un microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-6610V, el cual cuenta con detectores de electrones retrodispersados (BSE) y electrones secundarios (SE). Las muestras fueron primeramente preparadas mediante técnicas de metalografía convencionales. Es decir, se montaron en frío utilizando resina epóxica, se desbastaron utilizando papel abrasivo de carburo de silicio marca Fandeli (No. 80, 320, 400, 600, 1000, 1500, 2000 y 2400) y posteriormente se pulieron con alúmina de 0.3 μm . Para resaltar las partículas de segunda fase, las muestras fueron atacadas químicamente mediante inmersión por 10 s en una solución de ácido fluorhídrico al 10 %, seguida de ataque por inmersión durante 30 s en una solución de reactivo Keller (HF, 2 ml, HCl, 3 ml, HNO₃, 5 ml, H₂O, 190 ml). Finalmente, fueron recubiertas con oro en un recubridor de iones de oro JEOL JFC-1100 utilizando un vacío de 2×10^{-2} mbar y una corriente de 18 mA.

2.2.7 Tomografía mediante rayos-X

Para determinar la presencia de grietas internas, las muestras se analizaron mediante tomografía de rayos-X. Para esto las piezas fueron lavadas con alcohol isopropílico y secadas con aire comprimido. Posteriormente, se cortaron transversalmente a 3 cm aproximadamente de la zona del embutido más profundo

y se montaron en hule espuma como se observa en la Figura 23. Las muestras se analizaron mediante un tomógrafo computarizado XT-H-225ST marca Nikon, utilizando una energía y corriente de haz de 160 KV y 67 μ A, respectivamente. Para la reconstrucción de las imágenes se utilizó el software VG-Studio Max 3.0, utilizando 750 proyecciones con dos cuadros por proyección. El análisis se enfocó en analizar la zona de embutido profundo pues es la zona que anteriormente presentaba defectos de agrietamiento.

Las Figuras 24 y 25 muestran las secciones que se analizaron a mayor detalle dada su importancia. La primera corresponde a un corte transversal en la zona donde se presenta el defecto durante el estampado, y la segunda a un corte longitudinal en la sección de embutido más profundo la cual sirve como punto de comparación.



Figura 23. Montaje de las placas perforadas para su análisis por tomografía de rayos-X.

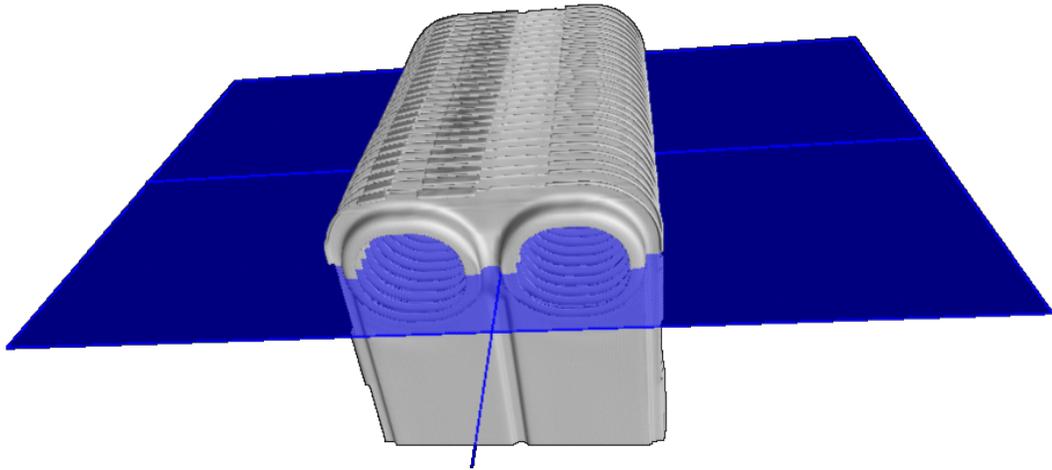


Figura 24. Corte transversal virtual realizado con el software VG Studio Max 3.0 para el análisis mediante tomografía de rayos-X en las placas perforadas.

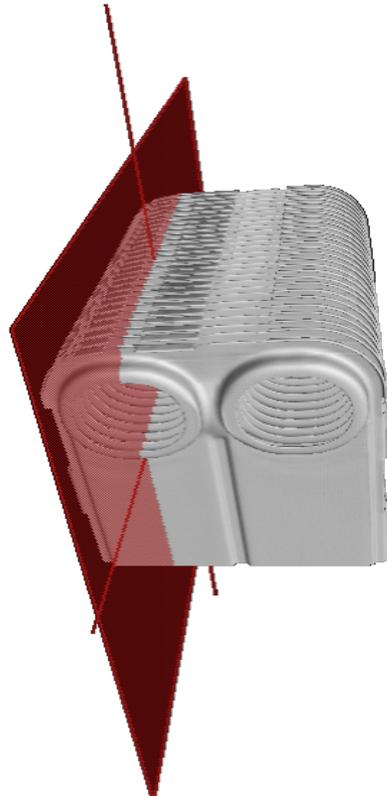


Figura 25. Corte longitudinal virtual realizado con el software VG Studio Max 3.0 para el análisis mediante tomografía de rayos-X en las placas perforadas.

2.3 Optimización del proceso de estampado

Los resultados de la evaluación de los efectos de los parámetros de proceso sobre la calidad superficial de la lámina se analizaron con el software Minitab 17, para determinar que parámetro de proceso tiene mayor influencia sobre la generación de defectos. Es importante mencionar que, aunque no se observó el problema de agrietamiento observado en la aleación AA3003-Mod-1-2015, si se presentó un adelgazamiento localizado.

Para la optimización del proceso de estampado se utilizó como criterio el adelgazamiento localizado, y se utilizó un diseño de experimentos completamente factorial el cual permite evaluar los diversos factores a los niveles requeridos. La Tabla 9 muestra los factores y niveles utilizados en el diseño de experimentos.

El adelgazamiento localizado fue considerado como variable de respuesta para el análisis por lo que fue necesario medir el espesor resultante de la lámina en la región del adelgazamiento en las distintas cavidades de los troqueles. De esta manera, se los resultados obtenidos permiten evaluar los efectos de la condición de las cavidades en cada uno de los troqueles (N-9 y N-11) sobre la calidad superficial de los productos estampados. El espesor del metal base se midió en la zona que presentó el adelgazamiento localizado, en la transición entre el fondo y la pared de embutido tanto del lado del colector izquierdo como del lado del colector derecho como se observa en las Figuras 26 y 27.

Tabla 9. Parámetros de proceso de estampado utilizados en el estudio.

Factor	Niveles Lote 1	Niveles Lote 2	Niveles Lote 1
Lubricación (vueltas)	1.5	1.5	1.5
	1.75	1.75	1.75
	2	2	2
Altura de cierre (mm)	331.7	333.65	333.63
	331.75	333.7	333.68
	331.8	333.75	333.73
Golpes por minuto	100	100	100
	130	130	130
	160	160	160

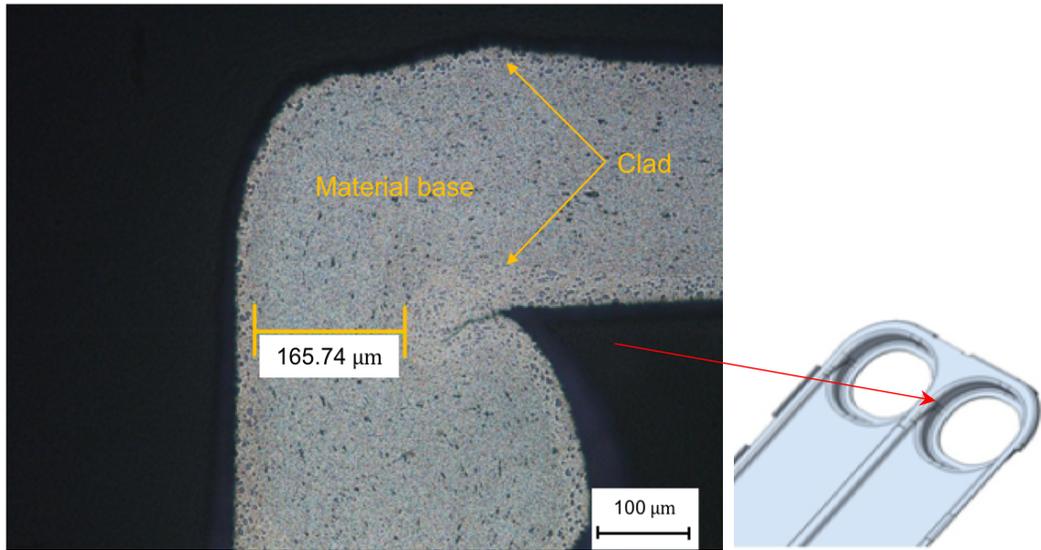


Figura 26. Medición del espesor del material base en colector derecho, en la región de adelgazamiento localizado de una placa producida en el troquel N-11.

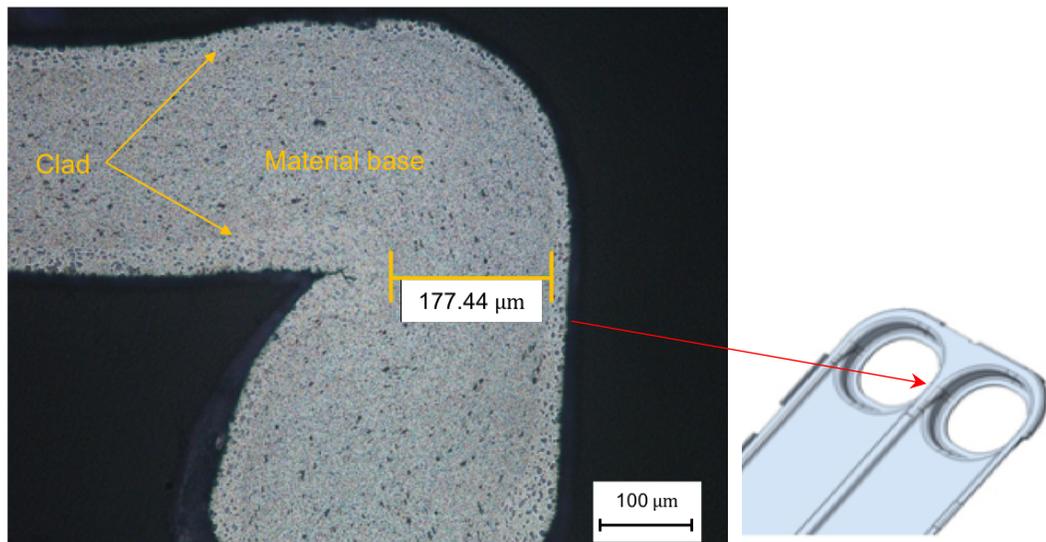


Figura 27. Medición del espesor del material base en colector izquierdo, en la región de adelgazamiento localizado de una placa producida en el troquel N-11.

3. Resultados y discusión de los efectos de la modificación química y del tratamiento térmico sobre la microestructura y la calidad de estampado en la aleación AA3003 modificada

En este capítulo se presentan y discuten los efectos de las variaciones en la composición química y en el tratamiento térmico sobre la microestructura y la calidad de las placas estampadas fabricadas con la aleación AA3003-Mod-2-2016. Adicionalmente, se establecen los efectos de las variables del proceso de estampado (lubricación, altura de cierre, velocidad de troquelado, deterioro de herramienta) sobre el defecto de arrastre de clad y el adelgazamiento del metal base. Finalmente, se presenta el análisis de datos para la optimización del proceso de estampado para minimizar la presencia de defectos, mediante la técnica de optimización de respuestas con el uso del software Minitab 17.

3.1 Estudio comparativo de la microestructura y las propiedades mecánicas de aleaciones AA3003-Mod-1-2015 y AA3003-Mod-2-2016.

3.1.1 Composición química

La Tabla 10 muestra los rangos en cada uno de los elementos de aleación en la materia prima proveniente de los distintos lotes. En la primera fila se enlistan los intervalos de cada uno de los elementos de aleación sugeridos para la obtención de la aleación AA3003-Mod-2-2016. La fila siguiente muestra los rangos de los elementos de aleación obtenidos experimentalmente en los tres lotes de estudio. Se puede notar que la composición química de las muestras utilizadas para el desarrollo de este estudio cumple con los requerimientos establecidos. La variación observada en la composición química de los lotes estudiados es muy pequeña, lo cual permite afirmar que la composición química no es una variable que influya en la respuesta del material durante el proceso de estampado de las láminas. Es importante mencionar que los valores específicos de cada uno de los elementos no se reportan en este trabajo debido a políticas de privacidad y confidencialidad de la empresa Valeo.

Como se observó en la sección 1.4 los contenidos tanto de Fe como de Si en la aleación AA3003-Mod-1-2015 eran menores o iguales que 0.60 % peso, sin embargo, como se observa en la Tabla 10, los contenidos individuales de estos elementos en la aleación AA3003-Mod-2-2016 son menores o iguales que 0.30 % peso. Como se mencionó anteriormente, la finalidad de reducir los contenidos de estos elementos fue reducir la cantidad de los compuestos intermetálicos α -Al(Mn,Fe)Si, los cuales actuaban como sitios para la propagación de grietas durante el estampado. El contenido de los elementos restantes se mantuvo prácticamente constante.

Tabla 10. Composición química de láminas utilizadas para la fabricación de las placas perforadas (% en peso).

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	
AA3003-sugerida	≤ 0.30	≤ 0.30	0.3 - 0.6	1.2 - 1.7	≤ 0.03	≤ 0.10	≤ 0.20	≤ 0.05	
AA3003-Mod-2-2016	Lote 1, 2 y 3	≤ 0.3	≤ 0.3	0.3 - 0.6	1.2 - 1.7	≤ 0.03	≤ 0.10	≤ 0.20	≤ 0.05
Desv. Estándar	0.02	0.00	0.03	0.05	0.00	0.02	0.00	0.00	

3.1.2 Microestructura de la lámina y espesor del clad

En la Figura 28 a se puede observar la microestructura de la aleación AA3003-Mod-2-2016 en condición de colada, la cual se caracteriza por la presencia de partículas intermetálicas primarias α -Al(Mn,Fe)Si y la ausencia de dispersoides. La Figura 48 b muestra la microestructura de la aleación después del tratamiento de homogeneización, en este caso se puede observar la presencia de una mayor cantidad de dispersoides finos distribuidos uniformemente a lo largo de la matriz de aluminio. Es claro que el tratamiento térmico de homogeneización causa el engrosamiento de las partículas primarias, lo cual ocurre por la difusión del Mn (que se encuentra en solución sólida), hacia las partículas primarias [14,17,37,38,40]. Adicionalmente se observa que algunas de las partículas tienden a adquirir formas más esféricas como resultado del aumento en el tiempo de permanencia [38,78], lo cual mejora la formabilidad de material, ya que reducen la concentración de esfuerzos durante el conformado y la propagación de grietas [79].

La Figura 29 muestra que la microestructura de la aleación AA3003-Mod-2-2016, tiene un gran número de partículas de segunda fase a lo largo de la matriz de aluminio. Aunque la morfología y el tamaño de los compuestos intermetálicos α -Al(Mn,Fe)Si es muy similar a las de la aleación AA3003-Mod-1-2015, no se observa la presencia de partículas grandes de Al-Mn-Ti como se observó en la Figura 15. Este resultado sugiere que el aumento en la temperatura de colada ($\Delta T=110^{\circ}\text{C}$)

permitió la disolución de dichos compuestos. En la Figura 30 se observa que existe una distribución amplia de tamaños entre los precipitados, aquí se puede notar la presencia tanto de las partículas primarias como de dispersoides finos.

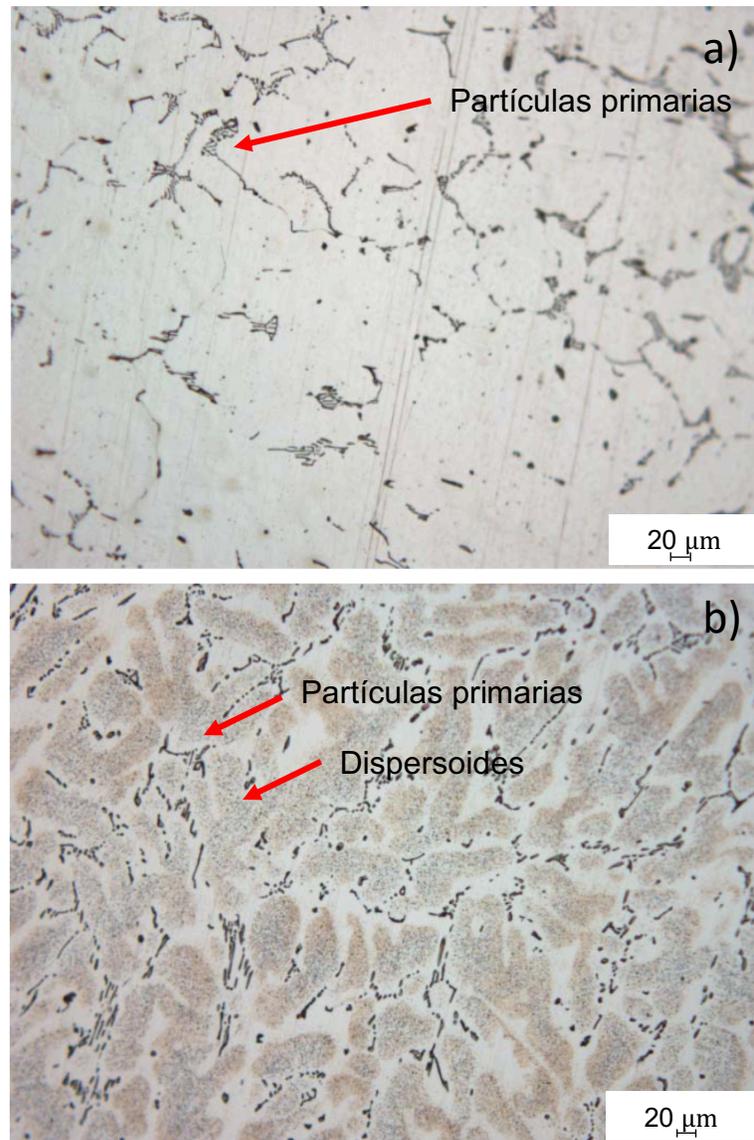


Figura 28. Microestructura de aleación AA3003-Mod-2-2016: a) Condición de colada, b) después del tratamiento de homogeneización.

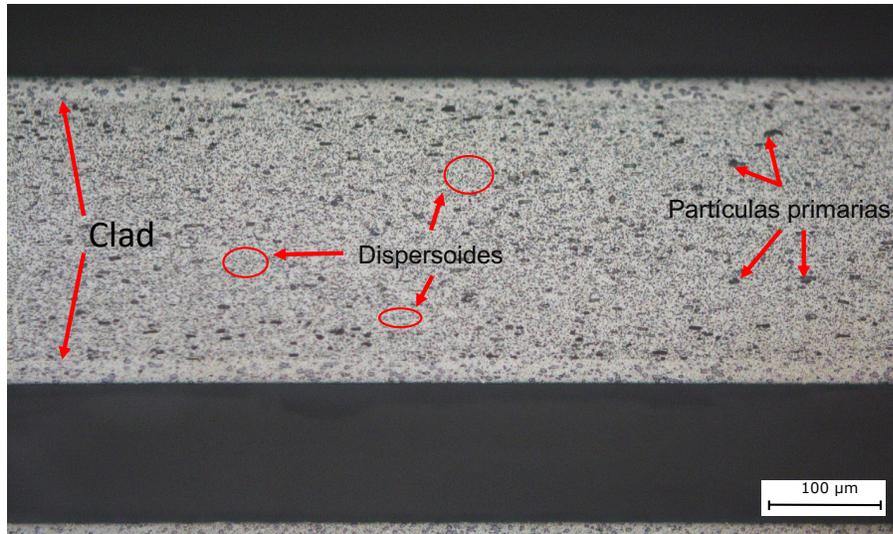


Figura 29. Imagen obtenida mediante microscopía óptica de la aleación AA3003-Mod-2-2016, atacada con reactivo Keller.

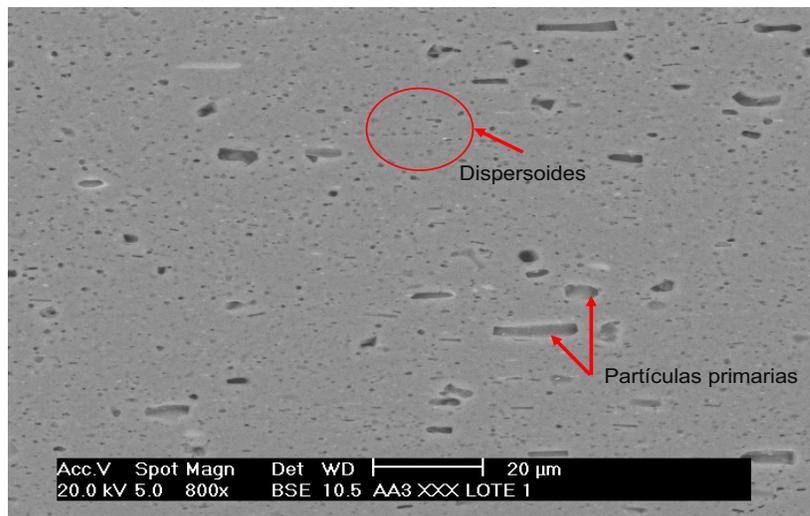


Figura 30. Imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido en la aleación AA3003-Mod-2-2016, atacada con reactivo Keller.

Es importante mencionar que las partículas Al-Mn-Ti observadas en la zona de fractura de la aleación AA3003-Mod-1-2015 (Figura 15), fueron prácticamente evitadas en la aleación AA3003-Mod-2-2016. Sin embargo, es importante mencionar que de las 162 placas perforadas obtenidas solamente se observó la presencia de estas partículas en 3 de ellas. Como se observa en la Figura 31, el tamaño de las partículas remanentes de Al-Mn-Ti varía entre 20 y 70 μm. De los

tres lotes analizados, las partículas se observaron únicamente en placas procedentes del lote 1. Considerando que la composición química de los tres lotes estudiados fue prácticamente la misma considerando la desviación estándar de las mediciones realizadas (Tabla 10), los resultados indican que la presencia de estas partículas remanentes puede estar asociada con los parámetros de colada y de tratamiento térmico utilizados.

