



**CENTRO DE INVESTIGACIÓN Y DE ESTUDIOS  
AVANZADOS DEL INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL**

**UNIDAD SALTILLO**

**“Estudio de la aleación de aluminio 4032 obtenida a partir de  
chatarra y sometida a procesos de deformación”**

Tesis que presenta:

**M. en C. José Iván Valencia De Lima**

para obtener el Grado de:

**Doctor en Ciencias en  
Ingeniería Metalúrgica y Cerámica**

Directores de tesis:

**Dr. Francisco Alfredo García Pastor**

**Dr. Alfredo Flores Valdés**

**Ramos Arizpe, Coahuila**

**Diciembre 2023**

# *DEDICATORIA*

*Con mucho amor, esfuerzo y dedicación para la  
cosita más hermosa del universo*

*IKTÁN MATEO VALENCIA ESQUIVEL*

*Para las personas más importantes que tengo en la  
vida, mi familia. Mis padres, esposa, hermanos y  
sobrinos, gracias a cada uno de ustedes por todo su  
apoyo y amor en este camino llamado vida.*

# *AGRADECIMIENTOS*

Agradezco a CONAHCYT por la beca otorgada durante estos cuatro años, a través de la asignación 778674, la cual resultó ser un medio indispensable para el inicio y culminación de esta etapa.

Por supuesto, agradezco a CINVESTAV, a mis revisores de tesis, al personal de laboratorio, personal administrativo y a mis compañeros que estuvieron a lo largo de estos 4 años, sin duda una experiencia extraordinaria.

Finalmente, comento que a lo largo de esta etapa académica tuve el asesoramiento de personas importantes para la realización y culminación de la misma, por lo tanto, expreso mi sincero agradecimiento al Dr. Francisco Alfredo García Pastor por brindarme la oportunidad de ser parte de este proyecto, permitirme trabajar a su lado y enriquecer mis conocimientos, también agradezco al Dr. Alfredo Flores Valdés por la confianza, atención y asesoría brindada durante todo este tiempo.

***¡¡¡Enhorabuena muchas gracias a todos!!!***

## Contenido

<b>Resumen .....</b>	<b>1</b>
<b>Abstract .....</b>	<b>2</b>
<b>Justificación .....</b>	<b>3</b>
<b>Hipótesis .....</b>	<b>3</b>
<b>Objetivos.....</b>	<b>4</b>
<b>Introducción.....</b>	<b>5</b>
<b>CAPÍTULO 1: ANTECEDENTES.....</b>	<b>7</b>
1.1 Aluminio .....	7
1.2 Industria del reciclaje de aluminio .....	7
1.3 Futuro del reciclaje de aluminio.....	8
1.4 Clasificación del aluminio y sus aleaciones .....	10
1.5 Aleaciones Al-Si .....	11
1.6 Propiedades de la aleación 4032 .....	12
1.7 Aplicaciones.....	13
1.8 Tratamiento térmico.....	14
1.8.1 Precipitación de solución sólida.....	15
1.8.2 Designaciones de temple para aleaciones de aluminio tratables térmicamente.....	16
1.9 Proceso de forja.....	17
1.10 Proceso de rolado o laminado .....	19
1.11 Procesamiento digital de imágenes .....	23
1.11.1 Conceptos claves y fundamentos del PDI.....	24
1.11.2 ImageJ.....	27
<b>CAPÍTULO 2: METODOLOGÍA.....</b>	<b>29</b>
2.1 Material y equipo .....	31
2.2 Fusión de la carcasa de aluminio y obtención de lingotes.....	31
2.3 Obtención de la aleación de aluminio tipo 4032 .....	33
2.4 Vaciado y obtención de la pieza.....	34
2.5 Cortado y tratamiento térmico.....	35
2.6 Rolado/forja.....	36
2.7 Metalografía y microscopía óptica .....	37

2.8	Ensayo de tensión.....	38
2.9	Fractografía o mecánica de fractura .....	38
2.10	Microscopía electrónica de barrido .....	38
2.11	Procesamiento digital de imágenes. ....	39
2.11.1	Procesamiento digital de imágenes empleando el software ImageJ.....	40
2.11.2	Extracción de resultados de las imágenes procesadas mediante ImageJ.....	43
<b>CAPÍTULO 3: ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....</b>		<b>51</b>
3.1	Obtención de la aleación .....	51
3.2	Análisis metalográfico.....	51
3.3	Microscopía electrónica de barrido .....	59
3.4	Ensayo de tensión.....	80
3.5	Análisis de circularidad.....	82
3.6	Fractografía o mecánica de fractura .....	89
<b>Conclusiones .....</b>		<b>96</b>
<b>Contribuciones y trabajo a futuro .....</b>		<b>97</b>
<b>Bibliografía.....</b>		<b>98</b>

## Índice de tablas.

Tabla 1. Designación para aleaciones de aluminio forjadas (K. Yasakau et al., 2018).....	11
Tabla 2. Porcentaje en peso de la composición química de una AA4032 (ASM Handbook, 1992).....	12
Tabla 3. Propiedades mecánicas de la AA4032 en función del tratamiento térmico T6 (ASM Handbook, 1991). ....	12
Tabla 4. Propiedades térmicas y temperaturas de tratamientos de la AA4032 (ASM Handbook, 1991). ....	13
Tabla 5. Porcentaje en peso de la composición química de la chatarra previo a realizar el ajuste. ....	51
Tabla 6. Porcentaje en peso de la composición química de la aleación después de realizar el ajuste. ....	51
Tabla 7. Comparación de los datos obtenidos mediante ensayos de tensión. ....	82
Tabla 8. Resumen de las características microestructurales obtenidas mediante el procesamiento digital de imágenes. ....	87

## Índice de figuras.

Figura 1. Chatarra de aluminio proveniente de la industria automotriz. ....	6
Figura 2. Esquema ilustrativo del proceso de reducción electrolítico de alúmina (R. Askeland et al., 2010). ....	7
Figura 3. Producción relativa de los metales más comunes (R. Askeland et al., 2010). ....	7
Figura 4. Campos científicos en donde se fomenta más la química verde y procesos amigables con el medio ambiente (G. Chatel, 2018). ....	9
Figura 5. Tendencia de la producción de aluminio a nivel mundial (L. Yun et al., 2020). ....	10
Figura 6. Pistones forjados de aleación de aluminio 4032 utilizados en automóviles de alto rendimiento (D. Zhen et al., 2012). ....	13
Figura 7. Efecto del tiempo-temperatura sobre la dureza en las aleaciones de aluminio (A. Siddiqui et al., 2000). ....	16
Figura 8. Tensiones que actúan en una pieza forjada en deformación plana (G. Dieter et al., 2013). ....	18
Figura 9. Distribución de la tensión normal y longitudinal en la compresión entre placas planas (G. Dieter et al., 1986). ....	19
Figura 10. Disposición típica de los rodillos de laminación. A) Dúo. B) Dúo reversible. C) Trío y D) Cuarto (G. Dieter et al., 2013). ....	20
Figura 11. Fuerzas presentes en la laminación (G. Dieter et al., 2013). ....	21
Figura 12. Distribución de la presión de laminación a lo largo del arco de contacto (G. Dieter et al., 2013). ....	22
Figura 13. El modelo de lente delgada o principio de cámara estenopeica (B. Wilhelm et al., 2009). ....	25

Figura 14. Sistema de coordenadas del DIP. Se puede observar que el origen se encuentra en $u=0$ y $v=0$ , es decir, en la esquina superior izquierda (B. Wilhelm et al., 2009). .....	25
Figura 15. Ejemplo de una imagen binarizada obtenida en ImageJ. ....	26
Figura 16. Representación esquemática de la metodología a seguir. ....	30
Figura 17. Proceso de fundición de chatarra de aluminio. A) Carga y encendido del horno. B) Fundente reaccionando. ....	32
Figura 18. Proceso de fundición de chatarra. A) Metal líquido libre de escoria. B) Vaciado de aluminio líquido. C) Solidificación de aluminio líquido en lingoteras. ....	33
Figura 19. Proceso de obtención de aleación tipo 4032. A) Pre calentamiento y carga del lingote de aluminio. B) Aleación ajustada a una 4032. ....	34
Figura 20. Piezas posteriores al corte y previo a ser sometidas a tratamiento térmico. ....	35
Figura 21. Prueba previa de deformación con un porcentaje de reducción del espesor original de 0,5,10,15,20,25,30,40 y 50 por ciento iniciando de derecha a izquierda respectivamente....	36
Figura 22. Sección transversal de la pieza que muestra el espesor en centímetros del antes (izquierda) y después (derecha) de haber sometido la pieza al proceso de rolado. ....	37
Figura 23. Diagrama de flujo utilizado para determinar el porcentaje de transformación de silicio acicular a silicio globular utilizando el software ImageJ. ....	39
Figura 24. Interfaz de trabajo del programa ImageJ. ....	40
Figura 25. Imagen original de la aleación de aluminio previo al procesamiento con ImageJ. ....	40
Figura 26. Imagen ajustada a un formato de 8 bit. ....	41
Figura 27. Imagen posterior al haber realizado un ajuste de brillo/contraste. ....	41
Figura 28. Proceso de binarización. A) Imagen binarizando, B) Imagen binarizada. ....	42
Figura 29. Imagen binarizada y posterior al haber aplicado la opción “Fill holes”. ....	43
Figura 30. Elección de parámetros. ....	43
Figura 31. Selección de la herramienta “Wand”. ....	44
Figura 32. Obtención del tamaño de partícula máximo y mínimo para el análisis de circularidad. ....	45
Figura 33. Parámetros utilizados para la obtención de la circularidad del silicio. ....	46
Figura 34. Resultados obtenidos del análisis en ImageJ. A) Imagen binarizada. B) Tabla ROI Manager. C) Drawin. D) Summary. E) Resultados generales. ....	47
Figura 35. Se puede observar que algunas partículas no se están tomando en cuenta para el cálculo de circularidad, lo cual afecta dichos resultados. ....	48
Figura 36. Resultados finales después de realizar una corrección de manera manual en la selección de partículas. ....	49
Figura 37. Muestra algunas partículas añadidas de forma manual, mediante el uso de la herramienta “Wand”. ....	49
Figura 38. Fotomicrografía de la microestructura de la AA4032 “as-cast”. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X. ....	52
Figura 39. Fotomicrografías del efecto del tratamiento térmico y Sr para modificar el silicio eutéctico. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X. ....	54

Figura 40. Fotomicrografías del efecto de rolado sobre la microestructura en la AA4032 con tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 500 y 1000 aumentos respectivamente. ....55

Figura 41. Fotomicrografías del efecto de forja abierta sobre la microestructura de la AA4032 sin tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X respectivamente.....57

Figura 42. Fotomicrografías del efecto de forja abierta sobre la microestructura de la AA4032 forjada con tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X respectivamente. ....58

Figura 43. Micrografías por MEB de la pieza “as cast”. A) Se observan las morfologías e intermetálicos típicos de este tipo de aleaciones. B) Se aprecia ciertos intermetálicos ricos en Fe y Ni. ....60

Figura 44. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra “as-cast”. ....61

Figura 45. Mapeo general de la pieza vaciada de la AA4032 que muestra la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz. ....63

Figura 46. Micrografías por MEB de la muestra tratada térmicamente de la AA4032. A, B) Se observa diferentes intermetálicos ricos en Mg, Ni y Fe. ....64

Figura 47. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra tratada térmicamente. ....66

Figura 48. Mapeo general de la pieza tratada térmicamente que muestra la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz. ....67

Figura 49. Micrografías por MEB de la muestra rolada de la AA4032. A, B) Se observa diferentes intermetálicos ricos en Ni y partículas globulares de silicio eutéctico. ....69

Figura 50. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra rolada.....70

Figura 51. Mapeo general de la muestra rolada en donde se observa una mayor homogenización en la distribución de silicio y magnesio. ....71

Figura 52. Micrografías por MEB de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo. A, B) Se aprecian diversos compuestos ricos en Ni-Cu-Fe.....73

Figura 53. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra forjada sin tratamiento térmico previo. ....74

Figura 54. Mapeo general de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo en donde se observa la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz. ....75

Figura 55. Micrografías por MEB de la muestra forjada con tratamiento térmico previo. A) Se aprecia el intermetálico Al<sub>3</sub>CuNi. B) Se observa una mayor distribución del silicio eutéctico. ....77

Figura 56. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra forjada con tratamiento térmico previo.....78

Figura 57. Mapeo general de la muestra forjada con tratamiento térmico previo.....79

Figura 58. Curvas suavizadas del esfuerzo-deformación de la AA4032 bajo las siguientes condiciones. A) Vaciada, B) Tratada térmicamente, C) Rolada, D) Forjada sin tratamiento térmico previo y E) Forjada con tratamiento térmico previo. ....81

Figura 59. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra vaciada. ....83

Figura 60. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra tratada térmicamente. ....83

Figura 61. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra rolada.....84

Figura 62. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo. ....85

Figura 63. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad de la muestra forjada con tratamiento térmico previo. ....85

Figura 64. Representación gráfica de los datos de la tabla 8 del análisis del Si eutéctico en las diversas muestras. A) Número de partículas. B) Perímetro. C) Área. D) Redondez y E) Circularidad. ....88

Figura 65. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la AA4032 de la muestra as cast. ....91

Figura 66. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la AA4032 tratada térmicamente. A) Se observa porosidad, B) Se aprecia la estructura dendrítica.....92

Figura 67. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra rolada. A) Se observa una superficie de valles y crestas, B) Se aprecia micro cavidades y micro huecos que se propagaran en toda la estructura. ....93

Figura 68. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo. A, B) Se observan claramente micro huecos y micro cavidades. ....94

Figura 69. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra forjada con tratamiento térmico previo. A, B) Muestra una superficie de fractura irregular característico de una fractura dúctil. ....95

## Resumen

*En los últimos años las aleaciones eutécticas Al-Si se han empleado en componentes críticos de la industria automotriz, por ejemplo, para la fabricación de bloques de motor o pistones, debido a una buena fluidez, bajo coeficiente de expansión térmica y alta conductividad térmica, excelente resistencia al desgaste y corrosión. Adicionalmente estas aleaciones se pueden someter a procesos de manufactura avanzada como por ejemplo forja de matriz abierta, estampado, rolado, extrusión, ECAP (del inglés equal channel angular pressing), obteniendo de esta manera piezas con excelentes propiedades mecánicas que se emplean no solo en la industria automotriz sino también en la industria aeroespacial. Por tal motivo se desea estudiar la relación que existe entre deformación-microestructura-propiedades de la aleación de aluminio 4032 modificada con Sr, sometida a tratamiento térmico y a procesos de rolado y forja abierta.*

*El proceso se inició con la fusión de chatarra de aluminio 356 en un horno de gas para la obtención de los lingotes. Los lingotes previamente obtenidos se fundieron en un horno de inducción para realizar el ajuste correspondiente. Adicionalmente se agregó Sr como elemento modificador y posteriormente se realizó el vaciado de manera manual obteniendo la pieza mediante molde. Lo siguiente que se realizó fue el tratamiento térmico para modificar la microestructura y de esta manera la pieza pueda ser sometida al proceso de conformado mecánico sin que sufra algún tipo de agrietamiento o fractura del material. El último paso del proceso fue someter el material a rolado, por lo cual se calentó la pieza en un rango de temperatura de 380 a 420°C y se redujo el espesor original un 25%. Adicionalmente, se realizó una forja abierta bajo las mismas condiciones con el objetivo de poder comparar ambos procesos. Las propiedades mecánicas de las diferentes piezas cambiaron significativamente debido a la gran cantidad de dislocaciones que se generan al aplicar grandes deformaciones.*

*Las piezas se caracterizaron mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, donde se observa que se logró una transformación del silicio en la microestructura inicial, producto de la adición del Sr, así como el tratamiento térmico, estos 2 factores en conjunto permitieron un rolado y forja exitosa. De manera general se alcanzó una microestructura mucha más homogénea, adicionalmente el cambio de morfología del silicio eutéctico y la presencia de intermetálicos como el  $Mg_2Si$  significó un incremento en las propiedades mecánicas. Los ensayos de tensión muestran que efectivamente hay un incremento notable en el UTS, límite elástico y deformación a la fractura en las piezas que fueron tratadas térmicamente y deformadas en comparación a las piezas vaciadas, independientemente de que también hubo un aumento en la dureza. Adicionalmente se empleó el software ImageJ para medir el porcentaje de globulización del silicio eutéctico el cual alcanzó circularidades de hasta 0.89. Por último, el análisis de fractura arrojó que todas piezas analizadas presentaron una fractura del tipo dúctil.*

**Palabras clave:** aluminio reciclado, rolado, forja, microestructura y morfología del silicio.

## Abstract

*In recent years, Al-Si eutectic alloys have been used in critical components of the automotive industry, for example, for the manufacture of engine blocks or pistons, due to their good fluidity, low coefficient of thermal expansion and high thermal conductivity, excellent wear and corrosion resistance. Additionally, these alloys can be subjected to advanced manufacturing processes such as open forging, stamping, rolling, extrusion, ECAP (equal channel angular pressing), thus obtaining parts with excellent mechanical properties that are used not only in the automotive industry but also in the aerospace industry. For this reason, it is desired to study the relationship between deformation-microstructure-properties of aluminum alloy 4032 modified with Sr, subjected to heat treatment and mechanical forming processes.*

*The process started with the melting of 356 aluminum scrap in a gas furnace to obtain the ingots. The ingots previously obtained were melted in an induction furnace to make the corresponding adjustment. Additionally, Sr was added as a modifying element and then the casting was carried out manually, obtaining the piece by means of a mold. The next step was the heat treatment to modify the microstructure so that the part could be subjected to the mechanical forming process without suffering any type of cracking or fracture of the material. The last step of the process was to subject the material to rolling, for which the part was heated in a temperature range from 380 to 420°C and the original thickness was reduced by 25%. Additionally, an open forging was performed under the same conditions in order to compare both processes. The mechanical properties of the different parts changed significantly due to the large amount of dislocations generated by applying large deformations.*

*The pieces were characterized by optical microscopy and scanning electron microscopy, where it is observed that a transformation in the initial microstructure was achieved as a result of the addition of Sr, as well as the thermal treatment, these 2 factors together allowed a successful rolling and forging. In general, a much more homogeneous microstructure was achieved; additionally, the change in morphology of the eutectic silicon and the presence of intermetallics such as Mg<sub>2</sub>Si meant an increase in the mechanical properties. Tensile tests showed that there is indeed a remarkable increase in UTS, yield strength and deformation at fracture in the parts that were heat treated and deformed compared to the cast pieces, independently of the fact that there was also an increase in hardness. Additionally, Image J software was used to measure the percentage of globulization of the eutectic silicon, which reached circularities of up to 0.89. Finally, the fracture analysis showed that all the pieces analyzed presented a ductile fracture.*

**Keywords:** *aluminum recycling, rolling, forging, silicon microstructure and morphology.*

## Justificación

La aleación 4032 se emplea para la fabricación de pistones forjados para automóviles exclusivamente de gama alta, debido a las exigencias en las propiedades que éstos requieren, por ejemplo, la estabilidad térmica, además esta aleación también se emplea en gran medida para fabricar pistones en la industria de aires acondicionados. Al ser una aleación eutéctica, se necesita procesar en caliente para modificar el silicio eutéctico y de esta manera lograr las propiedades requeridas. En la actualidad, esta aleación se importa de China por lo que procesarla mediante rolado/forja y partiendo de chatarra de aleación de aluminio 356 (AA356) permitiría sustituir parte de las importaciones de un producto que es altamente comercializable.

## Hipótesis

De acuerdo con el rango de deformación máximo permitido para este tipo de aleaciones, se sostiene que la aleación al ser procesada mediante rolado y/o forja y alcanzando una reducción del 25% del espesor original de la muestra, permitiría obtener propiedades mecánicas muy similares a las que presenta una aleación 4032 comercial, que se obtiene a partir de metales puros.

## Objetivos

### General

Estudiar la relación que existe entre deformación-microestructura-propiedades de la aleación de aluminio 4032 modificada con Sr, sometida a tratamiento térmico y a procesos de rolado y forja de matriz abierta.

### Específicos

- Obtención de la AA4032 a partir de chatarra de AA356.
- Establecer las condiciones ideales de tratamiento térmico y rolado/forja.
- Evaluación de las propiedades mecánicas de las piezas en cada etapa del proceso.
- Comparación de las propiedades mecánicas de la AA4032 rolada vs la AA4032 forjada.
- Comparación de la microestructura de la AA4032 rolada vs la AA4032 forjada.
- Análisis del efecto de la microestructura en las propiedades mecánicas.
- Procesamiento digital de imágenes (PDI) mediante el software ImageJ para el análisis de circularidad del silicio.
- Análisis de fractura.

## Introducción

Las aleaciones base aluminio presentan propiedades muy interesantes, por ejemplo, alta resistencia a la corrosión, alta ductilidad, buena conductividad térmica y eléctrica, alta estabilidad química, etcétera (L. Yun *et al.*, 2020). En cuanto a volumen de producción, el aluminio se sitúa en el segundo sitio a nivel mundial; ya que el primer lugar lo sustentan aún el hierro y el acero (E. John, 2002). Por lo tanto, el aluminio y sus aleaciones constituyen los metales no ferrosos más importantes a nivel mundial en cuanto aplicaciones, derrama económica y producción se refiere.

Otra característica importante del aluminio y sus aleaciones es la relativa facilidad para ser recuperado a través del reciclaje, siendo la chatarra de aluminio uno de los metales que más se destinan a esta actividad por la gran cantidad de desechos que se generan principalmente producto de la industria automotriz, como se aprecia en la figura 1. El reciclaje del aluminio presenta una oportunidad para generar nuevamente valor agregado a un costo mucho menor, ya que el reprocesamiento requiere solo el 5% de la energía en comparación a la energía que se utiliza para obtener el metal directamente del mineral. Las propiedades mecánicas obtenidas a partir del aluminio reciclado son muy similares a las que presenta el aluminio primario. Por lo tanto, el reciclaje de aluminio resulta ser un proceso interesante a nivel industrial para nuevas aplicaciones (J. CUI *et al.*, 2010).

Por otro lado, de todas las aleaciones de aluminio existe una en particular que destaca de todas por tener aplicaciones en componentes automotrices de alto rendimiento debido a la exigencia en sus propiedades físicas y/o mecánicas, esta aleación corresponde a la serie 4xxx, específicamente la 4032. El primer inconveniente que se tiene al trabajar con esta aleación es que la gran mayoría se importa desde China, siendo este el proveedor principal (L. Yun *et al.*, 2020) y si a esto se le agrega que México es un país que no produce aluminio primario entonces el problema aumenta. Por lo tanto, estos dos factores en conjunto hacen que el precio de esta aleación aumente de una manera significativa.

Es por eso que en este trabajo se busca solucionar dos grandes problemas a los que se enfrenta México, el primero es encontrar una solución factible a los millones de toneladas de chatarra de aluminio que se generan cada año producto de la industria automotriz, construcción e industria alimentaria, y el segundo problema que se busca abordar es dejar de pagar grandes

costos de importación de esta aleación y comenzar a producirla dentro del país, generando así una gran derrama económica en un producto que es altamente comercializable.

El presente trabajo se divide en 3 capítulos. En el capítulo I se habla del estado del arte del aluminio y sus aleaciones, así como del impacto y alcance de este. El capítulo II comprende toda la metodología experimental, así como la metodología del procesamiento digital de imágenes. En el capítulo III se presentan los resultados y discusiones, mientras que las conclusiones se anexan al final de dicho capítulo. Por último, se presentan las referencias bibliográficas.



*Figura 1. Chatarra de aluminio proveniente de la industria automotriz.*

## CAPÍTULO 1: ANTECEDENTES

### 1.1 Aluminio

El aluminio es el tercer elemento más abundante en la tierra, el primero es el oxígeno seguido del silicio. La producción de este metal fue posible hasta finales del siglo XIX, pero aun así era demasiado costoso producirlo y solo se obtenía en pocas cantidades, por lo cual en su momento fue considerado como un metal precioso debido a su elevado costo de producción. Con el auge en la generación de energía eléctrica surgió el proceso Hall-Heroult, el cual consiste en la reducción electrolítica de la alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) a aluminio líquido, como se aprecia en la figura 2. Este proceso permitió que el aluminio se convirtiera en el metal no ferroso más empleado a nivel mundial, como se muestra en la gráfica de la figura 3, de manera general se necesitan 3.5-4.0 toneladas de mineral de bauxita para obtener 1.5 toneladas de aluminio (R. Askeland *et al.*, 2010).

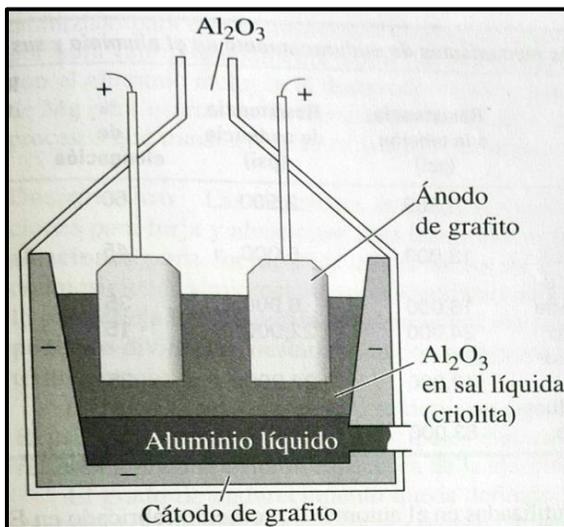


Figura 2. Esquema ilustrativo del proceso de reducción electrolítica de alúmina (R. Askeland *et al.*, 2010).

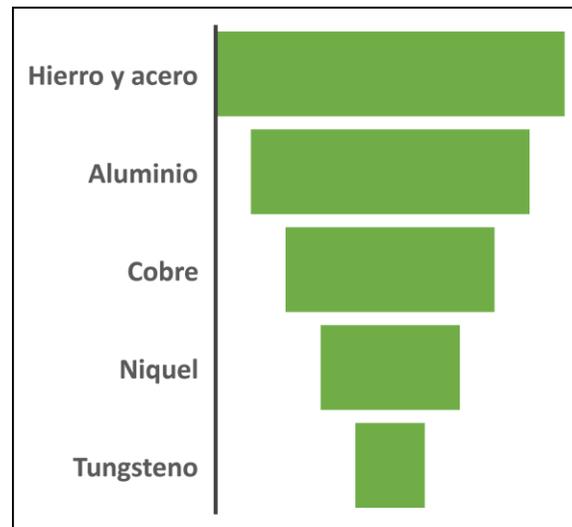


Figura 3. Producción relativa de los metales más comunes (R. Askeland *et al.*, 2010).

### 1.2 Industria del reciclaje de aluminio

En el año 2018 la oferta de este metal fue de 96 millones de toneladas, mientras que la demanda fue de 95 millones de toneladas (X. Xiaojie *et al.*, 2022), alcanzando una nueva cifra histórica, siendo la República Popular de China el principal usuario, seguido de Europa con casi una tercera parte de lo que consume el gigante asiático, por su parte, América Latina

se posiciona en el tercer puesto. Si bien es cierto estas cifras son bastante interesantes para todos aquellos que trabajan en la industria del aluminio, hay que tener en cuenta que, de las cifras mencionadas anteriormente el 75% es aluminio primario, es decir aluminio extraído a partir del mineral, por lo tanto, menos del 25% es producto del reciclaje de aluminio (L. Yun *et al.*, 2020).

Por otro lado, debido a la escasez o falta de control por los recursos primarios y teniendo en cuenta los efectos de contaminación que causa la industria del aluminio al medio ambiente, ha surgido la necesidad de que se tenga que replantear el futuro de esta industria, siendo cada vez más las organizaciones públicas o privadas las que miren a la industria del reciclado de aluminio como la mejor opción para enfrentar los retos que nos prepara el futuro, convirtiendo así a la industria del aluminio en una “industria 100% sustentable” (G. Gaustad *et al.*, 2012).

Sin embargo, no todo en la industria del reciclaje de aluminio está perfeccionado totalmente; por ejemplo, con el proceso de reciclaje convencional se han llegado a reportar pérdidas de material de hasta un 50% causadas por la oxidación del metal durante la fusión. A esto hay que agregarle los residuos peligrosos que se generan por estas técnicas de reciclado convencional, que en la mayoría de las industrias no recibe el manejo adecuado debido a su alto costo de procesamiento, haciendo que este proceso sea altamente ineficiente (R. Moderasi *et al.*, 2012) (S. N Ab Rahim *et al.*, 2015). Por lo tanto, estos factores abren la puerta para que la investigación de la industria del reciclaje de aluminio continúe en constante crecimiento y se logren perfeccionar métodos de procesamientos más eficientes y amigables con el medio como lo señala la figura 4 (G. Chatel, 2018).

### 1.3 Futuro del reciclaje de aluminio

Con el exponencial crecimiento de potencias emergentes como: China, India, Brasil, México e Indonesia, la demanda de productos de aluminio ha crecido considerablemente, con lo cual la idea de sufrir una hipotética escasez de bauxita a nivel mundial cobra más fuerza. Por lo tanto, la producción de aluminio secundario se convertirá en una tendencia inevitable a nivel mundial (L. Yun *et al.*, 2020).

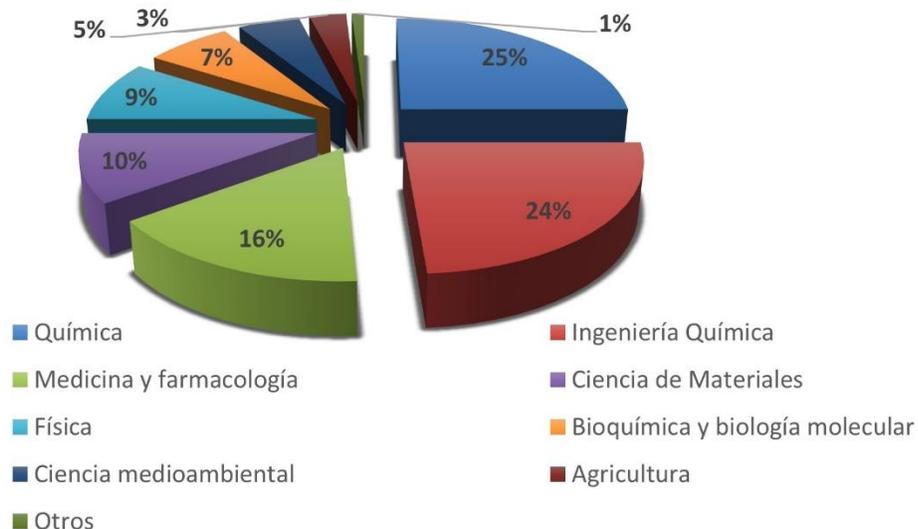
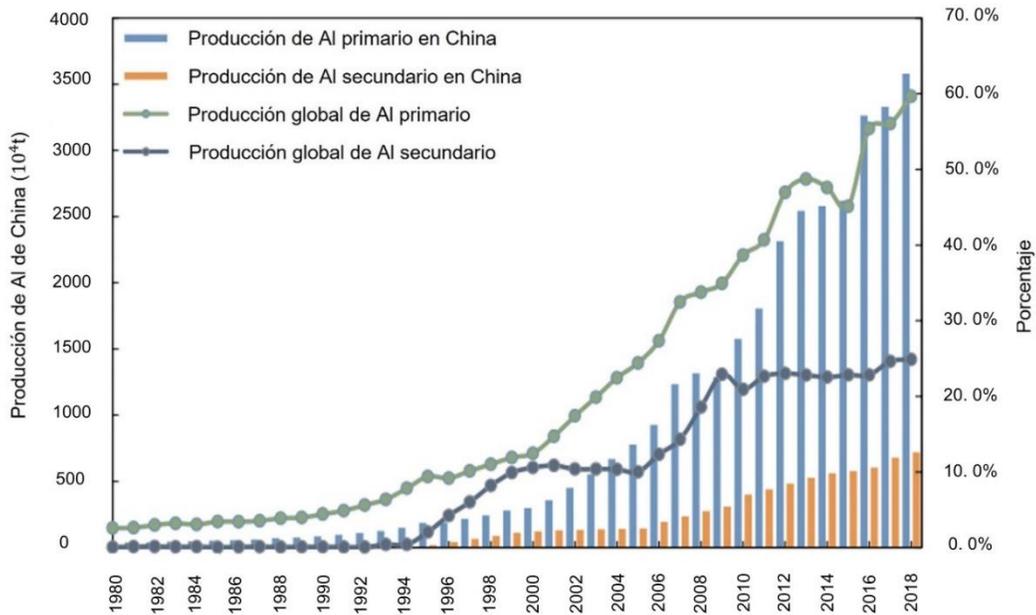


Figura 4. Campos científicos en donde se fomenta más la química verde y procesos amigables con el medio ambiente (G. Chatel, 2018).

Como un ejemplo particular se menciona a China, que en el año 2004 se convirtió en el mayor país consumidor y productor de aluminio a nivel mundial. Algunas otras investigaciones realizadas por Li Yun y colaboradores estiman que la producción de aluminio primario alcanzará su pico máximo en el año 2025 y a partir de ese año su producción comenzará a disminuir, mientras la producción de aluminio secundario comenzará a incrementarse de manera considerable a tal punto que para el año 2023 se alcance una producción de aluminio secundario de 10 millones de toneladas (L. Yun *et al.*, 2020).

Otro dato interesante es que para el año 2018 la producción de aluminio primario en China alcanzó 35.80 millones de toneladas, cifra que representa el 59.9 % de la producción a nivel mundial, la tendencia de la producción de este metal se muestra en la figura 5.

Sin duda alguna existe bastante evidencia de la importancia que tuvo, tiene y que tendrá el aluminio a nivel mundial, por lo cual cada vez son más los sectores interesados en esta industria y sobre todo en la industria del reciclado, pues todo apunta a que esta dominará en algunos años.