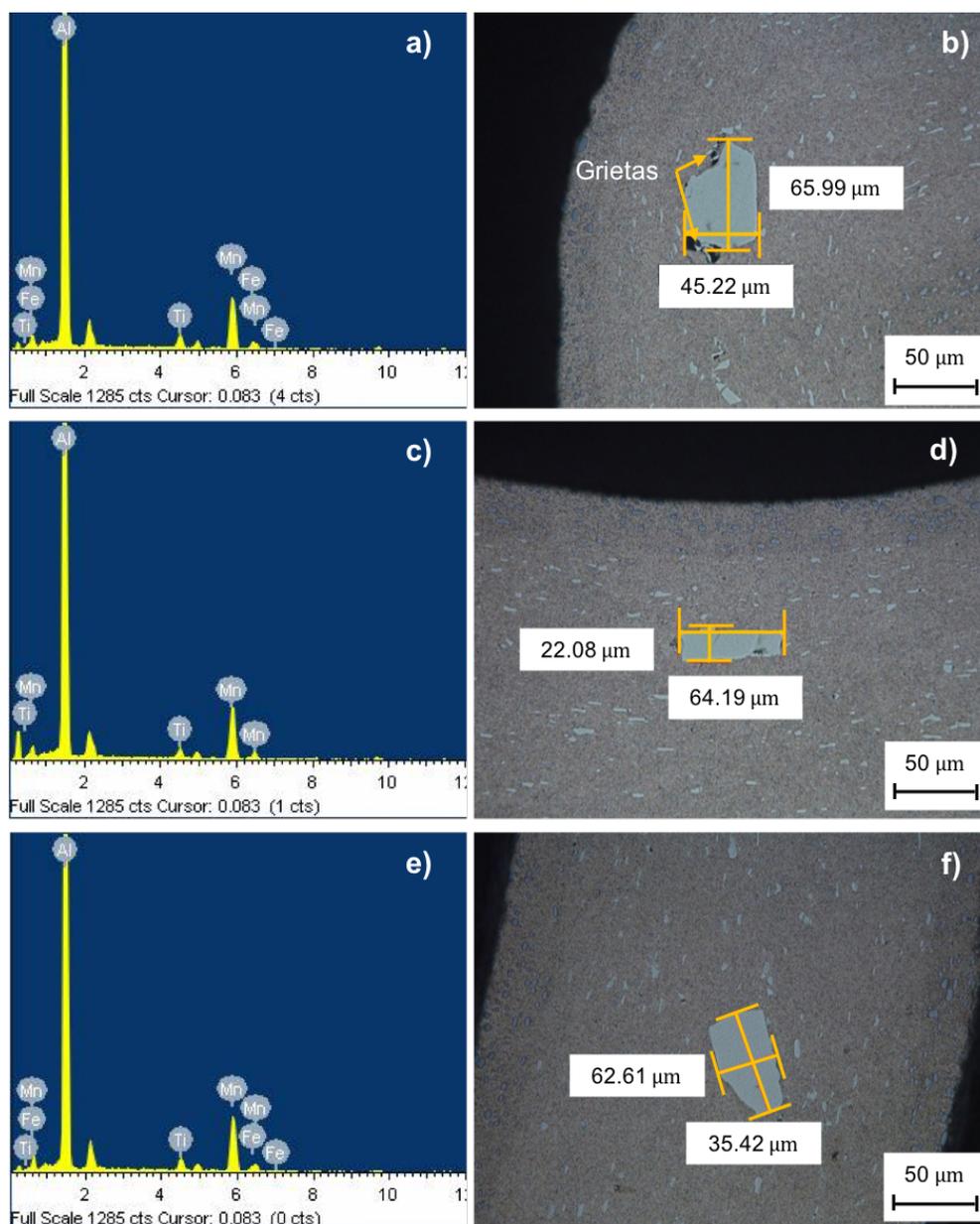


Figura 31. a, c y e) espectrogramas EDS de las partículas intermetálicas, b, d y f) medición del tamaño de estas partículas.

Se ha reportado que las adiciones de Ti en aleaciones de aluminio pueden promover la formación de compuestos intermetálicos $AlTi_3$, los cuales pueden endurecer de manera significativa las aleaciones de Al. De acuerdo al antecedente de agrietamiento en la aleación AA3003-Mod-1-2015 (Figura 15) y la presencia de cavidades en los alrededores de las partículas remanentes Al-Mn-Ti de la aleación AA3003-Mod-2-2016 (Figura 31 b), se puede concluir que las adiciones de Ti promueven la formación de intermetálicos “poco deformables durante el conformado” que favorecen la nucleación de grietas en la interfase con la matriz de Al.

Por otra parte, el Ti en solución sólida favorece el refinamiento de grano con lo cual puede lograrse un endurecimiento. Entonces, la disolución de los compuestos Al-Mn-Ti no solo reduce la probabilidad de agrietamiento sino también favorece el refinamiento de grano con lo cual se puede lograr una mejor relación resistencia/formabilidad [80,81].

La Figura 32 muestra el patrón de difracción de una de las láminas utilizadas como materia prima. Se observa la presencia de intermetálicos de $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$, los cuales han sido ampliamente reportados en la literatura para aleaciones de aluminio de la serie AA3XXX [11,18,19,40]. Algunos otros autores han reportado la presencia de $AlCu_2$, Al_6Mn , Al_7Mn , $Al_{12}Mn$ y Mg_2Si en aleaciones similares a las utilizadas en este estudio [11,15,17,19,31,39,43,82].

La ausencia de estas fases en el patrón de difracción está relacionada con una baja fracción en volumen ($< 5\%$) en la matriz de aluminio [17,19,39]. Por otra parte, la modificación en los tiempos de homogeneización promueve la formación de intermetálicos de $\alpha-Al(Mn, Fe)Si$ a partir de la transformación de la fase Al_6Mn [14,19,37,40], lo que contribuye a la reducción de esta última.

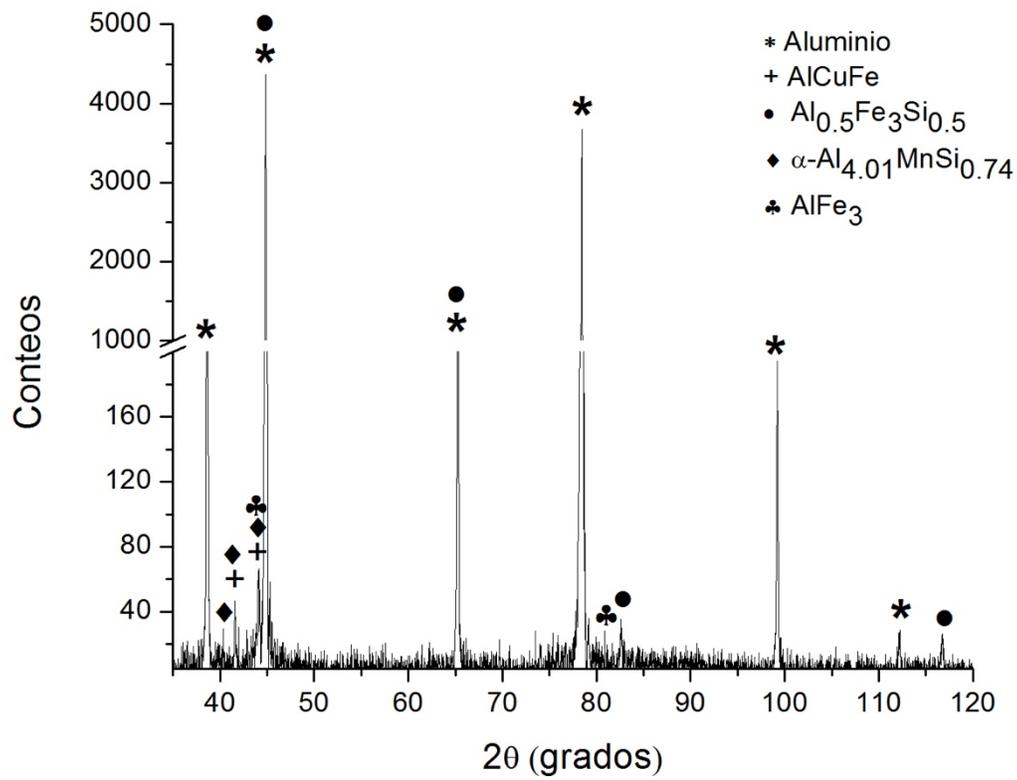


Figura 32. Patrón de difracción de la materia prima utilizada para la fabricación de placas perforadas de aleación AA3003 modificada.

Los análisis puntuales obtenidos mediante microscopía electrónica de barrido (Figura 33) muestran la presencia de partículas a base de Al-Ti (Figura 33 b) y Al-Mn-Cu-Si (Figura 33 d), las cuales tienen tamaños menores a 3 μm (Figura 33 a y Figura 33 c). También es posible observar que existen numerosas partículas de tamaños inferiores, las cuales debido al nivel de resolución del equipo no pudieron ser analizadas para determinar su composición química.

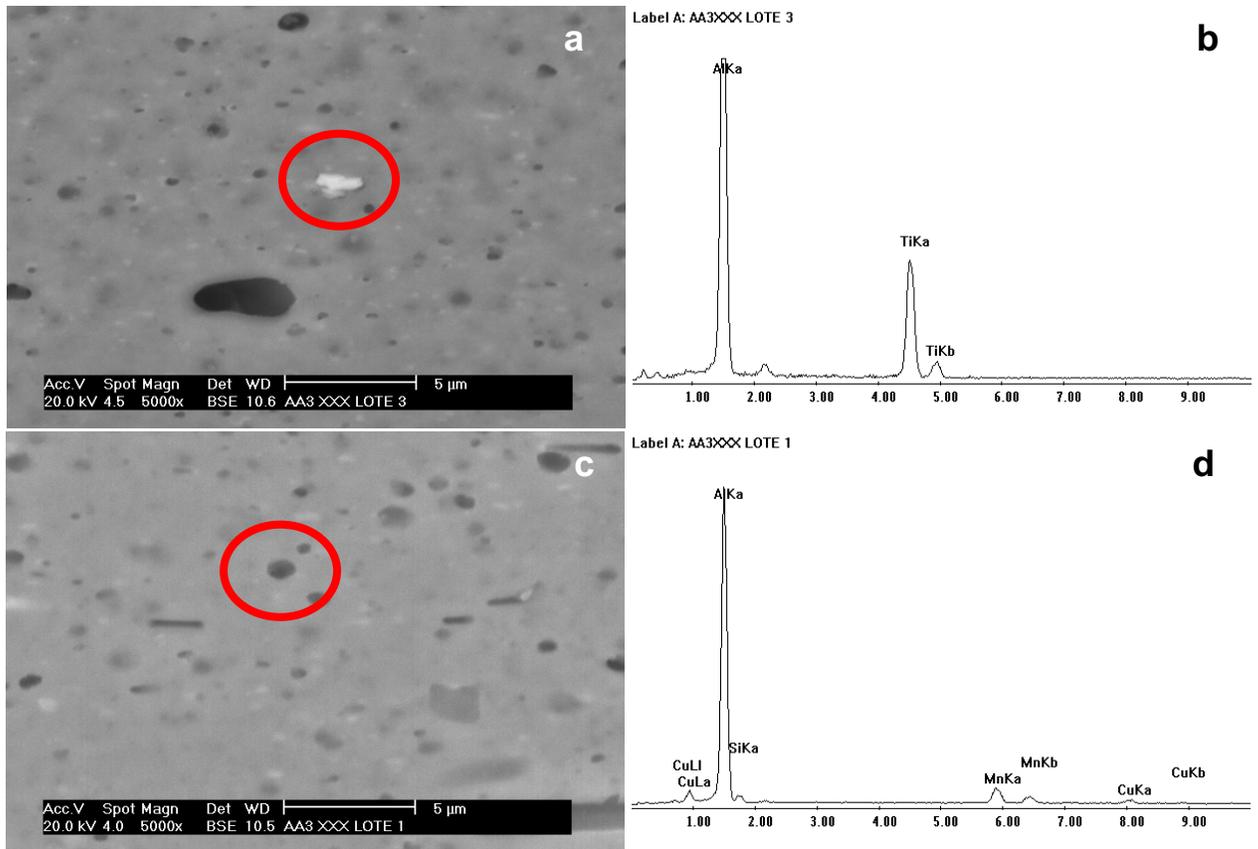


Figura 33. Microestructura y espectrograma EDS correspondiente a los compuestos intermetálicos presentes en la aleación AA3003/AA4XXX: a y c) imágenes del MEB de las partículas Al-Ti, Al-Cu-Mn y Al-Si respectivamente; b y d) espectrogramas EDS correspondientes a las imágenes.

Las Figuras 34, 35 y 36 muestran esquemáticamente las mediciones realizadas para determinar el espesor del clad en los tres lotes investigados. El espesor promedio total de la lámina fue de 273.47, 271.2 y 273.62 μm para el lote 1, 2 y 3 respectivamente (Tabla 11). Es importante mencionar que el espesor del clad debe estar entre un 8 y 12 % del espesor total de la lámina. Para la lámina del lote 1 (Figura 34), se obtuvo un valor promedio de 8.92 y 8.22 % para el clad superior e inferior, respectivamente con un valor promedio total de 8.57 %.

En la lámina del lote 2 (Figura 35), se obtuvo un valor promedio de 8.17 y 8.59 % para el clad superior e inferior respectivamente; mientras que para la lámina del lote 3 (Figura 36) se obtuvo un valor promedio de 11.22 y 11.33 % para el clad superior e inferior respectivamente. El porcentaje total de clad en las láminas del lote 2 y 3

fue de 8.38 y 11.28 % respectivamente. Aunque se observa una variación en el porcentaje de clad total de muestras del lote 1 y 2 (alrededor de 8.5 %) con respecto a las láminas del lote 3 (11.28 %), es claro que en los 3 casos se cumple el requerimiento solicitado en planta (8-12 %).

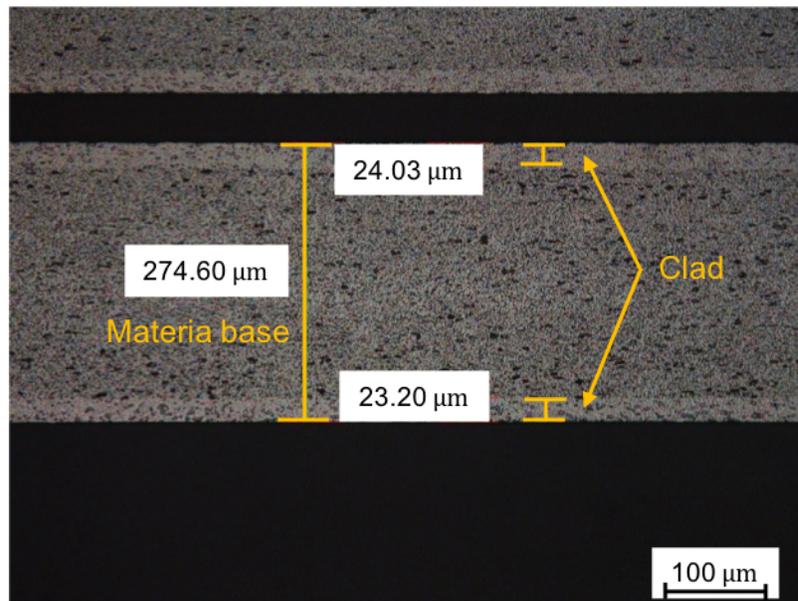


Figura 34. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 1.

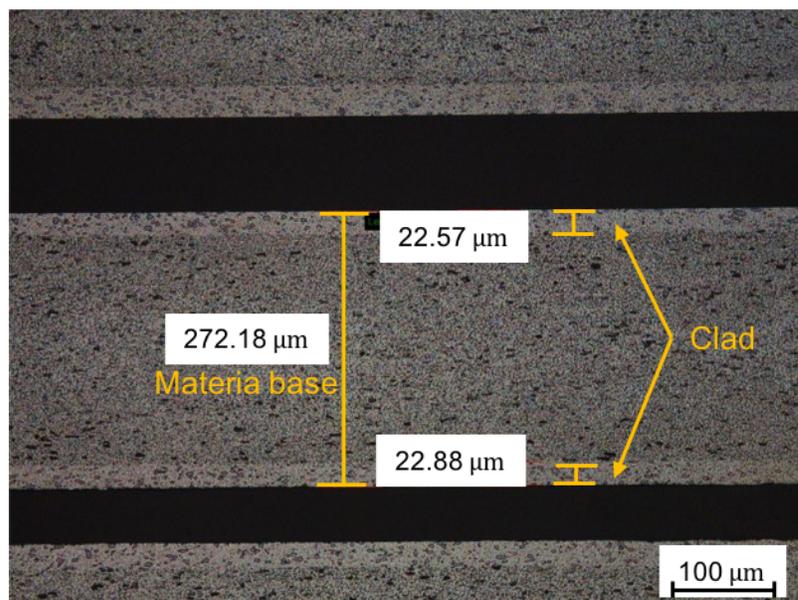


Figura 35. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 2.

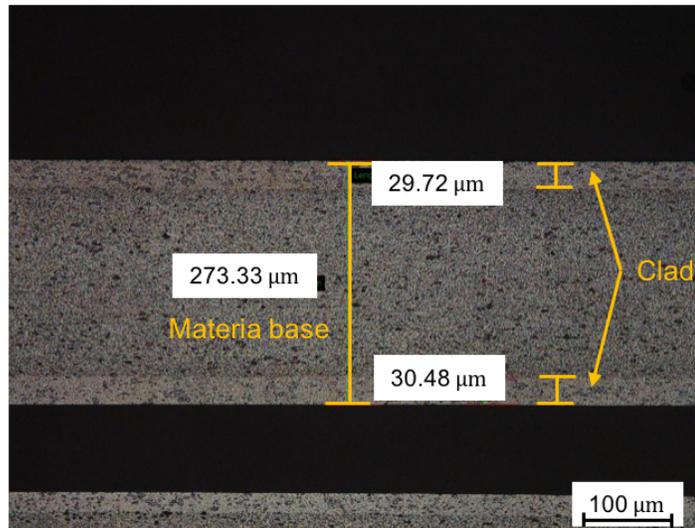


Figura 36. Medición del espesor de metal base y clad en muestras del lote 3.

En la Figura 37 se puede observar que existe una variación significativa en el tamaño de grano de las muestras obtenidas en los distintos lotes, teniendo un valor promedio de alrededor de 14 µm para el lote 1, 32 µm para el lote 2 y 69 µm para el lote 3. Pese a que existe una variación entre los tamaños de grano de los tres lotes, se puede notar en general una disminución en el tamaño de grano con respecto al observado en la aleación AA3003-Mod-2015 (el cual variaba entre 30 y 80 µm).

Como se mencionó en los antecedentes de este trabajo, un mayor tiempo de homogenización permite una reducción del contenido de Mn en solución sólida y un aumento en el tamaño de partículas primarias, lo cual acelera la nucleación estimulada por partículas debido a la gran cantidad de energía almacenada que se concentra junto a ellas durante el laminado en frío [11,17,19,20,27,29,34]. La reducción en Mn también evita la precipitación simultánea, la cual suprime la nucleación y retarda la recristalización [25,36,41–43]. Las variaciones en el tamaño de grano de la materia prima pudieran entonces estar relacionados con variaciones en los parámetros de los tratamientos térmicos considerando que el espesor total de las láminas es prácticamente el mismo y que la composición química es muy similar. Estas variaciones pueden resultar en una mayor o menor cantidad de Mn en solución sólida promoviendo variaciones significativas en el tamaño de grano.

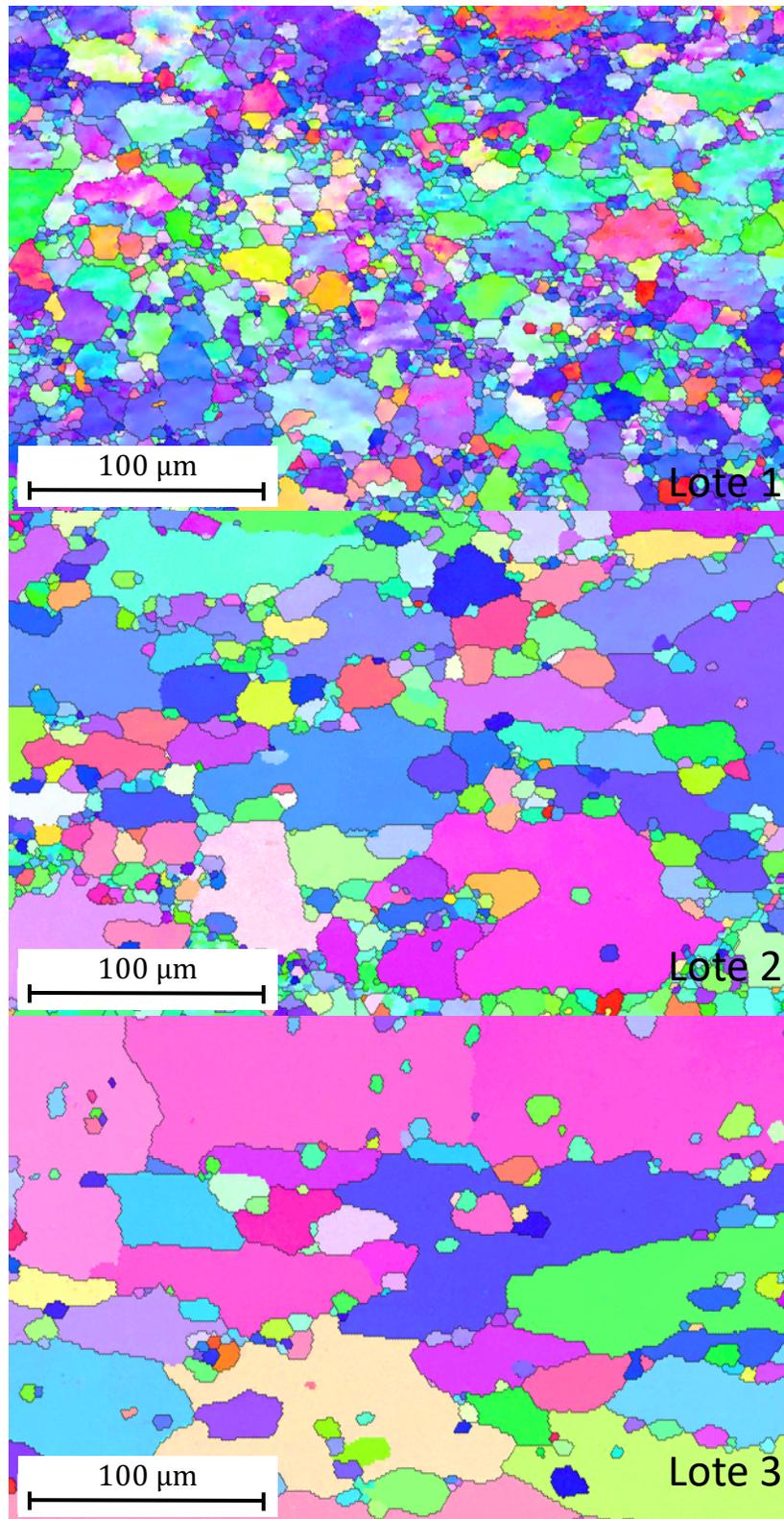


Figura 37. Micrografía de EBSD donde se puede observar la estructura de grano de los tres lotes utilizados para la fabricación de placas perforadas.

3.1.3 Propiedades mecánicas

Las Figuras 38, 39 y 40 muestran las curvas esfuerzo vs. deformación para las láminas correspondientes a los lotes 1, 2 y 3, respectivamente. En general, se observa que las muestras ensayadas a 0° respecto a la dirección de laminación muestran valores superiores de UTS, seguidas de las muestras ensayadas a 90° y 45° . Este comportamiento está asociado con la anisotropía de las láminas desarrollada durante su procesamiento.

Inicialmente se pretendió determinar experimentalmente el parámetro de anisotropía en las láminas investigadas. Sin embargo, dado el espesor de las láminas (muy delgado) y el tipo del extensómetro que se tenía disponible, se producía un resbalamiento del extensómetro en la probeta, lo cual impedía la obtención apropiada de datos durante el ensayo.

Las curvas esfuerzo vs deformación mostradas en las Figuras 38, 39 y 40 fueron entonces obtenidas considerando el desplazamiento del cabezal.

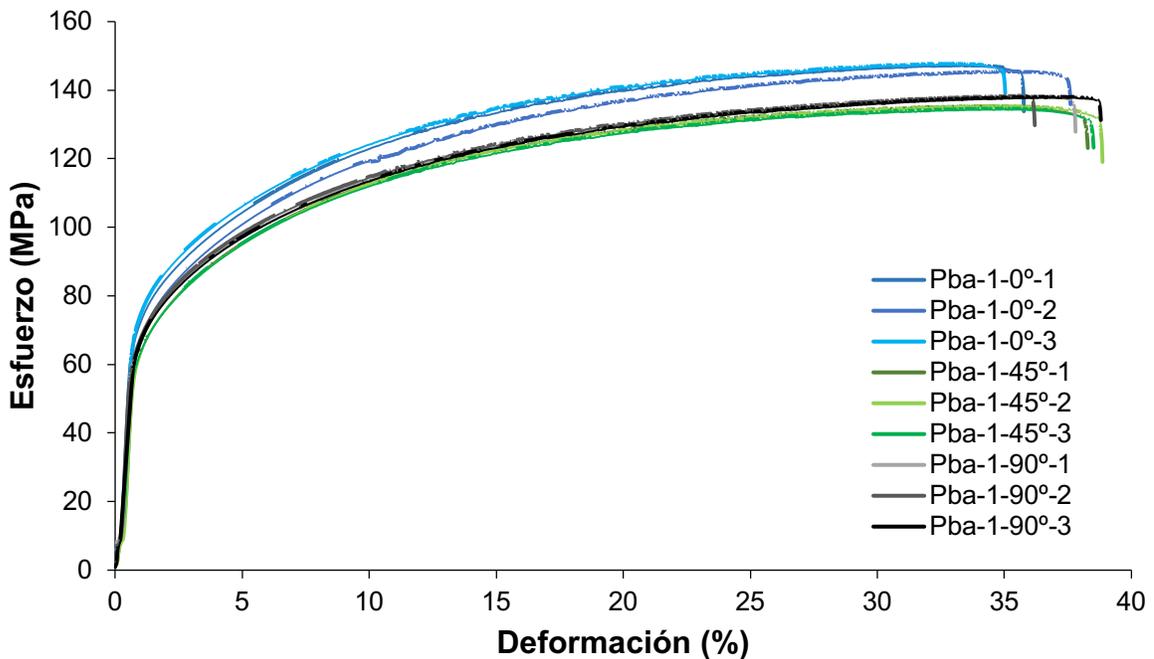


Figura 38. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 1 maquinadas a 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación.

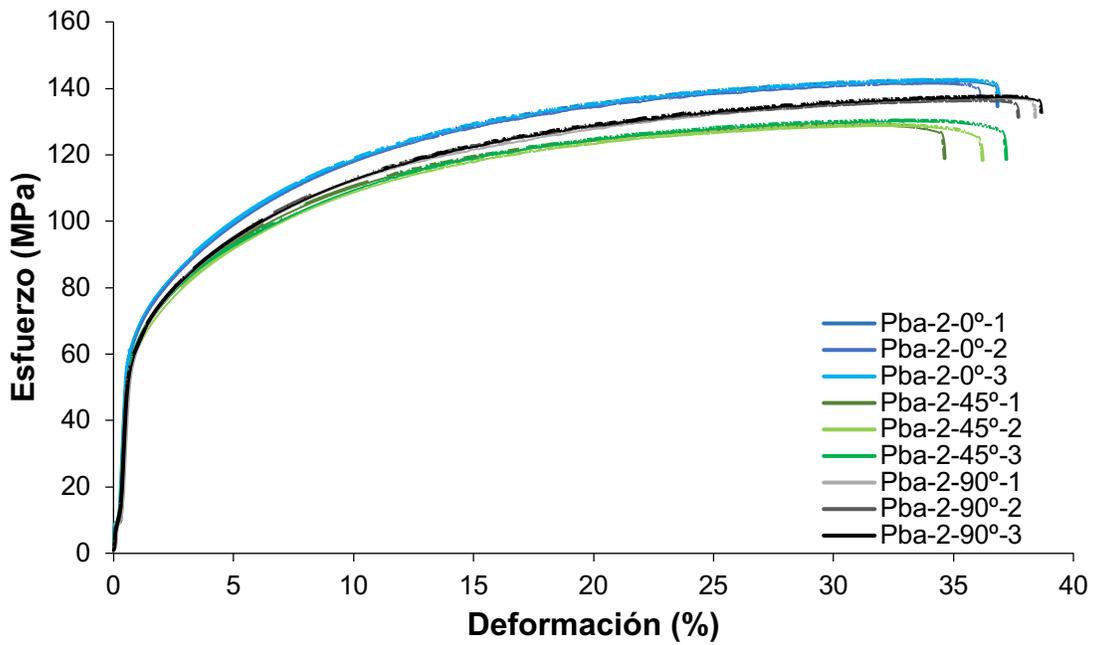


Figura 39. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 2 maquinadas a 0, 45 y 90 ° con respecto a la dirección de laminación.

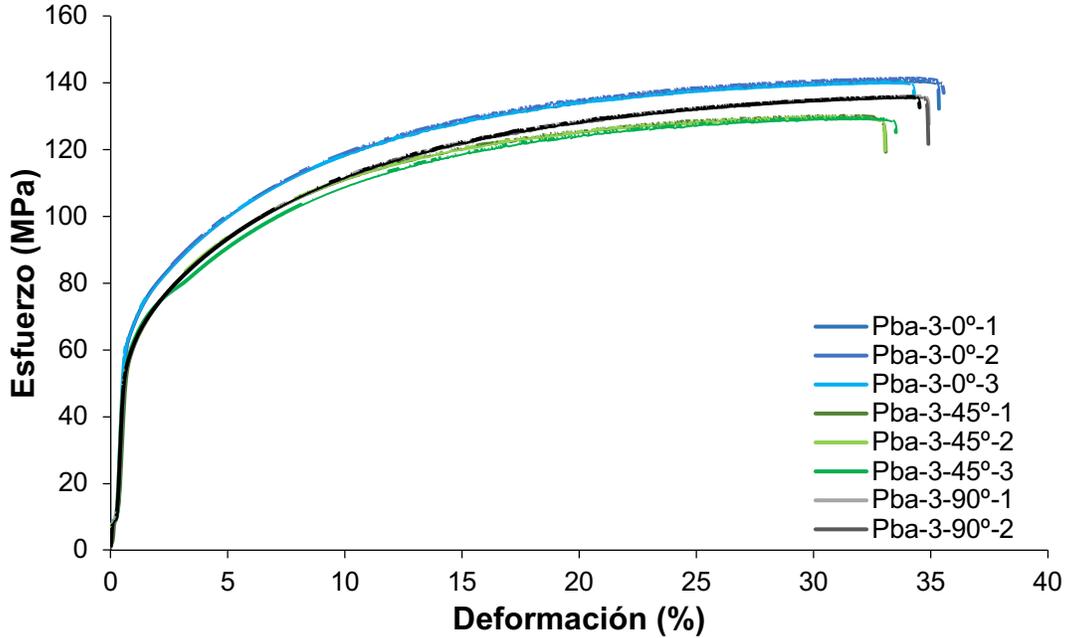


Figura 40. Curvas esfuerzo-deformación en muestras del lote 3 maquinadas a 0, 45 y 90 ° con respecto a la dirección de laminación.

La Tabla 11 enlista las propiedades mecánicas obtenidas en los distintos lotes de la materia prima. Como se puede observar, tanto el esfuerzo de cedencia como la resistencia última a la tensión son mayores en muestras maquinadas a 0° que en muestras maquinadas a 45° y 90° con respecto a la dirección de laminación. Como se mencionó anteriormente este comportamiento está relacionado con la anisotropía del material. En el caso de la elongación a fractura no se observó un cambio considerable independientemente de la dirección de maquinado en la probeta.

Tabla 11. Propiedades mecánicas de los tres lotes de aleación AA3003-Mod-2-2016 ensayados.

Prueba	Esfuerzo de cedencia (MPa)	Resistencia última a tensión (MPa)	Elongación a fractura (%)
Lote-1-0°	70.35	146.83	20.92
Lote-2-0°	65.70	142.31	21.10
Lote-3-0°	65.85	140.69	21.05
Lote-1-45°	60.93	135.11	23.18
Lote-2-45°	59.94	129.52	22.48
Lote-3-45°	59.01	129.77	20.63
Lote-1-90°	64.90	138.24	21.88
Lote-2-90°	60.01	137.14	22.40
Lote-3-90°	58.83	135.89	20.11

Las propiedades mecánicas en la aleación AA3003-Mod-1-2015 fueron únicamente determinadas a 0° con respecto de la dirección de laminación. Es importante mencionar que la empresa Valeo solicita sus proveedores propiedades mecánicas mínimas que deben cumplirse a 0° como garantía del buen desempeño de la materia prima durante el conformado. Como se muestra en la Tabla 12 existen ligeras variaciones en el esfuerzo de cedencia y en la UTS cuando las probetas se ensayan a 90°, dirección en la que se realiza el proceso de estampado. Por lo tanto, es probable que la formación de defectos durante el conformado ocurra si estas variaciones llegaran a ser más significativas en la materia prima.

Aun y cuando se observaron diferencias significativas en la microestructura de las aleaciones AA3003-Mod-1-2015 y AA3003-Mod-2-2016, las propiedades mecánicas resultantes fueron muy similares (comparar Tabla 12 con Tabla 5), al menos a 0° con respecto a la dirección de laminación.

Este resultado indica que existe una compensación de las propiedades mecánicas en la aleación AA3003-Mod-1-2015 (con mayores contenidos de Fe y Si, y mayor cantidad de compuestos intermetálicos α -Al(Mn, Fe)Si) debido a la disminución en cantidad de compuestos Al-Mn-Ti, el engrosamiento de los intermetálicos α -Al(Mn, Fe)Si, las variaciones en el tamaño de grano y el posible endurecimiento por solución sólida de ciertos elementos (Mn, Ti, Mg, Cu) en la aleación AA3003-Mod-2-2016.

3.2 Efecto de los parámetros del proceso sobre la microestructura y la calidad de estampado en la aleación AA3003-Mod-2-2016.

3.2.1 Influencia de los parámetros de proceso sobre la carga aplicada

Las Tablas 12, 13 y 15 muestran el efecto de la variación de los parámetros del proceso de estampado sobre la carga aplicada. Como se puede observar, existe una influencia significativa de las variables investigadas sobre la carga.

Las Figuras 41, 42 y 43 muestran la variación de la carga aplicada por la prensa con respecto a las variables de proceso. El efecto de la lubricación se muestra en la Figura 41, mientras que el efecto de la velocidad de troquelado y la altura de cierre se muestran en las Figuras 42 y 43, respectivamente. Los puntos incluidos en estas figuras fueron obtenidos promediando los valores de la carga para cada una de las condiciones en que se varió la variable investigada. Por ejemplo, para el caso de una lubricación de 1.5 vueltas se promediaron los valores de carga de las primeras 9 pruebas indicadas en las Tablas 12, 13 y 14.

Tabla 12. Variación de la carga en las pruebas del lote 1 en función de los parámetros del estampado.

Prueba No.	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min	Carga (ton)
1	1.5	331.8	100	22
2	1.5	331.8	130	25
3	1.5	331.8	160	33
4	1.5	331.75	100	27
5	1.5	331.75	130	30
6	1.5	331.75	160	40
7	1.5	331.7	100	33
8	1.5	331.7	130	38
9	1.5	331.7	160	45
10	1.75	331.8	100	18
11	1.75	331.8	130	23
12	1.75	331.8	160	23
13	1.75	331.75	100	25
14	1.75	331.75	130	28
15	1.75	331.75	160	36
16	1.75	331.7	100	33
17	1.75	331.7	130	37
18	1.75	331.7	160	46
19	2	331.8	100	18
20	2	331.8	130	23
21	2	331.8	160	31
22	2	331.75	100	23
23	2	331.75	130	27
24	2	331.75	160	36
25	2	331.7	100	29
26	2	331.7	130	35
27	2	331.7	160	43

Tabla 13. Variación de la carga en las pruebas del lote 2 en función de los parámetros del estampado.

Prueba No.	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min	Carga (ton)
1	1.5	333.75	100	22
2	1.5	333.75	130	25
3	1.5	333.75	160	33
4	1.5	333.7	100	27
5	1.5	333.7	130	30
6	1.5	333.7	160	40
7	1.5	333.65	100	33
8	1.5	333.65	130	38
9	1.5	333.65	160	45
10	1.75	333.75	100	18
11	1.75	333.75	130	23
12	1.75	333.75	160	23
13	1.75	333.7	100	25
14	1.75	333.7	130	28
15	1.75	333.7	160	36
16	1.75	333.65	100	33
17	1.75	333.65	130	37
18	1.75	333.65	160	46
19	2	333.75	100	18
20	2	333.75	130	23
21	2	333.75	160	31
22	2	333.7	100	23
23	2	333.7	130	27
24	2	333.7	160	36
25	2	333.65	100	29
26	2	333.65	130	35
27	2	333.65	160	43

Tabla 14. Variación de la carga en las pruebas del lote 3 en función de los parámetros del estampado.

Prueba No.	Lubricación (vueltas)	Altura de cierre (mm)	Golpes/min	Carga (ton)
1	1.5	333.73	100	29
2	1.5	333.73	130	32
3	1.5	333.73	160	39
4	1.5	333.68	100	37
5	1.5	333.68	130	40
6	1.5	333.68	160	47
7	1.5	333.63	100	46
8	1.5	333.63	130	48
9	1.5	333.63	160	54
10	1.75	333.73	100	32
11	1.75	333.73	130	36
12	1.75	333.73	160	42
13	1.75	333.68	100	38
14	1.75	333.68	130	42
15	1.75	333.68	160	47
16	1.75	333.63	100	46
17	1.75	333.63	130	48
18	1.75	333.63	160	53
19	2	333.73	100	30
20	2	333.73	130	32
21	2	333.73	160	43
22	2	333.68	100	35
23	2	333.68	130	41
24	2	333.68	160	47
25	2	333.63	100	42
26	2	333.63	130	47
27	2	333.63	160	53

En el gráfico de la Figura 41 se observa que para un mismo lote, la lubricación no presenta un efecto significativo en la carga aplicada por la prensa para realizar el conformado de la placa, sin embargo, se puede observar en las Figuras 42 y 43 que la altura de cierre y el número de golpes por minuto si presentan un efecto significativo en el nivel de carga. Mientras mayor es el número de golpes por minuto, mayor es la carga de la prensa; por el contrario, mientras menor es la altura de cierre mayor es la carga requerida por la prensa para realizar el conformado de las placas. Es importante resaltar que la carga mostrada por tales figuras representa la carga total aplicada por el troquel para la totalidad de los pasos (15 pasos) empleados para la elaboración de las placas perforadas.

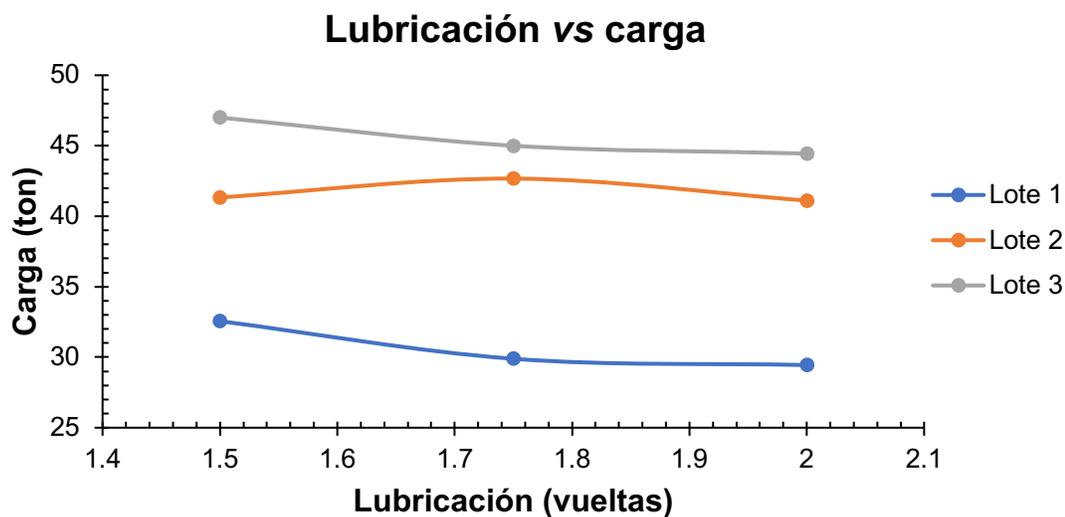


Figura 41. Variación de la carga respecto a la cantidad de lubricante.

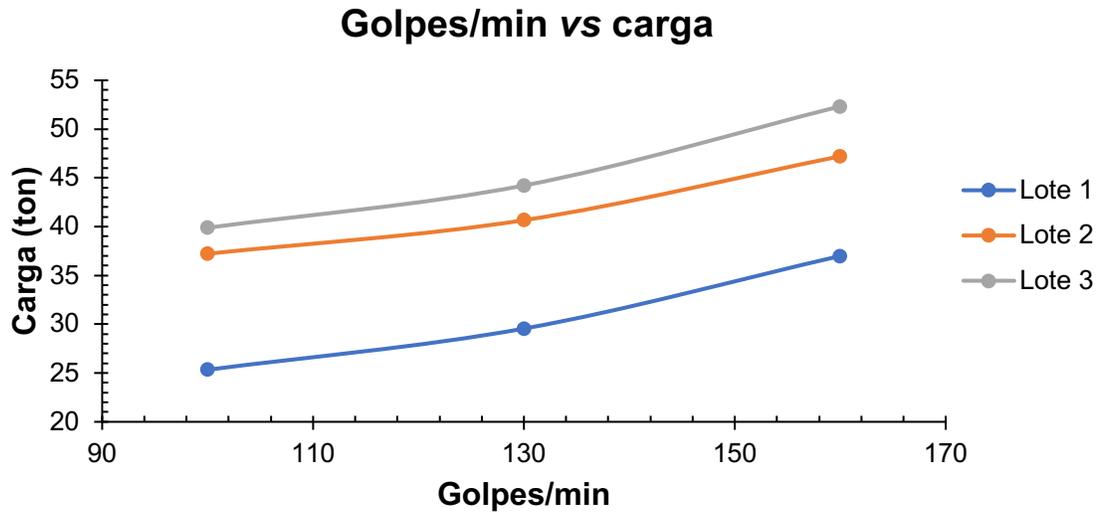


Figura 42. Variación de la carga respecto al número de golpes/min.

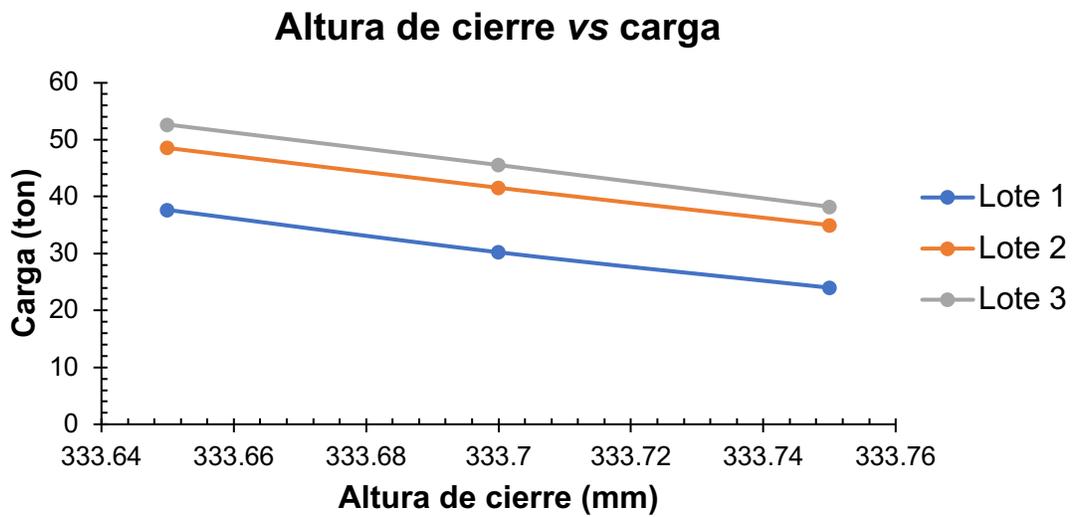


Figura 43. Variación de la carga respecto a altura de cierre utilizada.

3.2.2 Microscopía-estereoscopía

La Figura 44 presenta las microestructuras correspondientes a las muestras del lote 1, es decir piezas producidas con el troquel N-9. Como se puede observar, aunque no se presenta el agrietamiento en zona del embutido más profundo si se presenta el defecto de galling (desgarre o arrastre). Dicho defecto se presentó en la totalidad de las láminas del lote 1, independientemente de los parámetros de estampado utilizados. Durante el estampado, la prensa troquela de manera simultánea dos láminas perforadas por golpe, lo cual es posible debido a que cuenta con dos cavidades identificadas como cavidad izquierda y cavidad derecha. En la Figura 44 se puede observar que la región que presenta el defecto de arrastre muestra una variación en el ángulo del dobléz. Según Groche *et al.* [66] el desgaste adhesivo incrementa cuando los radios del borde embutido son menores. Adicionalmente, Pereira *et al.* [72] demostraron que radios menores a 15 mm en el punzón pueden aumentar las presiones de contacto locales experimentadas en más del 100%, lo que explica los grandes cambios adversos observados en la vida útil de la herramienta, reduciendo ésta hasta en un 90 %.

Como se observa en la Figura 45 a, la cavidad izquierda del dado presenta bordes definidos mientras que el galling generado por la cavidad derecha del dado no tiene bordes definidos y la extensión del daño es ligeramente mayor (Figura 45 b).

En las Figuras 46, 47 y 48 se puede observar que el defecto se presenta independientemente de la condición de lubricación, altura de cierre o la cantidad de golpes por minuto. También se observa que no existe ninguna correlación entre los parámetros investigados y las características del defecto. La Figura 46 muestra que la variación en altura de cierre no representa un efecto considerable sobre el tamaño y la forma del defecto. Comportamiento similar al observado con variaciones en la lubricación y en la cantidad de golpes por minuto (Figuras 47 y 48). Groche [66] afirma que un herramental con desgaste puede producir esfuerzos de tensión locales altos incluso bajo condiciones de baja carga. Según Yamada *et al.* [68] el galling se puede evitar utilizando ángulos menores a 30° en el borde del punzón.

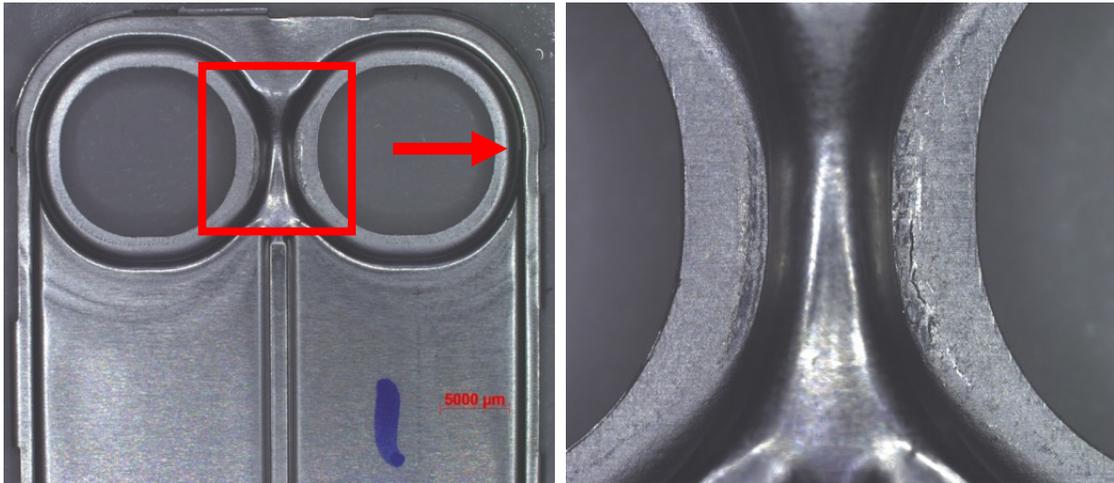


Figura 44. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscópica que muestran el defecto de galling en muestras estampadas del lote 1.