*Figura 5. Tendencia de la producción de aluminio a nivel mundial (L. Yun et al., 2020).*

#### 1.4 Clasificación del aluminio y sus aleaciones

Existen diversos sistemas para clasificar al aluminio y sus aleaciones, por ejemplo, los sistemas de la ASTM (American Society for Testing and Materials), o de la SAE (Society of Automotive Engineers). Sin embargo, el más empleado es el de la Aluminium Association de 1954.

El aluminio y sus aleaciones se suelen clasificar de dos formas; forjados o vaciadas. Los forjados son aquellos que se vacían en forma de lingotes, billets, soleras y que después pueden ser manufacturados por conformado mecánico, por ejemplo, rolado y/o forja. Las aleaciones vaciadas se usan directamente para obtener productos finales en fundición, en el presente trabajo solo se revisará brevemente la identificación de las aleaciones del primer grupo. La tabla 1 muestra la designación para estas aleaciones, donde el primer dígito identifica el aleante principal, el segundo indica cualquier modificación realizada a la aleación original y los dos últimos indican la aleación específica o impureza del aluminio (K. Yasakau *et al.*, 2018).

Tabla 1. Designación para aleaciones de aluminio forjadas (K. Yasakau *et al.*, 2018).

<b>1xxx</b>	Aluminio (99%)
<b>2xxx</b>	Al-Cu
<b>3xxx</b>	Al-Mn
<b>4xxx</b>	Al-Si
<b>5xxx</b>	Al-Mg
<b>6xxx</b>	Al-Si-Mg
<b>7xxx</b>	Al-Zn
<b>8xxx</b>	Otros elementos

### 1.5 Aleaciones Al-Si

Este tipo de aleaciones corresponden a la serie 4xxx y se caracterizan por el alto contenido de silicio que va de 5-13.5 % en peso. El silicio como elemento aleante principal disminuye de manera sustancial el rango de fusión de la aleación sin producir fragilidad, por eso estas aleaciones también se suelen emplear para producir piezas más complejas ya que su fluidez aumenta. Es muy importante mencionar que este tipo de aleaciones por sí solas no son tratables térmicamente, pero si se agregan pequeñas cantidades de magnesio se formará el compuesto intermetálico  $Mg_2Si$  y la presencia de este exceso promueve una respuesta adicional al tratamiento térmico, refinando el tamaño de las partículas de  $Mg_2Si$  y precipitando silicio primario. Sin embargo, esto puede causar una reducción en la ductilidad (fragilización intergranular) que se atribuye en parte a la tendencia del silicio a segregarse en los límites de granos. Esta aleación es usada para extrusión y forja (ASM Handbook, 1998).

Otra forma de lograr un cambio considerable en la microestructura y por supuesto en las propiedades mecánicas es adicionar ciertas cantidades de estroncio para modificar el silicio eutéctico o titanio para refinar el grano, estos elementos son modificadores y refinadores por excelencia en este tipo de aleaciones, en el caso particular del titanio este proporciona sitios de nucleación heterogénea de granos (M. Haque, 1995) logrando una red eutéctica laminar o fibrosa extremadamente fina. Si bien es cierto que la velocidad de enfriamiento no es estudio

en el presente trabajo, vale la pena mencionar que tiene un papel muy importante, por ejemplo, al aumentar la velocidad de solidificación se minimiza también el tiempo de crecimiento de los microconstituyentes, obteniendo de esta manera un grano más fino y un cambio en la morfología en las fases intermetálicas.

Dentro de las propiedades más interesantes de la aleación 4032 es que presenta un bajo coeficiente de expansión térmica, excelente vaciabilidad y alta resistencia al desgaste, por lo que es muy adecuada para la producción de pistones forjados para vehículos de alta gama, la composición química según la norma ASM se reporta en la tabla 2.

Tabla 2. Porcentaje en peso de la composición química de una AA4032 (ASM Handbook, 1992)

	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Cr</b>
<b>Min</b>	11.0	-	0.50	Traza	0.8	-
<b>Max</b>	13.5	1.0	1.3		1.3	0.10
	<b>Ni</b>	<b>Zn</b>	<b>Ti</b>	<b>Sr</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>
<b>Min</b>	0.50	-	Traza	-	-	Balance
<b>Max</b>	1.3	0.25		-	-	

### 1.6 Propiedades de la aleación 4032

En la tabla 3 y tabla 4 se reportan algunas de las propiedades físicas, mecánicas y/o eléctricas más importantes de la aleación 4032.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de la AA4032 en función del tratamiento térmico T6 (ASM Handbook, 1991).

<b>Módulo de elasticidad</b> (MPa)	<b>Esfuerzo a la tensión</b> (MPa)	<b>Límite elástico</b> (MPa)	<b>Elongación a la fractura</b> (30°) (%)	<b>Dureza Brinell</b>	<b>Resistencia a la cizalla</b> (MPa)	<b>Resistencia a la ruptura</b> (100°) (MPa)	<b>Maquinabilidad</b>	<b>Módulo de corte</b> (GPa)
78.6	379	317	9	120	262	331	70%	26.6

Tabla 4. Propiedades térmicas y temperaturas de tratamientos de la AA4032 (ASM Handbook, 1991).

Temperatura de líquidos (°C)	Temperatura de sólidos (°C)	Coeficiente de expansión térmica lineal		Capacidad calorífica (J/g°C)	Conductividad térmica (W/m-K)	Rangos de temperatura de tratamientos (°C)	
		Rangos de temperatura (°C)	Coeficiente promedio (µm/m°C)				
572	532			0.850	138	Recocido	413
						Solubilizado	504-516
						Envejecido	168-174
						Rango de fusión	532-572
		-50-20	18.0				
		20-100	19.4				
		20-200	20.2				
		20-300	21.0				

### 1.7 Aplicaciones.

Al ser una aleación que presenta excelente acabado superficial, buena respuesta al maquinado, baja expansión térmica y sobre todo su alta resistencia al desgaste se suele utilizar en diversas aplicaciones, por ejemplo, para la fabricación de pistones forjados como se aprecia en la figura 6, válvulas de transmisión, bujes de sistemas de dirección de piñón y cremallera, cilindro de freno maestro, rodamientos, pistones para la industria de aires acondicionados, entre otras.



*Figura 6. Pistones forjados de aleación de aluminio 4032 utilizados en automóviles de alto rendimiento (D. Zhen et al., 2012).*

### 1.8 Tratamiento térmico.

Un tratamiento térmico es un proceso que se realiza con el objetivo de modificar las propiedades del material mediante una alteración en su estructura interna. Se efectúa calentando la pieza a una cierta temperatura y mantenerla así por determinado tiempo hasta alcanzar la microestructura deseada, después se enfría a una velocidad conveniente para retener esa estructura a temperatura ambiente, por lo tanto, el objetivo principal de un tratamiento térmico es modificar las propiedades mecánicas, la microestructura interna del material y/o aliviar las fuerzas residuales internas generadas por algún proceso previo.

En aleaciones de aluminio por lo regular un tratamiento térmico se realiza para mejorar la resistencia y la dureza de la aleación, las aleaciones forjadas o vaciadas que son endurecibles por precipitación reciben el nombre de aleaciones tratables térmicamente. Por otro lado, aquellas aleaciones que dependen exclusivamente del trabajo en frío para mejorar su resistencia o dureza se clasifica como aleaciones no tratables térmicamente. Por ejemplo, un tipo de tratamiento térmico que es aplicable a ambos tipos de aleaciones es el recocido, que consiste en lograr un aumento significativo en la ductilidad sacrificando la resistencia del material.

Uno de los fenómenos más importantes que ocurre cuando se realiza un tratamiento térmico es la difusión (ASM Handbook, 1991), que en pocas palabras es el movimiento de los átomos entre sí, este movimiento da como resultado un cambio significativo en las propiedades mecánicas.

La difusión se basa en el principio de que los átomos de una red de un metal puro no son estáticos, sino que estos vibran en tres dimensiones a una cierta temperatura, por lo cual se plantea la cuestión de que si estos átomos pueden intercambiar posiciones entre ellos y moverse a lo largo de toda la red cristalina. Precisamente la ley de Fick es la relación matemática que establece una conexión entre la concentración de las especies y la distancia. La ley de Fick (ASM Handbook, 1991) es una ecuación fenomenológica que se ajusta a la mayoría de los datos de difusión, la ecuación 1 corresponde a esta ley.

$$J = -D \left( \frac{dc}{dx} \right) \quad (1)$$

En donde  $J$  es el flujo de difusión,  $C$  es la concentración,  $x$  es la distancia y  $D$  es una constante a una cierta temperatura, también llamada coeficiente de difusión.

#### 1.8.1 Precipitación de solución sólida.

Un sistema de aleación que endurece por precipitación debe presentar una solubilidad sólida dependiente de la temperatura, es decir, que la solubilidad sea proporcional a la temperatura. Un ejemplo son las aleaciones de los sistemas binarios Al-Si o Al-Mg que producen cambios en las propiedades mecánicas como resultados de tratamientos térmicos con una precipitación considerable (A. Abolfazl *et al.*, 2019). Los principales sistemas de aleaciones de aluminio que presentan un endurecimiento por precipitación considerable son:

- Sistemas de aluminio-cobre con refuerzo de  $Al_2Cu$ .
- Sistemas de aluminio-cobre-magnesio (el magnesio intensifica la precipitación).
- Sistemas de aluminio-magnesio-silicio con refuerzo de  $Mg_2Si$ .
- Sistemas de aluminio-zinc-magnesio con refuerzo de  $Zn_2Mg$ .
- Sistemas de aluminio-zinc-magnesio-cobre.

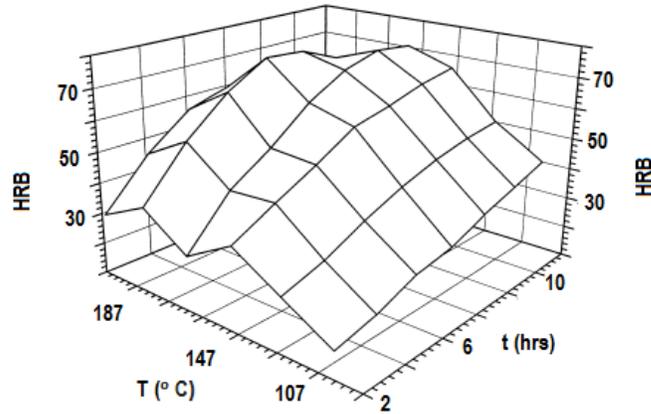
Para fines prácticos el endurecimiento por precipitación ocurre en tres etapas principales.

**Etapas 1** - Tratamiento térmico a solución: disolución de las fases solubles.

**Etapas 2** - Enfriamiento: desarrollo de sobresaturación.

**Etapas 3** - Endurecimiento por envejecimiento: precipitación de átomos de soluto a temperatura ambiente (envejecido natural) o a temperatura elevada (envejecido artificial).

Dicho en otras palabras, el objetivo principal del envejecido en las aleaciones de aluminio es controlar la precipitación de ciertos compuestos, como, por ejemplo, el  $Mg_2Si$  o el  $Zn_2Mg$ . Las variables como temperatura y tiempo de permanencia desempeñan un papel importante en el tipo, fracción volumétrica, tamaño y distribución de precipitados (C. Zhongwei *et al.*, 2021 ). La figura 7 relaciona el efecto del tiempo y temperatura sobre la dureza en las aleaciones de aluminio (A. Siddiqui *et al.*, 2000).



*Figura 7. Efecto del tiempo-temperatura sobre la dureza en las aleaciones de aluminio (A. Siddiqui et al., 2000).*

### 1.8.2 Designaciones de temple para aleaciones de aluminio tratables térmicamente.

La Norma Nacional Americana ANSI H35.1 establece las designaciones de temple utilizadas en productos forjados y vaciados (ASM Handbook, 1991). El sistema se basa en las secuencias de tratamientos mecánicos, térmicos (o ambos), utilizados para producir los distintos revenidos, dentro de los cuales se encuentran:

- T1** - Enfriado desde la temperatura de fabricación y envejecido natural.
- T2** - Enfriado desde la temperatura de fabricación, trabajado en frío y envejecido natural.
- T3** - Tratada térmicamente a solución, trabajada en frío y envejecido natural.
- T4** - Tratada térmicamente a solución y envejecido natural.
- T5** - Enfriado desde la temperatura de fabricación y envejecido artificial.
- T6** - Tratamiento a solución y envejecido artificial.
- T7** - Tratamiento a solución y estabilizado por sobre-envejecimiento.
- T8** - Tratamiento a solución, trabajado en frío y envejecido artificial.
- T9** - Tratada térmicamente a solución, envejecido artificial y trabajo en frío.
- T10** - Enfriado desde la temperatura de fabricación, envejecido artificial y trabajado en frío.

### 1.9 Proceso de forja.

La forja es el proceso más antiguo para trabajar metales (hierro) del que se tiene conocimiento e implicaba el golpeteo o martilleo constante de la pieza en el yunque, hasta lograr la forma deseada. Con el paso de las décadas y concretamente con la llegada de la industrialización el proceso de forja cambió significativamente, dejando atrás el trabajo arduo del herrero para dar paso a sofisticadas máquinas que podían realizar este trabajo en cuestión de minutos (ASM Handbook, 1970).

Actualmente existen una gran variedad de máquinas y de procesos de forja, permitiendo forjar piezas muy pequeñas hasta piezas de gran tamaño. Por estricta definición se debe entender que la forja es un proceso de conformado mecánico en la que se obtienen piezas de sección transversal variante que se logra al comprimir un bloque de metal (ferroso o no ferroso) que se suele llamar “tocho”. La forja puede realizarse en frío o en caliente, la elección de uno u otra depende básicamente de las propiedades del material a forjar y de las propiedades mecánicas que se desean obtener, aprovechando en ambos casos la plasticidad del metal. Una ventaja del proceso de forja radica en que la pieza que se obtiene sale con una geometría y dimensión muy cercana a la forma final, lo que facilita o elimina el maquinado.

El proceso de forja se puede clasificar de diferentes maneras y presenta distintas vertientes, pero para objeto de estudio en este trabajo se definirá: forja en frío, forja en caliente, forja de matriz abierta y forja de matriz cerrada (G. Dieter *et al.*, 2013).

**Forja en frío:** Se suele utilizar en piezas en donde el porcentaje de deformación es mínimo o en operaciones de acabado.

**Forja en caliente:** El 95% de las piezas se forjan en caliente, ya que a la temperatura adecuada, la pieza mejora significativamente la capacidad para cambiar su forma y dimensión sin que se produzca una grieta o fractura del material.

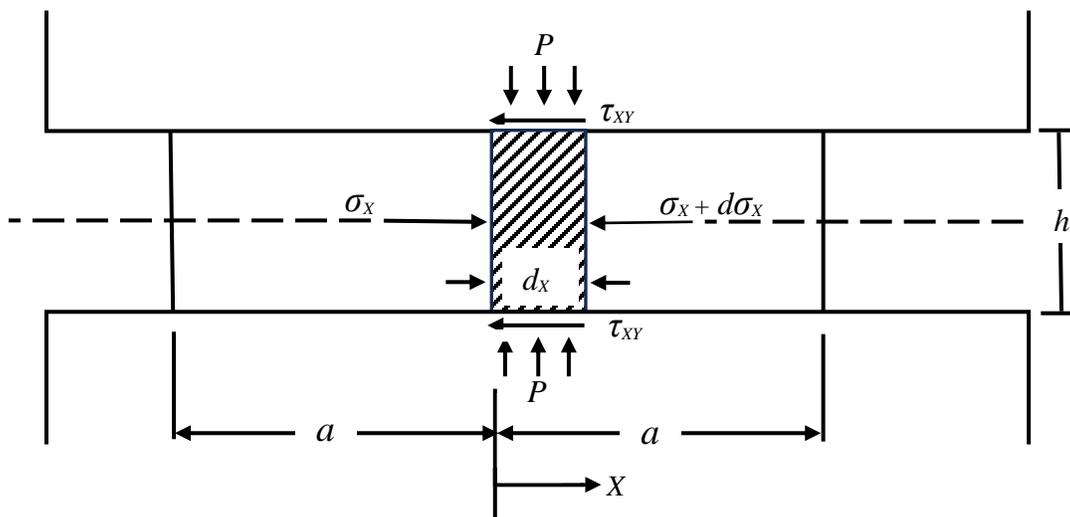
**Forja de matriz abierta:** En la mayoría de los casos se emplea para obtener piezas simples, de bajo costo y de manera rápida. En este proceso el 90% de las veces se requiere un maquinado posterior para poder alcanzar las dimensión y geometría final.

**Forja de matriz cerrada:** Este proceso implica cierta complejidad, principalmente en el diseño, ya que se compone de dos bloques con las dimensiones y geometrías exactas de la pieza que se desea producir, estos bloques sirven para dar la forma al metal haciendo contacto con la pieza y comprimiéndola ya sea por presión (prensa) o por impacto (martillo).

La deformación en compresión es una de las operaciones de forja más comunes, ya que es relativamente fácil de realizar, sin embargo, se requiere tener ciertos conceptos para poder realizar una forja exitosa, estos conceptos son de gran interés en el presente trabajo, ya que este fue uno de los dos procesos que se empleó en dicha investigación.

Cuando se realiza la compresión de una pieza entre dos placas planas (también llamada estampa) hay ciertos fenómenos que ocurren, por ejemplo, el más importante es la fricción entre las piezas, en condiciones ideales la fricción entre las piezas sería nula, pero en la práctica no sucede así.

La fórmula para calcular la carga total de forja  $P$  se presenta en la ecuación (2), mientras que en la figura 8 se observan los fenómenos y tensiones que están presentes en la deformación plana. En esta figura se puede observar las tensiones que actúan en una placa de espesor uniforme cuando se comprime entre estampas planas, las dos tensiones principales son la tensión de compresión longitudinal (en el eje  $y$ )  $\sigma_y = -P$ , que actúa sobre las estampas y la tensión de compresión longitudinal (en el eje  $x$ )  $\sigma_x = -P$ , que es la que se necesita para que el metal pueda fluir paralelamente a la estampa (G. Dieter *et al.*, 2013).



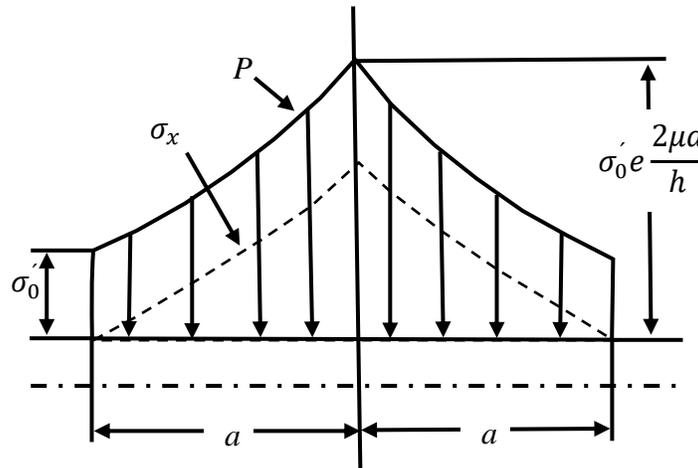
*Figura 8. Tensiones que actúan en una pieza forjada en deformación plana (G. Dieter et al., 2013).*

Para simplicidad se supone lo siguiente: que la pieza tiene un ancho igual a la unidad, que es perpendicular al plano y que el ancho en todo momento se mantiene constante, bajo estos hechos entonces el cálculo se puede realizar considerando una deformación plana bidimensional y por lo tanto las fuerzas de cizalla  $\tau_{xy}$  actúan en las caras de la pieza-estampa, producto de la fricción. Al realizar y resolver las ecuaciones diferenciales pertinentes se puede llegar a la ecuación que permite conocer la carga total de forja  $P$ , que es:

$$P = \sigma_0' \left( \frac{a-x}{h} + 1 \right) \tag{2}$$

En dónde  $a$  es la mitad de la longitud de la estampa,  $x$  es la longitud de la placa,  $h$  el espesor de la placa y  $\sigma_0'$  es el esfuerzo de cedencia.

En la figura 9 se puede observar la distribución de la presión y el cambio de la tensión compresiva sobre la longitud de una hipotética pieza de longitud  $2a$ . La presión alcanza su máximo en el centro de la pieza, además la resistencia al flujo  $\sigma_x$  aumenta con la distancia a la superficie libre. La fórmula anterior solo se puede aplicar para forja de matriz abierta.



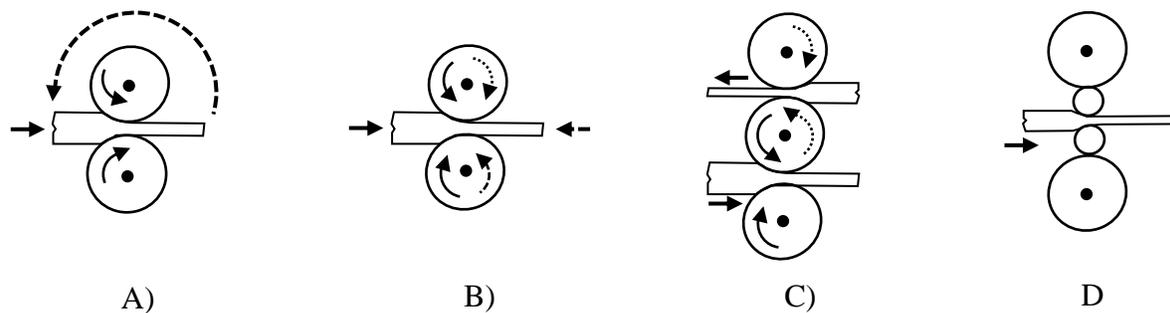
*Figura 9. Distribución de la tensión normal y longitudinal en la compresión entre placas planas (G. Dieter et al., 1986).*

### 1.10 Proceso de rolado o laminado

El rolado o laminado es un proceso por el cual se deforma plásticamente un metal, haciéndolo pasar a través de dos rodillos. Es un proceso bastante utilizado porque permite una rápida producción, además de tener un buen control en los productos finales. Cuando se hace pasar

el metal a través de los rodillos, se generan tensiones internas de compresión y también tensiones superficiales de cizallamiento producto de la fricción entre el metal y los rodillos, lo cual provoca el alargamiento del metal (G. Dieter *et al.*, 2013).

Se puede decir entonces, que de manera practica el rolado disminuye el espesor original de la muestra, a costa de un ligero aumento en su anchura, por lo cual para compensar la disminución del espesor debe existir un aumento en la longitud de la pieza. Existen diferentes equipos de laminación, en donde prácticamente la diferencia primordial está en el tren de laminación (exceptuando la fuerza de separación), específicamente en el sentido de giro y colocación u orientación de los rodillos, la figura 10 muestra las posiciones más comunes de los rodillos de laminación, destacando el laminador dúo que es el más utilizado, se caracteriza porque el sentido de giro de ambos rodillos es el mismo, por otro lado, una de las desventajas que presenta el tren de laminación dúo es que la pieza debe volver a colocarse a mano entre cada paso de laminación, contrario al laminador dúo reversible que puede pasar hacia adelante y hacia atrás solo invirtiendo el sentido de giro de los rodillos.



*Figura 10. Disposición típica de los rodillos de laminación. A) Dúo. B) Dúo reversible. C) Trío y D) Cuarto (G. Dieter et al., 2013).*

Por otro lado, la figura 11 resulta ser de gran ayuda para saber y entender las fuerzas que actúan durante el proceso de laminación. La pieza de metal de espesor  $h_o$  entra en contacto con los rodillos colocados en el plano XX, con una velocidad  $v_o$ , posterior al haber atravesado los rodillos, la pieza deja de hacer contacto en el plano XY, ahora el espesor de salida de la pieza es de  $h_f$ . Se debe suponer que, al pasar la pieza a través de los rodillos, esta no sufrirá ningún cambio en su anchura, por lo que toda la compresión vertical de la pieza será compensada en un aumento en la longitud de la pieza. En la misma figura 11 también se puede deducir lo siguiente, que el metal que pase por unidad de tiempo deber ser igual al

metal que sale a través de cualquier plano normal, por lo que la velocidad de salida  $v_f$  debe ser mayor a la velocidad de entrada  $v_0$ .

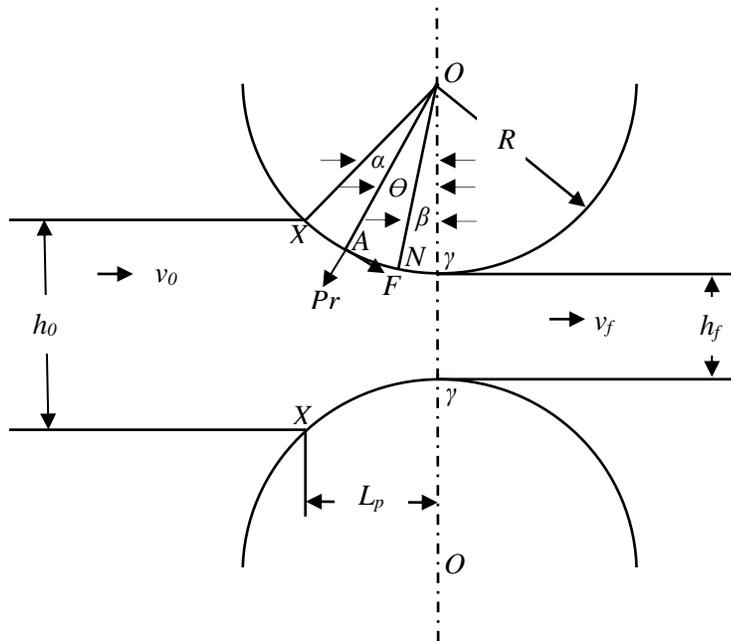


Figura 11. Fuerzas presentes en la laminación (G. Dieter et al., 2013).

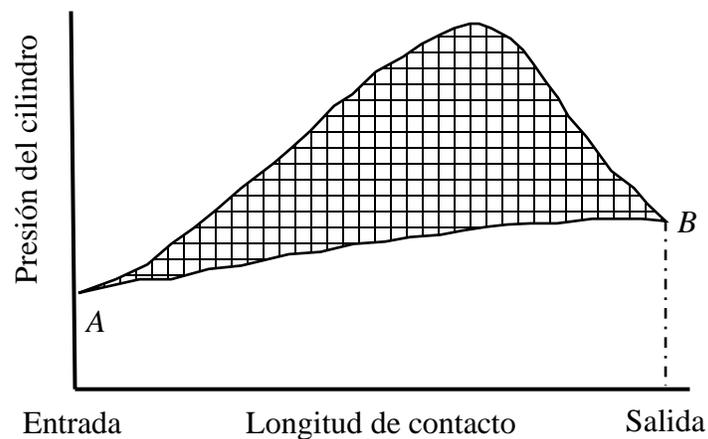
En esta misma figura el punto que se señala con la letra  $N$ , indica que la velocidad de la pieza y la velocidad de los rodillos es igual, a esta zona se le conoce como punto de no deslizamiento. En cualquier otro punto de contacto hay dos fuerzas actuando sobre la pieza, una en la dirección del radio  $P_r$  y otra fuerza tangencial de fricción  $F$ , esta fuerza actúa en la dirección indicada en esta figura y por lo tanto es la responsable de arrastrar la pieza entre los rodillos. La componente vertical de  $P_r$  es lo que se denomina carga de laminación  $P$ , en otras palabras, es la fuerza con la que los rodillos comprimen la pieza entre sí o también llamada fuerza de separación, ya que es la misma fuerza que la pieza ejerce tratando de separar los rodillos, de este modo se puede deducir que la presión específica  $p$  de los rodillos está dada por la ecuación (3):

$$p = \frac{P}{bL_b} \quad (3)$$

Donde  $p$  es la presión específica,  $P$  la carga total de laminación,  $b$  el ancho de la pieza y  $L_b$  es la longitud del arco de contacto.

Otro término importante que hace referencia la figura anterior es el llamado ángulo de contacto, el cuál dice que la pieza no puede pasar a través de los rodillos siempre que la  $T_{ga}$  sea mayor al coeficiente de fricción, por lo tanto, se puede deducir que el ángulo de contacto máximo está en función del coeficiente de fricción. Por eso en algunas ocasiones se emplean rodillos de laminación con una superficie rugosa, precisamente para aumentar el coeficiente de fricción (G. Dieter *et al.*, 2013)

En la figura 12 se puede observar la distribución de la presión de laminación, cuya área bajo la curva (zona cuadrículada) es proporcional a la carga de laminación, el área cuadrículada representa la fuerza requerida para vencer la fricción, mientras el área bajo la línea AB representa la fuerza que se requiere para lograr la deformación de la pieza en una compresión plana homogénea.



*Figura 12. Distribución de la presión de laminación a lo largo del arco de contacto (G. Dieter et al., 2013).*

Para el caso particular de esta investigación se decidió realizar el proceso de laminación en caliente, por lo cual se mencionarán algunos aspectos importantes. En la laminación en caliente el límite elástico o tensión de fluencia está en función de la temperatura y velocidad de laminación, a su vez esta velocidad depende de la posición a lo largo del arco de contacto.

En base a estas demostraciones Ford y Alexander en el año de 1964 (G. Dieter *et al.*, 2013) establecieron la ecuación (4) para calcular la carga de laminación para metales no ferrosos, la cual se simplifica de la siguiente manera:

$$P = kbL_p \left( \frac{\pi}{2} + \frac{L_p}{h_0 + h_f} \right) \quad (4)$$

Donde  $k$  es la fuerza de cedencia,  $b$  el ancho de la pieza,  $L_p$  es el área de contacto,  $h_0$  el espesor inicial de la pieza y  $h_f$  el espesor final de la pieza. Esta es la ecuación se emplea cuando se requiere calcular la carga de laminación.

### 1.11 Procesamiento digital de imágenes

Se debe entender por procesamiento digital de imágenes (DIP por sus siglas en inglés Digital Image Processing) como la manipulación de una imagen mediante un ordenador. Hace unos años esta actividad solo la desarrollaban un selecto grupo de especialistas que tenían acceso a equipos y software de alta gama. De manera general estos equipos y grupos de especialistas se encontraban en los laboratorios de investigación, lo cual justifica sus raíces en el mundo académico. Resultaría difícil imaginar que tan solo unos años atrás el digitalizar una foto y guardarla en un archivo informático realmente era una tarea ardua que involucraba mucho tiempo, como ejemplo, basta mencionar que una computadora personal de los 90's no sería lo suficientemente potente tan siquiera para cargar una sola imagen digital de hoy en día.

Actualmente en pleno siglo XXI las cada vez más potentes computadoras personales y sumado a la gran posibilidad y facilidad de poder generar o adquirir una imagen digital, ya sea mediante el smartphone, cámara fotográfica, microscopio, entre otros muchos aparatos electrónicos ha desencadenado en un sin fin de imágenes digitales, convirtiendo para muchos el procesamiento digital de imágenes en una actividad de trabajo o científica que se desempeña día con día (B. Wilhelm *et al.*, 2009).

Trabajar con imágenes digitales puede ser tan fácil como crear un álbum de una reunión familiar o tan complejo como crear el software, desarrollar programas, bases de datos y todos aquellos sistemas relacionados para procesar de forma adecuada las imágenes digitales.

En esta investigación no se profundizará en el desarrollo de software o programas especializados para el PDI, pero si se dará un panorama general de algunos de los fundamentos, principalmente para estar un poco familiarizado con el programa correspondiente. Por tal motivo en esta sección se revisarán algunos conceptos fundamentales y al mismo tiempo se dará un panorama general del uso de ImageJ, el cual se utilizó en esta investigación para determinar el porcentaje y grado de circularidad del silicio eutéctico presente en cada una de las muestras analizadas, ya que al ser un programa de acceso abierto garantiza la accesibilidad a todo estudiante, profesor o investigador.

#### 1.11.1 Conceptos claves y fundamentos del PDI.

Resulta bastante interesante y sorprendente saber que una imagen no es otra cosa más que un conjunto de valores y pixeles que de tener las herramientas necesarias puedes manipular en un gran número de formas. Es importante saber distinguir entre dos conceptos muy utilizados y que a menudo se suelen confundir, el primero de ellos es la “edición de una imagen” el cual básicamente es la manipulación mediante la aplicación de software comerciales existentes como, por ejemplo, Adobe Photoshop o Corel Paint. Mientras el segundo concepto que es el “procesamiento de una imagen” se refiere a la concepción, diseño, desarrollo y la mejora continua de programas de procesamiento digital de imágenes. A continuación, se conocerán algunos conceptos fundamentales para un mejor entendimiento del PDI.

**Adquisición de una imagen:** Es el proceso por el que una escena se convierte en una imagen, existen diversos y complejos procesos, pero uno de los primeros es el modelo de la cámara estenopeica o también conocido como de cámara oscura. Básicamente es una caja con un pequeño orificio en la parte frontal por donde deja pasar la luz, formado una imagen en la pared opuesta. La imagen formada será más pequeña y estará invertida, este principio se puede observar en figura 13 (B. Wilhelm *et al.*, 2009).

**Tamaño:** Suponiendo una imagen rectangular, el tamaño se determina por la anchura  $M$  (número de columnas) por la altura  $N$  (número de filas) de una matriz “ $I$ ” de la imagen, como lo muestra la figura 14.

**Resolución:** Es la dimensión espacial de la imagen en el mundo real y se expresa como el número de elementos de la imagen por medida, por ejemplo, pixeles o puntos por pulgada

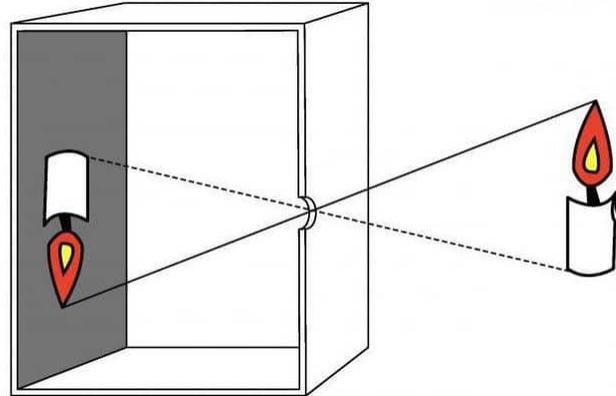


Figura 13. El modelo de lente delgada o principio de cámara estenopeica (B. Wilhelm et al., 2009).