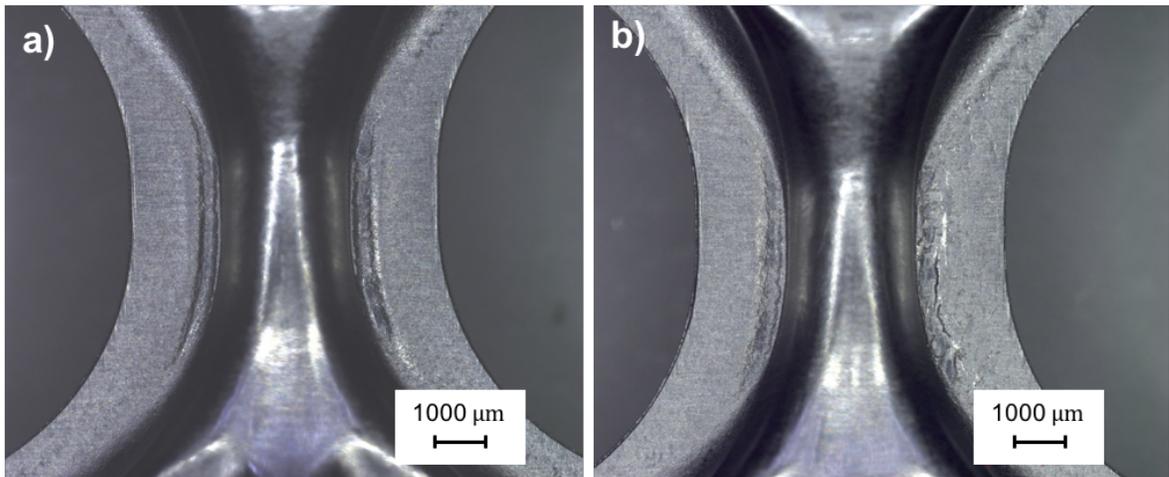


Figura 45. Características superficiales del defecto de estampado en cavidad: a) izquierda y b) derecha del dado del lote 1 fabricadas con en troquel N-9.

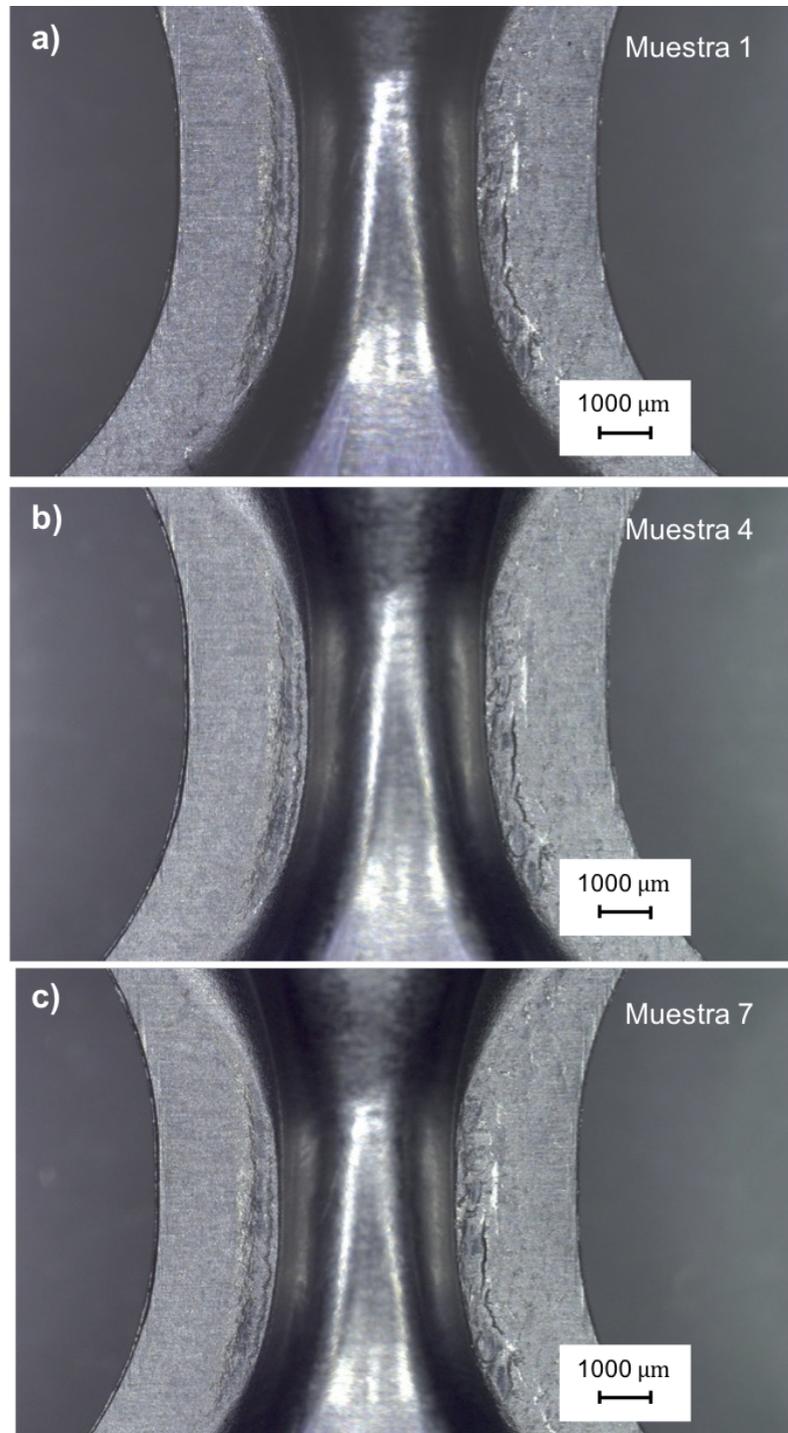


Figura 46. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopia que muestran el efecto de la altura de cierre sobre el defecto de estampado: a) 331.8 mm, b) 331.75 mm y c) 331.7 mm en muestras del lote 1. Condiciones de lubricación de (1.5 vueltas) y golpes/minuto (100) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad izquierda.

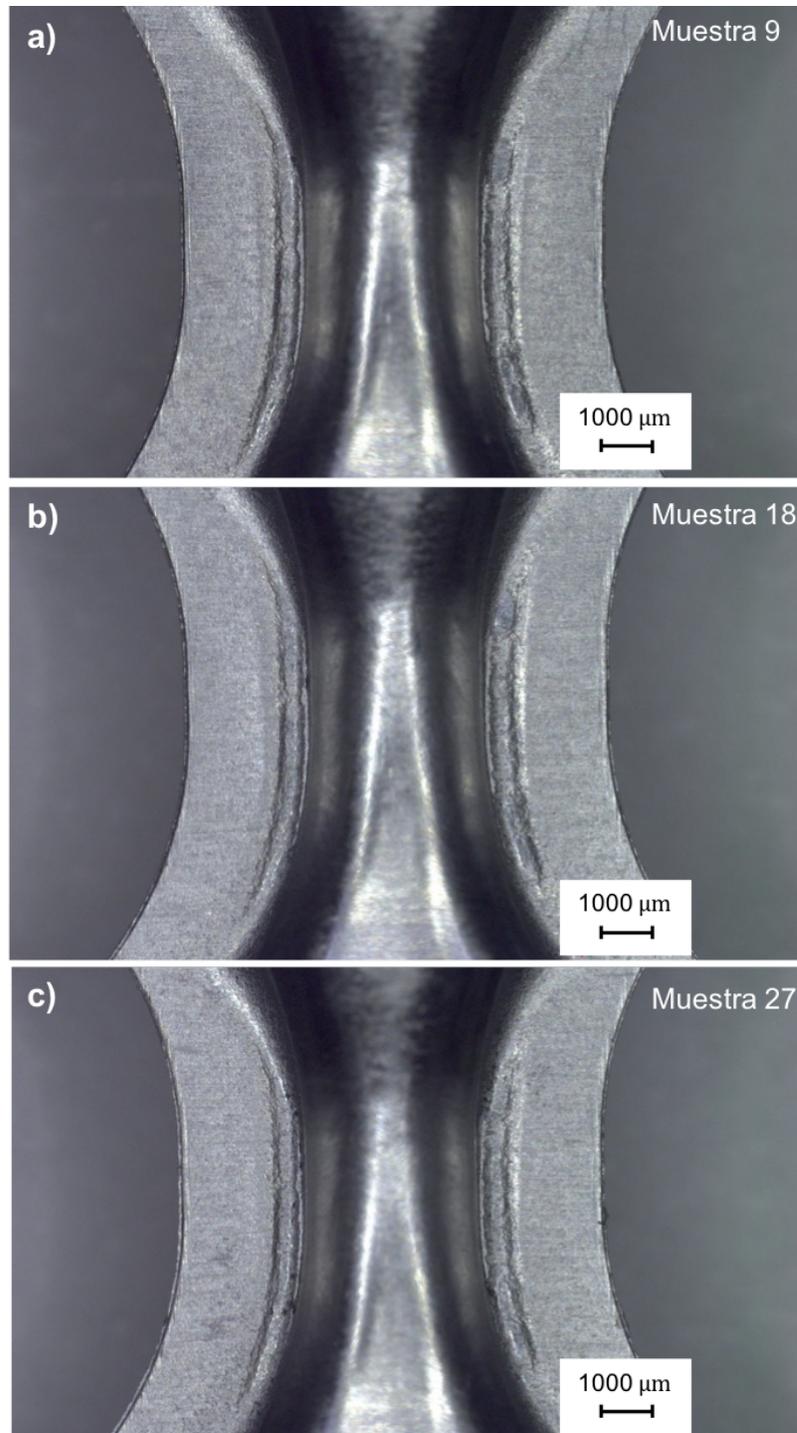


Figura 47. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopia que muestran el efecto de la lubricación sobre el defecto de estampado: a) 1.5 vueltas, b) 1.75 vueltas y c) 2 vueltas en muestras del lote 1. Condiciones de altura de cierre (331.7) y golpes/minuto (160) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad derecha.

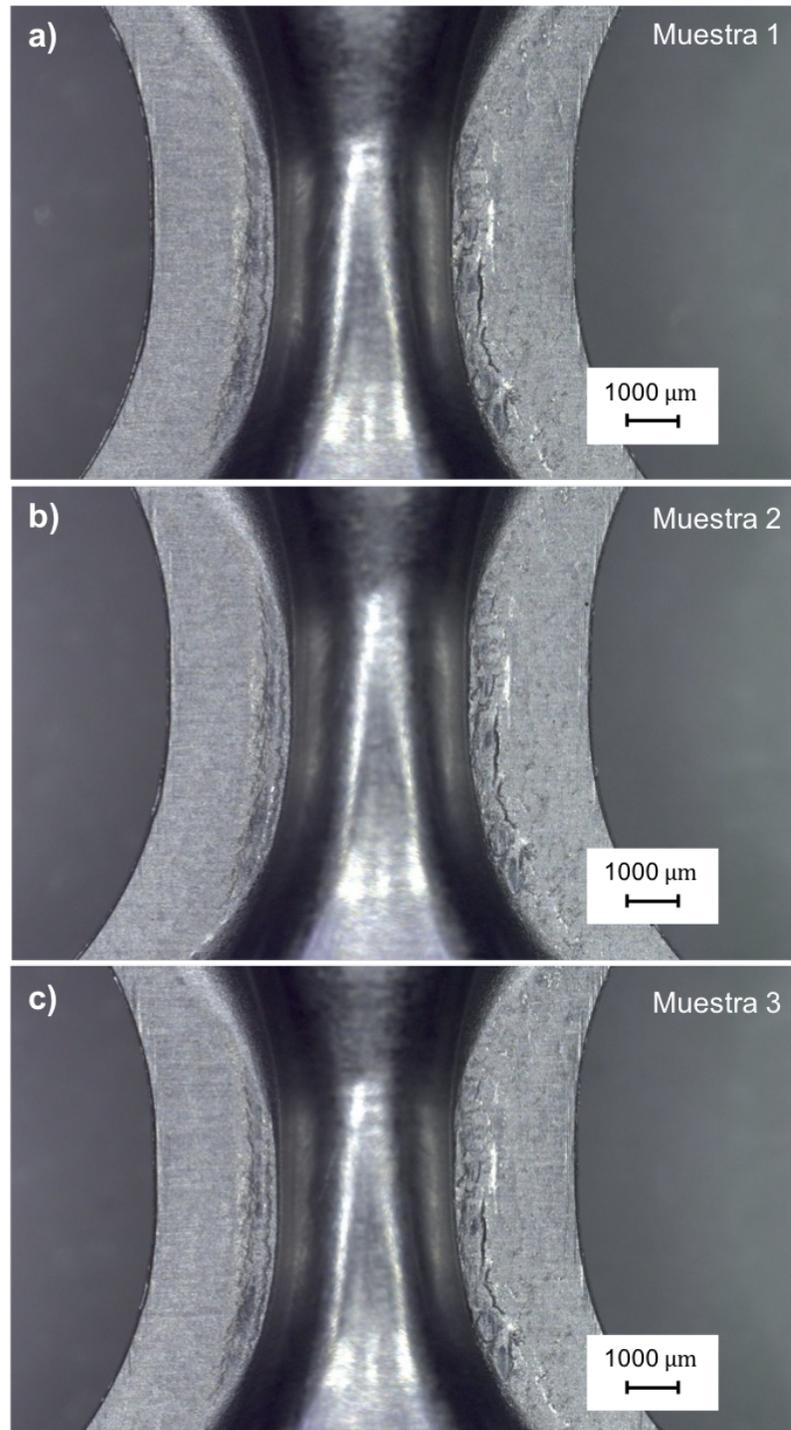


Figura 48. Imágenes obtenidas mediante microscopía-estereoscopia que muestran el efecto de los golpes/min sobre el defecto de estampado: a) 100, b) 130 y c) 160 en muestras del lote 1. Condiciones de altura de cierre (331.8) y lubricación de (1.5 vueltas) constantes. Piezas fabricadas con troquel N-9, cavidad izquierda.

En la Figura 49 se puede observar que el defecto de arrastre es superficial y solo afecta la capa del clad.

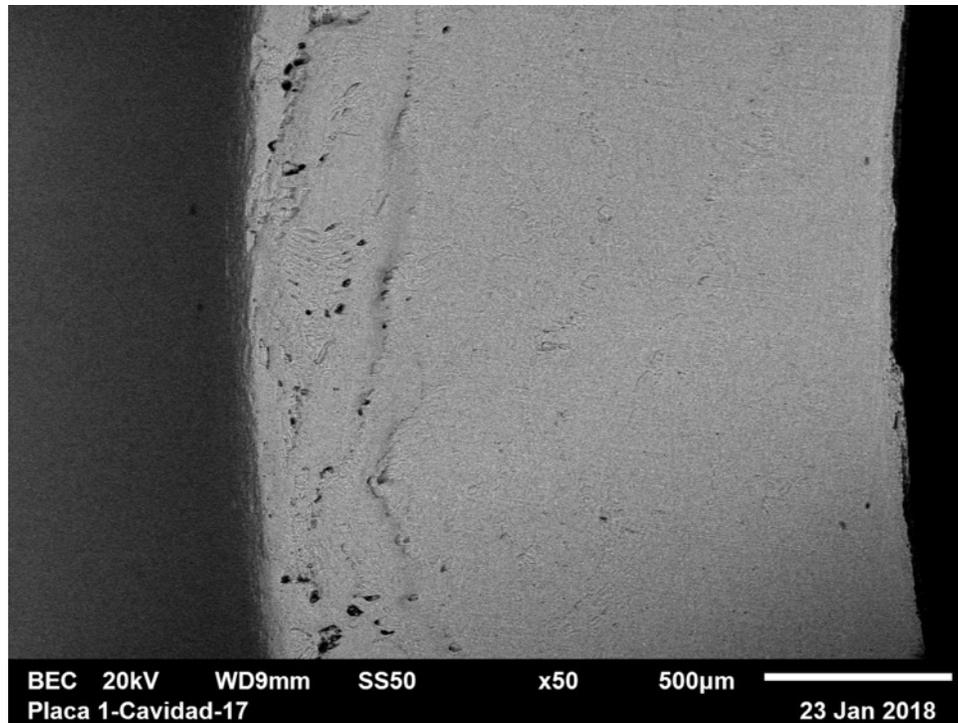


Figura 49. Micrografía que muestra el defecto de galling en la placa 1, cavidad 17 izquierda lote 1. Piezas producidas con el troquel N-9.

En las muestras de los lotes 2 y 3, las cuales corresponden a las piezas producidas por el troquel N-11 el defecto de galling no se presentó en todas las láminas y el nivel de afectación disminuyó considerablemente en aquellas que lo presentaron. La Figura 50 muestra una de las láminas que no presentaron el defecto de galling, y en la Figura 51 se presenta una de las que si lo presentaron. El galling se presentó en uno de los colectores y se identificó que todas las piezas que presentaron el defecto en los lotes 2 y 3 provenían de la cavidad derecha. Este resultado sugiere que el defecto es generado por el herramental y no por las condiciones de procesamiento utilizadas en la fabricación de las placas.

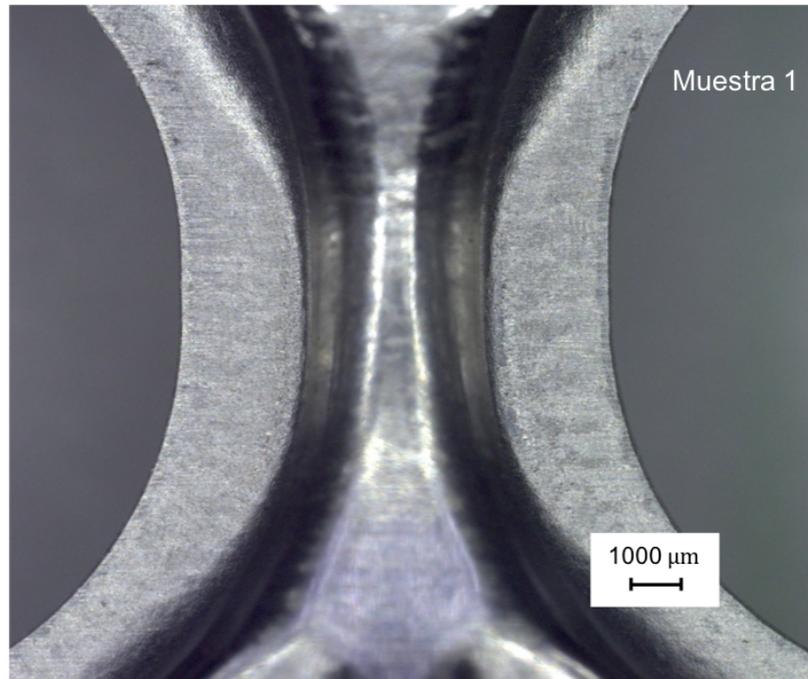


Figura 50. Imagen obtenida mediante microscopía-estereoscopia en la muestra 1 del lote 3, la cual fue producida a 100 golpes/minuto con lubricación de 1.5 vueltas y altura de cierre de 333.73 mm. Pieza fabricada con el troquel N-11, cavidad izquierda.

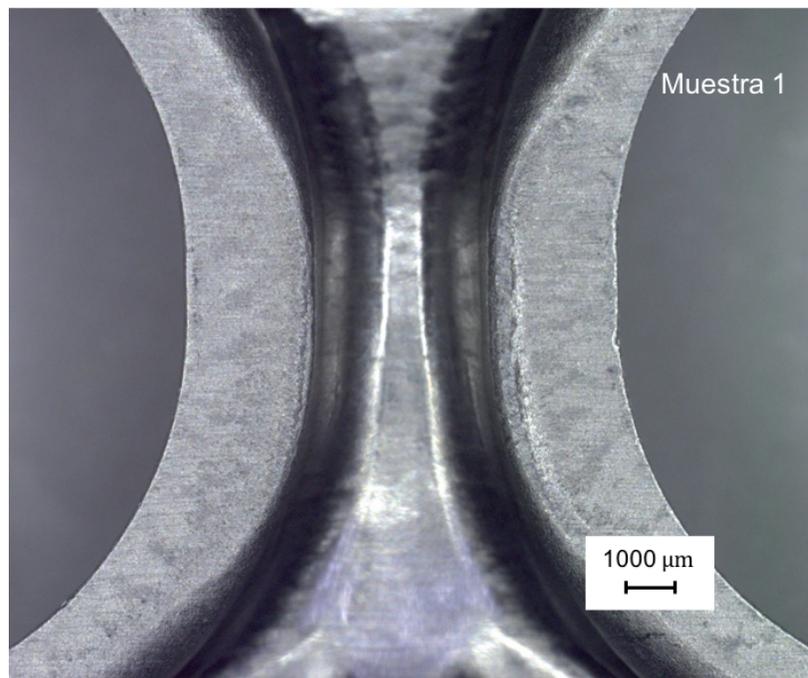


Figura 51. Imagen obtenida mediante microscopía-estereoscopia en la muestra 1 del lote 3, la cual fue producida a 100 golpes/minuto con lubricación de 1.5 vueltas y altura de cierre de 333.73 mm. Pieza fabricada con el troquel N-11, derecha.

Según los resultados obtenidos se puede concluir que la presencia del defecto de galling en las placas puede estar relacionado con el nivel de desgaste en la superficie del herramental. Según Sato *et al.* [67] la gran mayoría de las aleaciones de aluminio son susceptibles a presentar efectos de adherencia, y demostraron a través de sus ensayos que la presencia de galling aumenta con el número de ciclos a los cuales es sometido el herramental, de igual manera demostraron que los herramentales sin recubrimiento son más susceptibles a presentar este tipo de defectos y los herramentales con recubrimientos como el TiN reducen significativamente la presencia del galling en procesos de doblado de láminas de aluminio.

El tamaño y tipo de la rugosidad superficial en el herramental es un aspecto importante en la resistencia al galling. Las muescas, arañazos y abolladuras en la superficie de la herramienta promueven una mayor adherencia de aluminio que el revestimiento circundante. Esto implica que las herramientas de conformado necesitan un pulido fino y un manejo suave para evitar la adherencia del aluminio y mejorar el acabado superficial de los productos [83].

Como se observa en la Figura 52 a, la rugosidad o el desgaste en un troquel desgastado es mayor que la de un troquel nuevo (Figura 52 b). Es importante resaltar que el defecto de galling solo afecta la capa del clad como se observa en la Figura 49. Aunque es un defecto indeseable en el conformado de láminas, en esta situación en particular y en la que el producto es sometido a un proceso de unión (brazing) posterior, el galling no representa un problema. El proceso de unión permite la fusión del clad y, por lo tanto, una remediación parcial del daño. Sin embargo, el herramental debe rectificarse después de un tiempo determinado, en caso contrario el daño puede incrementarse causando la remoción del clad, promoviendo una soldadura inadecuada durante el brazing.

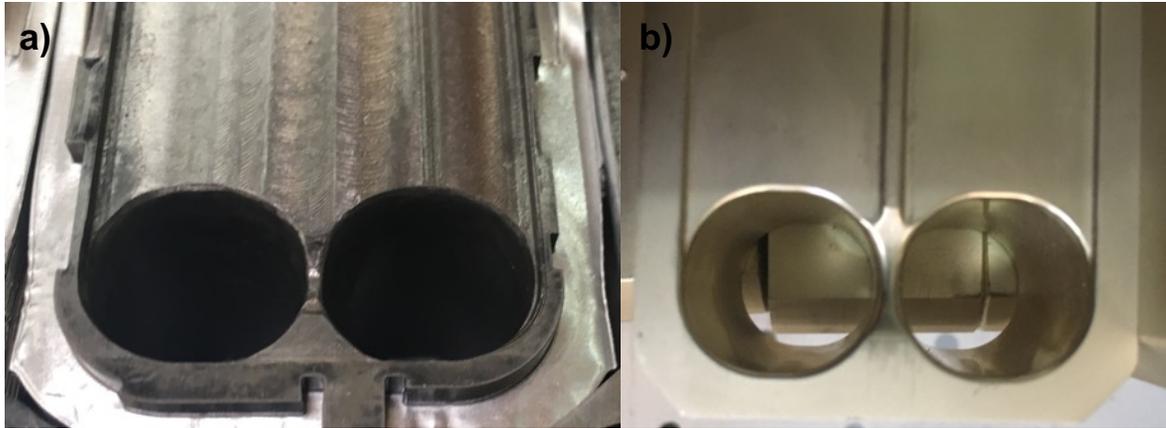


Figura 52. Comparación entre un herramental: a) desgastado, b) nuevo.

3.2.3 Microscopía óptica

Durante el estampado, las láminas de la aleación de aluminio AA3003 modificada son sometidas a presión entre el punzón y la matriz, esto ocasiona que en diferentes regiones de la placa se tengan zonas con un alto nivel de deformación. Una de las zonas con mayor nivel de deformación es la base de la región embutida, donde se localiza la unión de los dos colectores (Figura 53). La Figura 53 muestra cuatro placas provenientes de las cavidades izquierda y derecha de los troqueles N-9 y N-11 respectivamente. Las primeras 2 corresponden a las piezas del lote 1 y las últimas dos corresponden a las piezas del lote 2 y 3. Se puede observar que para las placas procesadas con el troquel N-9 (piezas del lote 1,) tanto la cavidad izquierda como la derecha carecen de planicidad en la base del embutido, como se observa en las Figuras 53 a y 53 b. En contraste las placas procesadas con el troquel N-11 muestran una sección relativamente plana. Así mismo se puede notar que la transición entre la pared embutida y la base presenta un aumento de espesor.

La Figura 54 muestra la sección de embutido profundo de la cavidad izquierda del troquel N-9, se observa el arrastre en el exterior de la transición base/pared de embutido (Figuras 54 a y 54 b). En esta misma región, pero en la parte interna se observa un adelgazamiento localizado y justo después de esta región se encuentra una zona donde se produce compresión de la lámina generando un aumento de espesor (Figuras 54 c y 54 d). Es importante notar en las Figuras 54 e y 54 f que el

herramental de corte deja una rebaba. La ausencia de planicidad en esta zona representa un riesgo para futuras fallas del componente final ya que es en esta región donde la pieza será unida con otras placas iguales durante el brazing. En otras palabras, la presencia de este tipo de defectos puede tener un efecto negativo sobre la calidad de la unión soldada.

La Figura 55 muestra la sección de embutido profundo de la cavidad derecha del troquel N-9. En este caso, se observa un mayor nivel de curvatura en la base de la sección embutida (Figuras 55 a y 55 b), un adelgazamiento localizado y una zona con aumento de espesor (Figuras 55 c y 55 d). Al igual que en el caso de la cavidad izquierda, la presencia de rebabas en la zona de corte (Figuras 55 e y 55 f).

La Figura 56 muestra la sección de embutido profundo de la cavidad izquierda del troquel N-11, se puede notar que la base de la sección embutida es prácticamente plana y el adelgazamiento en la zona de transición entre base y pared embutidas es mínimo (Figuras 56 a y 56 b). De igual manera el aumento de espesor es menor, comparado con las placas producidas en las demás cavidades (Figuras 56 c y 56 d). Finalmente, la zona de corte presenta una pequeña rebaba, la cual es menos significativa que la observada en los casos anteriores (Figuras 56 e y 56 f).

La Figura 57 muestra la sección de embutido profundo de la cavidad derecha del troquel N-11, al igual que las placas producidas por la cavidad izquierda se tiene una sección completamente plana en la base de la sección embutida. Sin embargo, en este caso si se presenta un adelgazamiento localizado significativo (Figuras 57 a y 57 b) y un aumento de espesor incluso más severo que en las piezas producida por el troquel N-9 (Figuras 57 c y 57 d). La zona con aumento de espesor tiene mayor extensión que cualquier otra cavidad. En las Figuras 57 e y 57 f se puede observar un corte limpio sin presencia de rebabas en la zona de corte.

En los procesos de embutido profundo se presentan diferentes estados de esfuerzo según la zona del embutido. La base se encuentra en tensión biaxial equilibrada; la pared lateral en tensión por deformación plana; el material en la transición entre la pared y la brida está sometido a flexión positiva y flexión negativa

(enderezamiento), y la brida se encuentra en tensión radial y compresión circunferencial, pues la circunferencia de la pieza conformada se reduce, mientras que se le fuerza al adquirir el diámetro menor de la abertura de la matriz [45,84,85].

Según lo reportado por diversos autores la transición entre la base y la pared es la región que sufre un mayor nivel de esfuerzos de tensión, lo que puede llevar a un estiramiento y reducción de espesor como se observa en la Figura 53. Esta reducción de espesor se debe a que la carga aplicada excede el límite elástico del material obligándolo a fluir, o bien a que la fuerza de sujeción de la lámina es muy alta, lo anterior impide el flujo del metal dentro de la cavidad ocasionando que esta tenga regiones con concentraciones de esfuerzos [85–91]. Esta situación explica por qué el adelgazamiento localizado se presenta en la transición entre la base y la pared de embutido.

De igual manera Dwivedi *et al.* [84] afirman que el radio de los dados juega un papel importante en la distribución del espesor a lo largo de la lámina. La geometría del punzón y la matriz son algunos de los parámetros más importantes en los procesos de embutido. Cuando el radio de la punta del punzón es menor que tres veces el espesor de la lámina, hay presencia de adelgazamiento y cuando el radio de la punta del punzón es mayor que tres veces el espesor de la lámina el adelgazamiento es estable.

Similar a esto, cuando el radio de la matriz es menor que seis veces el espesor de la lámina, hay presencia de adelgazamiento y cuando el radio de la punta del punzón es mayor que diez veces el espesor de la lámina, el adelgazamiento es estable [89]. Posterior a esta zona de adelgazamiento se encuentra una región con aumento de espesor. Dado que para la fabricación de las placas se emplea un troquel progresivo, es decir, conforme avanza la lámina, ésta es sometida a diferentes niveles de deformación hasta alcanzar la forma deseada. Por lo tanto, se puede inferir que el adelgazamiento se generará en las zonas de embutido más severo; las regiones que solo estampan el material para dar forma son las responsables de la compresión de la lámina, generando el flujo del metal y el aumento de espesor en la región anteriormente mencionada. En la Figura 58 se

observa que el ajuste de los punzones es individual para cada colector, lo cual explica la diferencia de espesores incluso en una misma cavidad. Los demás defectos como la falta de planicidad, las rebabas y otras zonas con deformación, son totalmente consecuencia de la condición del herramental, considerando que todas las placas analizadas presentaron tales irregularidades. Según Gillespie *et al.* [92] una de las causas más comunes de la presencia de rebabas en los procesos de corte se debe a un mal cuidado del herramental. Herramentales con pérdida de filo producen más rebabas y de mayor tamaño.

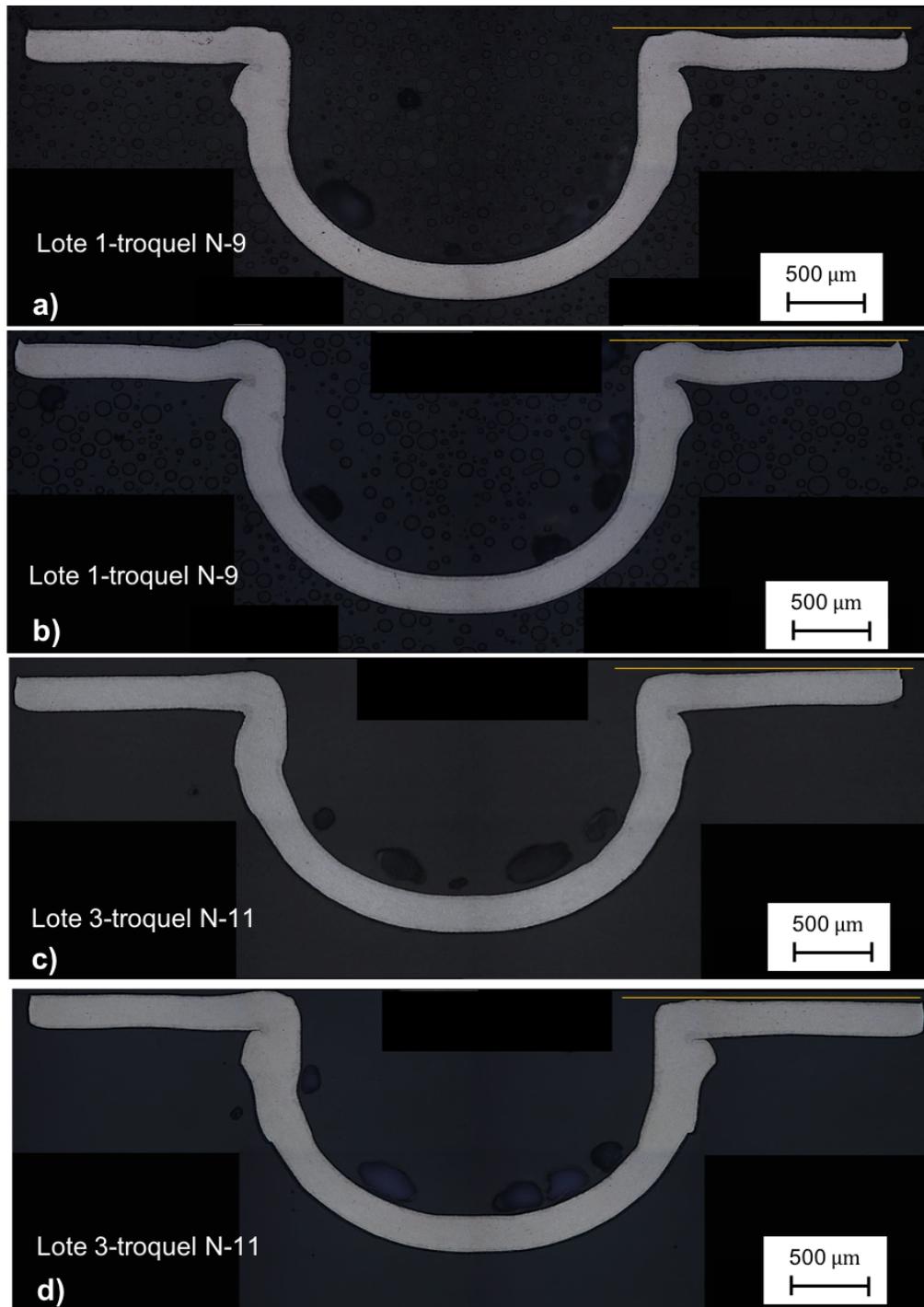


Figura 53. Sección transversal de placas estampadas según el troquel y cavidad donde fueron procesadas: a) cavidad izquierda y b) cavidad derecha del troquel N-9, c) cavidad izquierda y d) cavidad derecha del troquel N-11.

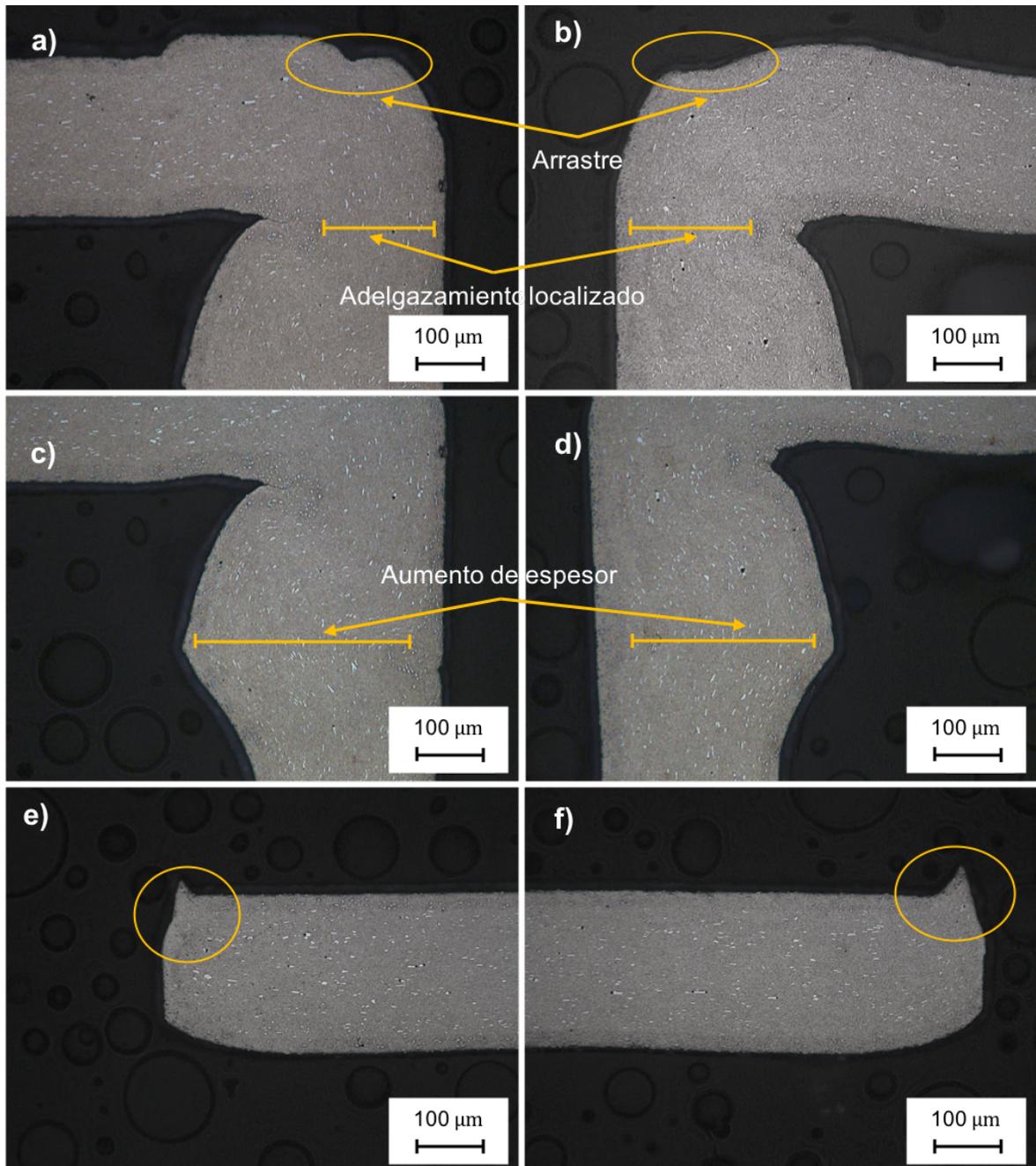


Figura 54. Sección transversal de placa de la cavidad izquierda, producida con el troquel N-9 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 1.

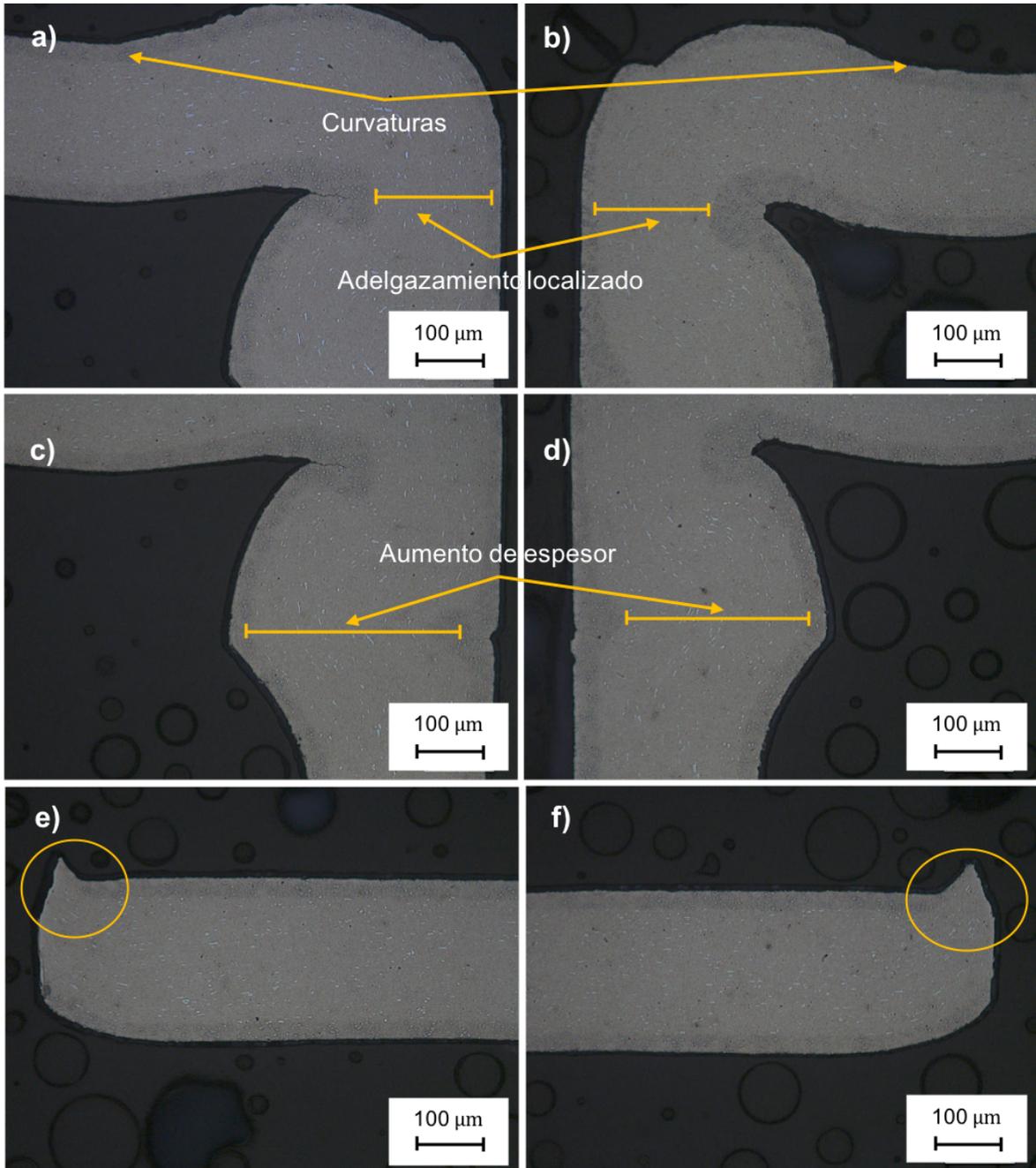


Figura 55. Sección transversal de placa de la cavidad derecha, producida con el troquel N-9 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 1.

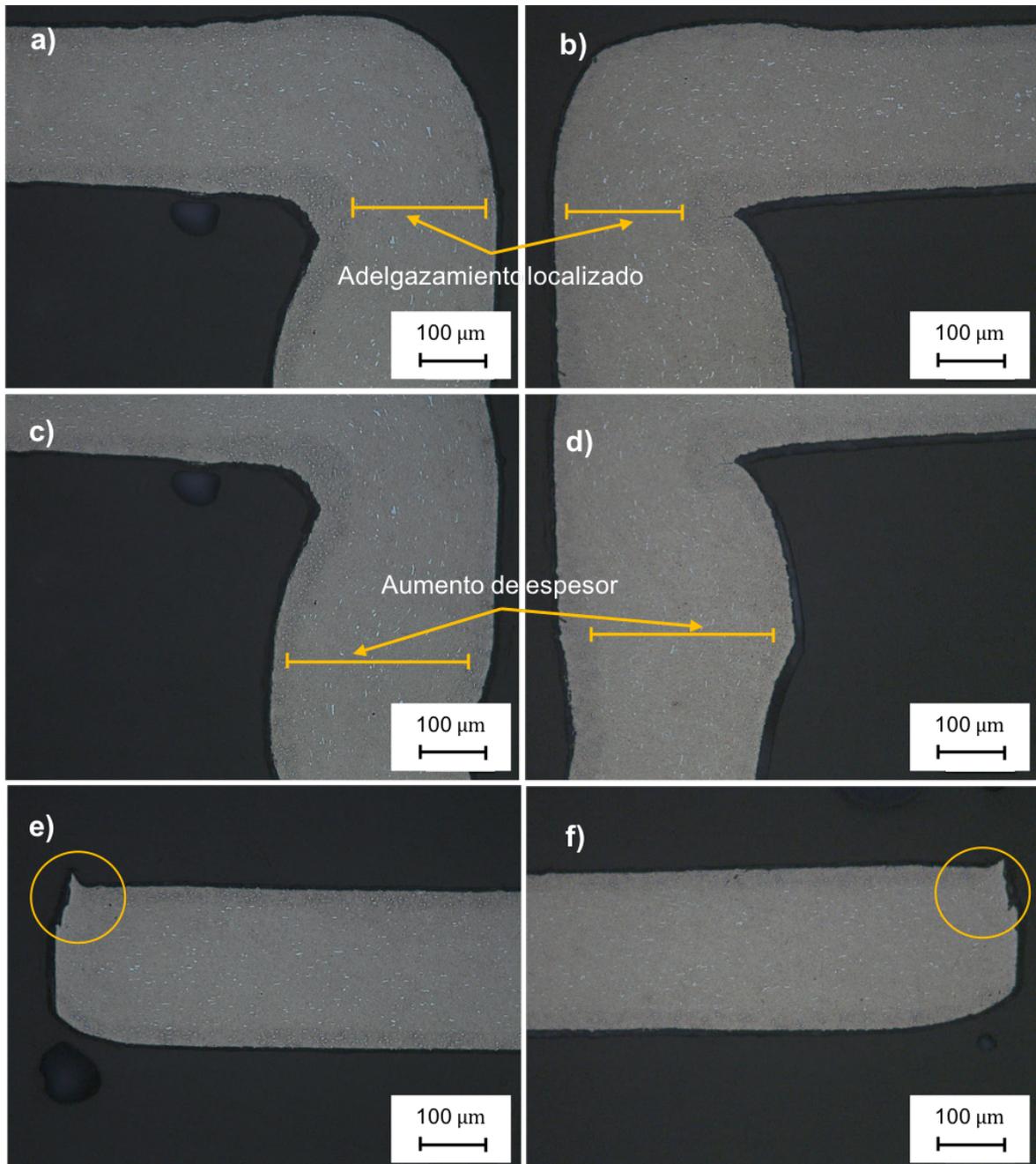


Figura 56. Sección transversal de placa de la cavidad izquierda, producida con el troquel N-11 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 3.