(PPP). Conocer esta información es de gran relevancia cuando hay que medir longitudes dentro de la imagen, por ejemplo, colocar una escala a una imagen obtenida en un microscopio óptico.

**Coordenadas de la imagen.:** Contrario al sistema de coordenadas matemático en el PDI el sistema suele estar desplazado en la dirección vertical, es decir, la coordenada “y” va de arriba hacia abajo y el origen se encuentra en la esquina superior izquierda (ver figura 14). El origen de este sistema coordenado se remonta a los primeros sistemas de emisión de televisión.

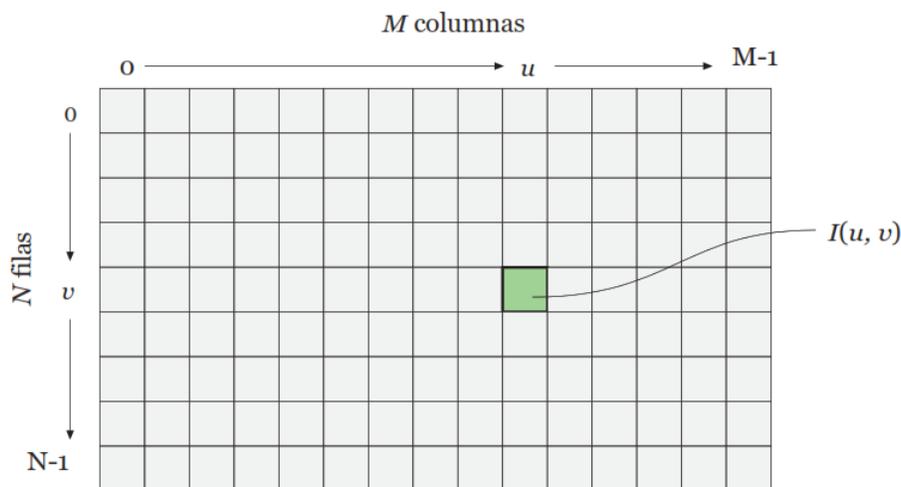
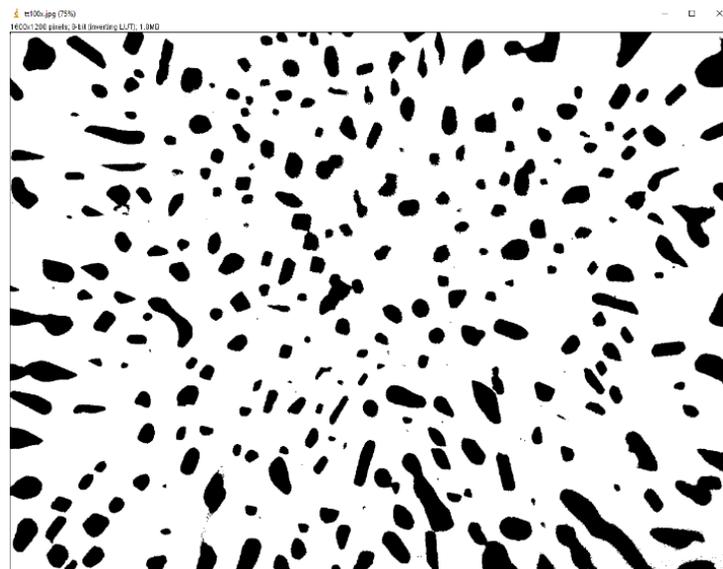


Figura 14. Sistema de coordenadas del DIP. Se puede observar que el origen se encuentra en  $u=0$  y  $v=0$ , es decir, en la esquina superior izquierda (B. Wilhelm et al., 2009).

**Valores de píxeles:** El valor de cada píxel es prácticamente una palabra binaria de longitud “ $k$ ”, por lo que cada píxel puede representar  $2^k$  valores distintos. El valor de  $k$  recibe el nombre de profundidad de bits de la imagen. La disposición exacta del nivel de bits de un píxel depende del tipo de imagen, por ejemplo, binaria, escala de grises, RGB, etc.

**Imágenes a escala de grises:** Consiste en un único canal que representa la intensidad, el brillo o la densidad de la imagen por lo que solo se consideran números positivos y normalmente los números enteros del canal van de  $[0 \dots 2^k - 1]$ . Por ejemplo, una imagen típica a escala de grises utiliza  $k=8$  bits por píxel, cuyos valores de intensidad son de  $[0-250]$  en donde un valor de 0 representa el brillo mínimo (negro) y un valor de 250 representa el brillo máximo (blanco). En algunas ocasiones profundidades de 8 bits no son suficientes por lo cual se llegan a emplear profundidades de 12, 14 o 16 bits. Para esta investigación en particular se trabaja con profundidades de 8 bits.

**Imágenes binarias:** Son un tipo especial de imágenes que solo pueden adoptar uno de dos valores, es decir, blanco o negro. Estos valores se codifican empleando un bit único de (0/1) por píxel. Este tipo de imágenes se suele utilizar a menudo para la representación de gráficos lineales. La figura 15 corresponde a un ejemplo de imagen binaria.



*Figura 15. Ejemplo de una imagen binarizada obtenida en ImageJ.*

**JPEG:** Es el formato de archivo más utilizado a nivel mundial, sus desarrolladores Joint Photographic Experts Group, (JPEG, 2023) de ahí su nombre JPEG por sus siglas en inglés. Fue creado con el objetivo de lograr una reducción media de datos en un factor de 1:16, es decir aproximadamente de 1 bit por píxel para imágenes en escala de grises y en color. El estándar de JPEG admite hasta 256 componentes de color y cada vez se vuelve más compatible con imágenes CMYK. El método de compresión de JPEG resulta ser bastante complejo y extenso (B. Wilhelm *et al.*, 2009).

Todos los formatos de imágenes presentados anteriormente son de los más comunes, sin embargo, aún existe una gran variedad de formatos que no se mencionarán en el presente trabajo.

#### 1.11.2 ImageJ.

El procesamiento digital de imágenes no siempre estuvo al alcance de todos, tan solo unos años atrás esta actividad estaba restringida a un selecto grupo de personas que tenían a su alcance equipos costosos y de alta gama. Aun así, la visualización de imágenes en computadoras personales no era tarea fácil, podrían pasar incluso semanas tan solo para poder realizar cosas elementales con una imagen en el ordenador.

Existe una gran variedad de software para la edición o procesamiento de imágenes digitales, uno de los más comunes y usados por muchos profesionistas de diversas áreas para la edición de imágenes es Adobe Photoshop (Adobe, 2023) y Corel Paint. Por otro lado, los softwares de procesamiento de imágenes están orientados a cubrir las necesidades de científicos e ingenieros que trabajan con imágenes donde la intuición y facilidad de uso no son las principales preocupaciones, más bien se basan en ofrecer bibliotecas de software bien documentadas que facilitan la implementación de nuevos algoritmos, como, por ejemplo, Khoros/VisiQuest, MatLap e ImageMagicK (S. Aertia, 2005).

Si bien es cierto que en la práctica la edición y el procesamiento de imágenes digitales está estrechamente relacionado, en esta sección se mencionará un panorama muy general de un software para el procesamiento de imágenes.

Precisamente uno de los softwares más utilizados para el procesamiento digital de imágenes es ImageJ desarrollado por Wayne Rasband (S. Gallagher, 2010) en el Instituto Nacional de

Salud (NIH) de EE.UU, su uso se debe principalmente a que es de libre acceso independientemente de que posee unas características muy interesantes que lo hacen único, como por ejemplo, que ofrece un conjunto de herramientas ya preparadas para la visualización y la manipulación interactiva de imágenes y al mismo tiempo si se requiere se puede ampliar escribiendo nuevos componentes de software en un lenguaje de programación “real”. Además, tiene la versatilidad de ejecutarse en diferentes plataformas sin sufrir modificaciones, esto se logra porque está implementado directamente en Java.

ImageJ al estar implementado íntegramente en Java ofrece la ventaja de un modelo de ejecución dinámico que permite escribir nuevos módulos como piezas independientes y que pueden compilarse, cargarse y ejecutarse sobre la marcha sin la necesidad ni siquiera de reiniciar ImageJ, esta rapidez ha hecho de ImageJ una plataforma ideal para probar y desarrollar nuevas técnicas y algoritmos de procesamiento de imágenes digitales.

La versión más actual de ImageJ, así como imágenes de prueba, código fuente, manuales, etc., se encuentra disponible en el sitio web oficial, la instalación es realmente sencilla, pero de ser necesario en la misma página puede encontrarse el manual de instalación con instrucciones precisas paso a paso. Para conocer todos los detalles del funcionamiento, herramientas, principios básicos, interfase del software se invita a consultar los diversos manuales que se encuentran disponibles en la página oficial de ImageJ que aparecen en las referencias (W. Rasband *et al.*, 2012).

---

## CAPÍTULO 2: METODOLOGÍA

En este capítulo se describe cada etapa del proceso, comenzando con la obtención de la aleación, fabricación de la pieza mediante molde, condiciones de tratamiento térmico, así como los parámetros de rolado y forja. En cuanto al análisis de la circularidad del silicio, se detalla paso a paso como se realizó el procesamiento digital de imágenes y los parámetros empleados, en el último apartado de este capítulo se presentan los detalles y técnicas de caracterización utilizados. En la figura 16 se muestra el diagrama de flujo que representa la metodología general a seguir durante la parte experimental.

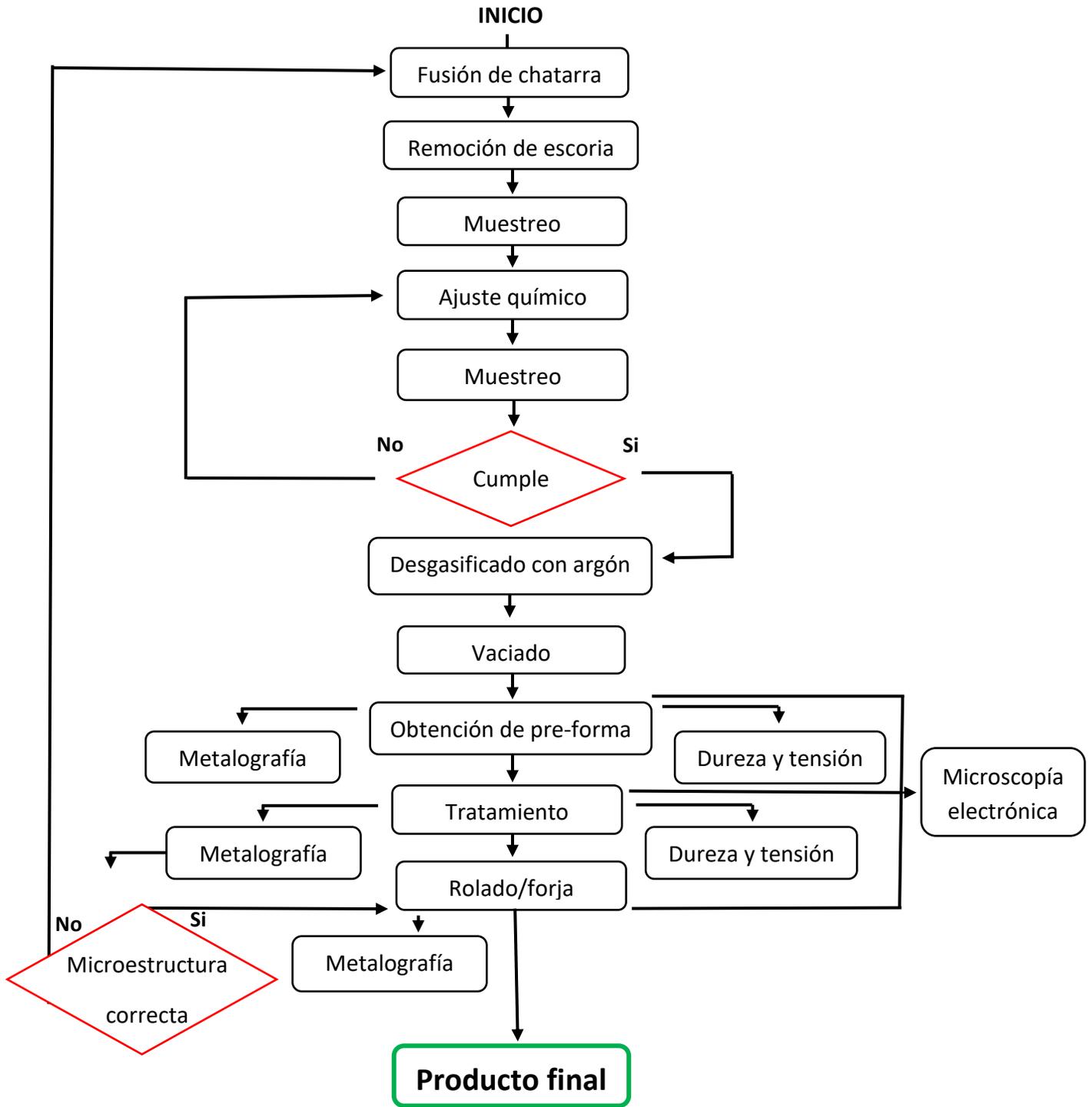


Figura 16. Representación esquemática de la metodología a seguir.

## 2.1 Material y equipo

El material y equipo empleado en la realización de esta investigación se enlista a continuación.

### **Material**

- Chatarra de aluminio 319 o 356.
- Elementos aleantes (Si, Cu, Ni, Mg)
- Aleación maestra Al-Sr.
- Fundente base sodio.
- Argón.
- Olla de vaciado.
- Molde de vaciado de acero herramental H13.

### **Equipos**

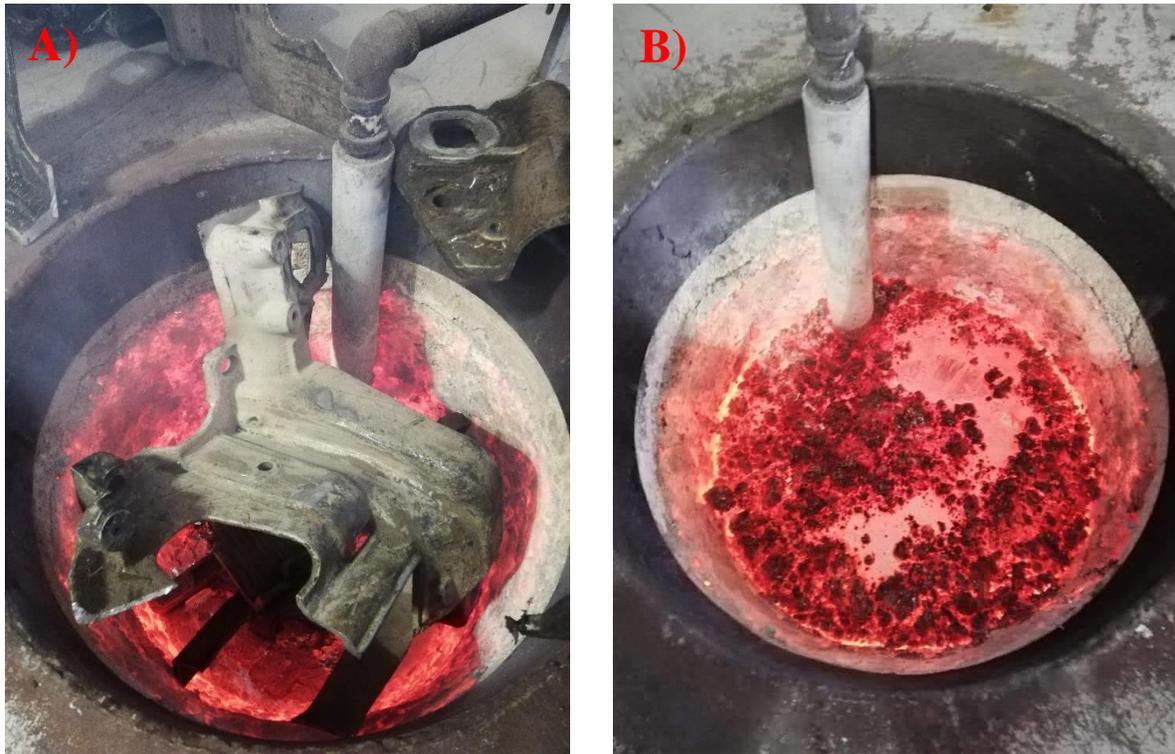
- Sierra cinta marca Central Machinery modelo 93762.
- Horno de fusión por gas con capacidad de hasta 100 kg.
- Horno de inducción marca INDUCTO-THERM con capacidad de 12 kg.
- Mufla de resistencia eléctrica con temperatura máxima de 1000°C.
- Molino de laminación marca IRM (INTERNATIONAL ROLLING MILLS) modelo 4060.
- Prensa hidráulica marca Mc. Lane modelo HPB de 100 toneladas métricas de fuerza.
- Microscopio metalográfico marca VANOX.

## 2.2 Fusión de la carcasa de aluminio y obtención de lingotes.

Al trabajar con carcasas de motor de aluminio demasiado grandes, lo primero que se realizó fue que con ayuda de la sierra cinta se cortaron las carcasas en trozos lo suficientemente pequeños para ser introducidos en el horno de fusión por gas.

Se colocó un trozo de lingote de baja aleación junto con la chatarra de aluminio 356 en el horno de fusión, se agrega el trozo de lingote con el objetivo de acelerar la fusión de la chatarra de aluminio. Una vez cargado el horno se encendió el quemador y ventilador de inyección de aire (ver figura 17 A), al paso de unos 30 minutos se observó que el aluminio había comenzado a fundir, finalmente el proceso de fusión se completó alrededor de unos 80

minutos, el rango de temperatura de fusión fue de 750-800°C. También se logró observar una gran cantidad de impurezas en el aluminio líquido, por lo que se agregó fundente base sodio para lograr que toda la escoria por diferencia de densidades suba a la superficie como se aprecia en la figura 17 (B).



*Figura 17. Proceso de fundición de chatarra de aluminio. A) Carga y encendido del horno. B) Fundente reaccionando.*

Después de dejar reaccionar el fundente unos minutos finalmente la escoria fue retirada, quedando el aluminio completamente limpio, como se logra observar en la figura 18 (A). Antes de realizar el vaciado en las lingoteras se aprovechó para tomar una muestra y realizar un análisis químico, y de este modo poder realizar los cálculos y ajuste correspondiente para la obtención de la aleación de aluminio tipo 4032. Por último, se realizó la basculación del horno a una olla de vaciado (ver figura 18 B) y finalmente de manera manual se vierte en la lingotera precalentada, como se aprecia en la figura 18 (C).



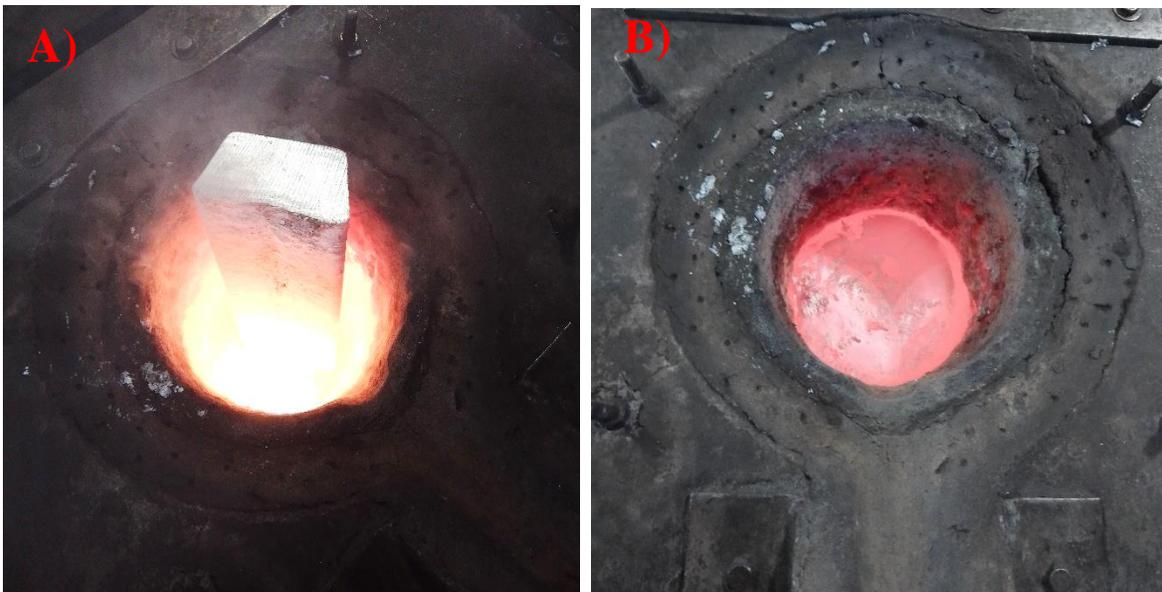
*Figura 18. Proceso de fundición de chatarra. A) Metal líquido libre de escoria. B) Vaciado de aluminio líquido. C) Solidificación de aluminio líquido en lingoteras.*

### 2.3 Obtención de la aleación de aluminio tipo 4032

Una vez obtenidos los lingotes provenientes de la carcasa de aluminio (proceso de la sección 2.2) se realizaron diversas pruebas para poder obtener la aleación tipo 4032 con las especificaciones requeridas, pues en un inicio se presentaron ciertos inconvenientes que dificultaron que la aleación se encontrara dentro de las normas especificadas, por ejemplo, el alto contenido de hierro de la materia prima de llegada. Finalmente, después de algunas pruebas se logró dominar el proceso, mismo que se describe a continuación.

Se inició precalentando el horno de inducción a una temperatura de 300°C, temperatura a la cual se cargó el lingote de aluminio (ver figura 19 A), posteriormente se incrementó la temperatura hasta alcanzar un rango entre 750°C-800°C, considerando que el rango de fusión de la aleación 4032 oscila entre 532°C-571°C. En caso de ser necesario agregar nuevamente

fundente dejando reaccionar por al menos 10 minutos. De acuerdo con los resultados obtenidos de la composición química de la sección 2.2, se realizaron los cálculos estequiométricos correspondientes para ajustar la composición química. De manera general se agregaron los siguientes elementos aleantes y bajo el siguiente orden: silicio, níquel, cobre, magnesio y una aleación maestra de estroncio. Al concluir el ajuste se desgasificó con argón durante 15 minutos, esto para minimizar defectos de vaciado como por ejemplo porosidad por gas atrapado, finalmente se toma otra muestra para verificar que los elementos aleantes se hayan incorporado adecuadamente, en la figura 19 (B) se observa la aleación tipo 4032 lista.



*Figura 19. Proceso de obtención de aleación tipo 4032. A) Pre calentamiento y carga del lingote de aluminio. B) Aleación ajustada a una 4032.*

#### 2.4 Vaciado y obtención de la pieza

Para la obtención de la pieza se empleó el molde que previamente fue diseñado y fabricado bajo las especificaciones correspondientes. El molde se recubrió con una capa de pintura refractaria de zirconia para evitar un choque térmico muy abrupto, independientemente de que ayudó a obtener un mejor acabado superficial, por lo cual se recomienda aplicar la pintura con atomizador para optimizar el efecto. El molde se calentó a una temperatura aproximadamente de 400°C, después se sujetaron ambas tapas con mordazas para evitar su separación durante el vaciado. Para el llenado del molde se empleó una olla de vaciado de aproximadamente 1.5 kg de capacidad, esta olla permitió llenar completamente el molde, adicionalmente se empleó un alimentador cónico que se le adaptó al molde facilitando este

proceso y al mismo tiempo actuó como alimentador o mazarota evitando posibles defectos (rechupes) debido a la contracción natural del metal producto de la solidificación. La alimentación del aluminio líquido al molde se realizó de manera “basculante”, es decir el molde se colocó a 45° y de ahí se comenzó a levantar hasta formar un ángulo recto, por último, se dejó enfriar el molde a temperatura ambiente y después de 90 segundos se retiraron las mordazas de sujeción, se separaron ambas tapas del molde y se retiró la pieza solidificada.

## 2.5 Cortado y tratamiento térmico

Con ayuda de la sierra cinta se retiró el exceso de material por donde se realizó la alimentación, si se prefiere se puede emplear también una cortadora de disco. La figura 20 muestra las piezas listas para los procesos subsecuentes.

Con la literatura previamente consultada el tratamiento térmico consistió en someter la pieza a una temperatura de 450°C con un tiempo de permanencia de 8 horas, seguido de un enfriamiento a temperatura ambiente. El tratamiento térmico se realizó en una mufla calentada por resistencias para tener una mejor homogenización de temperatura.



*Figura 20. Piezas posteriores al corte y previo a ser sometidas a tratamiento térmico.*

## 2.6 Rolado/forja

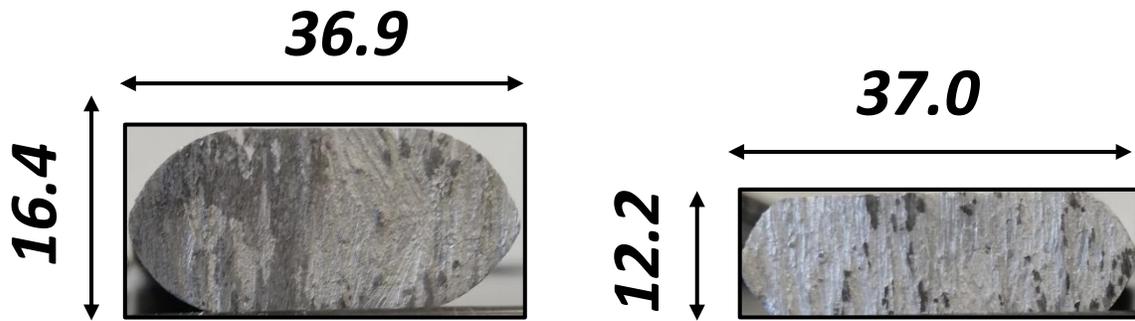
Como ya se había mencionado en el capítulo 1, el proceso de conformado mecánico por rolado consiste en reducir el espesor original de una muestra cuando ésta se hace pasar a través de unos rodillos, la reducción de espesor se ve reflejado en un aumento en la longitud, de manera general el material se endurece a reducciones más severas (G. Dieter *et al.*, 2013).

Para saber cuál es el porcentaje de reducción máximo permitido para este tipo de aleaciones previamente se realizaron pruebas de deformación, en la cual se varió el porcentaje de reducción, iniciando con 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40 y 50 por ciento de reducción del espesor original, las muestras sometidas a esta reducción de espesor se observa en la figura 21, y de acuerdo con estos resultados se encontró que para reducciones de espesores de entre 20-25% las propiedades mecánicas aumentaban de manera significativa, por lo cual se decidió trabajar en este rango de deformación.



*Figura 21. Prueba previa de deformación con un porcentaje de reducción del espesor original de 0, 5, 10, 15, 20, 25, 30, 40 y 50 por ciento iniciando de derecha a izquierda respectivamente.*

Primero, la pieza se calentó en un rango de temperatura entre 380-420°C, como recomendación hay que asegurarse que la pieza esté efectivamente a esta temperatura y no solo el horno, al alcanzar dicha temperatura la pieza se extrajo del horno y se pasó inmediatamente por los rodillos de rolado. Contemplando la información de la sección 1.10, la reducción de espesor del 25 % se alcanzó después de 4 pasos de rolado, donde la velocidad de los rodillos se mantuvo constante en todas las pruebas (8 rpm), la figura 22 muestra el cambio en el espesor de la muestra producto del proceso de rolado. Debido a la pérdida natural de calor mientras se realiza este proceso, la pieza se introdujo al horno de calentamiento entre cada paso de rolado para alcanzar nuevamente la temperatura inicial y de esta manera minimizar algún defecto o posible agrietamiento del material.



*Figura 22. Sección transversal de la pieza que muestra el espesor en centímetros del antes (izquierda) y después (derecha) de haber sometido la pieza al proceso de rolado.*

El proceso de forja abierta fue muy similar al de rolado, es decir, se realizó en el mismo rango de temperatura, posteriormente con ayuda de la prensa hidráulica descrita en el apartado de materiales/equipo y por supuesto considerando la información de la sección 1.9, se aplicó una carga de 100 toneladas métricas, logrando la reducción del espesor original de la muestra un 25% sin que el material sufra ningún tipo de agrietamiento.

## 2.7 Metalografía y microscopía óptica

La metalografía es parte de la metalurgia que estudia las características estructurales o de constitución de los metales y aleaciones para relacionarlas con las propiedades físicas, mecánicas y químicas de estos. La importancia del examen metalográfico radica en que es capaz de revelar la historia del tratamiento mecánico/térmico que ha sufrido el material. En este análisis la microscopía óptica tiene un papel muy relevante (Molecular Expressions., 2020) (J. Stewart, 2018).

Para el análisis metalográfico las muestras se seccionaron con segueta y la preparación metalográfica fue de acuerdo con la norma ASTM E3, por lo cual se emplearon lijas de SiC de 80, 320, 500, 1200 y 2400 granos por pulgada cuadrada, posteriormente se utilizaron paños con pasta de diamante de 3 y 1 micras respectivamente, para obtener el acabado tipo espejo se pulió la muestra durante 5 minutos en un paño con sílice coloidal, se enjuagó perfectamente con agua destilada y se secó con alcohol isopropílico, por último, se verificó la microestructura en el microscopio óptico de apoyo y en caso de ser necesario repetir el procedimiento.

Para el análisis metalográfico se utilizó un microscopio metalográfico marca Vanox con objetivos de 5x, 10x, 20x, 50x y 100x, lo cual permitió obtener magnificaciones de hasta 1000 aumentos, cabe mencionar que estas mismas muestras fueron las que se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido en los análisis posteriores.

## 2.8 Ensayo de tensión

El ensayo de tensión es una prueba destructiva que se realiza para obtener información acerca del comportamiento del material cuando éste es sometido a fuerzas externas. Esta prueba permite construir un gráfico llamado curva esfuerzo-deformación, del cual se puede extraer información de gran relevancia, por ejemplo, módulo de elasticidad, deformación a la fractura, resistencia a la tensión, relación de Poisson, entre otras (G. Dieter *et al.*, 2013).

Las muestras que se sometieron a esta prueba fueron: vaciada, tratada térmicamente, rolada y forjada con/sin tratamiento térmico previo. Las probetas se maquinaron y se ensayaron de acuerdo con la norma ASTM E8 “standard test methods for tension testing of metallic materials”, para dicha prueba se empleó una máquina universal de ensaye de la marca MTS modelo QTEST /100 elite controller. Los resultados obtenidos se discuten en el capítulo 3.

## 2.9 Fractografía o mecánica de fractura

La fractografía es una rama de la mecánica de sólidos deformables que estudia la estabilidad estructural de materiales considerando la formación y propagación de grietas, dicho de otra manera, la fractura es la separación de un cuerpo en dos o más piezas producto de la aplicación de una fuerza externa, a pesar de que la fractura puede ocurrir de diversas formas (fatiga o fluencia) de manera práctica se suelen manejar dos tipos de fractura: dúctil y frágil (ASM Handbook, 1987).

El análisis de fractura se realizó sobre las muestras que fueron sometidas previamente al ensayo de tensión, el microscopio electrónico de barrido que se utilizó para el análisis fue de la marca PHILIPS modelo XL30, los resultados se discuten en el siguiente capítulo.

## 2.10 Microscopía electrónica de barrido

La microscopía electrónica de barrido es una de las técnicas más empleadas a la hora de caracterizar materiales. Su fundamento se basa en la interacción de un haz de electrones que se produce por un filamento de tungsteno y mediante grandes voltajes (aproximadamente 20

kV) se aceleran para que finalmente incidan en la muestra. Con esta técnica también se realizan análisis químicos puntuales para conocer la cantidad relativa de cada elemento presente (EDS) en una zona específica (S. Henning *et al.*, 2017). El microscopio electrónico de barrido que se empleó es de la marca PHILIPS modelo XL30. La preparación metalográfica que se mencionó en la sección 2.7 fue suficiente para analizar las muestras mediante esta técnica de caracterización, por lo cual se procedió de manera similar.

### 2.11 Procesamiento digital de imágenes.

El proceso consta en determinar el porcentaje en área del silicio eutéctico presente en la muestra, y al mismo tiempo determinar la circularidad promedio del silicio, contemplando que aquellas partículas que tengan un valor muy cercano al cero se consideran agujas o silicio acicular; mientras aquellas otras partículas que presenten valores muy cercanos a uno se consideran partículas globulares de silicio. Bajo este hecho se presenta el diagrama de flujo de la figura 23 para el procesamiento digital de las imágenes obtenidas en la sección 2.7 y más adelante se presentan los parámetros y el procedimiento paso a paso para la obtención de dichos resultados. La versión de ImageJ utilizada para este análisis fue la 1.53t.

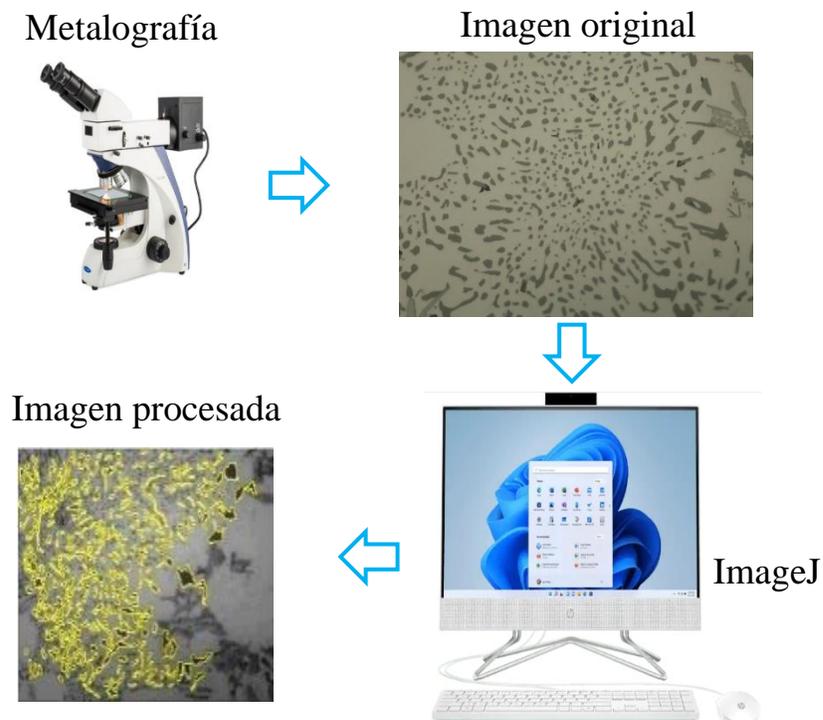
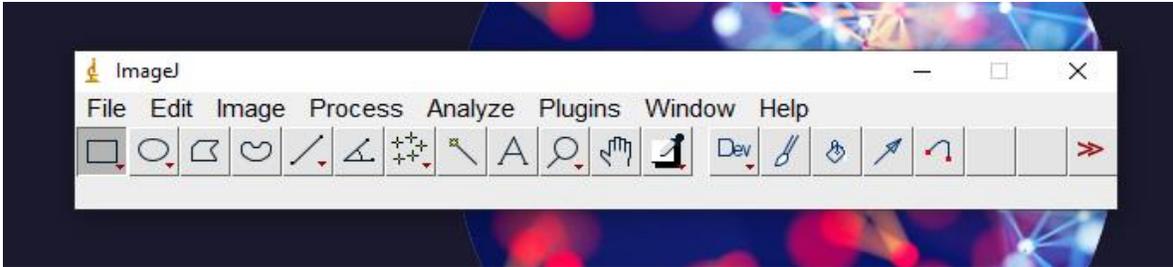


Figura 23. Diagrama de flujo utilizado para determinar el porcentaje de transformación de silicio acicular a silicio globular utilizando el software ImageJ.

### 2.11.1 Procesamiento digital de imágenes empleando el software ImageJ.

1. Abrir el programa ImageJ, se visualizará una ventana similar al de la figura 24.



*Figura 24. Interfaz de trabajo del programa ImageJ.*

2. En la barra de tareas del programa dar clic en “file” > “open”, buscar y seleccionar la imagen con la cual se va a trabajar, posteriormente dar clic en “abrir” o bien utilizar el siguiente atajo: localizar la imagen de trabajo y con clic izquierdo arrastrar la imagen directamente a la barra de tareas del programa ImageJ. Con ambas opciones la imagen se colocará en el área de trabajo de ImageJ, como ejemplo se utilizará la imagen de la figura 25.



*Figura 25. Imagen original de la aleación de aluminio previo al procesamiento con ImageJ.*

- Una vez colocada la imagen en el área de trabajo de ImageJ hay que asegurarse que se encuentre en formato 8-bit, de no ser así proceder de la siguiente manera: En la barra de tareas dar clic en “Image” > “Type” > “8-bit”, automáticamente la imagen se ajustará como se observa en la figura 26.

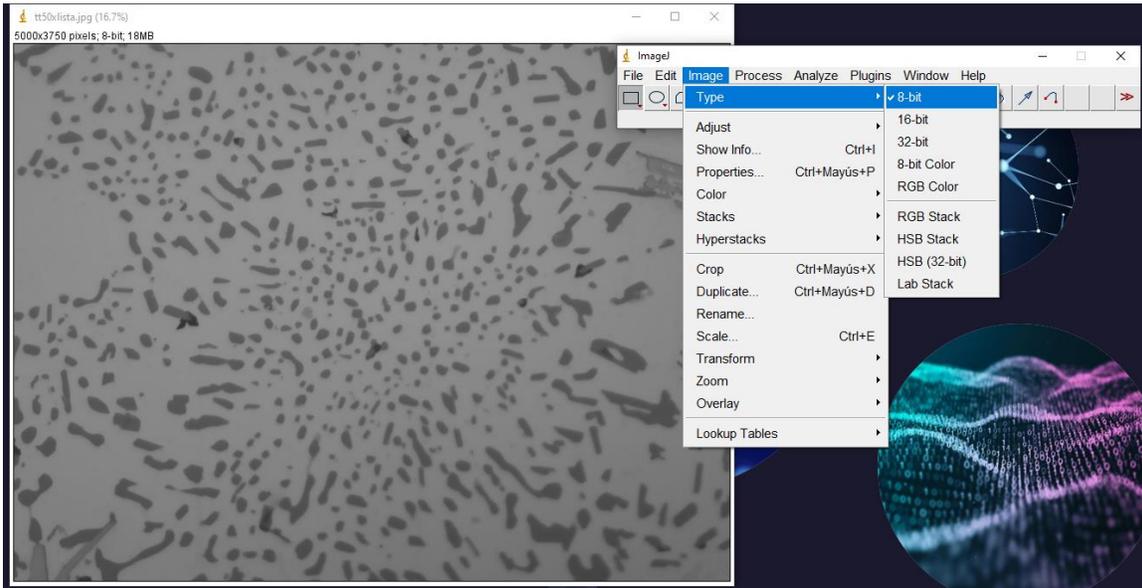


Figura 26. Imagen ajustada a un formato de 8 bit.

- Ahora se ajustarán algunos parámetros como brillo, contraste, balance de color, tamaño de imagen, etc, dependiendo de los requerimientos de la imagen. En este caso en particular solo se ajustó el brillo y/o contraste. Dar clic en “Image” > “Adjust” y clic en “Brightness/Contrast”, se desplegará una ventana en la cual dar clic en “auto” o ajustar manualmente según sea el requerimiento como se aprecia en la ver figura 27.

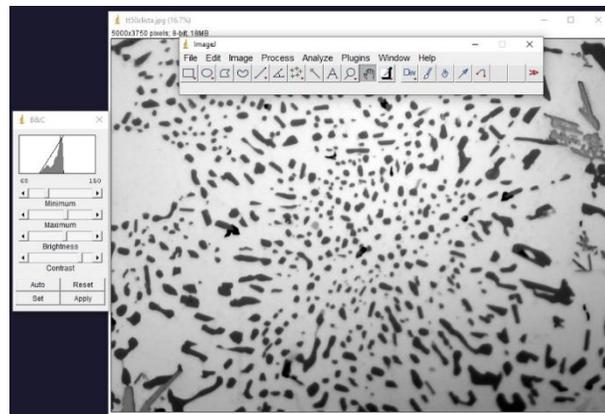
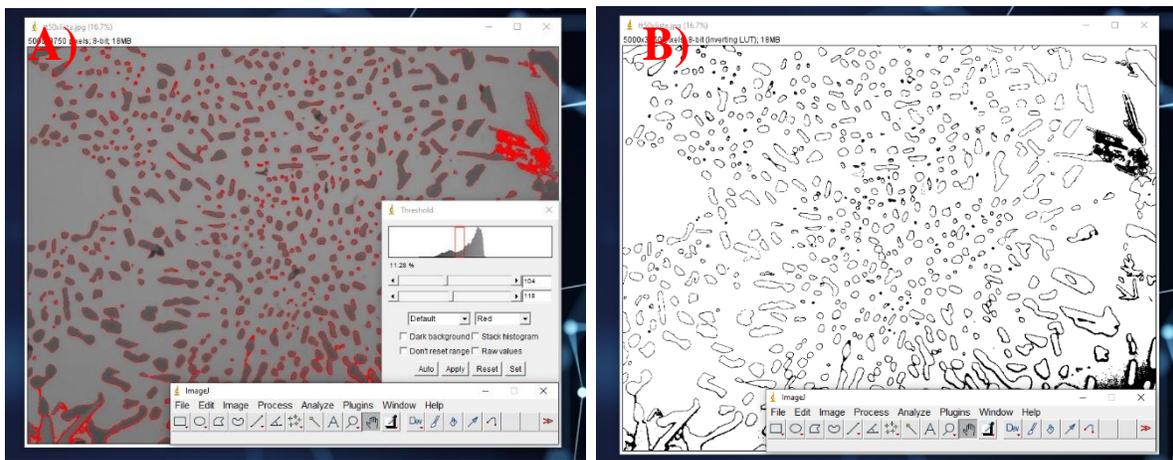


Figura 27. Imagen posterior al haber realizado un ajuste de brillo/contraste.

*NOTA: Si en esa misma ventana se selecciona la opción “Apply” los valores de los pixeles podrían cambiar, por lo que se sugiere que después de ajustar el brillo/contraste simplemente cerrar la ventana, el ajuste ya se habrá realizado en la imagen.*

5. El siguiente paso es binarizar la imagen, para ello dar clic en “Image” > “Adjust” > “Threshold”, nuevamente se desplazará otra ventana en la cual dar clic en “Auto” o ajustar manualmente tratando de seleccionar la mayor cantidad de zonas de interés (sin sobresaturar la imagen). En la misma ventana desactivar la opción “Dark background” para que las partículas de interés queden seleccionadas en lugar del fondo, por último, dar clic en “Apply” y cerrar la ventana (ver figura 28).



*Figura 28. Proceso de binarización. A) Imagen binarizando, B) Imagen binarizada.*

6. Para volver sólidas las partículas seleccionadas vamos ahora a “Process” > “Binary” > “Fill holes”. Note que en este caso no todas las zonas de interés han quedado seleccionadas, mientras que otras zonas presentan una sobresaturación, como se aprecia en la figura 29. Este defecto se podrá solucionar de manera manual más adelante.
7. En caso de que la imagen lo necesite para asegurar la separación de cada una de las partículas seleccionadas se puede aplicar una segmentación. Para ello ir a “Process” > “Binary” > “Watershed”, de no ser necesario omitir este paso.

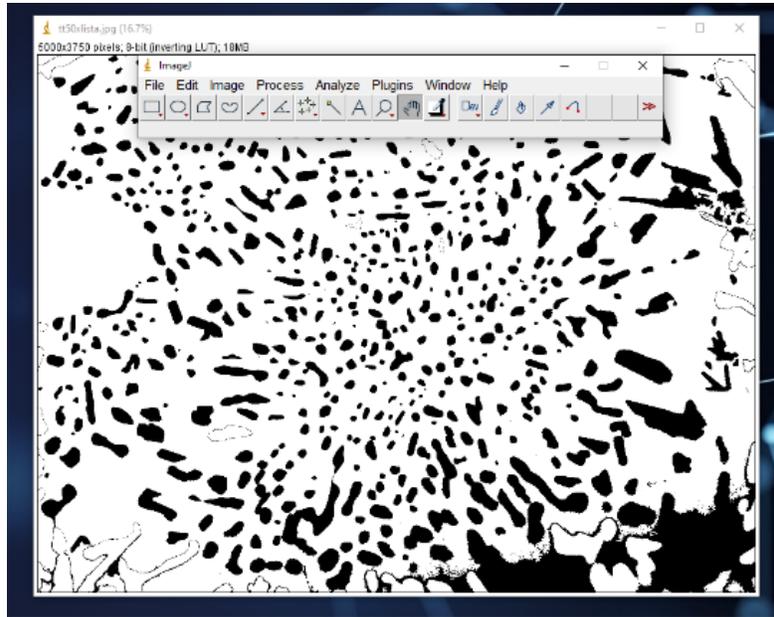


Figura 29. Imagen binarizada y posterior al haber aplicado la opción “Fill holes”.

### 2.11.2 Extracción de resultados de las imágenes procesadas mediante ImageJ.

1. Primero hay que establecer que resultados nos va a entregar ImageJ. Para ello ir a “Analyze” > “Set Measurements” y verificar que estén activadas las opciones “Area” y “Shape Descriptors”, notar que algunas otras casillas están activadas por defecto, finalmente presionar “ok”, como se aprecia en la figura 30.

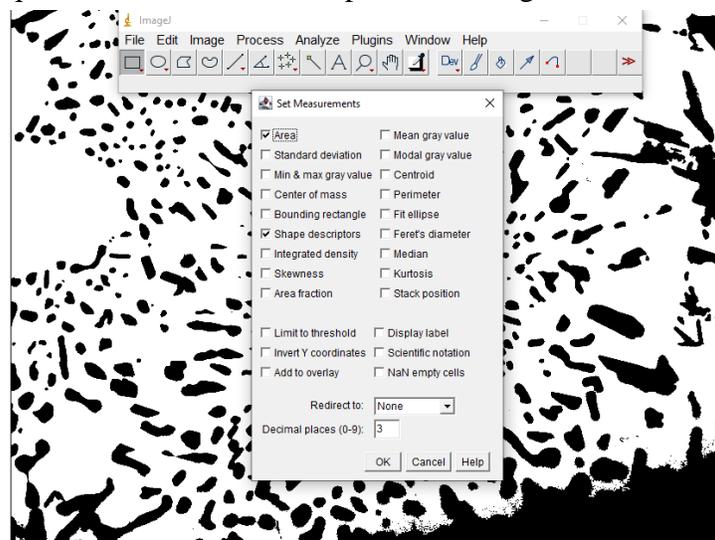


Figura 30. Elección de parámetros.

Para delimitar el tamaño de partícula que el software tome en cuenta se tiene que establecer un rango de tamaño, para ello se realizó un precálculo, el cual consiste en obtener la medida (por ejemplo, área) de la partícula más pequeña y grande que queremos que el software tome en cuenta, para ello se procedió de la siguiente manera:

2. Con nuestra imagen binarizada (paso anterior) se selecciona en la barra de tareas la herramienta “Wand”. Una vez seleccionada se verifica la tolerancia, para ello dar doble clic izquierdo en la herramienta “Wand”, arrojará una ventana de la tolerancia que entre más grande sea indica que seleccionará una mayor área y por el contrario entre más pequeña sea seleccionará una menor área (si es mínima será prácticamente un punto). Se recomienda fijar una tolerancia entre 10-20 como se aprecia en la figura 31.



Figura 31. Selección de la herramienta “Wand”.

3. Con la herramienta “Wand” seleccionada y calibrada se da clic en la partícula que se desee medir, automáticamente la herramienta “Wand” seleccionará el contorno de dicha partícula. Con la partícula seleccionada (contorno brillante) ir a “Analyze” > “Measure” y automáticamente arrojará una tabla con los resultados de la partícula seleccionada. Si se desea medir otra partícula solo es necesario seleccionarla y repetir el proceso anterior. La figura 32 muestra los resultados obtenidos de la medición de dos partículas (máxima y mínima).

**NOTA:** En caso de ser necesario una magnificación en la imagen se selecciona la herramienta “Magnifying glass”. Para acercar la imagen dar clic izquierdo directamente sobre la imagen y para alejar la imagen clic derecho sobre la imagen.

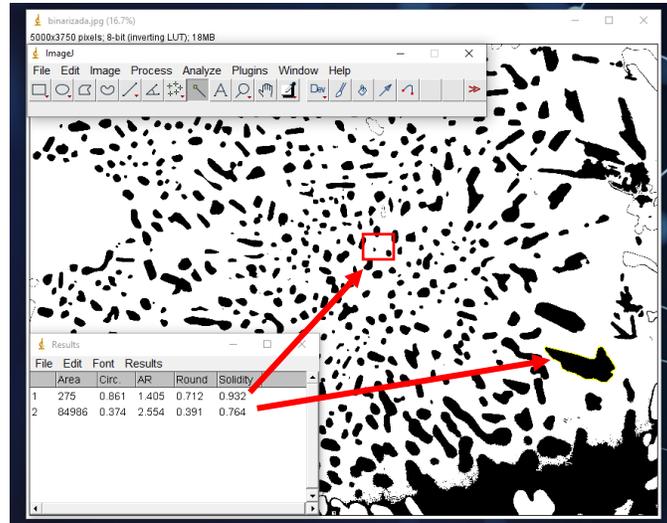


Figura 32. Obtención del tamaño de partícula máximo y mínimo para el análisis de circularidad.

A partir de estos resultados se fijó un rango de área de partícula entre 0.1- 40.

4. Con un rango de trabajo definido se procede a calcular los resultados como un único conjunto. Primero se cierra la venta de resultados anteriores sin guardar ningún dato (si aún está abierta), posteriormente hacer clic en “Analyze” > “Analyze Particles”, arrojará una ventana, la cual se completará con los resultados obtenidos anteriormente. En “Size” colocar de 0.1- 40, en “Circularity” establecer de 0.0 - 1-0 (recordando que 1 es una partícula circular perfecta y 0 es una línea), la opción “Show” indica como se mostraran las partículas que cumplan con el criterio previamente designado, por simplicidad seleccionar “Outlines”.

Verificar o en su defecto activar las siguientes casillas:

**Display Results** – Muestra los resultados en pantalla

**Clear Results** – Limpia los resultados anteriores en caso de realizar un nuevo cálculo.

**Summarize** – Entrega un resumen de todos los resultados efectuados.

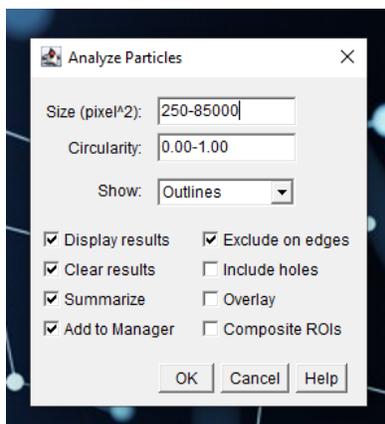
**Add to Manager** – Permitirá añadir o quitar partículas de forma manual según sea necesario.

**Exclude on edges** – No tomará en cuenta aquellas partículas que se aproximen o se corten por los límites de la imagen.

Verificar o en su defecto desactivar las siguientes casillas:

**Include holes** – No toma en cuenta aquellas partículas que no fueron binarizadas por completo.

Las dos casillas restantes (Overlay, Composite ROIS) no afectan en lo mínimo el resultado si están o no activadas, por simplicidad desactivar. Una vez verificado esto presionar “Ok” como se muestra en la figura 33.



*Figura 33. Parámetros utilizados para la obtención de la circularidad del silicio.*

Al presionar “Ok” inmediatamente se desplegarán las siguientes tablas y figuras:

**Drawing** - Entrega los contornos de las partículas localizadas.

**Results** - Los resultados de cada una de las partículas localizadas.

**Imagen binarizada** -Entrega la imagen original binarizada con todas las partículas enumeradas localizadas.

**Summary** – Entrega un resumen de los resultados efectuados.

**ROI Manager** – Tabla con cada una de las partículas localizadas. Esta tabla será de gran utilidad pues se había mencionado anteriormente que permitirá añadir o quitar de manera manual algunas partículas (silicio) que por diversas cuestiones se esté o no tomado en cuenta en el análisis y por consecuencia afectando el resultado final, la figura 34 presenta de manera general estos resultados.

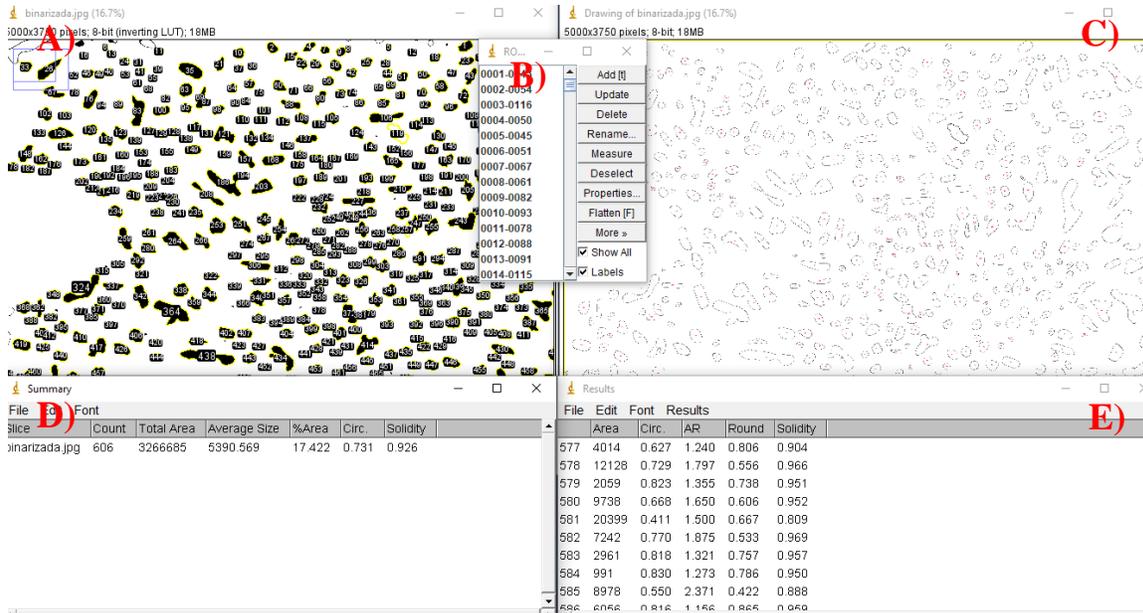
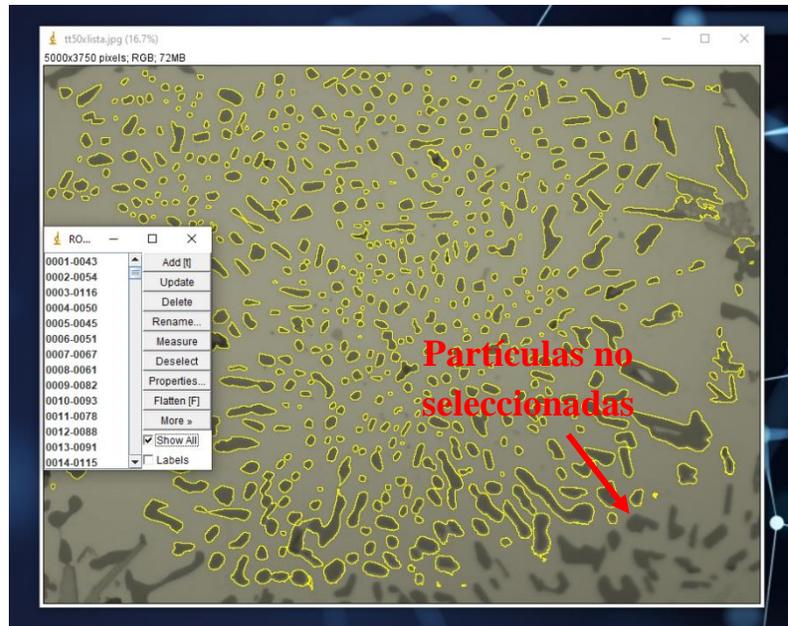


Figura 34. Resultados obtenidos del análisis en ImageJ. A) Imagen binarizada. B) Tabla ROI Manager. C) Drawin. D) Summary. E) Resultados generales.

Como se puede observar en la tabla “Summary” se obtiene el promedio de la circularidad de partículas, que realmente corresponde a la circularidad promedio de las partículas de silicio eutéctico, sin embargo, aún hay partículas de silicio que el software no ha tomado en cuenta debido a que la binarización no es perfecta cuando se realiza de manera automática. Por el contrario, también existen algunas partículas que el software considero como silicio cuando realmente no lo son. Para ello se trabajará con la tabla ROI Manager que permitirá añadir o quitar algunas partículas según sea el caso.

5. Cerrar todas las tablas e imágenes obtenidas (sin guardar ningún dato) en el paso anterior excepto la tabla “ROI Manager”. Por simplicidad se recomienda abrir nuevamente la imagen original (ver figura 25). Una vez colocada la imagen original en el área de trabajo de ImageJ, activar en la tabla “ROI Manager” la casilla “Show All”, automáticamente la plantilla de partículas localizadas en el paso anterior convergerá con las partículas de la imagen original. Para una mejor visibilidad en la imagen se recomienda desactivar en la tabla “ROI Manager” la casilla “Labels”, esto ocultará la numeración de las partículas como se observa en la ver figura 35 otorgando una mayor visibilidad.



*Figura 35. Se puede observar que algunas partículas no se están tomando en cuenta para el cálculo de circularidad, lo cual afecta dichos resultados.*

Para añadir las partículas que no han sido seleccionadas de manera automática, se procedió de la siguiente manera:

6. Seleccionar la herramienta “Wand” y hacer clic en la partícula que se desee agregar, observe que de manera automática el contorno de la partícula queda seleccionado. Una vez seleccionada la partícula ir a la tabla ROI Manager y dar clic en “Add”, esto agregará la partícula al ROI Manager y se contabilizará en el próximo cálculo. Agregar de esta manera todas las partículas que se desee y que cumpla con los criterios previamente establecidos (tamaño de partícula). Las nuevas partículas añadidas después de este procedimiento se muestran en la figura 36.
7. Para eliminar alguna partícula no deseable se procedió de la siguiente manera. En la tabla de tareas seleccionar la herramienta “Scrolling” posteriormente hacer doble clic en la partícula a eliminar (el contorno de la partícula cambia de color) y en la tabla ROI Manager dar clic en “Delete”, esto eliminará la partícula y no se tomará en cuenta en el próximo análisis.

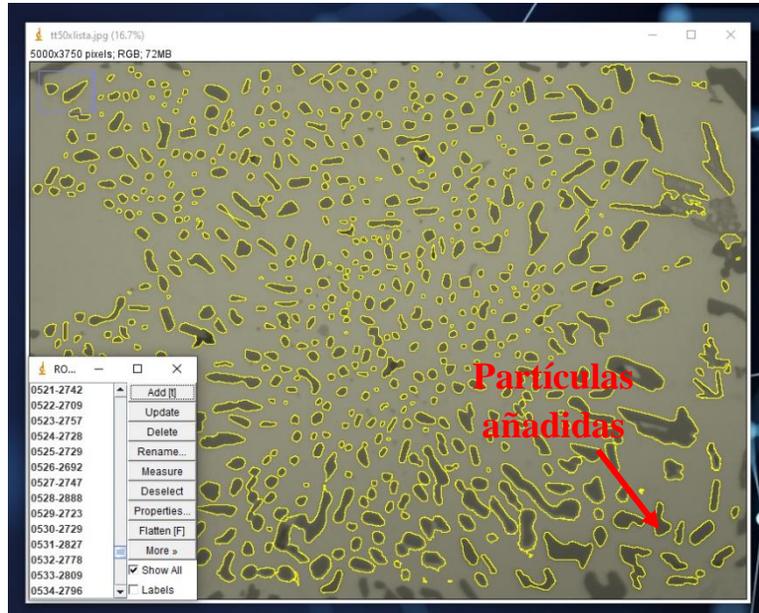


Figura 37. Muestra algunas partículas añadidas de forma manual, mediante el uso de la herramienta “Wand”.

Una vez realizado este proceso, finalmente, en la tabla ROI Manager dar clic en “Measure”, esto arrojará el nuevo análisis, como se muestra en la figura 37. De manera general este procedimiento se realiza para cada una de las 5 muestras analizadas en el presente trabajo, los resultados obtenidos se discuten en el capítulo 3.

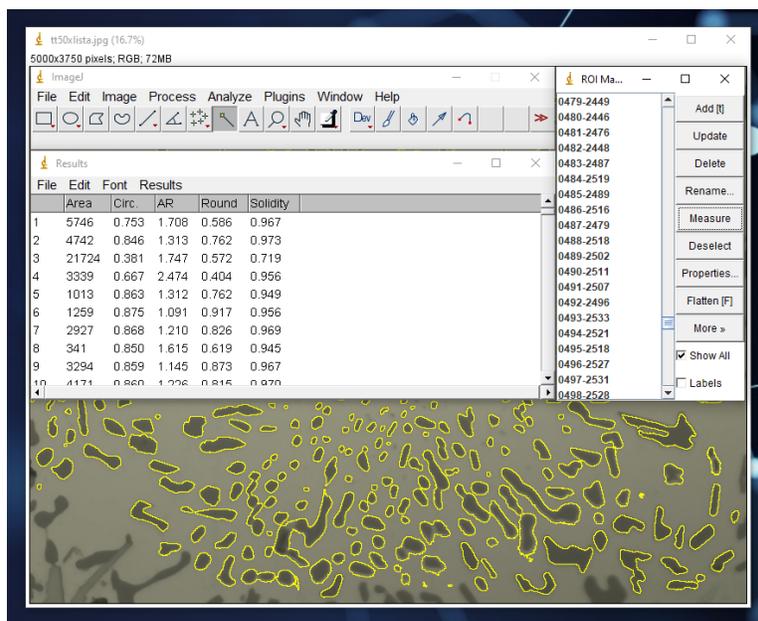


Figura 36. Resultados finales después de realizar una corrección de manera manual en la selección de partículas.

*NOTA: Verificar que antes de dar clic en “Measure” no esté seleccionada ninguna partícula, ya que de ser así solo arrojará los resultados correspondientes a esa partícula. En su defecto si alguna partícula esta seleccionada basta con desactivar y activar nuevamente la casilla “Show All”. Finalmente presionar “Measure”.*

La circularidad o factor de forma se calculó empleando la fórmula (5).

$$circularidad = \frac{4 \pi A}{p^2} \quad (5)$$

Donde  $A$  es el área de todas las partículas y  $p$  representa el perímetro de las partículas. El valor de la circularidad varía de 0-1, con lo cual la forma de las partículas se aproxima a la redondez para valores crecientes de la circularidad. Si el valor es 1 indica una partícula circular perfecta (J. Wang *et al.*, 2018).

## CAPÍTULO 3: ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 3.1 Obtención de la aleación

El análisis químico inicial muestra que los elementos críticos a controlar son el hierro, magnesio, cobre, níquel, silicio, así como el elemento que se adiciona como agente modificador del silicio eutéctico, el estroncio. La tabla 5 muestra la composición química del material de llegada.

Después de realizar el ajuste en la composición química el resultado se presenta en la tabla 6, en la cual se observa que se encuentra dentro de las especificaciones de la norma citada anteriormente.

Tabla 5. Porcentaje en peso de la composición química de la chatarra previo a realizar el ajuste.

<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Cr</b>	<b>Al</b>
7.520	0.244	0.086	0.0108	0.2500	0.007	Balance
<b>Ni</b>	<b>Zn</b>	<b>Ti</b>	<b>Co</b>	<b>Sr</b>	<b>V</b>	
0.0614	0.035	0.1130	0.0005	Trazas	0.0041	

Tabla 6. Porcentaje en peso de la composición química de la aleación después de realizar el ajuste.

<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Mg</b>	<b>Cr</b>	<b>Al</b>
12.14	0.20	0.81	0.01	0.86	0.0089	Balance
<b>Ni</b>	<b>Zn</b>	<b>Ti</b>	<b>Co</b>	<b>Sr</b>	<b>V</b>	
0.65	0.02	0.14	Trazas	0.04	Trazas	

### 3.2 Análisis metalográfico.

La figura 38 (A, B) corresponde a la microestructura de la pieza vaciada, donde se puede apreciar una microestructura con morfología de agujas alargadas con ciertos bordes agudos, este tipo de morfología disminuye las propiedades mecánicas del material, ya que incrementan la concentración de esfuerzos, sin embargo, esta morfología es típica de estas

aleaciones de acuerdo con los estudios realizados por Young-Hee y colaboradores (Young-Hee *et al.*, 2006). Esta morfología está relacionada con el aumento en la fragilidad del material, sin embargo, estos efectos pueden disminuirse al aplicar un tratamiento térmico de solubilizado o incluso agregar un agente modificador del silicio eutéctico como, por ejemplo, el estroncio (A. Fabrizi *et al.*, 2013). Otro aspecto interesante es la presencia de dendritas muy marcadas lo cual está estrictamente relacionado con la velocidad de enfriamiento, de manera general entre más rápido ocurra la solidificación la formación de dendritas será menor y por el contrario mientras más lenta ocurra la solidificación las dendritas tendrán mayor tiempo para su formación, por lo tanto, el fenómeno de solidificación es un factor muy importante y muy amplio por estudiar, precisamente por el cual en este trabajo no se profundizará más en el tema.

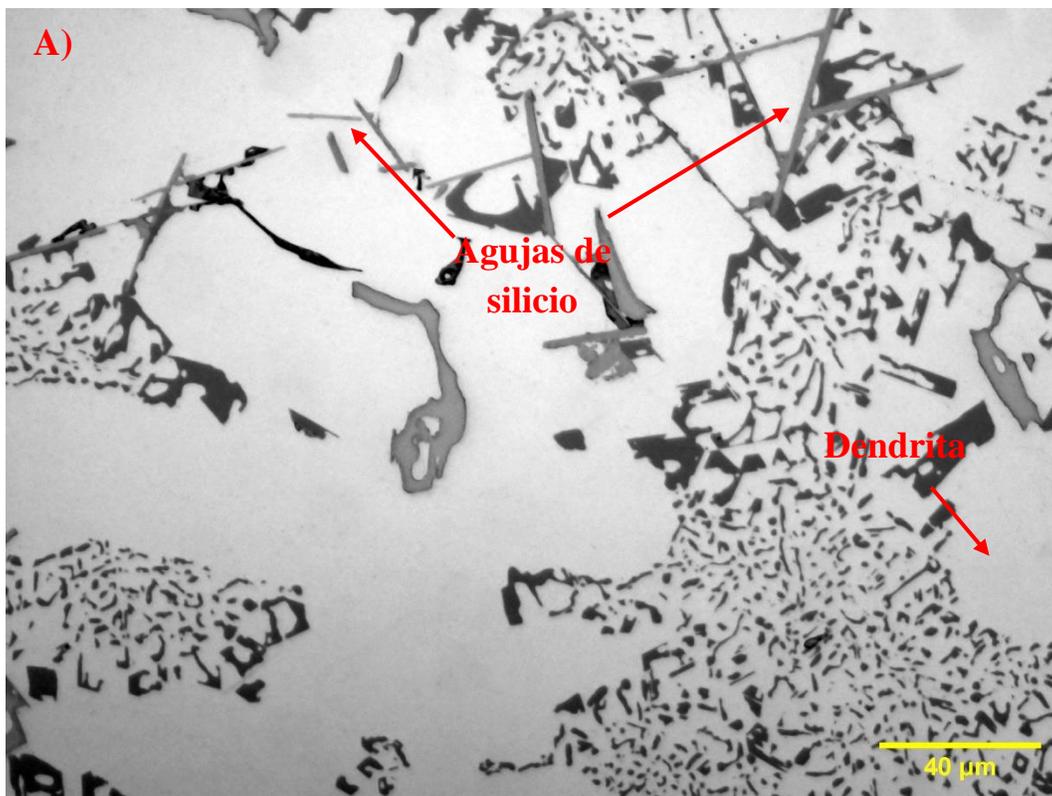


Figura 38. Fotomicrografía de la microestructura de la AA4032 "as-cast". A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X.