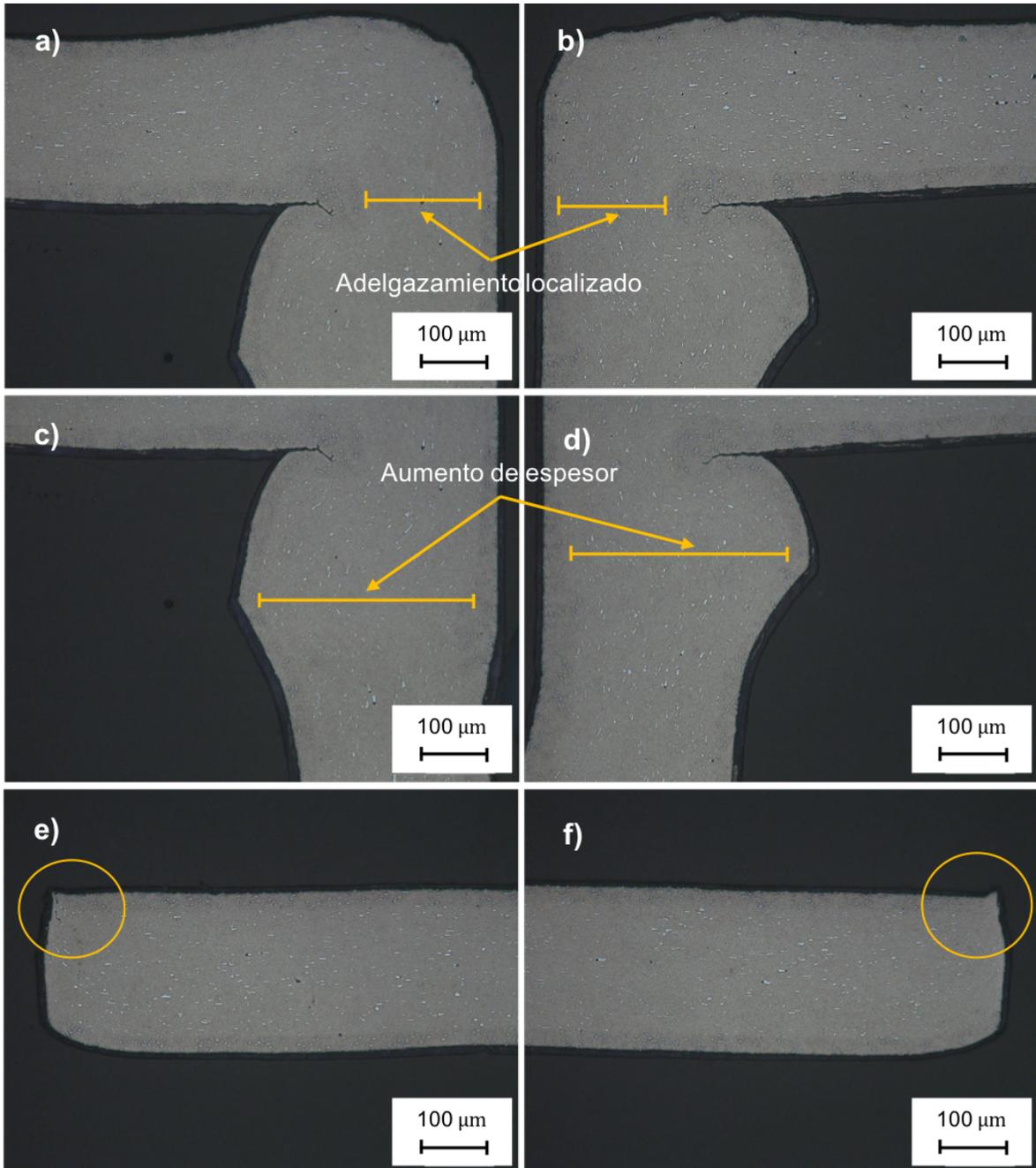


Figura 57. Sección transversal de placa de la cavidad derecha, producida con el troquel N-11 que muestra: a, b) adelgazamiento localizado, c, d) aumento de espesor, e, f) zona de corte de la muestra 3, lote 3.



Figura 58. a) Ajuste de los punzones del troquel de estampado, b) muestra de uno de los punzones utilizados.

3.2.4 Tomografía de rayos-X

Las Figuras 59 a y 59 b muestran la zona de colectores en placas del lote 1 en donde se tiene el adelgazamiento localizado y la presencia de galling en la parte externa. Se pueden observar los defectos detectados mediante microscopía óptica: la falta de planicidad a lo largo del aro de los colectores y la modificación que existe en los espesores. El nivel de resolución de esta técnica no permite analizar tales defectos, pero si permite evidenciar la ausencia de grietas. Las Figura 59 c y d muestran la reconstrucción en 3D de la región analizada en las Figuras 59 a y b, la cual exhibe la variación existente en el espesor de la placa y la falta de planicidad. Es importante mencionar que la técnica de tomografía de rayos-X permite un análisis a lo largo de la región afectada por el embutido sin afectar estructuralmente las muestras.

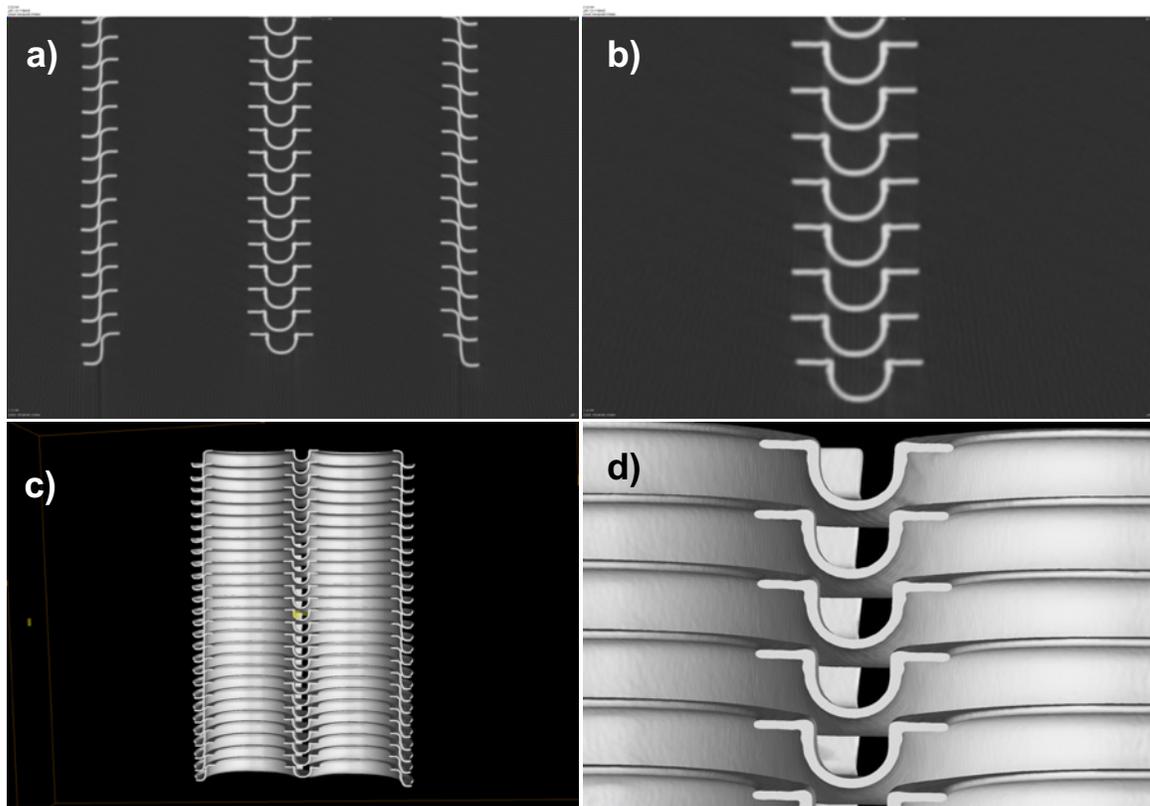


Figura 59. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 1. Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.

La Figura 60 corresponde a los cortes longitudinales realizados en la región de embutido profundo; se puede observar que en esta zona los espesores se mantienen constantes para todas las placas. De igual manera no se observa presencia de grietas.

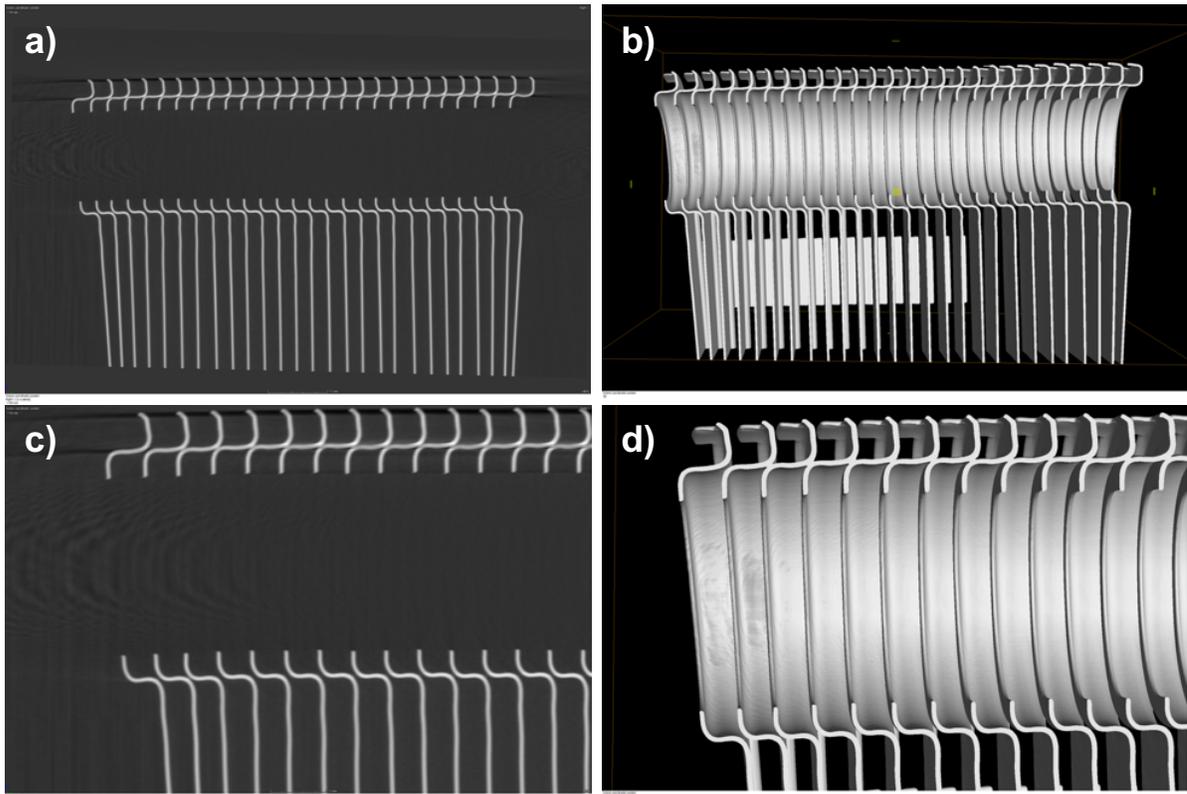


Figura 60. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 1. Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.

En las tomografías de las placas del lote 2 se observa, que en la zona de embutido profundo también hay variaciones de espesores (Figura 61 a y 61 b). Sin embargo, a diferencia de las placas del lote 1, la acumulación de material y la variación de espesores en esta zona es mucho menor. Los cortes longitudinales no muestran variación en espesores ni presencia de algún defecto superficial (Figura 62).

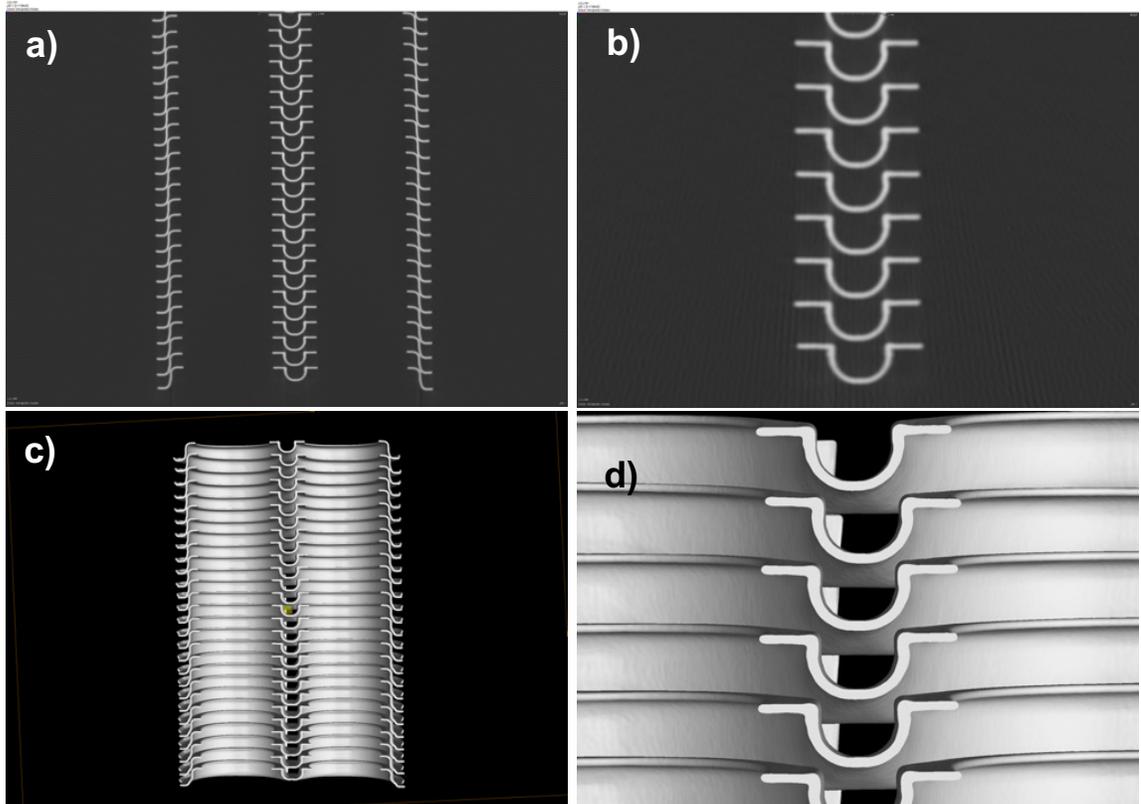


Figura 61. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 2.
Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.

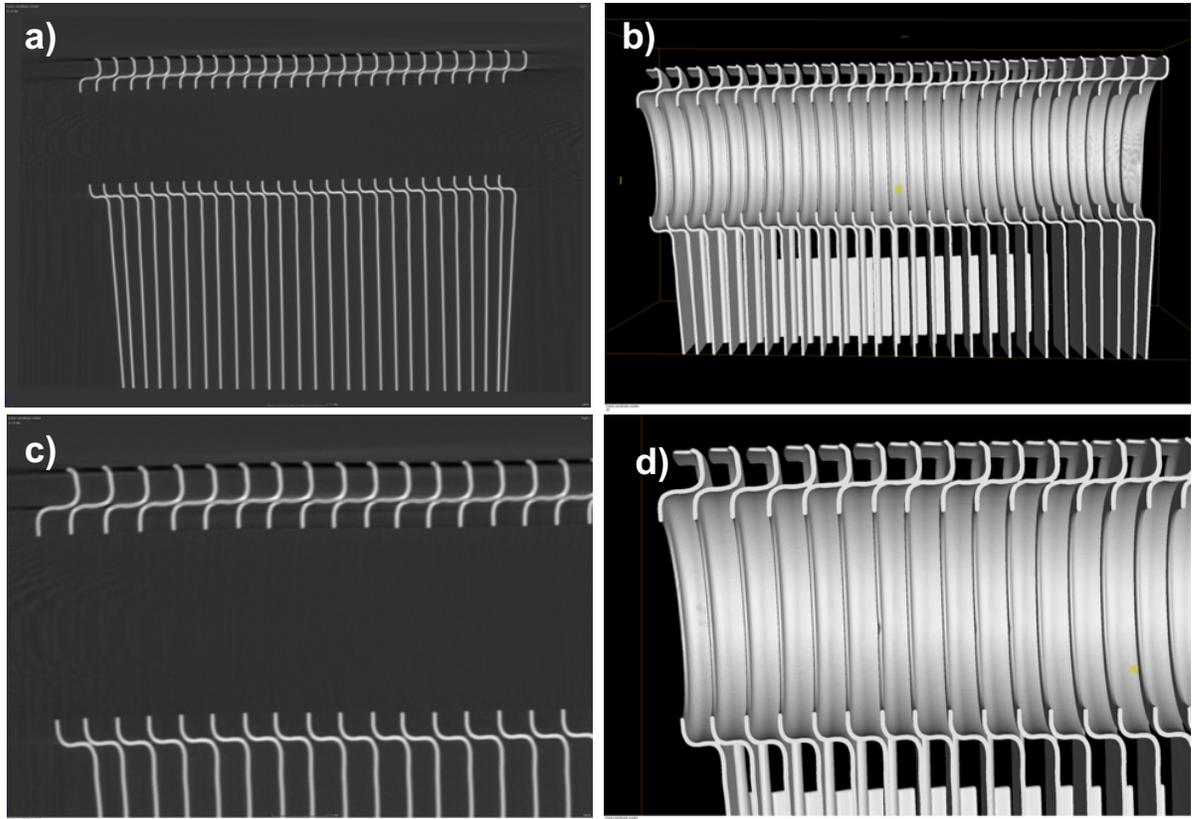


Figura 62. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 2. Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.

La Figura 63 muestra las tomografías de las placas del lote 3 en cortes transversales de la zona de embutido profundo. Al igual que las placas del lote 2, las variaciones de espesor son menores a las del lote 1. En cortes longitudinales (Figura 64), no se observan variaciones de espesor, ni presencia de defectos superficiales.

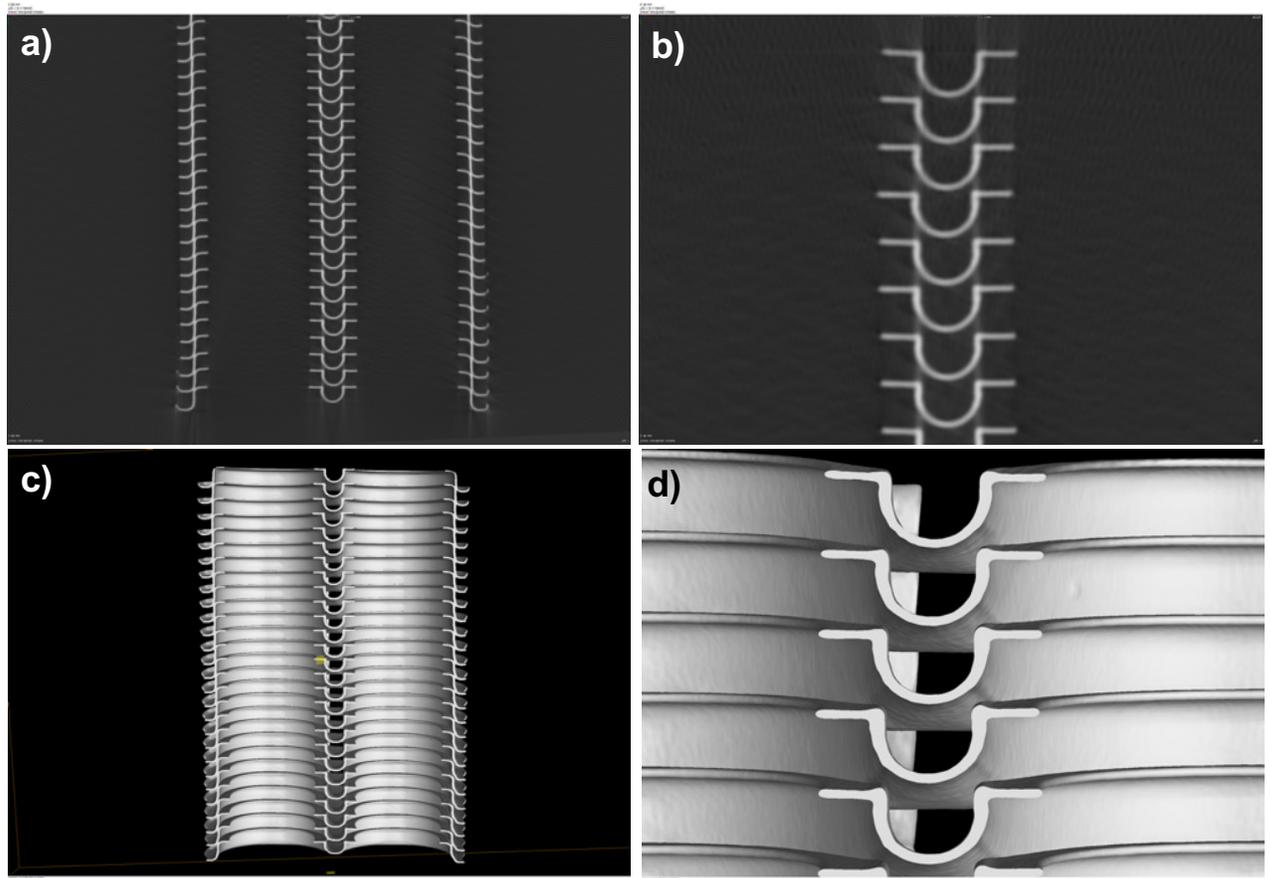


Figura 63. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 3.
Cortes transversales: a, b) sin reconstrucción 3D, c, d) con reconstrucción 3D.

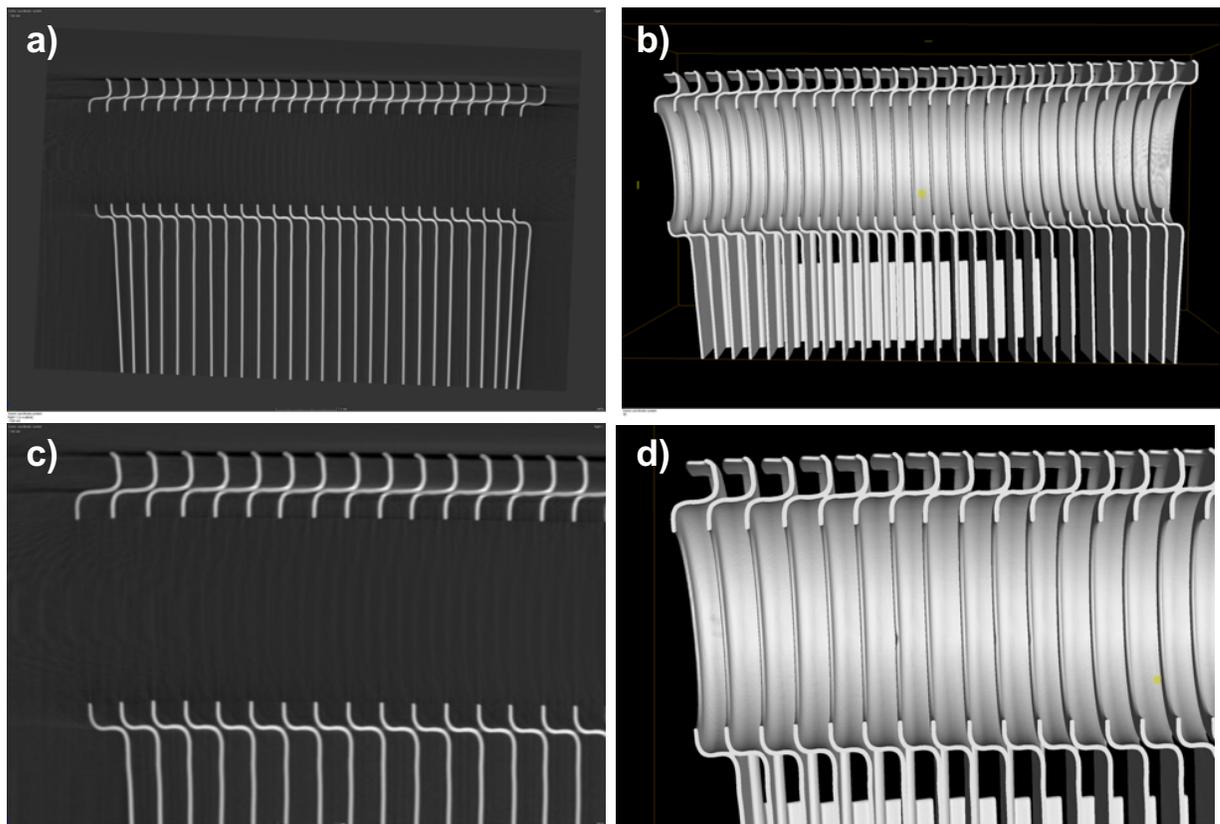


Figura 64. Imágenes obtenidas mediante tomografía de rayos-X en muestras del lote 3.
Cortes longitudinales: a, c) sin reconstrucción 3D, b, d) con reconstrucción 3D.

3.2.5 Microscopía electrónica de barrido

Las Figura 65 y Figura 66 muestran la misma región analizada mediante microscopía óptica, en una de las placas procesadas en el troquel N-11. La Figura 65 corresponde a la parte izquierda de la sección de embutido profundo y la Figura 66 a la parte derecha. Se observa que las partículas intermetálicas se alinean en la dirección del flujo del material durante el embutido (Figuras 65 a, 65 b, 66 a y 66 b). Aunque a bajos aumentos pareciera una grieta, en realidad es un doblez de la lámina en forma de “u” (Figuras 65 c, 65 d, 66 c y 66 d). Las Figuras 65 e, 65 f, 66 e y 66 f muestran también el flujo de las partículas intermetálicas en las secciones con aumento de espesor y posteriores.

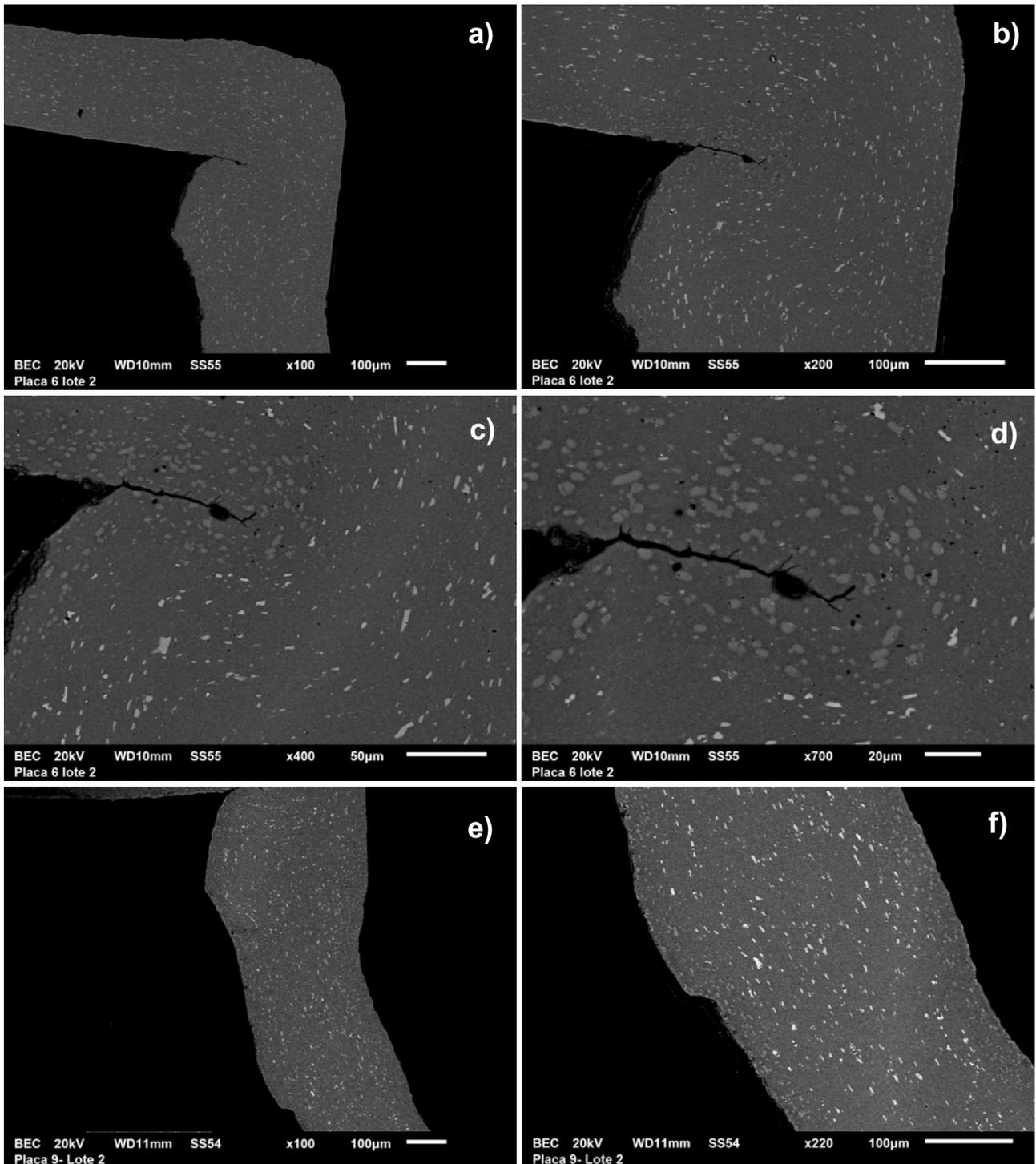


Figura 65. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la sección transversal de una placa obtenida en la cavidad izquierda, del troquel N-11, colector izquierdo: a, b) zonas con adelgazamiento localizado, c, d) zona con doblez, e, f) zona con aumento de espesor.

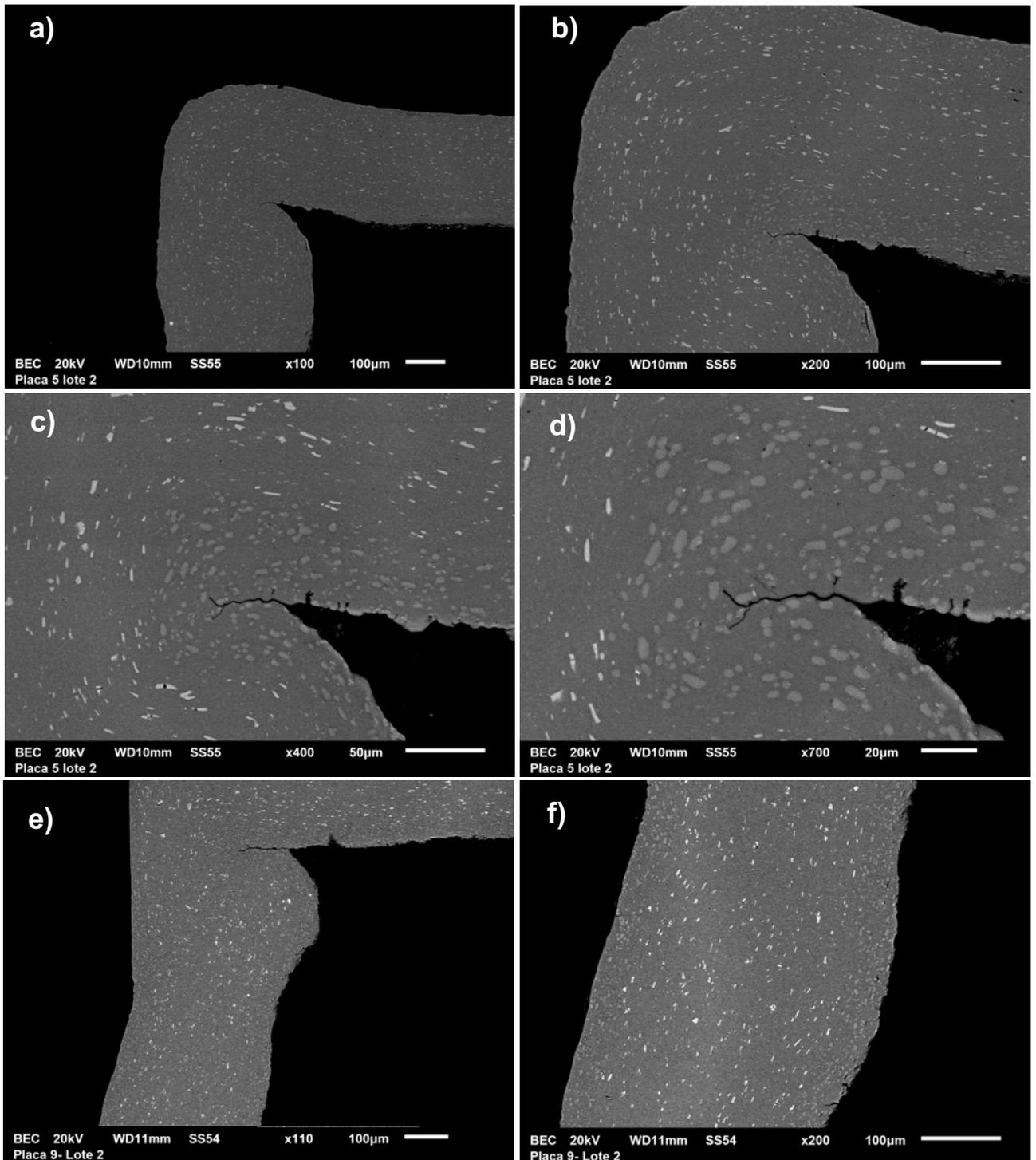


Figura 66. Imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido que muestran la sección transversal de una placa obtenida en la cavidad derecha, del troquel N-11, colector derecho: a, b) zonas con adelgazamiento localizado, c, d) zona con doblez, e, f) zona con aumento de espesor.

3.3 Condiciones de operación óptimas para el proceso de estampado de láminas de aluminio AA3003-Mod-2-2016.

Durante el proceso de estampado, las placas de aluminio de la aleación modificada investigada presentaron zonas de adelgazamiento localizadas. El nivel de adelgazamiento varía según el troquel, la cavidad y las variaciones de los parámetros (lubricación, altura de cierre y velocidad de troquelado).

En la Figura 67 se puede observar que al disminuir la cantidad de lubricante es mayor el adelgazamiento en las placas. Diversos autores han reportado que en procesos de embutido con láminas delgadas, la fricción se convierte en la parte predominante de la fuerza total de embutido [45,61,93]. Mejores condiciones de lubricación, reducen considerablemente los niveles de fricción y producen una mejor distribución de la carga aplicada. Cuando la capa de lubricante es suficientemente grande también se favorecen condiciones hidrodinámicas [55,63,94–99]. Estas condiciones permiten explicar el comportamiento no lineal presentando por la variación del parámetro de velocidad de troquelado (golpes/min). Como se observa en la figura, a una velocidad de 100 golpes/min el espesor promedio es de 167.8 μm , al incrementar a 130 golpes/min este se reduce a 166.5 μm , en este punto el aumento en la velocidad causa un aumento en la carga, y por tanto un mayor nivel de deformación. Sin embargo, al aumentar a 160 golpes/min el espesor aumenta a 168.3 μm .

Para altos niveles de presión, la capa de lubricante presenta condiciones hidrodinámicas en donde el lubricante actúa como una barrera que impide cualquier contacto entre el punzón y la lámina, reduciendo así notablemente los niveles de fricción [49,100–102]. Adicionalmente, se ha demostrado que en aleaciones Al-Mn el aumento en la velocidad de deformación, permite el retraso de la formación del encuellamiento [46–48].

Los resultados de la sección 3.2.1 muestran que al disminuir la altura de cierre se produce un aumento en la carga aplicada por el troquel, este aumento de carga resulta en un aumento en los esfuerzos a los que es sometido el material. Por tal

razón mientras menor es la altura de cierre es mayor la cantidad de adelgazamiento, como puede observarse en la Figura 67. Estos resultados son consistentes con los reportados en la literatura por Altan [47], que encontró que la variación en la carga aplicada debido a la modificación de la altura de cierre puede resultar en razones de embutido mayores, adelgazamientos localizados o incluso el agrietamiento.

En esta misma figura puede observarse que las piezas procesadas con el troquel N-9 presentan una variación mínima en el espesor según la cavidad en que fueron producidas; la cavidad izquierda presenta un espesor promedio de 166.3 μm mientras que la cavidad derecha presenta un valor de 169 μm . Esta variación puede ser originada por el nivel de desgaste o bien por pequeñas variaciones existentes durante el ensamble del troquel.

Pereira *et al.* [72] demostraron que radios menores a 15 mm en el punzón pueden aumentar las presiones de contacto locales experimentadas en más del 100%, lo que explica los grandes cambios adversos observados en la vida útil de la herramienta, reduciendo ésta hasta en un 90 %, generando el desgaste localizado en estas regiones. Groche [66] afirma que un herramental con desgaste puede producir esfuerzos de tensión locales altos incluso a bajas condiciones de carga.

Sin embargo, aunque se observa que existen variaciones en el nivel de adelgazamiento localizado, el análisis estadístico de varianza (ANOVA) que se realiza como proceso previo a la optimización nos dice que ninguna de las variables analizadas presenta un efecto significativo en el nivel de adelgazamiento localizado encontrado en las piezas procesadas con el troquel N-9. Esto puede ser observado en la Tabla 15, ya que los valores probabilísticos (valor p) se encuentran por debajo del valor de la significancia ($\alpha=0.05$); con lo cual se puede concluir que la variación en el espesor por la variación de los parámetros (altura de cierre, golpes/min, lubricación y herramental) no representa un efecto significativo en el nivel de adelgazamiento [104].

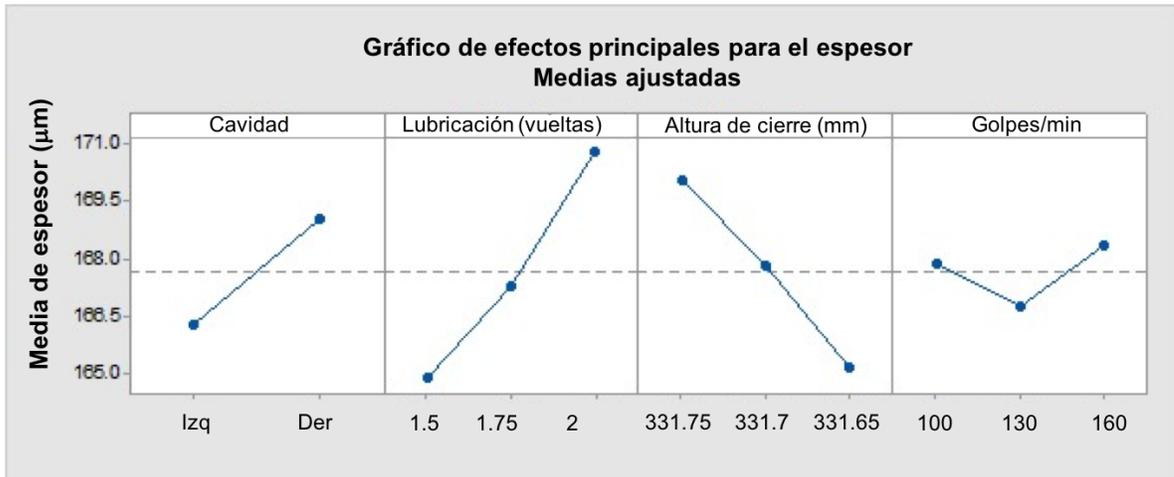


Figura 67. Gráfico de efectos principales que muestra la influencia de la variación de cavidad, lubricación, altura de cierre y golpes por minuto en el espesor de las placas procesadas en el troquel N-9.

Tabla 15. Valores p, para el análisis de varianza del troquel N-9.

Variable	Valores p
Altura de cierre	0.031
Golpes/min	0.017
Lubricación	0.035
Cavidad	0.012

El gráfico de efectos principales de las piezas procesadas con el troquel N-11 (Figura 68), muestra que las variables investigadas (lubricación, altura de cierre y golpes por minuto) exhiben la misma tendencia que las procesadas con el troquel N-9. Se puede notar que la cavidad derecha presenta un valor de 168 µm en promedio, el cual es muy similar a las piezas procesadas en las cavidades izquierda y derecha del troquel N-9, pero la cavidad izquierda presenta un valor promedio de espesor de 190 µm. El hecho de que exista esta variación significativa en el nivel de adelgazamiento localizado puede ser atribuido al nivel de desgaste del herramental, como mostró en las secciones 3.2.2 las piezas procesadas por la cavidad izquierda del troquel N-11 no presentaron el defecto de galling, lo cual indica

que el acabado superficial de esta cavidad es mejor que el que se presenta en la cavidad derecha.

Sin embargo, a diferencia de los resultados obtenidos en el análisis de varianza para las placas procesadas por el troquel N-9, los resultados del troquel N-11 indican que la cavidad en que se procesó la placa es la única variable significativa en la generación del defecto de adelgazamiento localizado, es decir que, el nivel de adelgazamiento varía considerablemente dependiendo de la cavidad en que las placas son producidas. Esto se puede observar en la Tabla 16 donde se aprecia que el valor p para la variable cavidad es mayor que el valor de la significancia ($\alpha=0.05$).

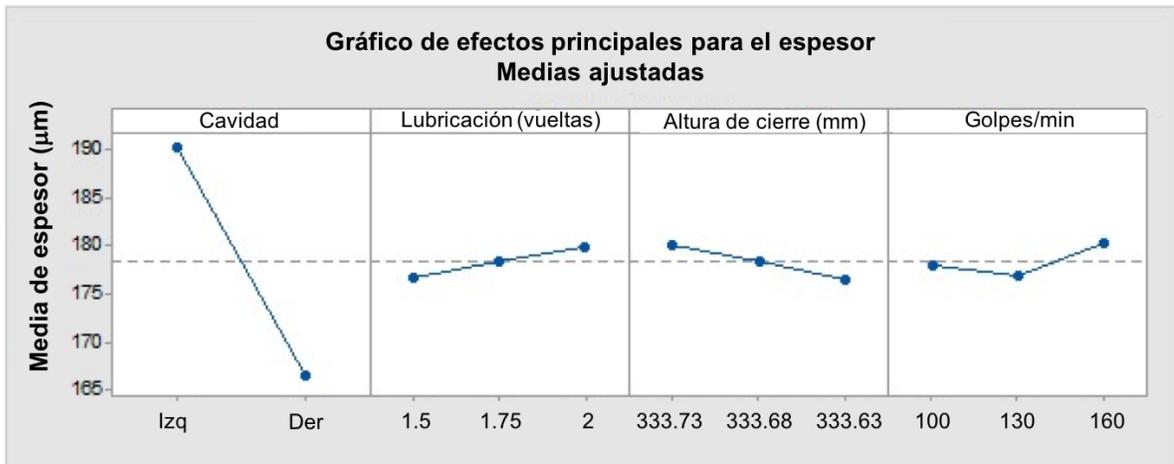


Figura 68. Gráfico de efectos principales que muestra la influencia de la variación de cavidad, lubricación, altura de cierre y golpes por minuto en el espesor de las placas procesadas en el troquel N-11.

Tabla 16. Valores p, para el análisis de varianza del troquel N-11.

Variable	Valores p
Altura de cierre	0.018
Golpes/min	0.023
Lubricación	0.009
Cavidad	0.061

Por medio del diseño de experimentos completamente factorial, con la herramienta de optimización de respuestas del software Minitab, es posible establecer que las condiciones de operación óptimas para el proceso de estampado de placas perforadas de aleación AA3003-Mod-2-2016 son: para el caso del troquel N-9 una lubricación de 2 vueltas (33ml/min), velocidad de troquelado de 160 golpes por min y altura de cierre de 331.8 mm, mientras que para el troquel N-11 una lubricación de 2 vueltas (33 ml/min), velocidad de troquelado de 160 golpes por min y altura de cierre de 333.73 mm. Lo anterior considerando la minimización del adelgazamiento localizado, considerado como la función objetivo de la optimización.

Conclusiones

A partir de los resultados obtenidos en el presente proyecto se pueden enlistar las siguientes conclusiones:

- La aleación AA3003-mod-2-2016 no presentó problema de agrietamiento independientemente de las variables del proceso de estampado utilizadas. Este resultado se atribuye a la reducción en la cantidad y el tamaño de los compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti. Lo anterior fue posible mediante un incremento en la temperatura de vaciado ($\Delta T=100^{\circ}\text{C}$), reducción en la temperatura de homogeneizado ($\Delta T=10^{\circ}\text{C}$), incremento en el tiempo de homogeneizado ($\Delta t=8\text{h}$) y un aumento en la temperatura de recocido ($\Delta T=20^{\circ}\text{C}$).
- El incremento en la temperatura de vaciado favorece una mayor disolución de los intermetálicos Al-Mn-Ti. La reducción en los contenidos de Fe y Si causa una disminución en la cantidad de intermetálicos $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$, principales sitios para la propagación de las grietas.
- Las propiedades mecánicas de la aleación AA3003-mod-2-2016 fueron similares a las de la aleación AA3003-mod-1-2015. Los efectos combinados de la disminución en la cantidad de dispersoides $\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$ y compuestos intermetálicos Al-Mn-Ti y la reducción en el tamaño de grano permitieron obtener propiedades mecánicas similares.
- La reducción en el tamaño de grano observada como resultado de la modificación en los tratamientos térmicos, se puede atribuir a la reducción del contenido de Mn en solución sólida durante el tratamiento de homogenización. El incremento en el tiempo de homogeneizado causa el engrosamiento y enriquecimiento de las partículas primarias ($\alpha\text{-Al}(\text{Mn,Fe})\text{Si}$), evitando la precipitación simultánea durante el tratamiento de recocido y promoviendo la nucleación de un mayor número de granos.
- El deterioro en la calidad superficial de los troqueles contribuye de manera significativa con la aparición de arrastre de clad en el fondo del embutido, a

menor calidad superficial mayor es el grado de afectación. Es por esto que las muestras procesadas con el troquel N-9 (mayor desgaste superficial) presentaron mayor arrastre que las procesadas con el troquel N-11.