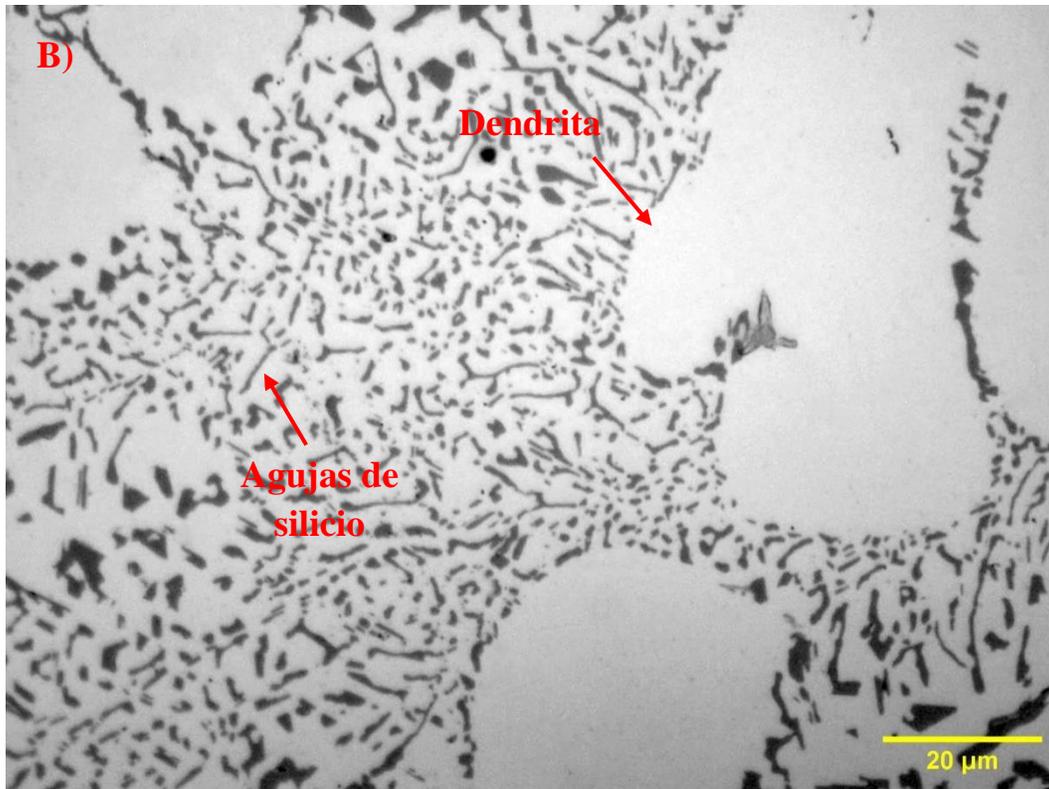


Figura 38. Continuación.

La importancia que tiene el tratamiento térmico (R. Martínez *et al.*, 2019) para la modificación de la microestructura es evidente, en la figura 39 (A, B) se logra observar que la distribución del silicio es más homogénea e independientemente de un cambio notable en la morfología pasando de agujas alargadas a una morfología más globulizada, precisamente es la microestructura que se buscaba obtener, pues la pieza se someterá a un proceso de rolado y forja. Adicional e independientemente del tratamiento térmico la adición de estroncio a la aleación tiene un papel preponderante para la modificación de ésta, pues como lo menciona Tebib y colaboradores (M. Tebib *et al.*, 2014) la fase primaria y eutéctica de  $Mg_2Si$  se transforma de una forma de escritura extendida, gruesa, dendrítica y quebradiza a una forma de escritura más fibrosa y refinada, por eso el estroncio es uno de los modificadores por excelencia del silicio en las aleaciones Al-Mg-Si. En la figura 39 (B) se puede apreciar mejor esta morfología. sin embargo, es necesario mencionar que la transformación no se alcanza completamente, en algunas zonas aún se puede observar que el silicio se encuentra en una morfología típica de escritura extendida, el porcentaje de transformación del silicio puede mejorarse teniendo tiempos de tratamientos térmicos más prolongados o incrementar la concentración del Sr para potencializar dicho efecto (M. Tebib *et al.*, 2014).

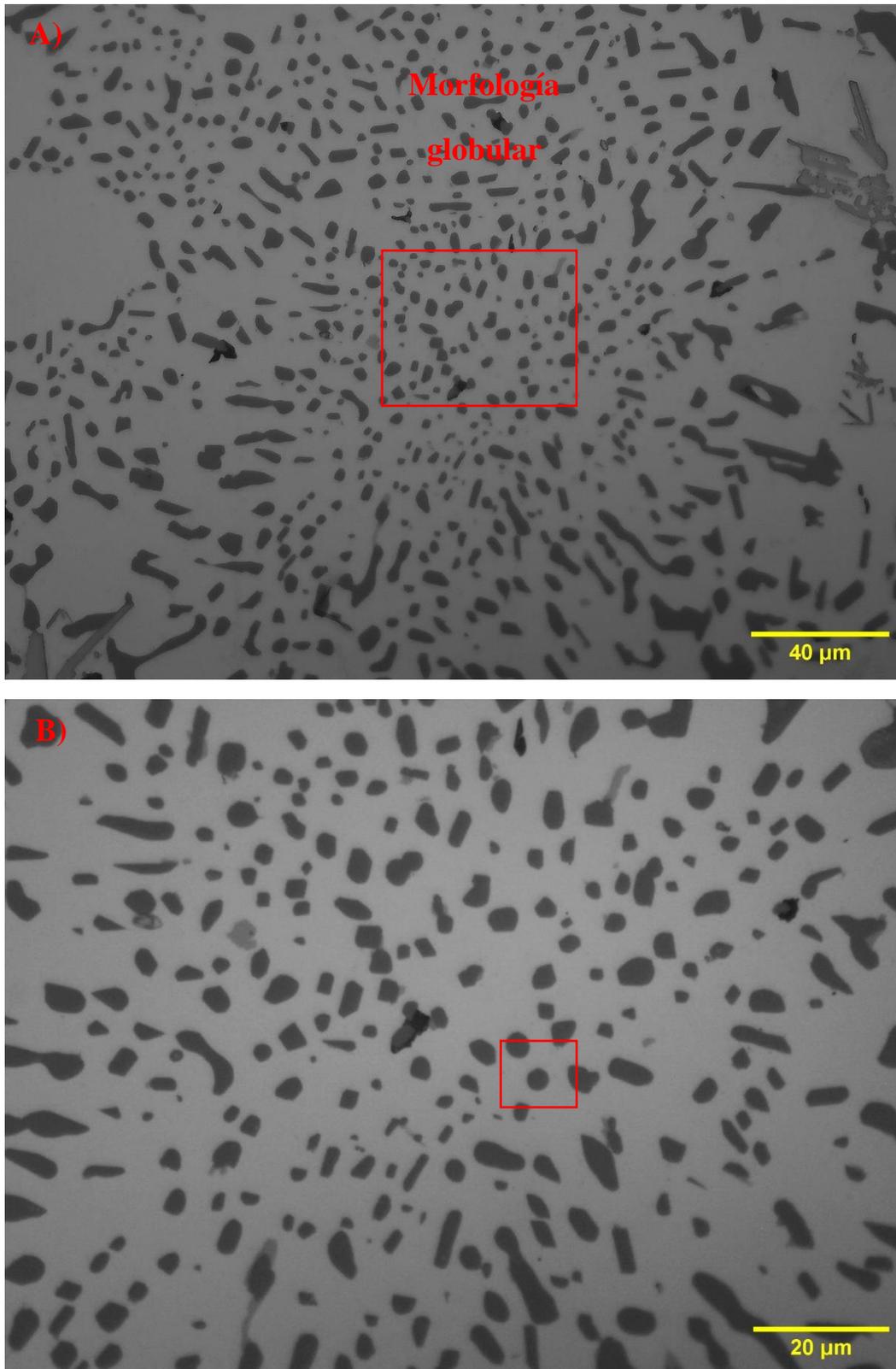


Figura 39. Fotomicrografías del efecto del tratamiento térmico y Sr para modificar el silicio eutéctico. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X.

La microestructura mostrada en la figura 40 (A,B) corresponde a la muestra rolada con un tratamiento térmico previo y con una reducción del 25% del espesor original, en la cual se puede observar que tanto el silicio acicular como parte del silicio primario (remanente) fueron reducidos en partículas más finas y distribuidos más uniformemente a lo largo de toda la matriz, de manera general como lo señalan Huie Hu y colaboradores (H. Huie *et al.*, 2011) el silicio se vuelve más fino conforme aumenta el grado de deformación, también se espera que ocurra un refinamiento de grano, por lo tanto habrá más límites de grano que actúen como “barreras” para detener las dislocaciones o propagación de grietas, lo cual se ve reflejado en un aumento significativo en sus propiedades mecánicas.

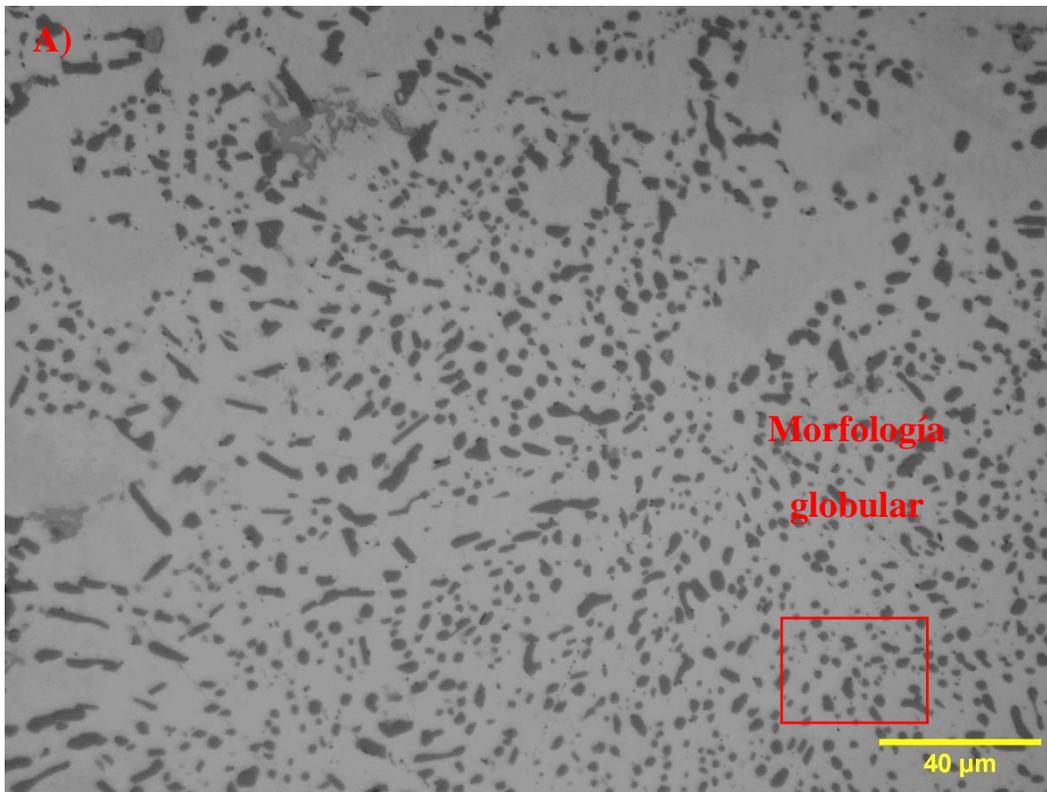
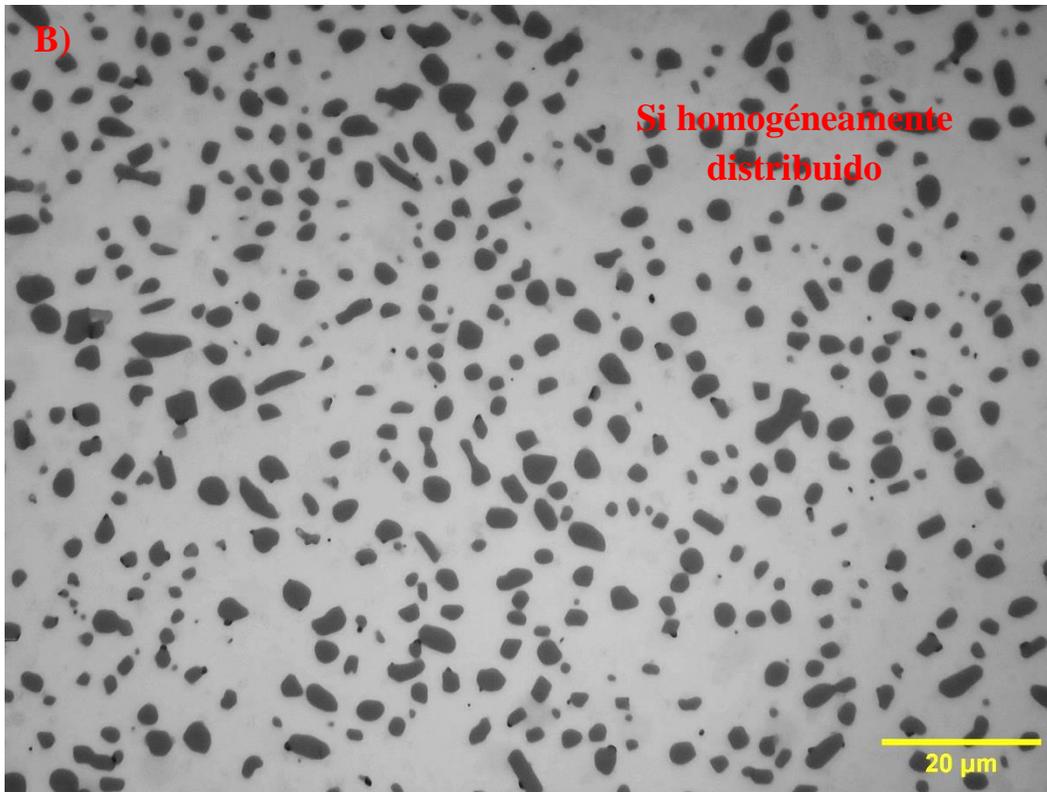


Figura 40. Fotomicrografías del efecto de rolado sobre la microestructura en la AA4032 con tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 500 y 1000 aumentos respectivamente.



*Figura 40. Continuación.*

Adicionalmente a estas pruebas se realizó una en donde la pieza vaciada sin ningún tratamiento previo se sometió directamente al proceso de forja, contrario a lo que sucedió con la muestra rolada sin tratamiento térmico previo, la forja si permitió una exitosa deformación, logrando la reducción del 25% del espesor original de la muestra, esto sin ningún tipo de agrietamiento, como si sucedió con la pieza rolada en la cual el agrietamiento resultó ser bastante drástico, que por eso no se incluye en la interpretación de resultados. La figura 41 (A, B) corresponde a la muestra forjada en donde se puede apreciar a simple vista que la microestructura fue modificada en el sentido de forja, la principal diferencia es que se observan dendritas mucho más alargadas y estrechas, contrario a lo que se observa en la figura 38 (B), esta pequeña diferencia se vio reflejada en un ligero aumento en sus propiedades mecánicas.

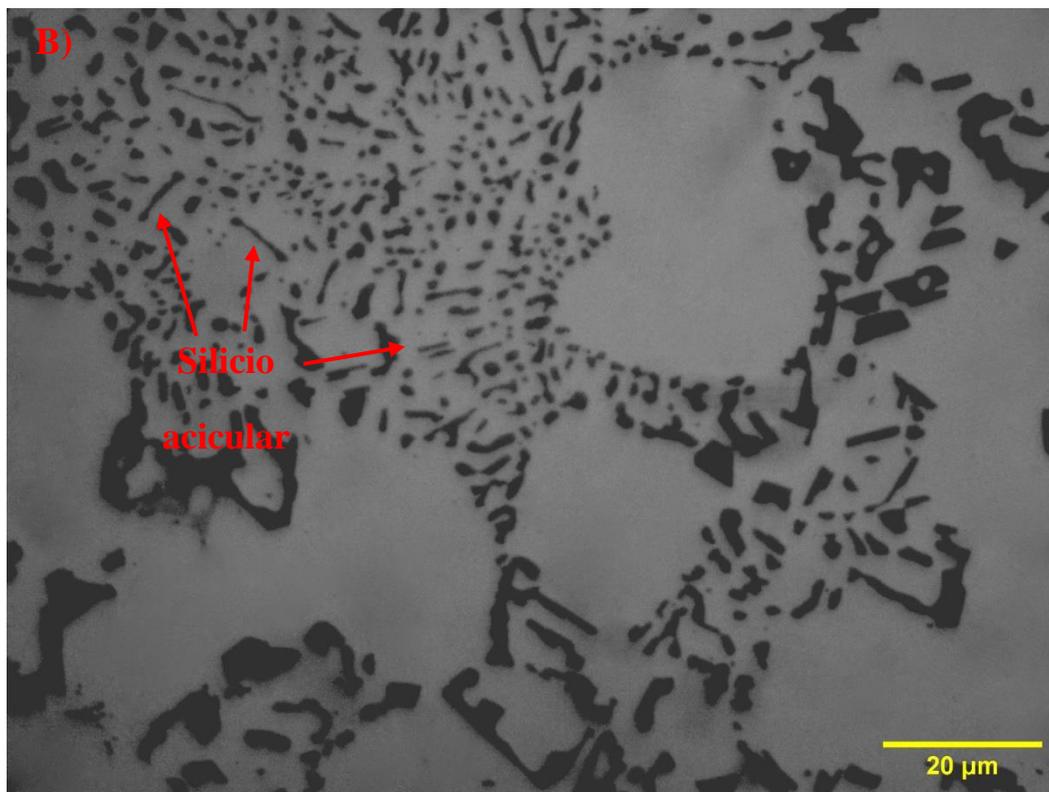
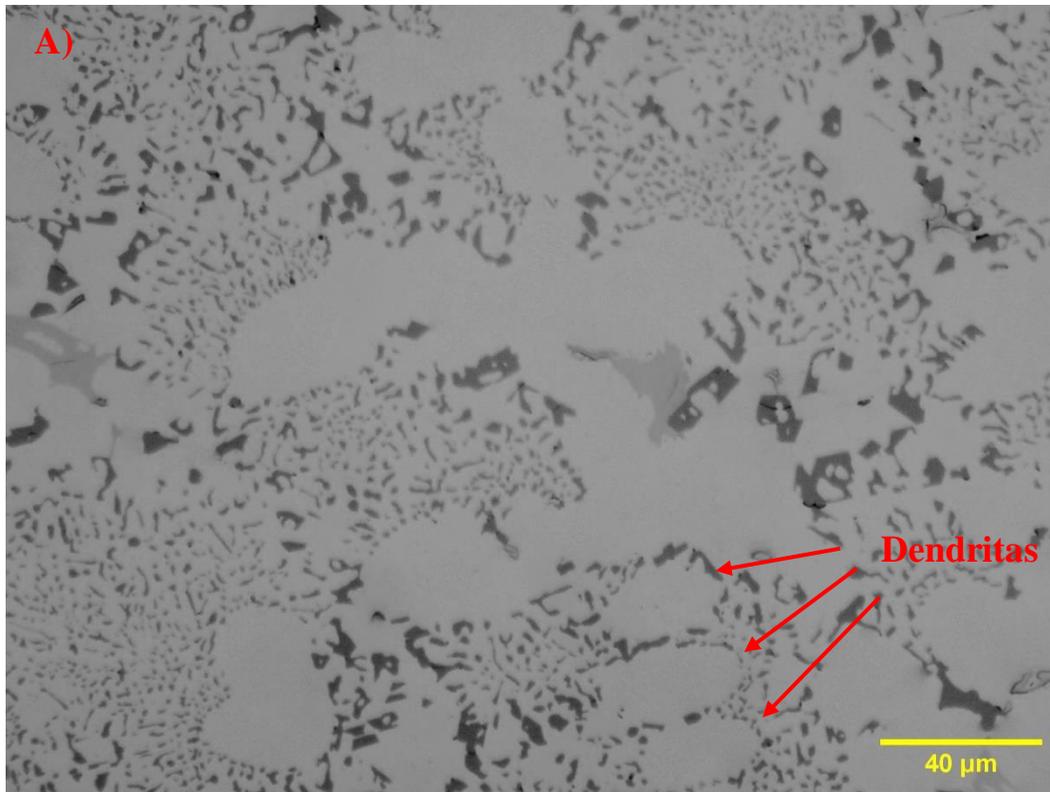


Figura 41. Fotomicrografías del efecto de forja abierta sobre la microestructura de la AA4032 sin tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X respectivamente.

En la figura 42 (A, B) la cual corresponde a la muestra forjada con tratamiento térmico previo, se observa perfectamente que la dispersión de las partículas de silicio es más homogénea, también se observa un cambio significativo en la morfología del silicio. Al igual que la pieza rolada (ver figura 40 B) los intermetálicos duros y quebradizos acumulados mayormente en los límites de grano se rompen y se distribuyen uniformemente en toda la matriz (A. Goloborodko *et al.*, 2003), hecho que se ve reflejado en un aumento en sus propiedades mecánicas, si ésta es comparada con su contraparte rolada. La transformación del silicio amorfo a silicio globular es muy similar al de la muestra rolada, en ambas muestras la circularidad del silicio lograda resultó ser bastante aceptable, como se presenta y discute en la siguiente sección.

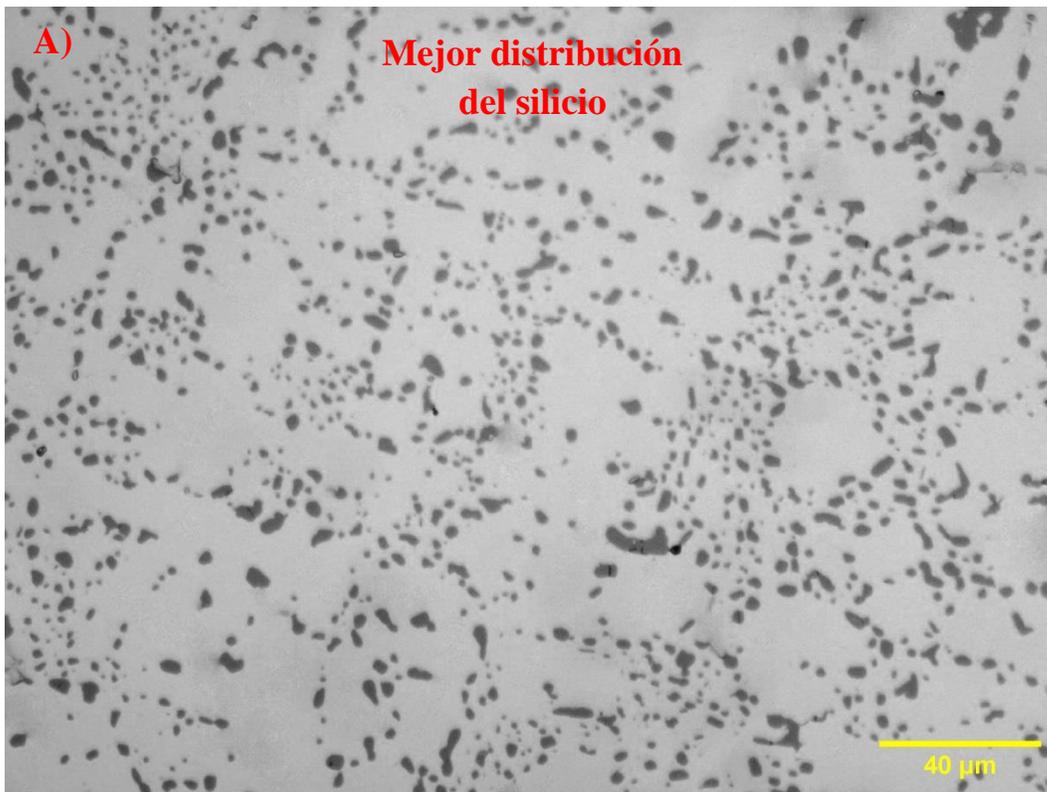


Figura 42. Fotomicrografías del efecto de forja abierta sobre la microestructura de la AA4032 forjada con tratamiento térmico previo. A, B) Imágenes tomadas a 50X y 100X respectivamente.

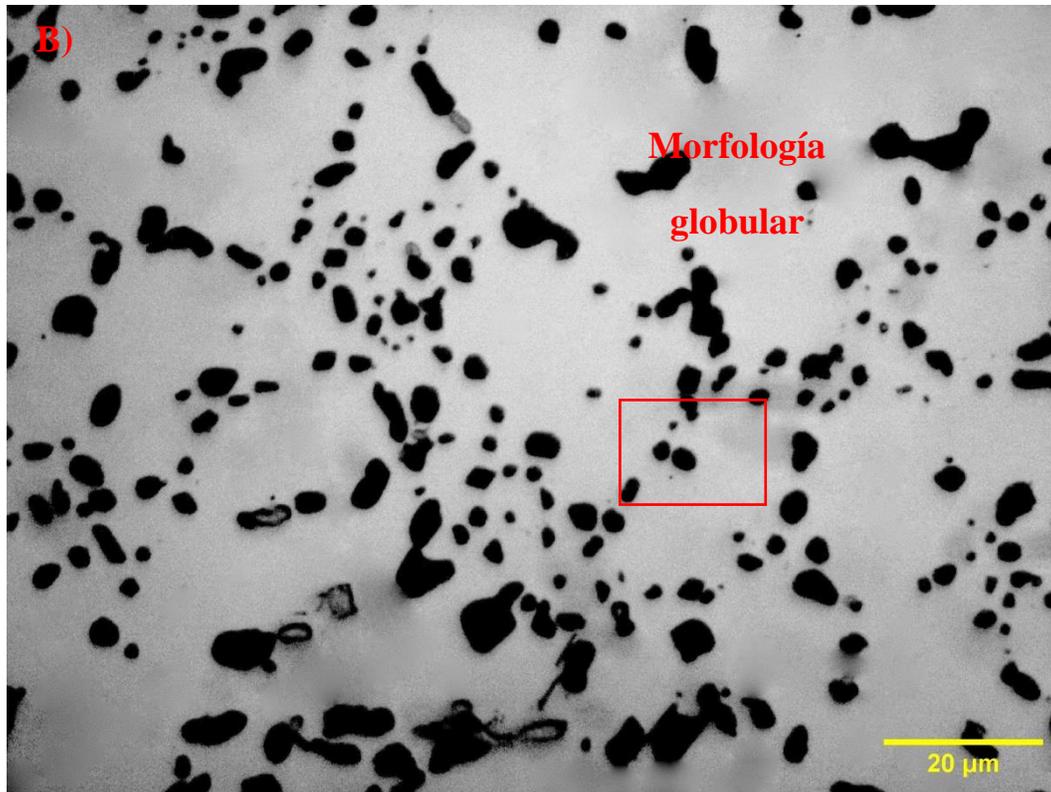


Figura 42. Continuación.

### 3.3 Microscopía electrónica de barrido

Todos los intermetálicos que se identificaron de las diferentes piezas fueron mediante espectroscopía de energía dispersiva (EDS) y de acuerdo con el porcentaje relativo de los elementos que componen dichos intermetálicos como lo realizan Belov, Hren y Shabestari todos de manera independiente (N. Belov *et al.*, 2005) (I. Hren *et al.*, 2018) (S. Shabestari *et al.*, 2012).

Las aleaciones de aluminio que son vaciadas tienen una gran variedad de fases intermetálicas complejas que se forman durante la solidificación, en el caso de la aleación 4032 el hierro es uno de los elementos más comunes y debido a que presenta una baja solubilidad en el aluminio la mayor parte de este elemento aparece como 2 intermetálicos principales, como se puede observar en la micrografía de la figura 43 (A), la cual corresponde a la muestra vaciada. Estos 2 intermetálicos ricos en hierro son el  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  y  $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ , por lo general la formación del primero es para bajo contenido de hierro (menos de 0.6% en peso), mientras que el segundo aparece para alto contenido de hierro (arriba de 0.6% en peso) como lo

mencionan Sweet y colaboradores (L. Sweet *et al.*, 2013). También se puede mencionar que de manera general la matriz se encuentra libre de segregación de otros elementos, los precipitados  $Al_3Ni$  y  $Al_8FeMg_3Si_6$  también se identificaron y se pueden observar en la figura 43 (B). La figura 44 corresponde a los EDS de identificación de estas zonas, adicionalmente también se realizó un análisis semicuantitativo, es decir un mapeo general con electrones Auger para saber la distribución de los elementos, el mapeo de la pieza vaciada se observa en la figura 45.

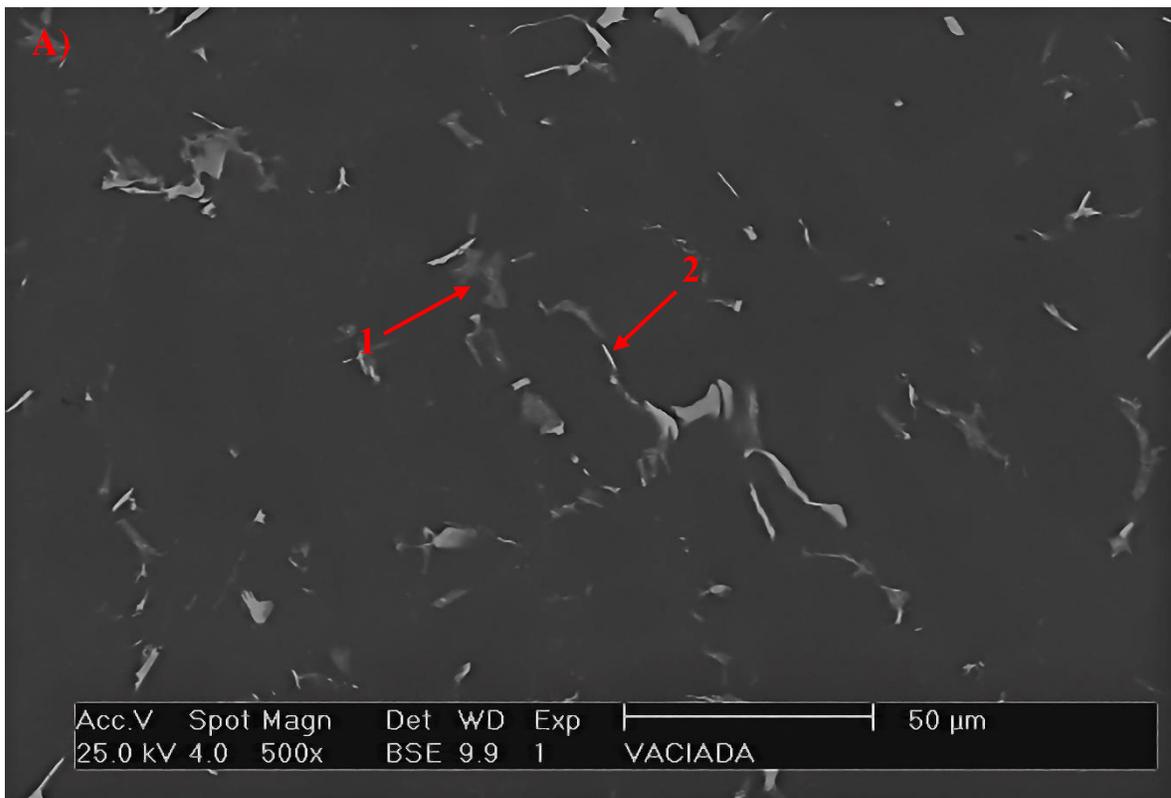


Figura 43. Micrografías por MEB de la pieza "as cast". A) Se observan las morfologías e intermetálicos típicos de este tipo de aleaciones. B) Se aprecia ciertos intermetálicos ricos en Fe y Ni.

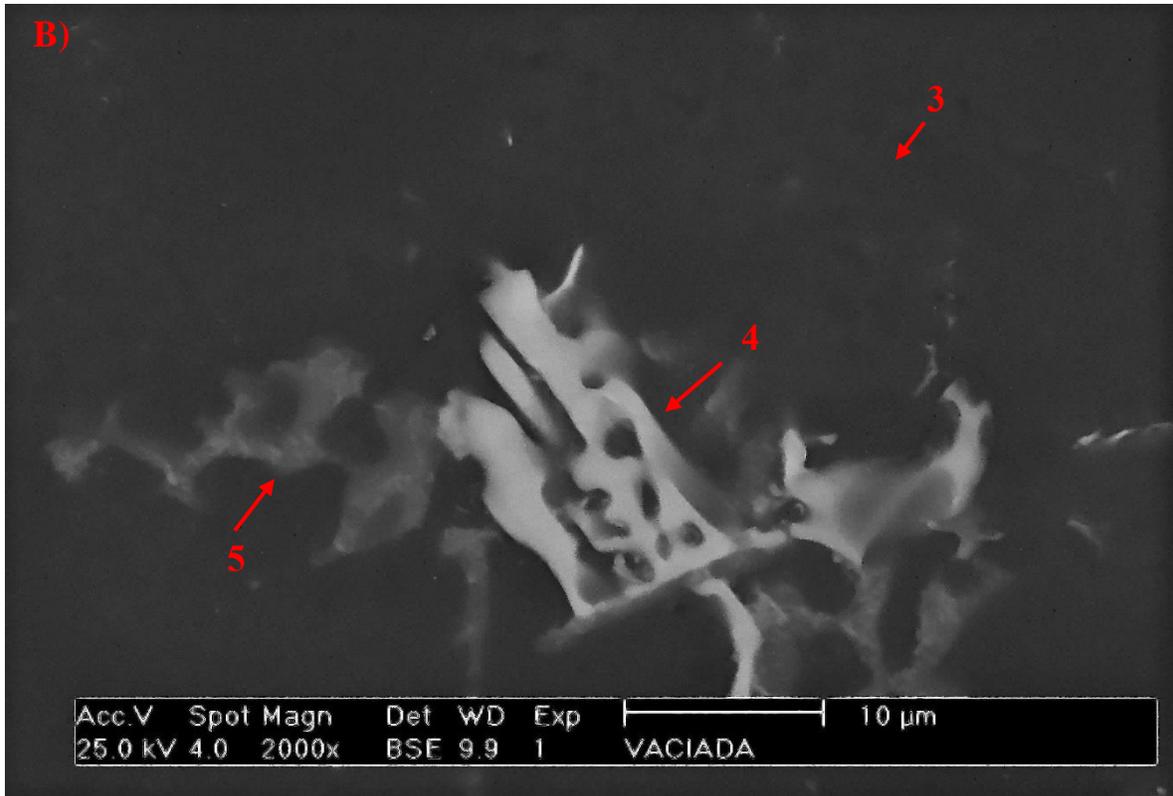


Figura 43. Continuación.

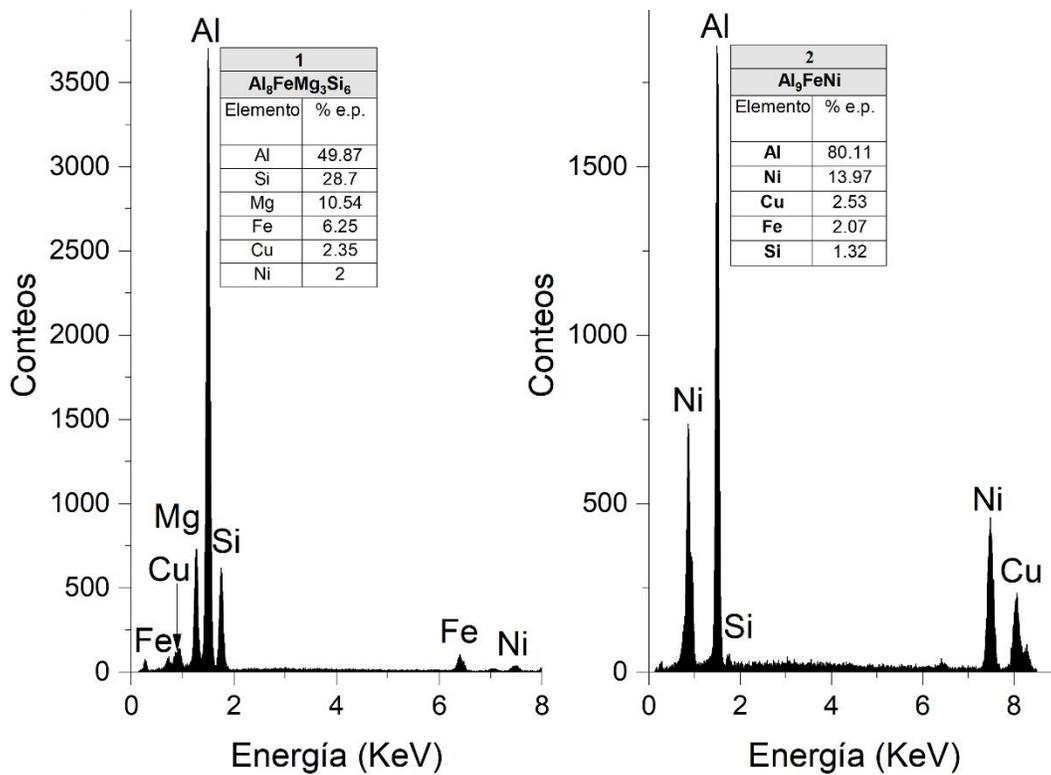


Figura 44. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra "as-cast".

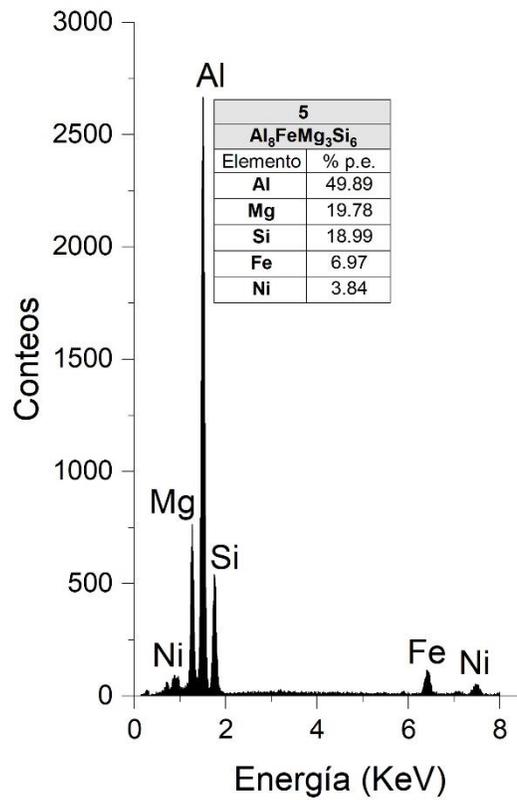
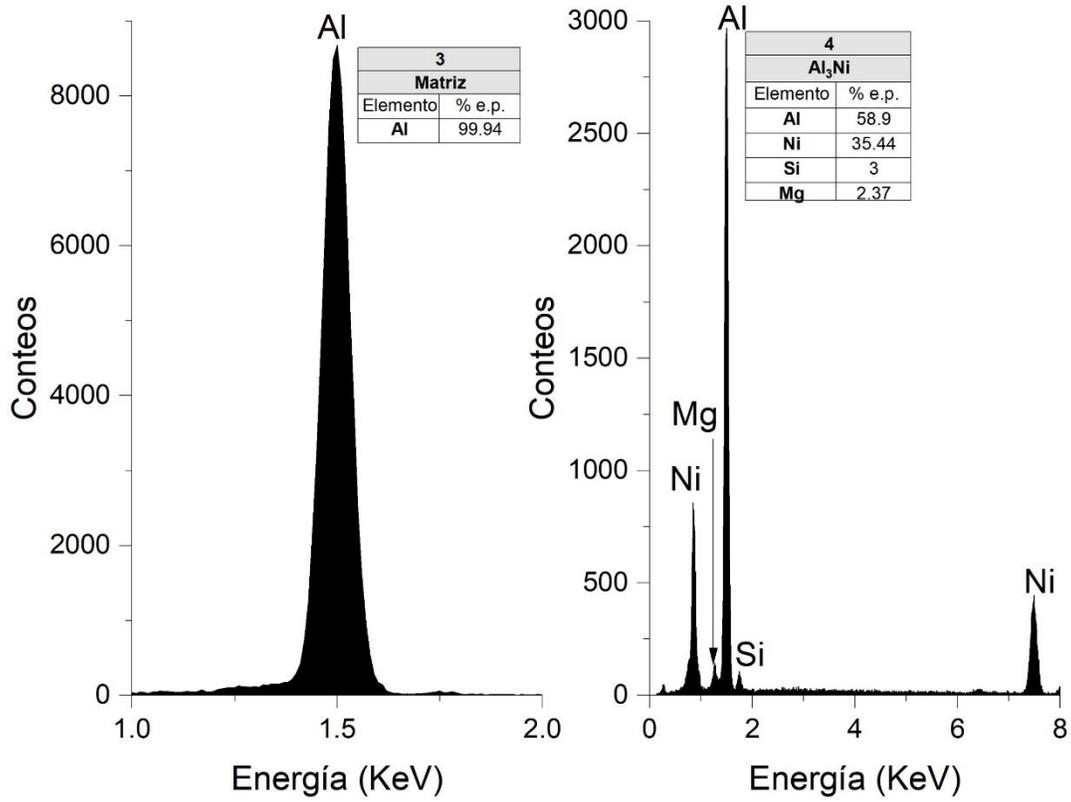
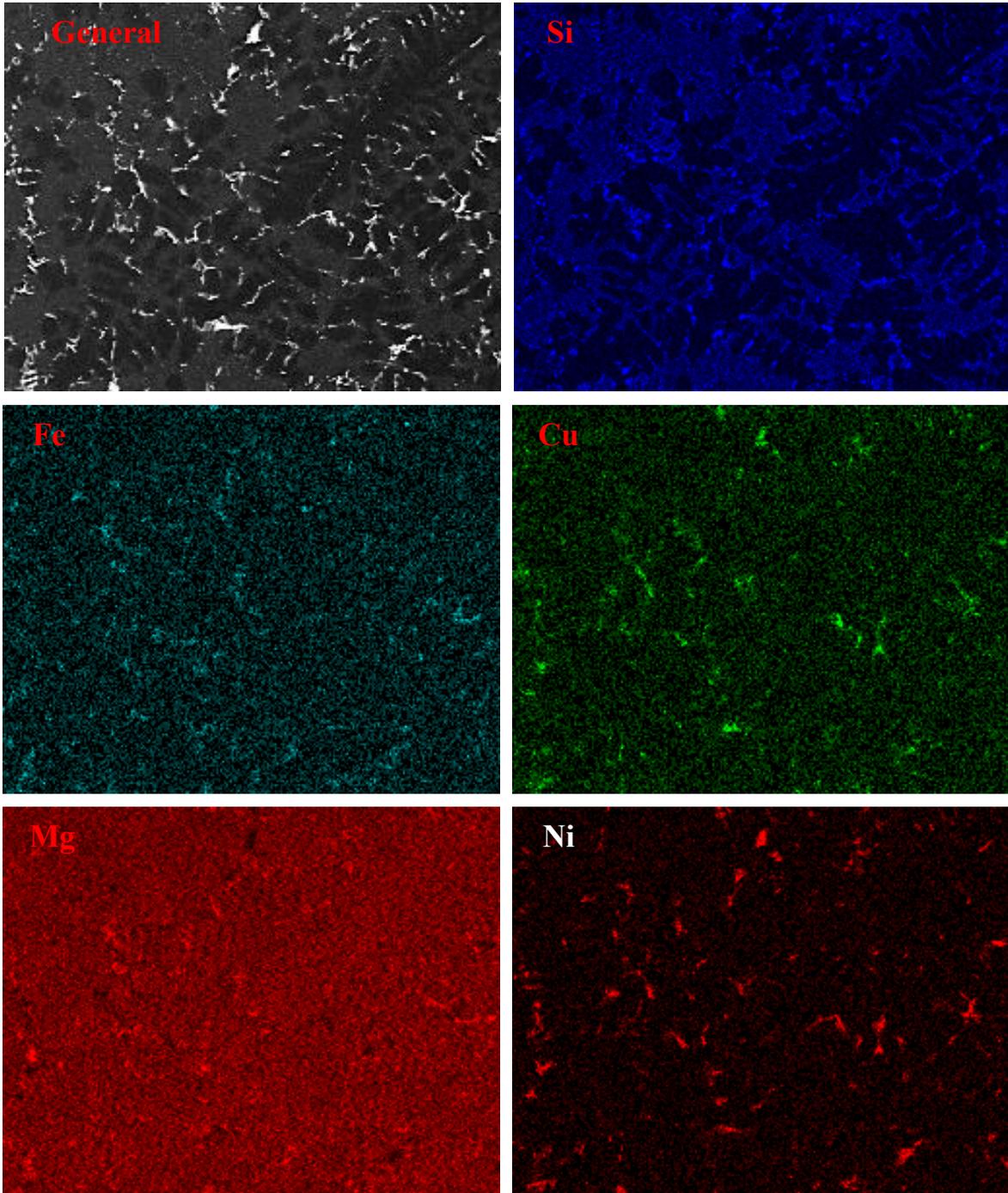


Figura 44. Continuación.



*Figura 45. Mapeo general de la pieza vaciada de la AA4032 que muestra la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz.*

A toda aleación aluminio-silicio que se le adicionen pequeñas cantidades de magnesio (0.8 % en peso) se volverá una aleación tratable térmicamente, ya que se formará el compuesto intermetálico  $Mg_2Si$ , por lo general en la mayoría de los casos se observa en forma cúbica o incluso como en este caso en una forma irregular, en la microestructura de la figura 46 (A) se observa este compuesto en un tono oscuro señalado con el número 2 (N. Belov *et al.*, 2005). También se puede observar en la misma figura 46 (A) una gran variedad de partículas, como lo son los intermetálicos  $Al_9FeNi$  y nuevamente el  $Al_3FeMg_3Si_6$ , que son los intermetálicos típicos que suelen formar estos elementos como lo mencionan Yasakau y colaboradores (K. Yasakau *et al.*, 2018), por último, en la figura 46 (B) se observa en un tono gris muy suave el silicio eutéctico y señalado con una flecha y el número 5 la matriz de aluminio.

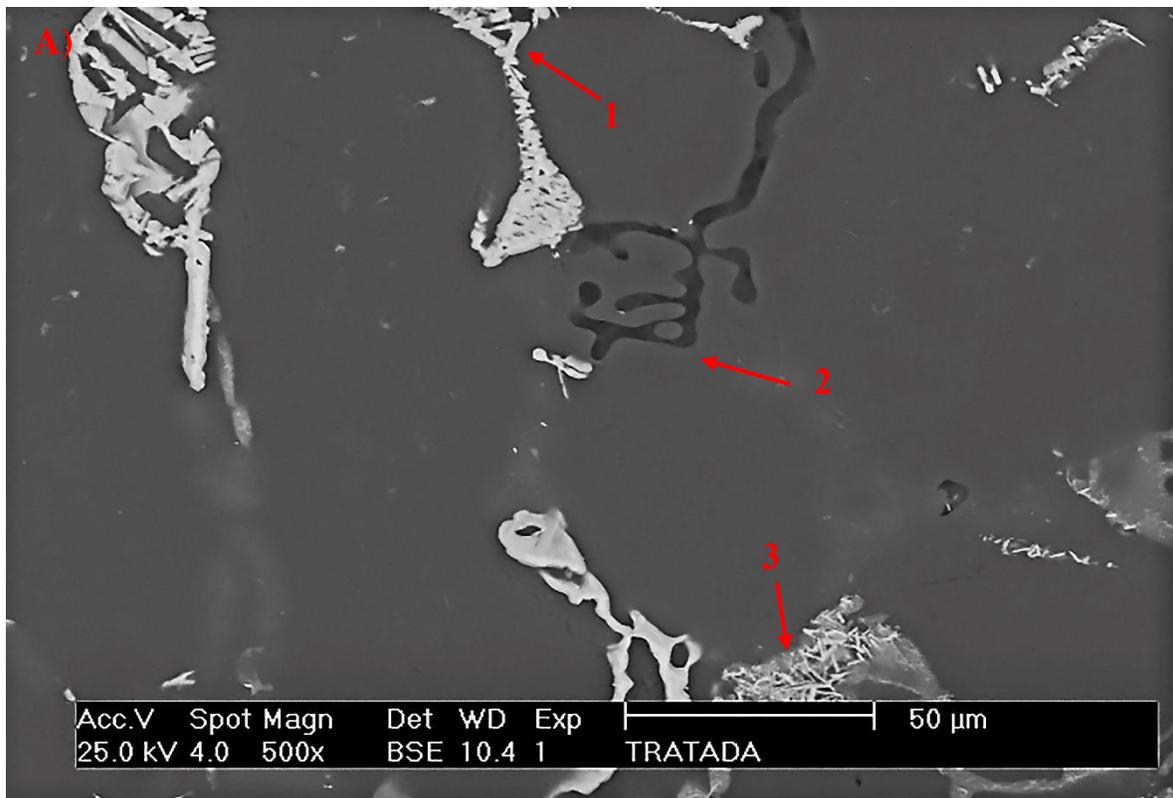
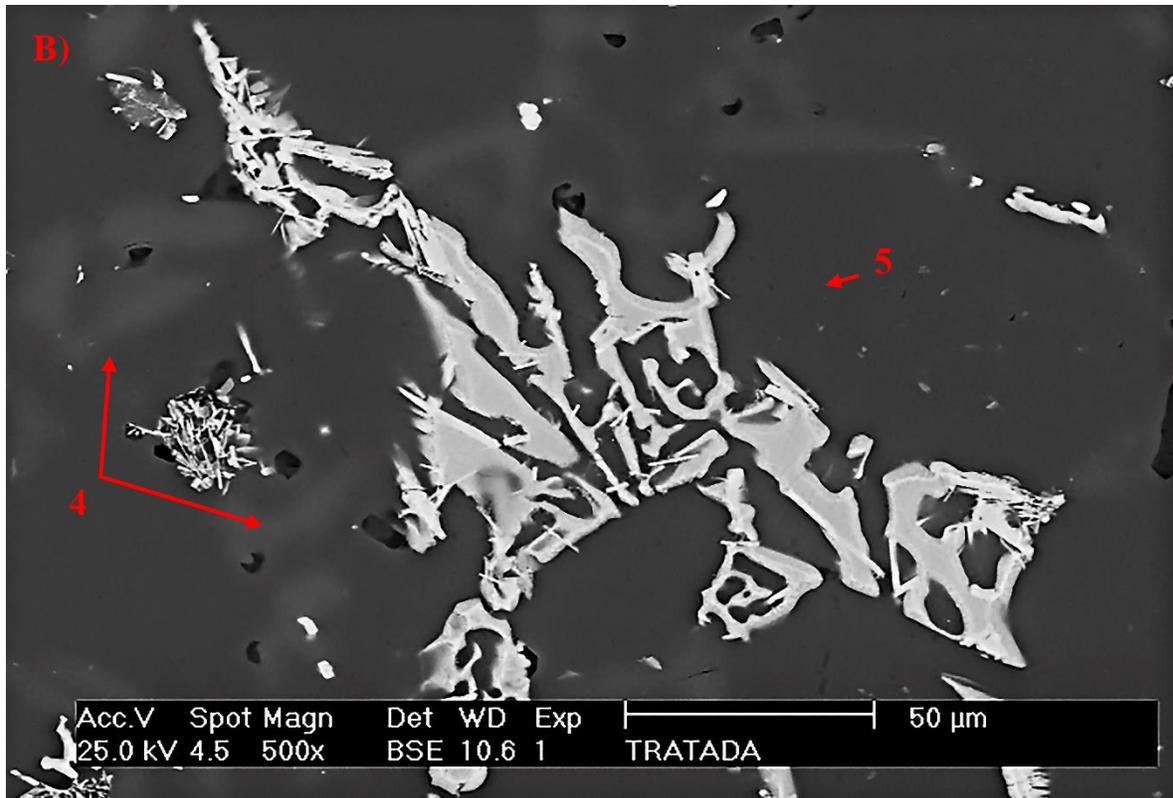


Figura 46. Micrografías por MEB de la muestra tratada térmicamente de la AA4032. A, B) Se observa diferentes intermetálicos ricos en Mg, Ni y Fe.



*Figura 46. Continuación.*

De manera general en la microestructura presentada en la figura anterior se observa un cambio de fase más significativo producto del tratamiento térmico de solubilizado y de la adición del estroncio como agente modificador, el silicio en forma de aguja alargada ahora ha sido modificada en una estructura mucho más fina y con forma globular, sin embargo, aún después del tratamiento térmico la transformación no se ha alcanzado por completo, esto se debe a diversos factores como por ejemplo, el tiempo de duración del tratamiento térmico o la velocidad de enfriamiento de la pieza posterior al tratamiento térmico u otro factor como se menciona en la sección 1.8. Por último, los EDS de estas partículas identificadas se presenta en la figura 47, mientras que la figura 48 corresponde a un mapeo general de la zona, en donde se puede observar la presencia relativa de los elementos aleantes, así como la del intermetálico conocido como “escritura china” (rectángulo azul).

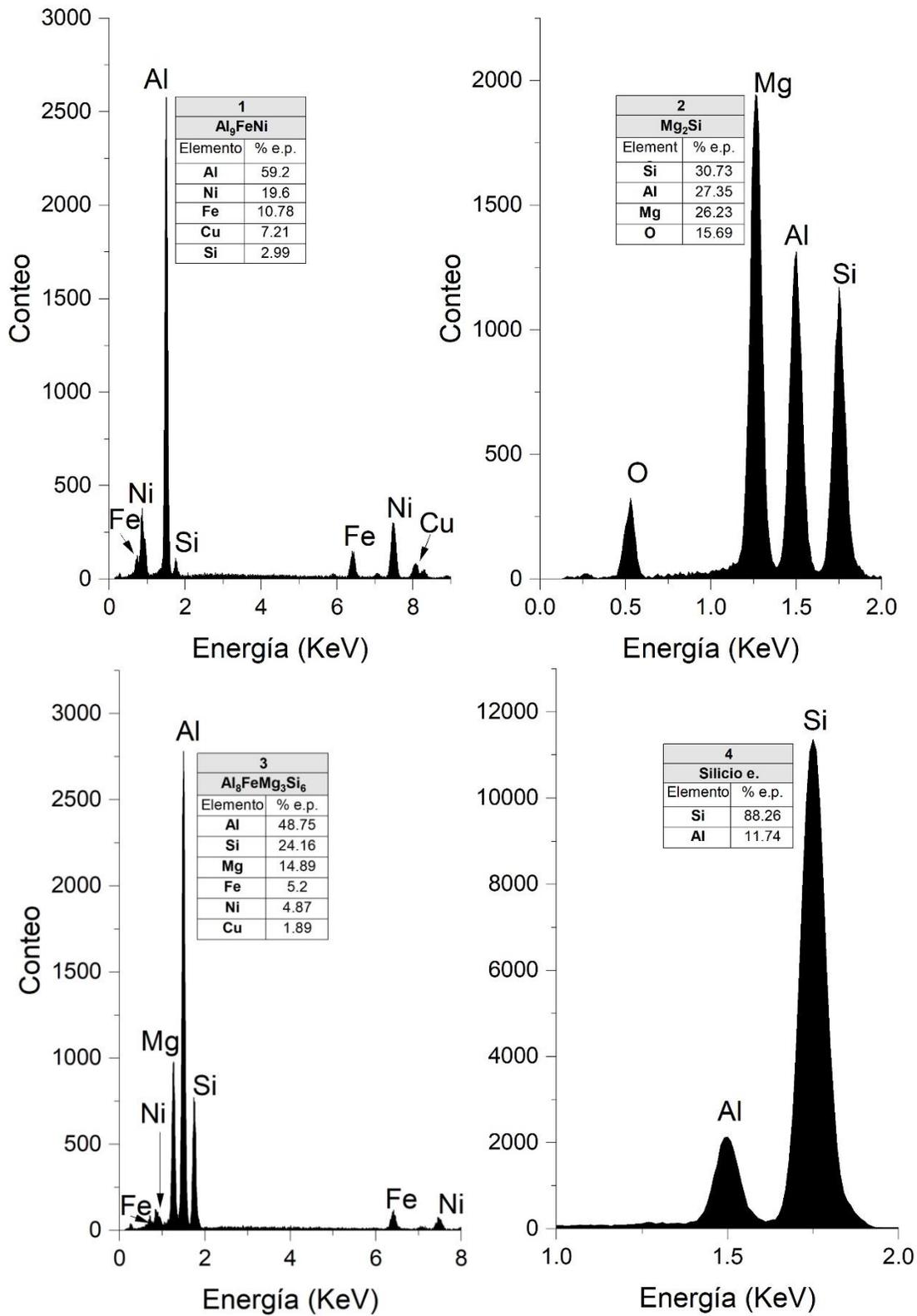


Figura 47. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra tratada térmicamente.

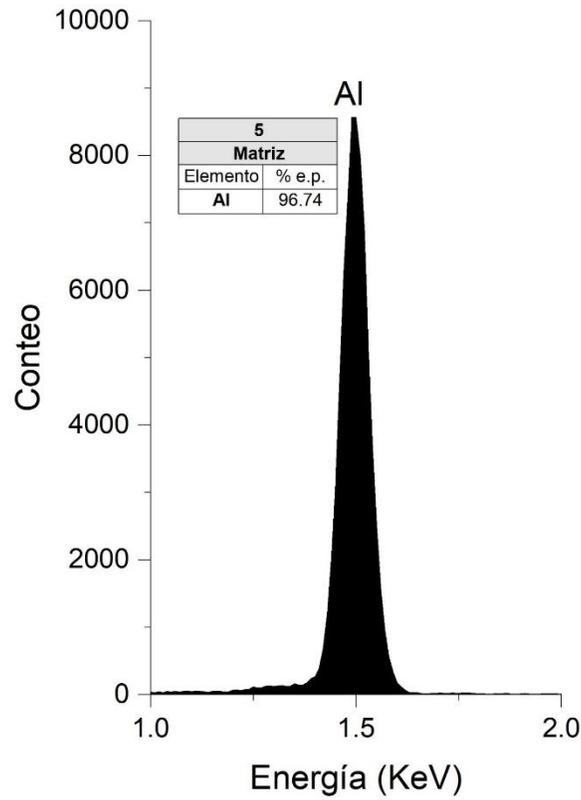


Figura 47. Continuación.

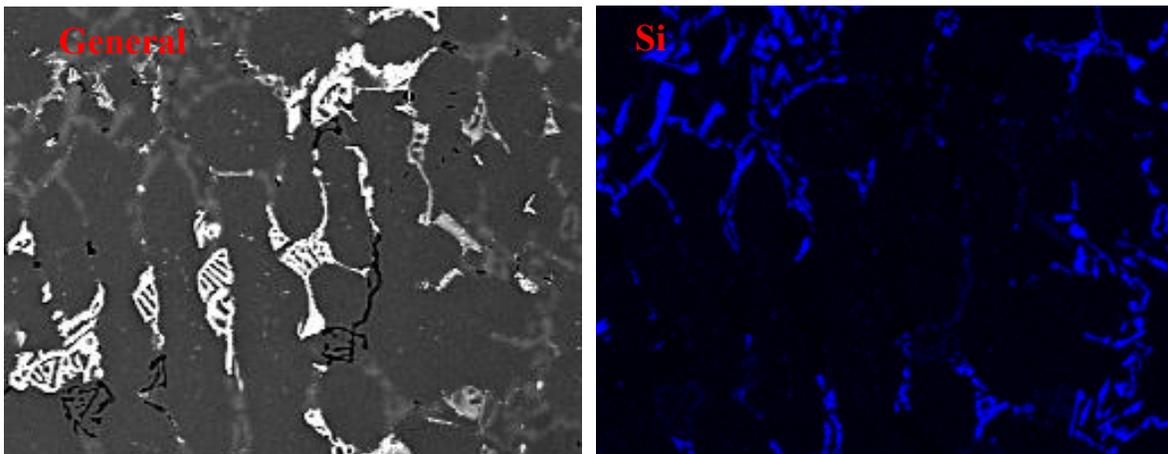


Figura 48. Mapeo general de la pieza tratada térmicamente que muestra la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz.

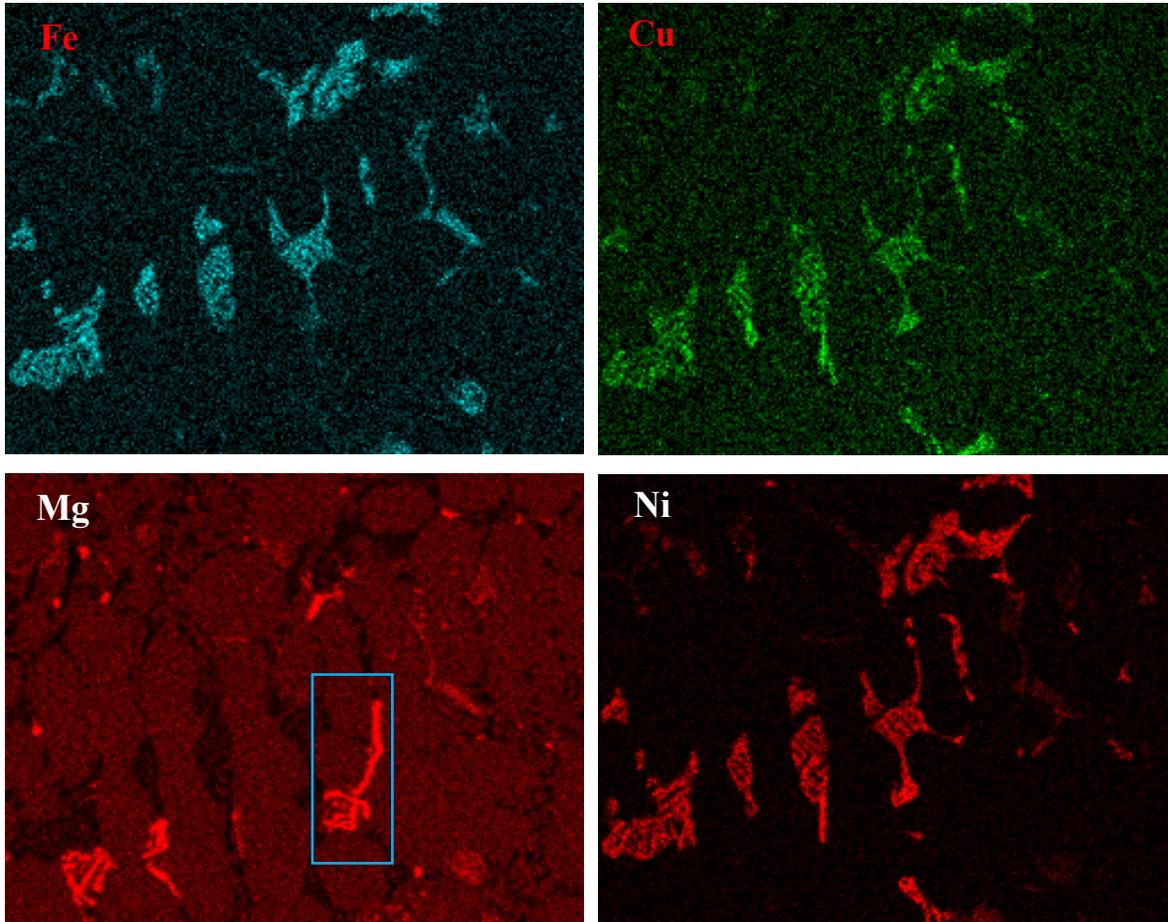
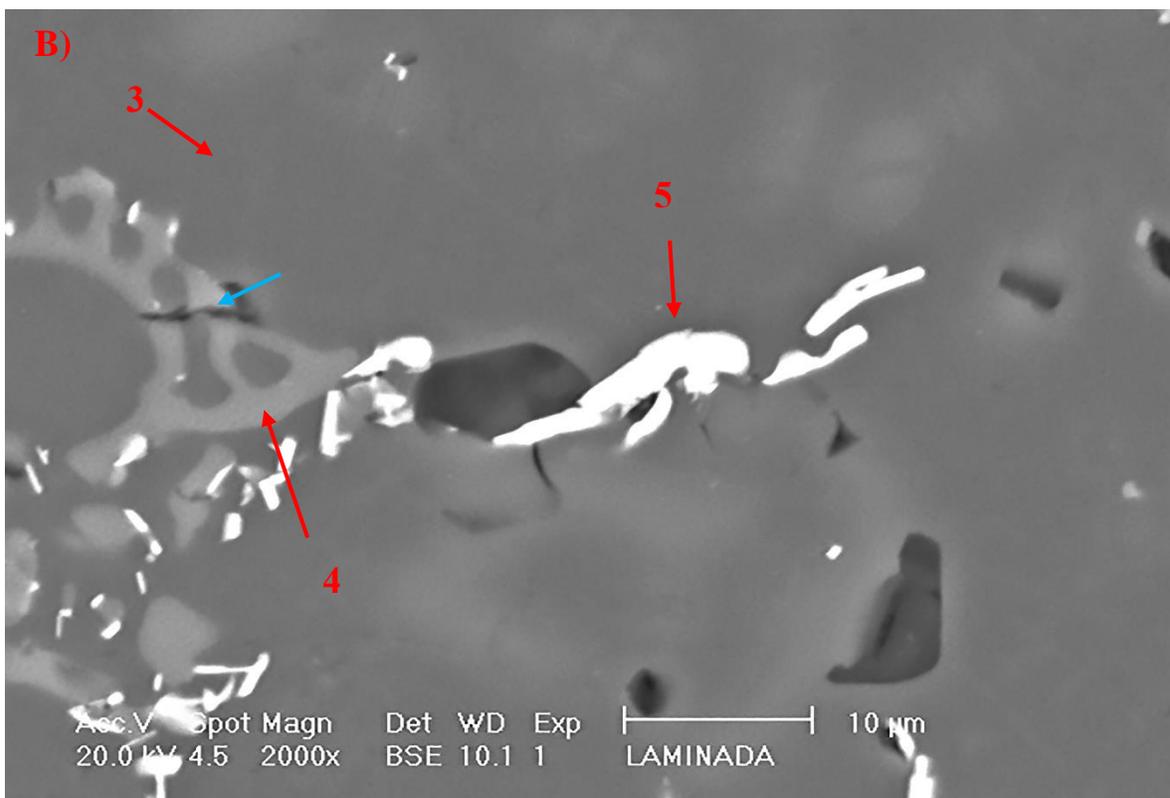
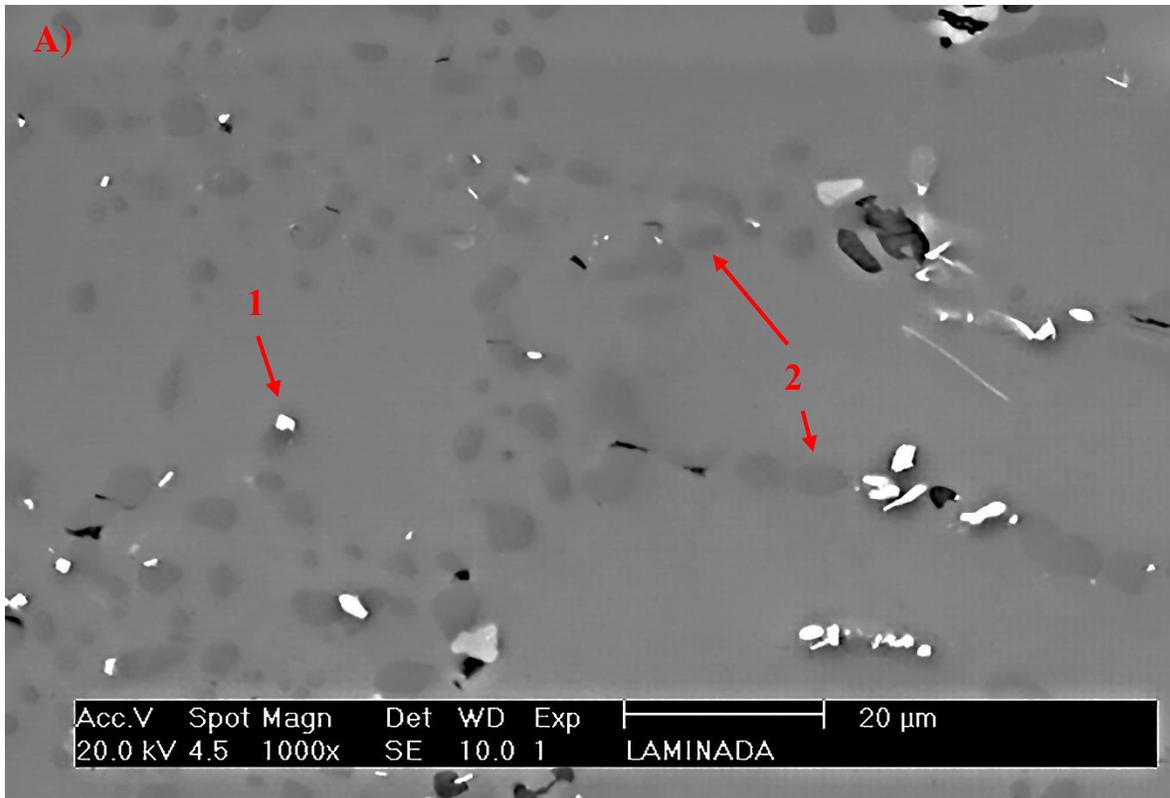


Figura 48. Continuación.