- El defecto de adelgazamiento puede ser originado por una contribución del ajuste de la carrera del punzón y un aumento en la fricción como resultado del mayor desgaste del herramental en zonas con menor radio del punzón.
- Con base al análisis estadístico realizado con el Minitab se puede concluir que la variación en los parámetros del proceso de estampado no tiene una contribución significativa sobre el defecto de adelgazamiento localizado. Esta observación es soportada por el valor de α (nivel de significancia) el cual fue menor a 0.05.
- Los mejores resultados de la optimización muestran que los parámetros del proceso de estampado que permiten minimizar el defecto de adelgazamiento son: lubricación “dos vueltas”, altura de cierre “333.7 mm”, golpes por min “160” y el uso de troqueles menos desgastados (en este caso el N-11).

Trabajos futuros

- Investigar los efectos de los cambios microestructurales obtenidos mediante la modificación química y del tratamiento térmico sobre la textura cristalográfica y la anisotropía de la aleación AA3003-2-Mod-2016.
- Estudiar el efecto de la calidad superficial obtenida en la aleación desarrollada sobre la calidad de unión en el proceso de brazing y sobre la resistencia a la corrosión.
- Realizar una adquisición de datos más completa que permita la creación de una red neuronal artificial para predecir los adelgazamientos críticos y/o falla de los componentes en relación a la composición química, parámetros de proceso y características microestructurales de la aleación AA3003-Mod-2-2016.

Contribución científica y tecnológica.

Desde el punto de vista científico, los resultados obtenidos en el presente trabajo muestran que el problema de agrietamiento que se presentaba en la aleación AA3003-Mod-2015, puede ser evitado mediante la disminución en la cantidad y el tamaño de los compuestos intermetálicos de Al-Mn-Ti. Adicionalmente se logró la obtención de una microestructura con menor número de partículas primarias y con mayor porcentaje de esferoidización, lo cual reduce el nivel de concentradores de esfuerzos mejorando la formabilidad de la lámina. La reducción en la cantidad de dispersoides permitió tener una microestructura con menor tamaño de grano, lo cual mejora la resistencia del material.

Desde el punto de vista tecnológico, los resultados del presente documento muestran que el problema de agrietamiento puede evitarse en la aleación investigada incluso cuando se procesa en parámetros de control máximos que permite la prensa de estampado utilizada, lo cual sugiere que la productividad para la fabricación de intercambiadores de calor puede ser incrementada. Adicionalmente, es posible lograr un ahorro económico adicional por reducción de “scrap” debido a que la cantidad de piezas de buena calidad se incrementó considerablemente.

Recomendaciones

A partir del trabajo realizado y de los resultados obtenidos se sugieren las siguientes recomendaciones:

- Revisar la calidad del herramental periódicamente con el fin de reducir el problema de adelgazamiento localizado y defecto de arrastre de clad, o en su defecto realizar la sustitución del herramental por otro con un recubrimiento que permita un menor desgaste. Asimismo, se recomienda corroborar la ausencia de agrietamiento mediante tomografía computarizada.

- Mejorar el sistema de medición de la lubricación ya que es un parámetro que tiene una influencia significativa en la calidad del estampado. El número de vueltas y por lo tanto la cantidad de lubricante, dependen del criterio del operador, por lo cual es necesario estandarizar el número de vueltas en función de la cantidad de lubricante requerida para el proceso y para un producto en particular.
- Realizar periódicamente la preparación metalográfica de muestras y su observación mediante microscopía óptica, para evaluar la uniformidad en el tamaño de grano de la matriz y el tamaño, tipo, morfología, cantidad y la distribución de los compuestos intermetálicos presentes.
- Revisar si la calidad obtenida en el proceso de estampado tiene una influencia sobre la calidad de unión en el proceso de brazing lo cual también puede corroborarse mediante tomografía computarizada.
- Realizar periódicamente la preparación metalográfica de placas ya troqueladas a fin de evaluar el ajuste de los punzones del troquel de estampado para asegurar una mayor uniformidad en la calidad del producto estampado.

Referencias

- [1] K. Elangovan, C. Sathiya Narayanan, R. Narayanasamy, Modelling of forming limit diagram of perforated commercial pure aluminium sheets using artificial neural network, *Comput. Mater. Sci.* 47 (2010) 1072–1078.
- [2] M.B. Silva, R.M.S.O. Baptista, P.A.F. Martins, Stamping of automotive components: A numerical and experimental investigation, *J. Mater. Process. Technol.* 155–156 (2004) 1489–1496.
- [3] M.C. Doolan, S. Kalyanasundaram, P. Hodgson, M. Cardew-Hall, Identifying variation in sheet metal stamping, *J. Mater. Process. Technol.* 115 (2001) 142–146.
- [4] J.C. Herron, P.D. Hodgson, C.-H. Cardew-Hall, Defining the operating window for an automotive sheet pressing operation, *J. Mater. Process. Technol.* 80–81 (1998) 68–75.
- [5] G. Gantar, K. Kuzman, Sensitivity and stability evaluation of the deep drawing process, *J. Mater. Process. Technol.* 125–126 (2002) 302–308.
- [6] E. Brochure, Aluminium in cars, unlocking the light-weighting potential, *Eur. Alum. Assoc.* (2012) 0–26.
- [7] R. Nunes, J.H. Adams, H. Avery, R. Barnhurst, J. Bean, *ASM Handbook, Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials*, 10 edition, ASM International, 1990.
- [8] R. Lumley, *Fundamentals of aluminium metallurgy*, First edit, Woodhead publishing, 2011. doi:10.1533/9780857090256.3.655.
- [9] S.H. Huo, M. Qian, G.B. Schaffer, E. Crossin, *Fundamentals of aluminium metallurgy*, First Edit, Woodhead publishing, 2011.
- [10] R. Singh, R.K. Khatirkar, R.N. Chouhan, S.G. Sapate, Development of cube recrystallization texture in strip cast AA3004 aluminium alloy, *Trans. Indian Inst. Met.* 69 (2016) 1833–1841. doi:10.1007/s12666-016-0842-7.
- [11] A.M.F. Mugerud, E.A. Mørtzell, Y. Li, R. Holmestad, Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures, *Mater. Sci. Eng. A.* 567 (2013) 21–28.
- [12] D. Altenpohl, J.G. Kaufman, *Aluminum: Technology, applications, and environment. A profile of a modern metal*, Sixth edit, Aluminum Association, 1998.
- [13] M.D. Salvador, V. Amigó, L. Reig, C. Bloem, M.C.G. Caruana, Evolución microestructural y mecánica de una aleación de aluminio de la serie 3xxx obtenida por el proceso Hazelett, *Rev. Metal.* 43 (2007) 424–433.
- [14] A.D. Kubiak, *Effect of homogenization on high temperature deformation behaviour of AA3XXX aluminum alloys*, The University of Western Ontario, 2009.
- [15] M.M.R. Jaradeh, T. Carlberg, Solidification studies of 3003 aluminium alloys with Cu and Zr additions, *J. Mater. Sci. Technol.* 27 (2011) 615–627.
- [16] S. Tierce, N. Pébère, C. Blanc, C. Casenave, G. Mankowski, H. Robidou, Corrosion behaviour of brazing material AA4343, *Electrochim. Acta.* 52 (2006) 1092–1100.
- [17] Y.J. Li, L. Arnberg, Quantitative study on the precipitation behavior of

- dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization, *Acta Mater.* 51 (2003) 3415–3428. doi:10.1016/S1359-6454(03)00160-5.
- [18] Y. Li, L. Arnberg, Precipitation of dispersoids in DC-Cast AA3103 alloy during heat treatment, *Essent. Readings Light Met.* (2016) 1021–1027.
- [19] Y.J. Li, A.M.F. Muggerud, A. Olsen, T. Furu, Precipitation of partially coherent α -Al(Mn,Fe)Si dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy, *Acta Mater.* 60 (2012) 1004–1014.
- [20] F.J. Humphreys, The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium, *Acta Metall.* 25 (1977) 1323–1344.
- [21] O. Daaland, E. Nes, Recrystallization texture development in commercial Al-Mn-Mg alloys, *Acta Mater.* 44 (1996) 1413–1435.
- [22] J. Liu, R.E. Dick, J.M. Fridy, T.N. Rouns, Crystallographic texture evolution of continuous cast Al-Mn-Mg alloy sheet during cold rolling and annealing, *Mater. Sci. Eng. A.* 458 (2007) 73–87.
- [23] W.C. Liu, Z. Li, C.S. Man, Effect of heating rate on the microstructure and texture of continuous cast AA 3105 aluminum alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 478 (2008) 173–180.
- [24] K. Huang, N. Wang, Y. Li, K. Marthinsen, The influence of microchemistry on the softening behaviour of two cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloys, *Mater. Sci. Eng. A.* 601 (2014) 86–96.
- [25] K. Huang, O. Engler, H. Aluminium, Evolution in microstructure and properties during non-isothermal annealing of a cold-rolled Al – Mn – Fe – Si alloy with different microchemistry states, *Mater. Sci. Eng.* 45 (2015) 1–27.
- [26] O. Hundert, E. Nes, N. Ryum, On the zener drag—Addendum, *Acta Metall.* 37 (1989) 129–133.
- [27] A. Rollett, F. Humphreys, G.S. Rohrer, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition*, *Recryst. Relat. Annealing Phenom.* Second Ed. (2004) 1–628.
- [28] G.F. Vander Voort, A.S.M.I.H. Committee, *ASM Handbook: Metallography and microstructures*, Second ed., ASM International, 2004.
- [29] K. Huang, K. Zhang, K. Marthinsen, R.E. Logé, Controlling grain structure and texture in Al-Mn from the competition between precipitation and recrystallization, *Acta Mater.* 141 (2017) 360–373.
- [30] H. Ahlborn, E. Hornbogen, U. Köster, Recrystallisation mechanism and annealing texture in aluminium-copper alloys, *J. Mater. Sci.* 4 (1969) 944–950.
- [31] K. Huang, Y.J. Li, K. Marthinsen, Effect of heterogeneously distributed pre-existing dispersoids on the recrystallization behavior of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy, *Mater. Charact.* 102 (2015) 92–97.
- [32] W.C. Liu, J.G. Morris, Effect of hot and cold deformation on the P P {011} (455) recrystallization texture in a continuous cast Al-Mn-Mg aluminum alloy, *Scr. Mater.* 54 (2006) 2095–2099.
- [33] W.C. Liu, B. Radhakrishnan, Recrystallization behavior of a supersaturated Al-Mn alloy, *Mater. Lett.* 64 (2010) 1829–1832.
- [34] M. Somerday, F.J. Humphreys, Recrystallisation behaviour of supersaturated Al-Mn alloys Part 1 – Al-1.3 wt-%Mn, *Mater. Sci. Technol.* 19 (2003) 20–29.
- [35] O. Engler, Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications, *Mater. Sci. Eng. A.* 538 (2012) 69–80.

- [36] K. Huang, Q. Zhao, Y. Li, K. Marthinsen, Two-stage annealing of a cold-rolled Al-Mn-Fe-Si alloy with different microchemistry states, *J. Mater. Process. Technol.* 221 (2015) 87–99.
- [37] R. Mir Miri, Effect of Manganese (Mn) Content and Homogenization Treatment on Hot Deformation of AA3xxx Aluminum Alloys, University of Waterloo, 2016.
- [38] Q. Du, W.J. Poole, M.A. Wells, N.C. Parson, Microstructure evolution during homogenization of Al-Mn-Fe-Si alloys: Modeling and experimental results, *Acta Mater.* 61 (2013) 4961–4973.
- [39] Z. Li, Z. Zhang, X. Chen, Effect of magnesium on dispersoid strengthening of Al – Mn – Mg – Si (3xxx) alloys, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 26 (2016) 2793–2799.
- [40] Y.J. Li, L. Arnberg, Evolution of eutectic intermetallic particles in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization, *Mater. Sci. Eng. A347* (2003) 130–135.
- [41] K. Huang, Y. Li, K. Marthinsen, Isothermal annealing of cold-rolled Al – Mn – Fe – Si alloy with different microchemistry states, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 24 (2014) 3840–3847.
- [42] K. Huang, Y.J. Li, K. Marthinsen, Isothermal and Non-Isothermal Annealing of Cold-Rolled Al-Mn-Fe-Si Alloys with Different Microchemistry States, *Mater. Sci. Forum.* 783–786 (2014) 174–179.
- [43] P. Babaghorbani, W.J. Poole, M. a Wells, N.C. Parson, The effect of cold deformation on annealing behavior of AA3xxx alloys, in: *Proc. 12th Int. Conf. Alum. Alloy.*, The Japan Institute of Light METals, 2010: pp. 302–307.
- [44] F. Norouzi Afshar, J.H.W. de Wit, H. Terry, J.M.C. Mol, The effect of brazing process on microstructure evolution and corrosion performance of a modified AA4XXX/AA3XXX brazing sheet, *Corros. Sci.* 58 (2012) 242–250.
- [45] J. A. Schey, *Procesos de Manufactura*, Tercera ed, Mc Graw Hill, Mexico, 2002.
- [46] K. Majeske, P. Hammett, Identifying sources of variation in sheet metal stamping, *Int. J. Flex. Manuf. Syst.* 15 (2003) 5–18.
- [47] T. Altan, A.E. Tekkaya, *Sheet metal forming : process and applications*, ASM International, 2012.
- [48] S.L. Semiatin, *ASM Handbook Vol. 14b: Metalworking: Sheet Forming*, 2006.
- [49] W.C. Emmens, *Formability a review of parameters and processes that control, limit or enhance the formability of sheet metal*, First edit, Springer, Netherlands, 2011.
- [50] P.S. Bate, Strain path change effects in the local necking of aluminum sheet and in the tension of internally pressurized tubes, *Metall. Trans. A.* 24 (1993) 2691–2699.
- [51] P.S. Bate, The effects of combined strain-path and strain-rate changes in aluminum, *Metall. Mater. Trans. A.* 24 (1993) 2679–2689.
- [52] S.R. Skjervold, S. Tjøtta, Strain rate change effect on the work hardening rate in two commercial aluminium alloys, in: *4TH Int. Conf. Alum. Alloy. STRAIN*, Atlanta, 1994: pp. 500–507.
- [53] G.T. (Rusty) Gray, High-Strain-Rate Deformation: Mechanical Behavior and Deformation Substructures Induced, *Annu. Rev. Mater. Res.* 42 (2012) 285–

303.

- [54] Y. Tamai, T. Inazumi, K.I. Manabe, FE forming analysis with nonlinear friction coefficient model considering contact pressure, sliding velocity and sliding length, *J. Mater. Process. Technol.* 227 (2016) 161–168.
- [55] J.. Lanzon, M.. Cardew-Hall, P.. Hodgson, Characterising frictional behaviour in sheet metal forming, *J. Mater. Process. Technol.* 80 (1998) 251–256.
- [56] M. Lovell, C.F. Higgs, P. Deshmukh, A. Mobley, Increasing formability in sheet metal stamping operations using environmentally friendly lubricants, *J. Mater. Process. Technol.* 177 (2006) 87–90.
- [57] V. Karthik, R.J. Comstock, D.L. Hershberger, R.H. Wagoner, Variability of sheet formability and formability testing, *J. Mater. Process. Technol.* 121 (2002) 350–362.
- [58] N. Liu, H. Yang, H. Li, S. Yan, Plastic wrinkling prediction in thin-walled part forming process: A review, *Chinese J. Aeronaut.* 29 (2016) 1–14.
- [59] S. Sivasankaran, R. Narayanasamy, R. Jeyapaul, C. Loganathan, Modelling of wrinkling in deep drawing of different grades of annealed commercially pure aluminium sheets when drawn through a conical die using artificial neural network, *Mater. Des.* 30 (2009) 3193–3205.
- [60] R. Shivpuri, W. Zhang, Robust design of spatially distributed friction for reduced wrinkling and thinning failure in sheet drawing, *Mater. Des.* 30 (2009) 2043–2055. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2008.08.043>.
- [61] T. Altan, A.E. Tekkaya, Sheet metal forming, Processes and applications, First edit, ASM International, 2012.
- [62] J. Hu, Z. Marciniak, J. Duncan, Mechanics of Sheet Metal Forming, Second Edi, Butterworth Heinemann, 2002.
- [63] A. Seireg, Friction and Lubrication in Mechanical Design, First Edit, MARCEL DEKKER INC., 1998.
- [64] D. Smith, Quick Die Change, Second Edi, Society of Manufacturing Engineers, 2004.
- [65] H. Czichos, K.-H. Habig, Tribologie-Handbuch : Tribometrie, Tribomaterialien, Tribotechnik, n.d.
- [66] P. Groche, G. Nitzsche, A. Elsen, Adhesive wear in deep drawing of aluminum sheets, *CIRP Ann. - Manuf. Technol.* 57 (2008) 295–298.
- [67] T. Sato, T. Besshi, Anti-galling evaluation in aluminum sheet forming, *J. Mater. Process. Technol.* 83 (1998) 185–191.
- [68] T. Yamada, Z. Wang, T. Sasa, Effect of tool shape on galling behavior in plate shearing, *Procedia Eng.* 81 (2014) 1817–1822.
- [69] L. Pelcastre, J. Hardell, B. Prakash, Galling mechanisms during interaction of tool steel and Al-Si coated ultra-high strength steel at elevated temperature, *Tribol. Int.* 67 (2013) 263–271.
- [70] K. Kang, Impact of die wear and punch surface textures on aluminium can wall, *Wear.* 266 (2009) 1044–1049.
- [71] J. Pujante, L. Pelcastre, M. Vilaseca, D. Casellas, B. Prakash, Investigations into wear and galling mechanism of aluminium alloy-tool steel tribopair at different temperatures, *Wear.* 308 (2013) 193–198.
- [72] M.P. Pereira, M. Weiss, B.F. Rolfe, T.B. Hilditch, The effect of the die radius profile accuracy on wear in sheet metal stamping, *Int. J. Mach. Tools Manuf.*

- 66 (2013) 44–53. doi:10.1016/j.ijmachtools.2012.11.001.
- [73] M. Amiruzamin, Optimization of Process Parameters in Sheet Metal Forming By Using Taguchi Method, University Malaysia Pahang, 2008.
- [74] J. Zhou, B. Wang, J. Lin, L. Fu, Optimization of an aluminum alloy anti-collision side beam hot stamping process using a multi-objective genetic algorithm, Arch. Civ. Mech. Eng. 13 (2013) 401–411.
- [75] H. Darzi Naghibi, M. Shakeri, M. Hosseinzadeh, Neural network and genetic algorithm based modeling and optimization of tensile properties in FSW of AA 5052 to AISI 304 dissimilar joints, Trans. Indian Inst. Met. 69 (2016) 891–900.
- [76] ASTM E1251 - 17a Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark Atomic Emission Spectrometry, (n.d.). <https://www.astm.org/Standards/E1251.htm> (accessed June 7, 2018).
- [77] ASTM E8 / E8M - 16a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, (n.d.).
- [78] H.W. Huang, B.L. Ou, Evolution of precipitation during different homogenization treatments in a 3003 aluminum alloy, Mater. Des. 30 (2009) 2685–2692.
- [79] D.A. Porter, K.E. Easterling, M.Y. Sherif, Phase Transformations in metals and alloys, Third edit, CRC Press, 1992.
- [80] M. Jaradeh, T. Carlberg, Effect of titanium additions on the microstructure of DC-cast aluminium alloys, Mater. Sci. Eng. A. 413–414 (2005) 277–282.
- [81] M. Johnsson, L. Backerud, G.K. Sigworth, Study of the mechanism of grain refinement of aluminum after additions of Ti- and B-containing master alloys, Metall. Trans. A. 24 (1993) 481–491.
- [82] N. Wang, J.E. Flatøy, Y.J. Li, K. Marthinsen, Evolution in microstructure and mechanical properties during back-annealing of AlMnFeSi alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed. 22 (2012) 1878–1883.
- [83] J. Heinrichs, S. Jacobson, The influence from shape and size of tool surface defects on the occurrence of galling in cold forming of aluminium, Wear. 271 (2011) 2517–2524. doi:10.1016/j.wear.2011.01.077.
- [84] R. Dwivedi, G. Agnihotri, Study of deep drawing process parameters, Mater. Today Proc. 4 (2017) 820–826.
- [85] M. Berger, E. Zussman, On-Line Thinning Measurement in the Deep Drawing Process, J. Manuf. Sci. Eng. 124 (2002) 420.
- [86] H. Mrad, L. Ben Ayed, M. Bouazara, Effect of forming conditions on localized thinning in deep drawing process, Int. J. Eng. Res. Technol. 4 (2015) 565–573.
- [87] H. Zein, M. El-Sherbiny, M. Abd-Rabou, M. El Shazly, Effect of die design parameters on thinning of sheet metal in the deep drawing process, Am. J. Mech. Eng. 1 (2013) 20–29.
- [88] L. Marretta, R. Di Lorenzo, Influence of material properties variability on springback and thinning in sheet stamping processes: A stochastic analysis, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 51 (2010) 117–134.
- [89] M. El Sherbiny, H. Zein, M. Abd-Rabou, M. El shazly, Thinning and residual stresses of sheet metal in the deep drawing process, Mater. Des. 55 (2014) 869–879. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.055>.
- [90] D.E. Sander, H. Allmaier, H.H. Pribsch, F.M. Reich, M. Witt, T. Füllenbach,

- A. Skiadas, L. Brouwer, H. Schwarze, Impact of high pressure and shear thinning on journal bearing friction, *Tribol. Int.* 81 (2015) 29–37.
- [91] M.P. Pereira, J.L. Duncan, W. Yan, B.F. Rolfe, Contact pressure evolution at the die radius in sheet metal stamping, *J. Mater. Process. Technol.* 209 (2009) 3532–3541.
- [92] L.K. Gillespie, Gillespie, LaRoux K-Deburring and edge finishing handbook-American Society of Mechanical Engineers, Society of Manufacturing Engineers (1999), n.d.
- [93] G.E. Dieter, H. a. Kuhn, S.L. Semiatin, *Handbook of Workability and Process Design*, First Editi, ASM International, 2003.
- [94] B.H. Lee, Y.T. Keum, R.H. Wagoner, Modeling of the friction caused by lubrication and surface roughness in sheet metal forming, *J. Mater. Process. Technol.* 130–131 (2002) 60–63.
- [95] T.S. Yang, Investigation of the strain distribution with lubrication during the deep drawing process, *Tribol. Int.* 43 (2010) 1104–1112. <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2009.12.050>.
- [96] R.J.J.M. Sniekers, *Friction in Deep Drawing*, Technische Universiteit Eindhoven, 1996.
- [97] E.R. Booser, *Tribology Data Handbook*, First Edit, CRC Press, 1997.
- [98] K. Siegert, S. Wagner, F. Ostermann, *Tribology in Cold Forming of Aluminium Sheet*, Eur. Alum. Assoc. (1996).
- [99] A. Makhkamov, *Tribology in Sheet Metal Forming*, Universidade Do Porto, 2017.
- [100] P. Groche, J. Stahlmann, J. Hartel, M. Köhler, Hydrodynamic effects of macroscopic deterministic surface structures in cold forging processes, *Tribol. Int.* 42 (2009) 1173–1179.
- [101] W.R.D. Wilson, J.J. Wang, Hydrodynamic Lubrication in Simple Stretch Forming Processes, *J. Tribol.* 106 (1984) 70–77.
- [102] T.-S. Yang, Full film lubrication of deep drawing, *Tribol. Int.* 32 (1999) 89–96.
- [103] P.S. Bate, Strain path change effects in the local necking of aluminum sheet and in the tension of internally pressurized tubes, *Metall. Mater. Trans. A.* 24 (1993) 2691–2699.
- [104] H. Gutiérrez Pulido, R. de la Vara Salazar, *Análisis y diseño de experimentos*, 2012.