Como ya se había mencionado anteriormente mientras más se deforme el material más se va a refinar la microestructura, esto se puede observar en la figura 49 (A) dónde prácticamente todo el silicio ha sido modificado a una morfología globular como resultado del rolado y estroncio, dicho silicio se observa en un tono gris muy tenue, adicionalmente se alcanza a visualizar lo que aparentemente es una microgrieta (ver figura 49 B flecha azul) que más adelante coalescerá y provocará el fallo del material. Por otra parte, la matriz está libre de segregaciones como lo muestran los EDS realizados, sin embargo, algunos intermetálicos típicos continúan apareciendo como lo son el  $Al_3Ni$ ,  $Al_9FeNi$  y  $Mg_2Si$  como se justifica con los resultados de la figura 50, que de acuerdo con Rana y colaboradores (R. Rana *et al.*, 2012) estos intermetálicos incrementarán la dureza. De manera general se tiene una matriz más homogénea lo cual influye directamente en sus propiedades mecánicas. Nuevamente se realizó un mapeo para observar la distribución de todos los elementos, en el cual el silicio predomina y se logra observar en forma de pequeñas hojuelas globulares (ver figura 51).



*Figura 49. Micrografías por MEB de la muestra rolada de la AA4032. A, B) Se observa diferentes intermetálicos ricos en Ni y partículas globulares de silicio eutéctico.*

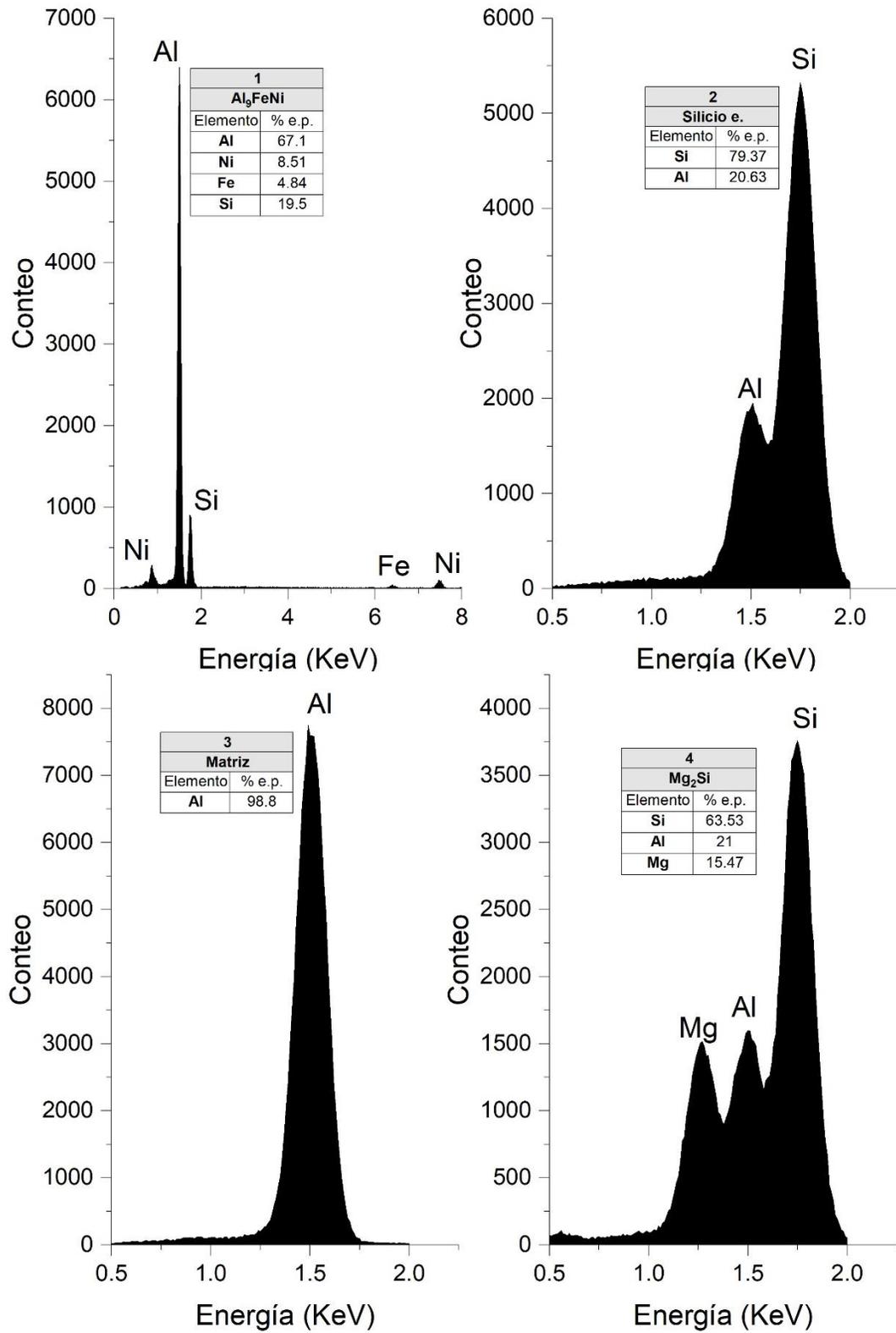


Figura 50. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra rolada.

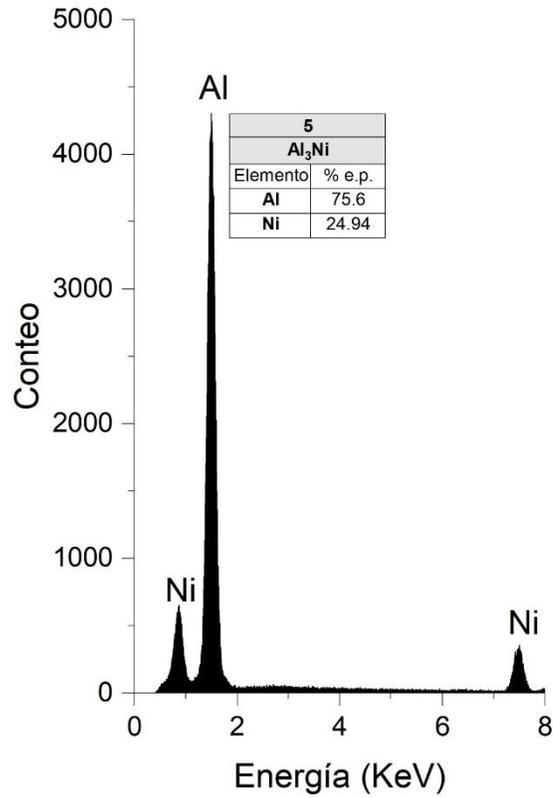


Figura 50. Continuación.

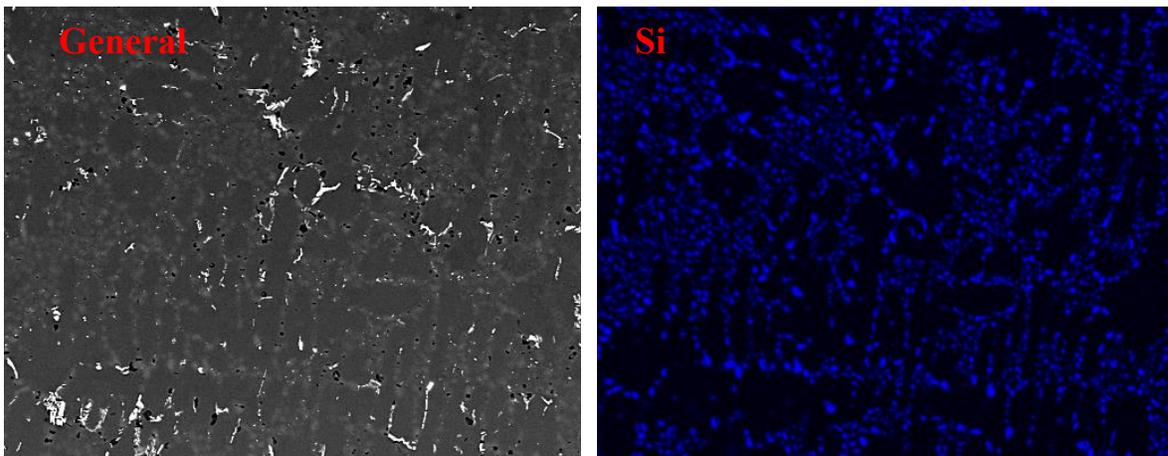
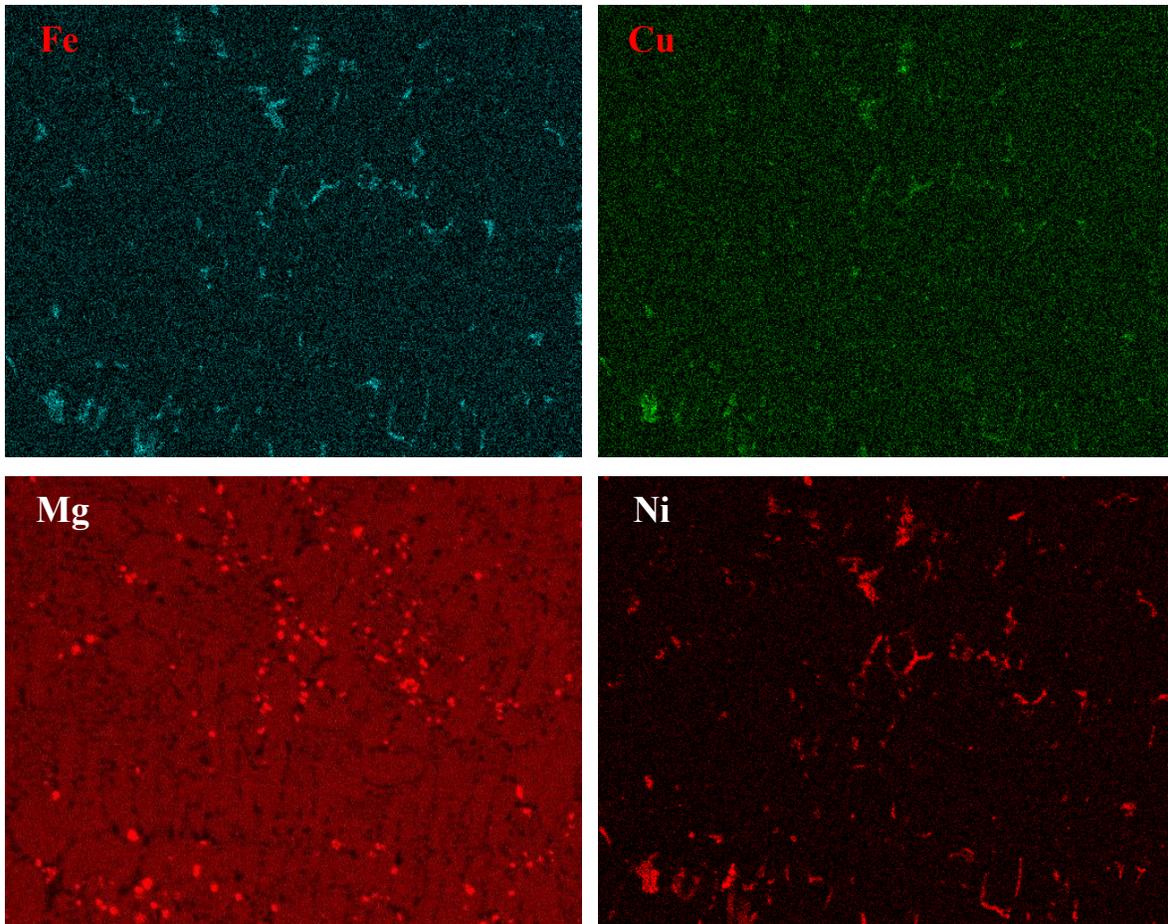


Figura 51. Mapeo general de la muestra rolada en donde se observa una mayor homogenización en la distribución de silicio y magnesio.



*Figura 51. Continuación.*

Las micrografías de la figura 52 corresponden a la muestra vaciada-forjada, se puede observar una microestructura típica de una muestra “as-cast” que se caracteriza por su alta heterogeneidad (figura 52 A), también se puede identificar la presencia del intermetálico  $Al_9FeNi$ , nuevamente se identificó la presencia del compuesto  $Mg_2Si$ , el cual se forma después del tratamiento térmico y es el intermetálico responsable de gran parte de sus propiedades mecánicas, este intermetálico se señala con el número 1 en la figura 52 (A). En la figura 52 (B) se observa la matriz que de acuerdo con el EDS se puede decir que prácticamente está libre de segregación, también se puede observar en un tono gris oscuro un intermetálico rico en Mg-Fe-Si el cual es del tipo  $Al_8FeMg_3Si_6$  y en un tono gris más suave e identificado con el número 4 se localiza un intermetálico rico en níquel con alrededor del 30 % en peso, el cual es del tipo  $Al_3CuNi$ . Finalmente, la figura 53 corresponde a los EDS de estas partículas, mientras el mapeo de la distribución de los elementos se observa en la figura 54.

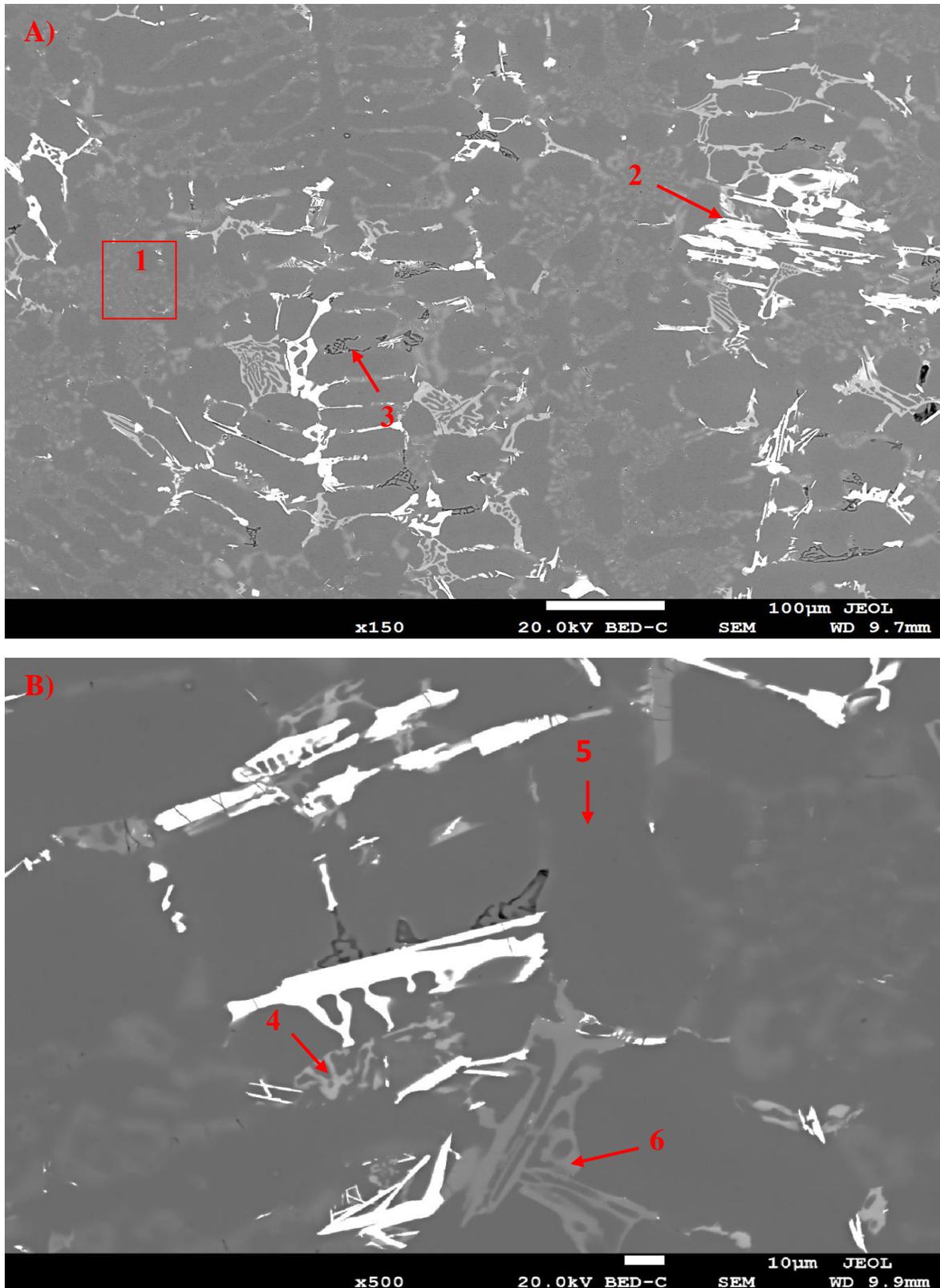


Figura 52. Micrografías por MEB de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo.  
A, B) Se aprecian diversos compuestos ricos en Ni-Cu-Fe.

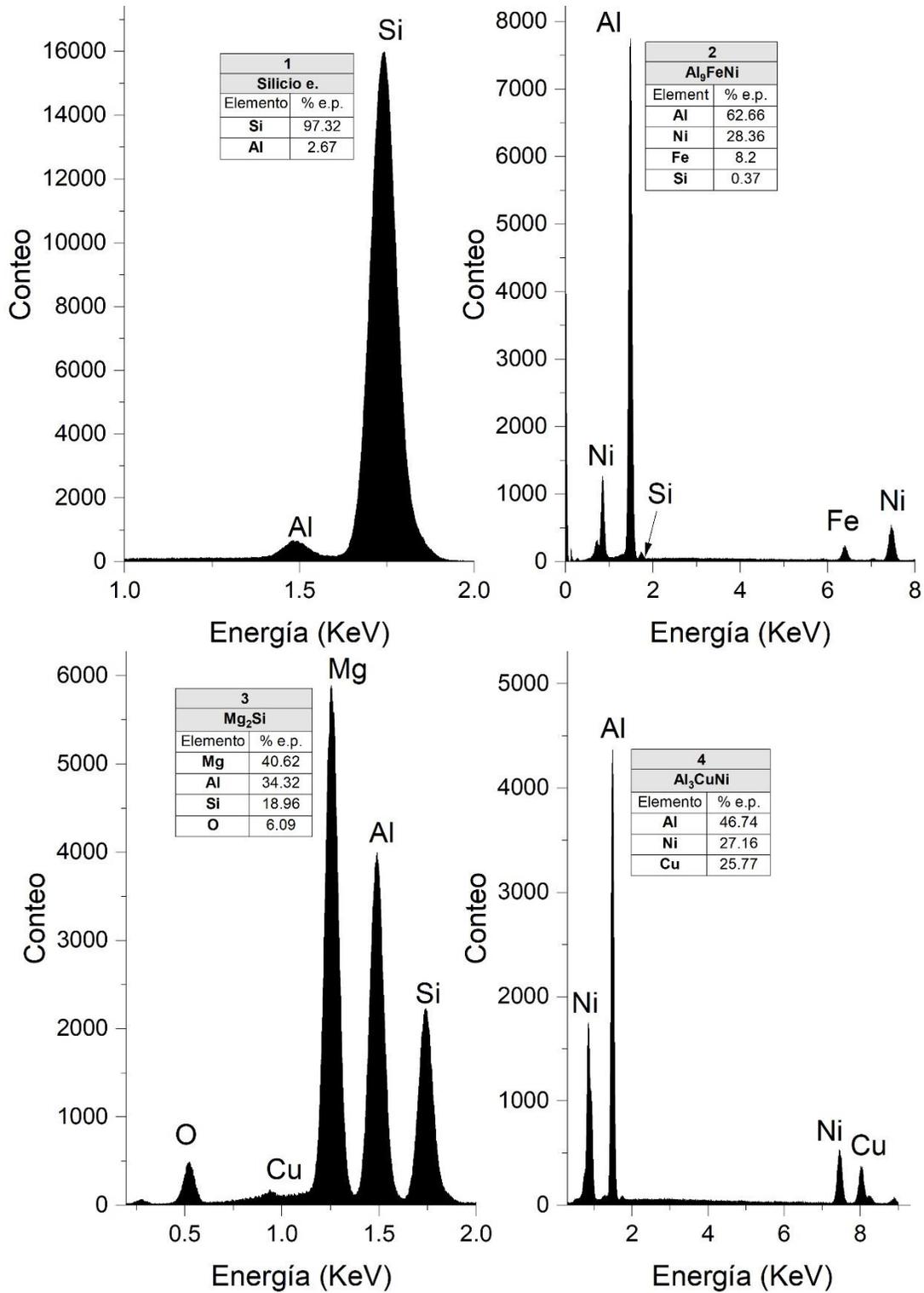


Figura 53. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra forjada sin tratamiento térmico previo.

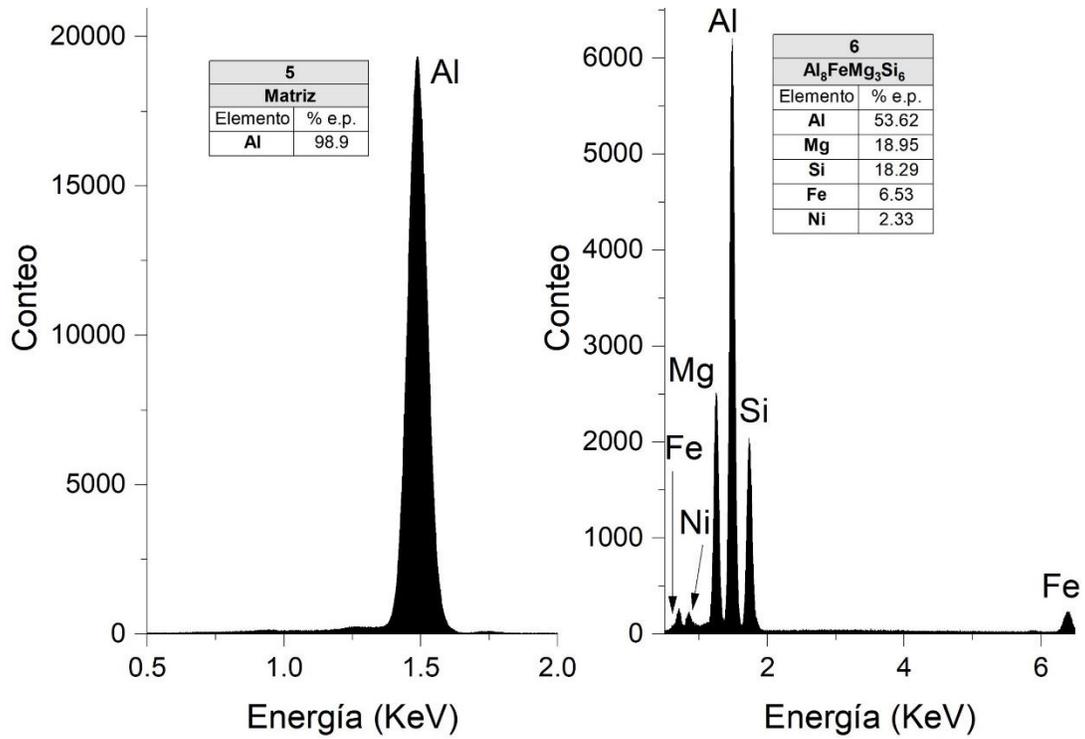


Figura 53. Continuación.

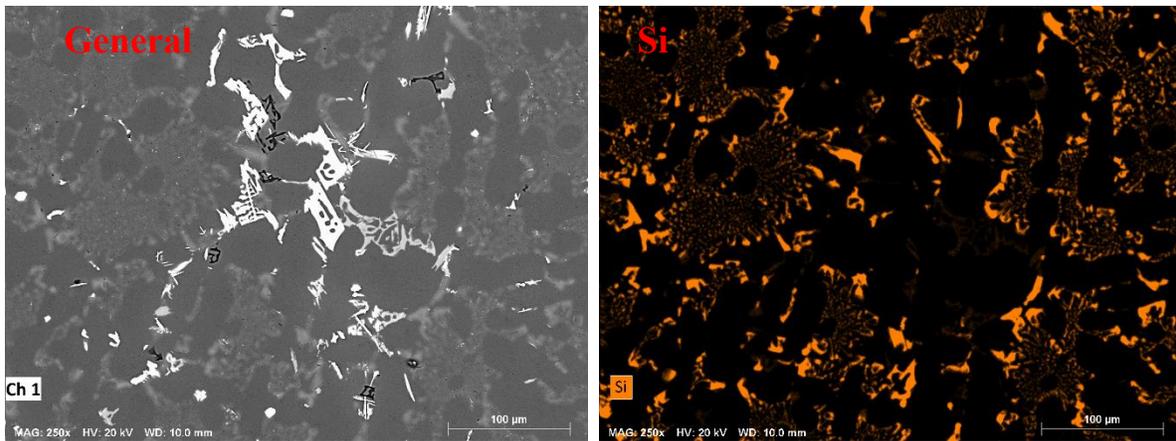


Figura 54. Mapeo general de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo en donde se observa la distribución de los elementos a lo largo de toda la matriz.

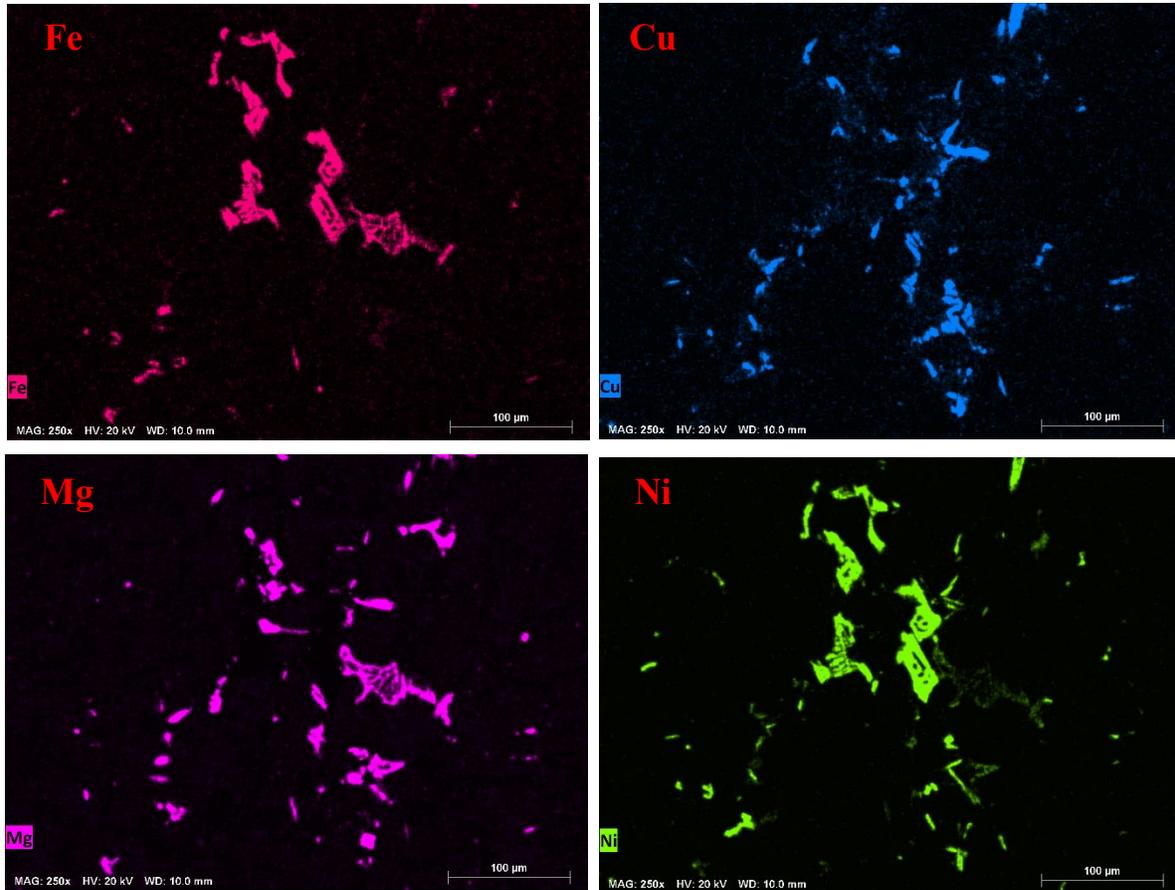


Figura 54. Continuación.

La micrografía de la figura 55 (A) corresponde a la muestra forjada con un tratamiento térmico previo, en donde el principal cambio se observa en la distribución homogénea de los elementos a lo largo de toda la matriz, adicionalmente la morfología y distribución del silicio eutéctico el cual se identifica en la figura en un tono tenue de gris es mayor si se compara al de la figura 49 (rolada), este cambio es la principal explicación de la mejora en ciertas propiedades mecánicas (S. Shabestari *et al.*, 2012). En menor medida aparecen algunos intermetálicos como, por ejemplo, el  $Al_9NiFe$  como se identifica con el número 2 en esta figura. Por último, el intermetálico  $Mg_2Si$  aparece nuevamente, pero ahora no en forma de agujas sino como partículas con bordes un poco más redondeados como se aprecia en la figura 55 (B). Los EDS que corresponden a esta muestra, así como el mapeo general se presentan en la figura 56 y la figura 57 respectivamente.

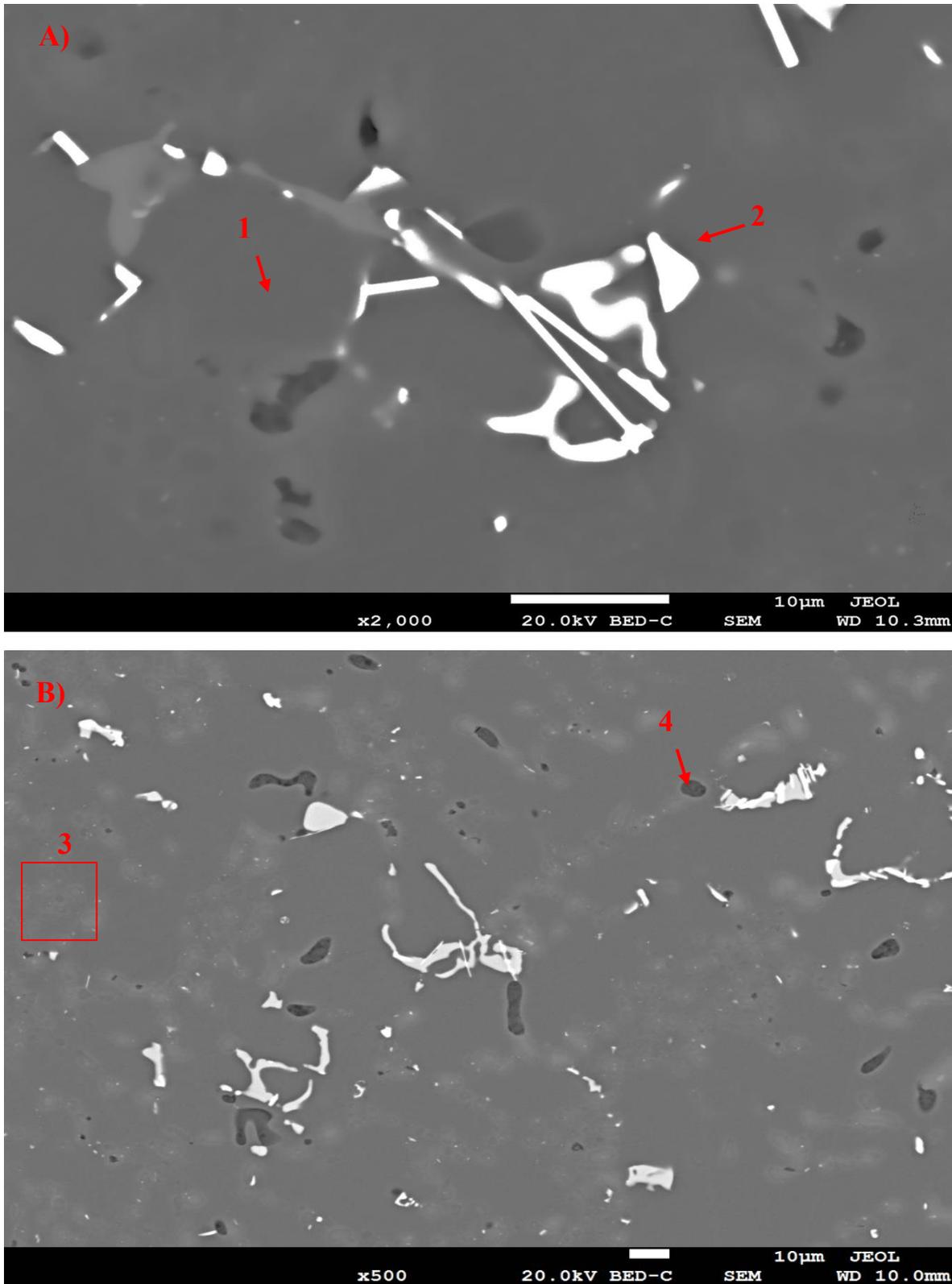


Figura 55. Micrografías por MEB de la muestra forjada con tratamiento térmico previo.  
A) Se aprecia el intermetálico  $Al_3CuNi$ . B) Se observa una mayor distribución del silicio eutéctico.

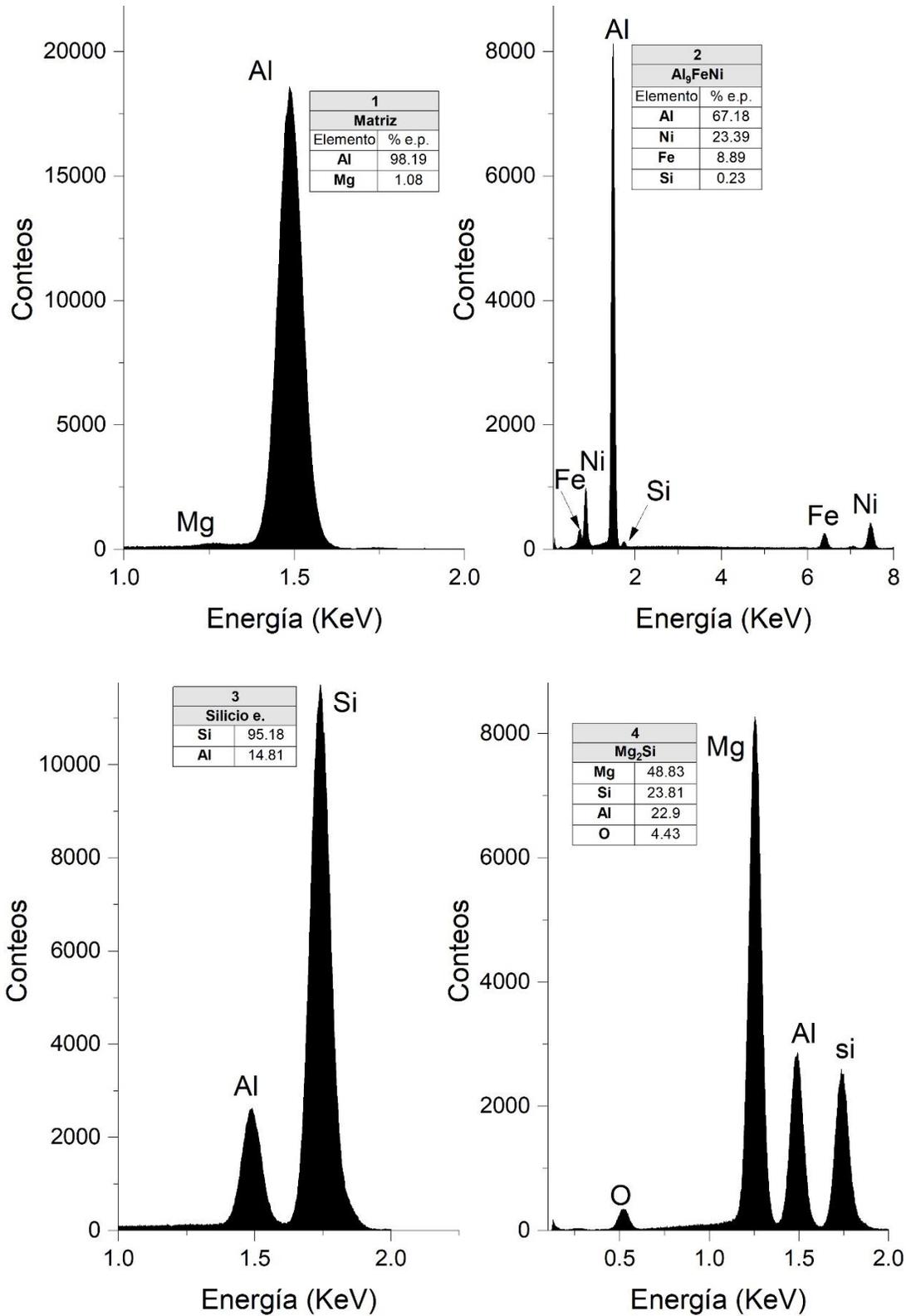
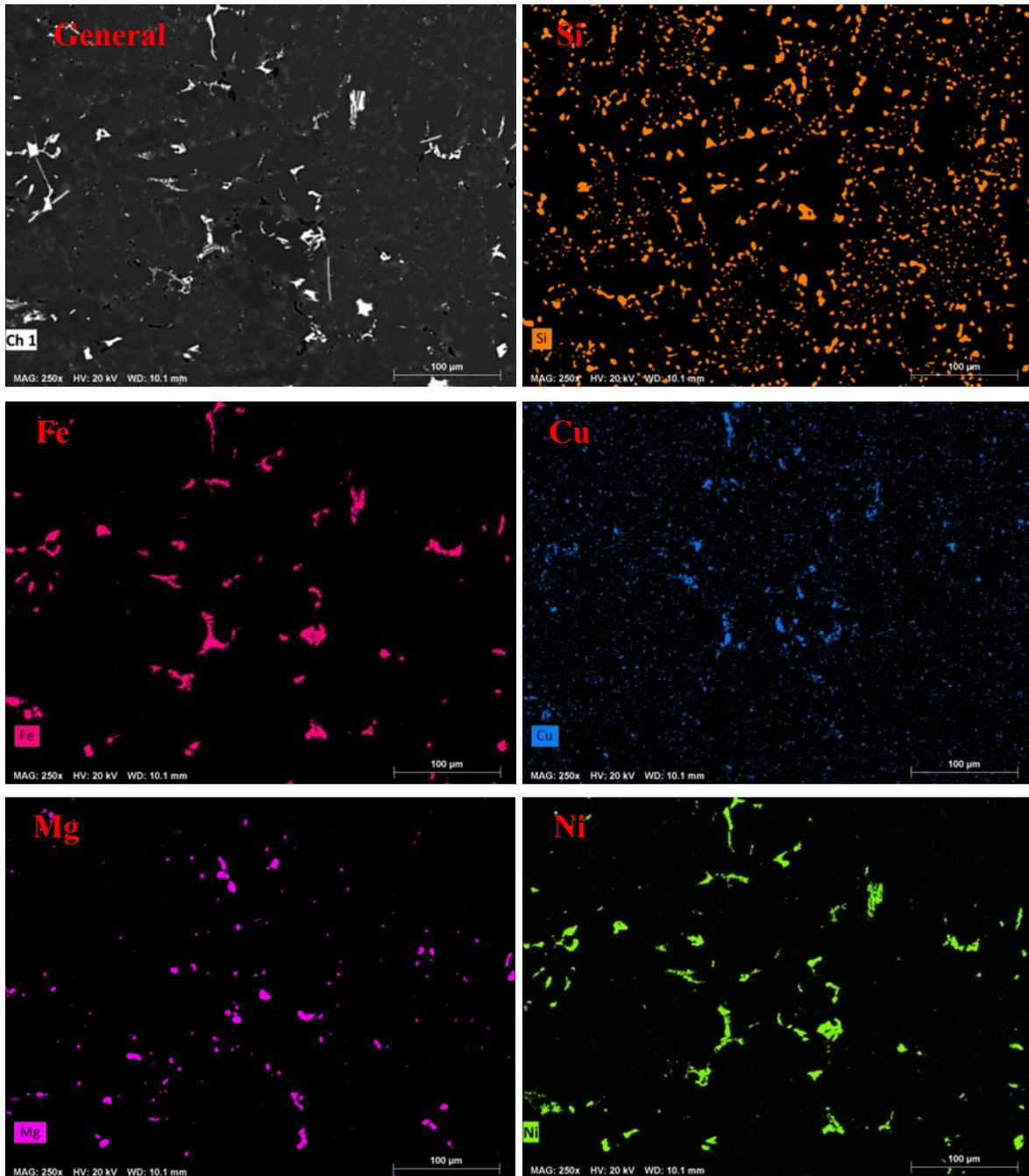


Figura 56. Porcentaje en peso de la composición química de las zonas identificadas en la muestra forjada con tratamiento térmico previo.



*Figura 57. Mapeo general de la muestra forjada con tratamiento térmico previo.*

### 3.4 Ensayo de tensión

Con los datos obtenidos del ensayo de tensión de la sección 2.8 se graficaron las curvas esfuerzo-deformación para cada una de las muestras analizadas, las cuales se presentan y discuten a continuación.

La curva A de la figura 58 corresponde a la muestra vaciada en la cual se observa que presenta una tensión máxima a la tracción (UTS) de 129 MPa dicha lectura corresponde al punto máximo de la curva esfuerzo-deformación, por otro lado, su límite elástico ( $Y_s$ ) al 0.2% fue de 110 MPa y de acuerdo con el ensayo de dureza la muestra alcanzó las 55 unidades en la escala HB. La curva B de la misma figura corresponde a la muestra tratada térmicamente, la cual presentó un UTS de 200 MPa y un límite elástico de 159 MPa, pero sufrió una ligera disminución en la dureza, la cual fue de 40 HB. Para la siguiente muestra la tendencia mejoró pues la pieza rolada alcanzó una tensión máxima a la tracción de 225 MPa, un  $Y_s$  de 180 MPa como se puede observar en la curva C de la figura 58, en cuanto a la dureza presentó un incremento considerable, alcanzando los 77 HB. Las últimas dos gráficas corresponden a las muestras que fueron sometidas al proceso de forja libre con/sin tratamiento térmico previo respectivamente, la curva D alcanzó un UTS de 201 MPa,  $Y_s$  de 190 MPa y una dureza de 69.1 HB superando de esta manera por mucho a su contraparte que solo fue vaciada, por último, la curva E corresponde a la muestra forjada (con tratamiento térmico previo) la cual alcanzó un UTS de 270 MPa,  $Y_s$  de 204 MPa y alcanzó la mayor lectura de dureza de todas las muestras analizadas con 85.7 HB.

En cuanto a los valores de porcentaje de elongación a la fractura (ver figura 58) se puede observar nuevamente que la muestra que fue tratada térmicamente y posteriormente forjada, presentó el mayor porcentaje de elongación alcanzando un 12%, el cual resultó mejor que el de su contraparte tratada-rolada, aun así faltaría realizar algunos ensayos o análisis adicionales para descartar que esta diferencia sea producto de alguna impureza, porosidad por gas atrapado, defecto de vaciado, contracción, etc., que este afectando negativamente las propiedades de la pieza rolada.

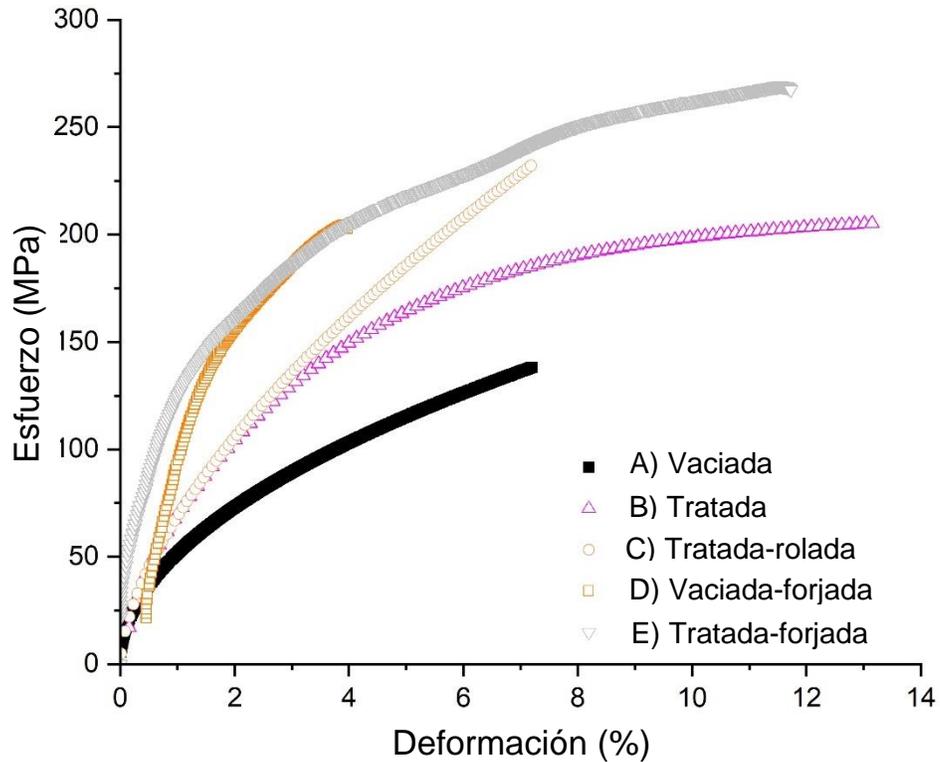


Figura 58. Curvas suavizadas del esfuerzo-deformación de la AA4032 bajo las siguientes condiciones. A) Vaciada, B) Tratada térmicamente, C) Rolada, D) Forjada sin tratamiento térmico previo y E) Forjada con tratamiento térmico previo.

La tabla 7 corresponde a un resumen de dichas propiedades y refuerza nuevamente lo que ya se ha discutido en apartados anteriores, que las propiedades de la aleación obtenida a partir de chatarra de aluminio y que se somete a un proceso de rolado o forja (aplicando una reducción del 25% del espesor original) presenta propiedades cercanas a las de una aleación comercial 4032 extruida que se obtiene a partir de metales puros. Por último, es necesario mencionar que independientemente de las propiedades alcanzadas en estas muestras, aún se podría aplicar un envejecido posterior a la deformación y de esta manera se podría mejorar aún más las propiedades mecánicas.

Tabla 7. Comparación de los datos obtenidos mediante ensayos de tensión.

Muestra	Tensión máxima a la tracción (UTS) MPa	Límite elástico (Ys) MPa	Dureza Brinell (HB)
<b>Vaciada</b>	129	110	55
<b>Tratada</b>	200	159	40
<b>Tratada-rolada</b>	225	180	77
<b>Vaciada-forjada</b>	201	190	69.1
<b>Tratada-forjada</b>	275	204	85.7
<b>Aleación comercial 4xxx</b>	110-427	45-393	39-140

### 3.5 Análisis de circularidad

Para obtener un análisis cuantitativo del grado de circularidad o globulizado del silicio se empleó el software ImageJ. Como es de esperarse el grado de circularidad de la muestra vaciada es muy inferior a comparación de las muestras restantes (tratada, rolada y/o forjada).

La realización del histograma fue de acuerdo con el método propuesto por David W. Scott (W. David, 1979). En la figura 59 la distribución del histograma se explica de la siguiente manera: la aleación al no ser sometida a ningún tratamiento térmico o mecánico el silicio se deposita de manera heterogénea y en formas irregulares muy parecidas a agujas, obteniendo como resultado una circularidad promedio de 0.44, en donde 1 significa una partícula circular perfecta y 0 una partícula acicular, lo cual explica sus deficientes propiedades mecánicas, en la misma figura se observa que la distribución se localiza mayormente en la zona izquierda que corresponde a circularidades mínimas. Por otro lado, el análisis de la figura 60 corresponde a la muestra tratada térmicamente en donde se puede observar que la circularidad promedio aumentó de manera considerable pasando de 0.44 a 0.71, así como el histograma de frecuencia se distribuye totalmente hacia la derecha con una desviación estándar mínima.

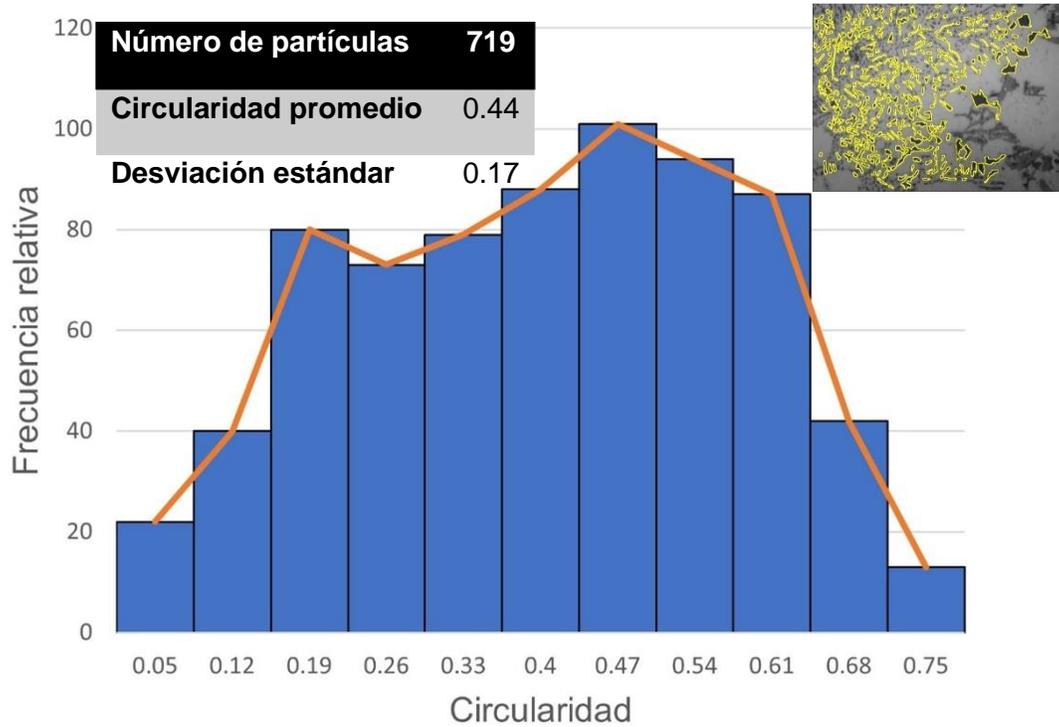


Figura 59. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra vaciada.

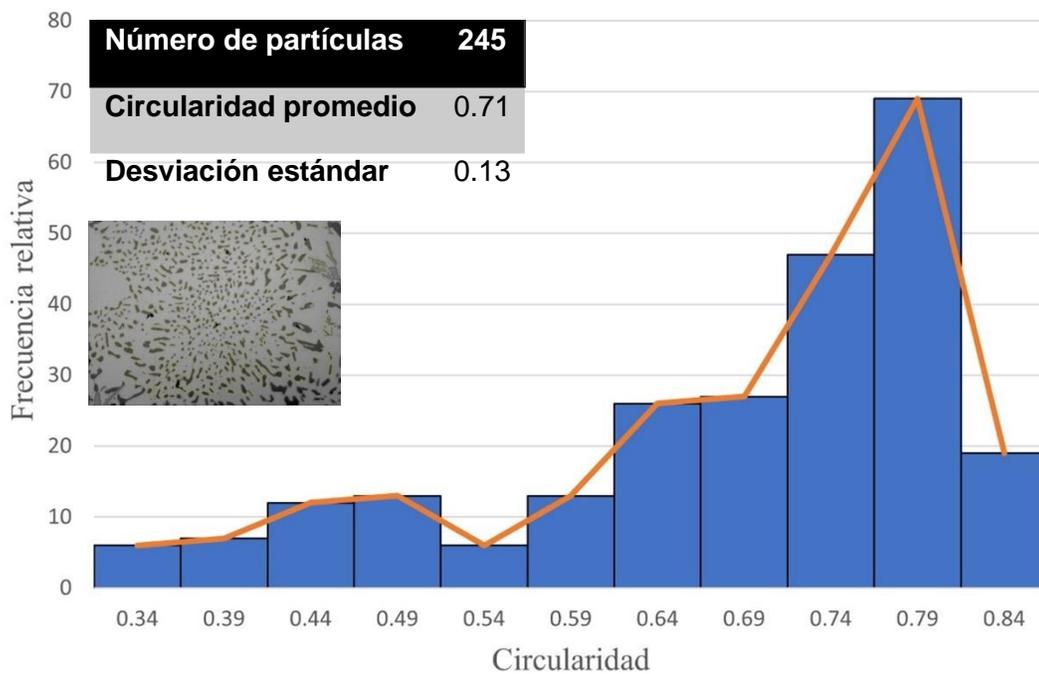
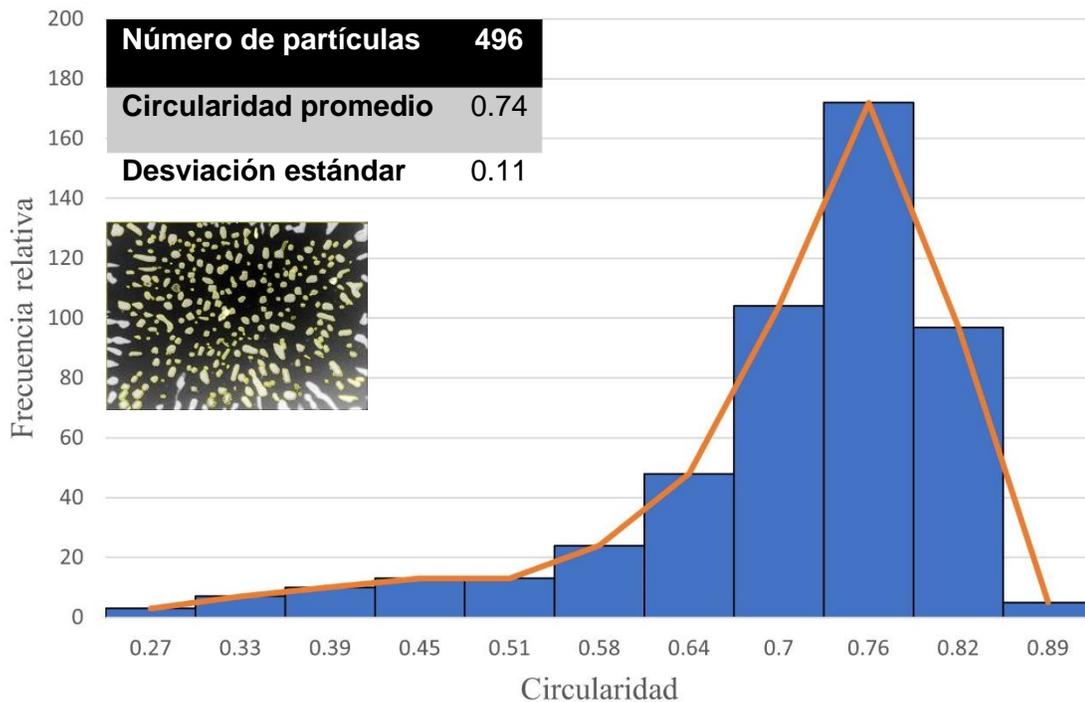


Figura 60. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra tratada térmicamente.

El aumento de la circularidad se mantuvo y para la muestra rolada (figura 61) la circularidad promedio del silicio mejoró, alcanzando 0.74 con un histograma nuevamente distribuido hacia la derecha, pero con la diferencia de que algunas partículas alcanzaron 0.89 de globulización.



*Figura 61. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra rolada.*

Los resultados de la figura 62 corresponden a la muestra forjada sin tratamiento térmico previo, los cuales son muy similares a los de su contraparte vaciada (figura 59), con la diferencia de que la circularidad promedio del silicio fue de solo 0.30, con lo cual se obtuvo la lectura más baja de todas las muestras analizadas.

Totalmente diferente en la figura 63 la cual corresponde a la muestra forjada con tratamiento térmico previo se observa que el promedio de circularidad es de 0.73 con un histograma de frecuencia distribuido a la derecha y un máximo de 0.82, esta circularidad y homogenización lograda por el silicio tiene como consecuencia directa un aumento en las propiedades mecánicas y dureza de la aleación.

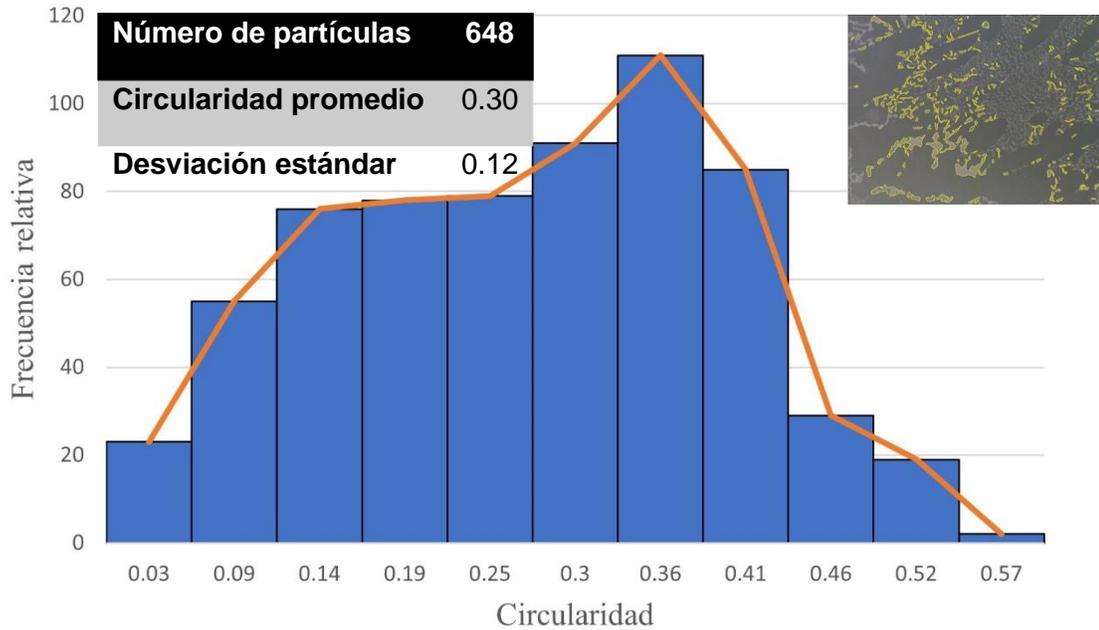


Figura 62. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad del silicio de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo.

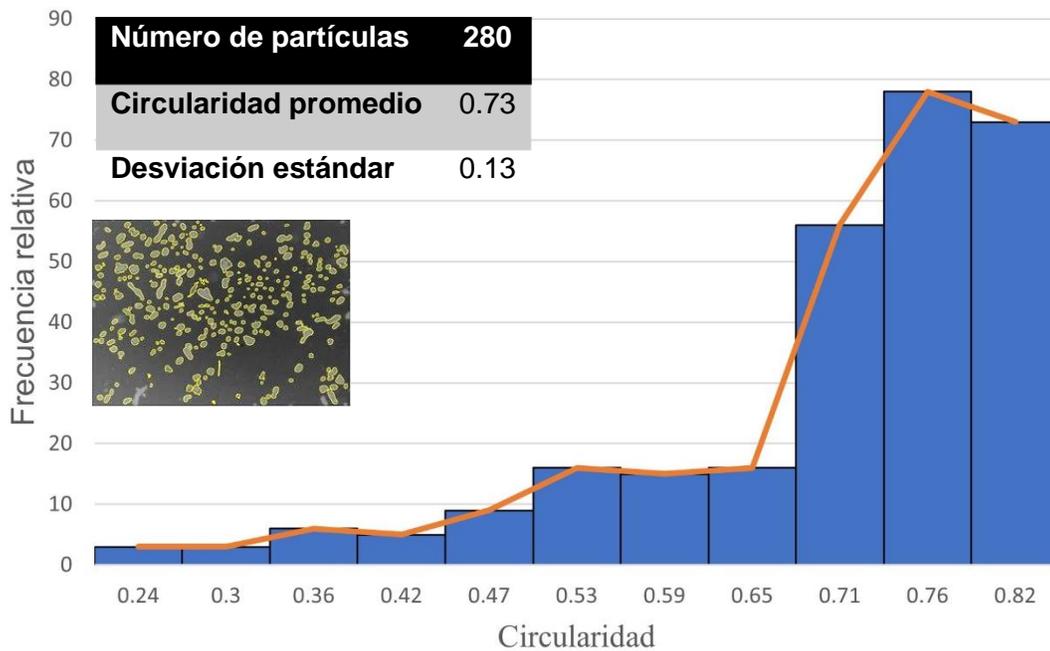


Figura 63. Histograma y polígono de frecuencia del análisis de circularidad de la muestra forjada con tratamiento térmico previo.

La tabla 8 corresponde a un resumen de todas las características evaluadas mediante el software ImageJ. En esta tabla se puede observar que la circularidad y redondez de las partículas de silicio es de 0.44 y 0.51 respectivamente en la muestra vaciada, lo cual denota que la mayoría del silicio eutéctico presenta una forma de aguja alargada tal y como se observa en la figura 38.

Se ha demostrado que la globulización del silicio se acelera y se completa más rápido cuando el silicio se modificaba durante la fundición utilizando estroncio, esto se debe a que la modificación provoca una alta densidad de defectos cristalinos, como pliegues y estrías que son puntos potenciales para la fragmentación y posterior globulización de las partículas de Si durante el tratamiento térmico (N. Haghdadi *et al.*, 2017). Estos factores permitieron que la muestra tratada térmicamente alcanzará una circularidad promedio 0.71 y un valor promedio de redondez de partículas de 0.65 (ver tabla 8), estos resultados explican la microestructura de la figura 39. La disminución del número de partículas se debe a que las partículas más pequeñas se disuelven producto del tratamiento térmico (J. Wang *et al.*, 2018).

El aumento de la cinética de globulización es el resultado de la elevada deformación alcanzada durante el rolado, que acelera la difusión debida en gran medida por la deformación, principalmente a través de la difusión del silicio dentro de la matriz de aluminio. Además, el rolado en caliente induce una alta densidad de inestabilidades interfaciales en las partículas de Si, que son necesarias para la fragmentación y la globulización de las partículas de Si (J. Wang *et al.*, 2018). La circularidad y redondez de la muestra rolada fue de 0.74 y 0.73 respectivamente, estos resultados se pueden observar en la tabla 8 y de manera general esta muestra resultó ser la que mayor circularidad alcanzó.

Los resultados de la tabla 8 para la muestra vaciada-forjada son muy similares a la muestra que solo fue vaciada, se detectó un gran número de partículas que hace referencia a la alta heterogeneidad de la muestra. El forjado en esta muestra solo logró disminuir aún más el promedio de la circularidad, alcanzando 0.30 y una redondez de las partículas de silicio de 0.49. Ambas cifras resultaron ser las más bajas de todas las muestras analizadas.

Durante el proceso de forja abierta ocurre algo muy similar al proceso de rolado, es decir, que se generan límites de dislocaciones, cuya densidad aumenta con el incremento de la

deformación. El material tiende entonces a formar “bloques” porque es energéticamente más fácil que un grano se deforme si se divide en pequeños bloques, en lugar de deformarse a través de su limitado sistema de deslizamiento independiente (M. Ibrahim *et al.*, 2021).

Como resultado, podría formarse una zona de deformación con una alta densidad de dislocaciones y una gran desorientación de la red cerca de las grandes partículas de Si frágiles. Esta alta densidad de dislocaciones geoméricamente necesarias también proporcionaría una fuerte fuerza impulsora para el refinamiento mediante la aceleración sustancial del fenómeno de recristalización dinámica. Esto explica los resultados muy similares de la muestra tratada-rolada y tratada-forjada de la tabla 8.

**Tabla 8. Resumen de las características microestructurales obtenidas mediante el procesamiento digital de imágenes.**

<b>Muestra</b>	<b>Número de partículas</b>	<b>Perímetro (µm)</b>	<b>Área (µm)<sup>2</sup></b>	<b>Redondez</b>	<b>Circularidad</b>
<b>Vaciada</b>	719	9.42	2.77	0.51	0.44
<b>Tratada</b>	245	11.93	8.73	0.65	0.71
<b>Tratada-rolada</b>	496	8.17	4.47	0.73	0.74
<b>Vaciada-forjada</b>	648	11.40	2.92	0.49	0.30
<b>Tratada-forjada</b>	280	8.65	5.14	0.69	0.73

La figura 64 es una representación gráfica de los datos de la tabla 8, que corresponde al análisis microestructural de las partículas de silicio obtenidos mediante el procesamiento digital de imágenes con el software ImageJ. En la gráfica A de la figura 64 se observa claramente una tendencia en cuanto al tamaño de partículas de silicio eutéctico se refiere, pues para las muestras que no fueron tratadas térmicamente hay un gran número de estas partículas. Esta tendencia es totalmente diferente para la muestra rolada y forjada (con tratamiento térmico previo), pues se observa que debido a que existe una gran disolución de estas partículas (W. Ruyao *et al.*, 2013) el número de estas disminuye, lo cual se ve reflejado en una reducción de la heterogeneidad en la microestructura.

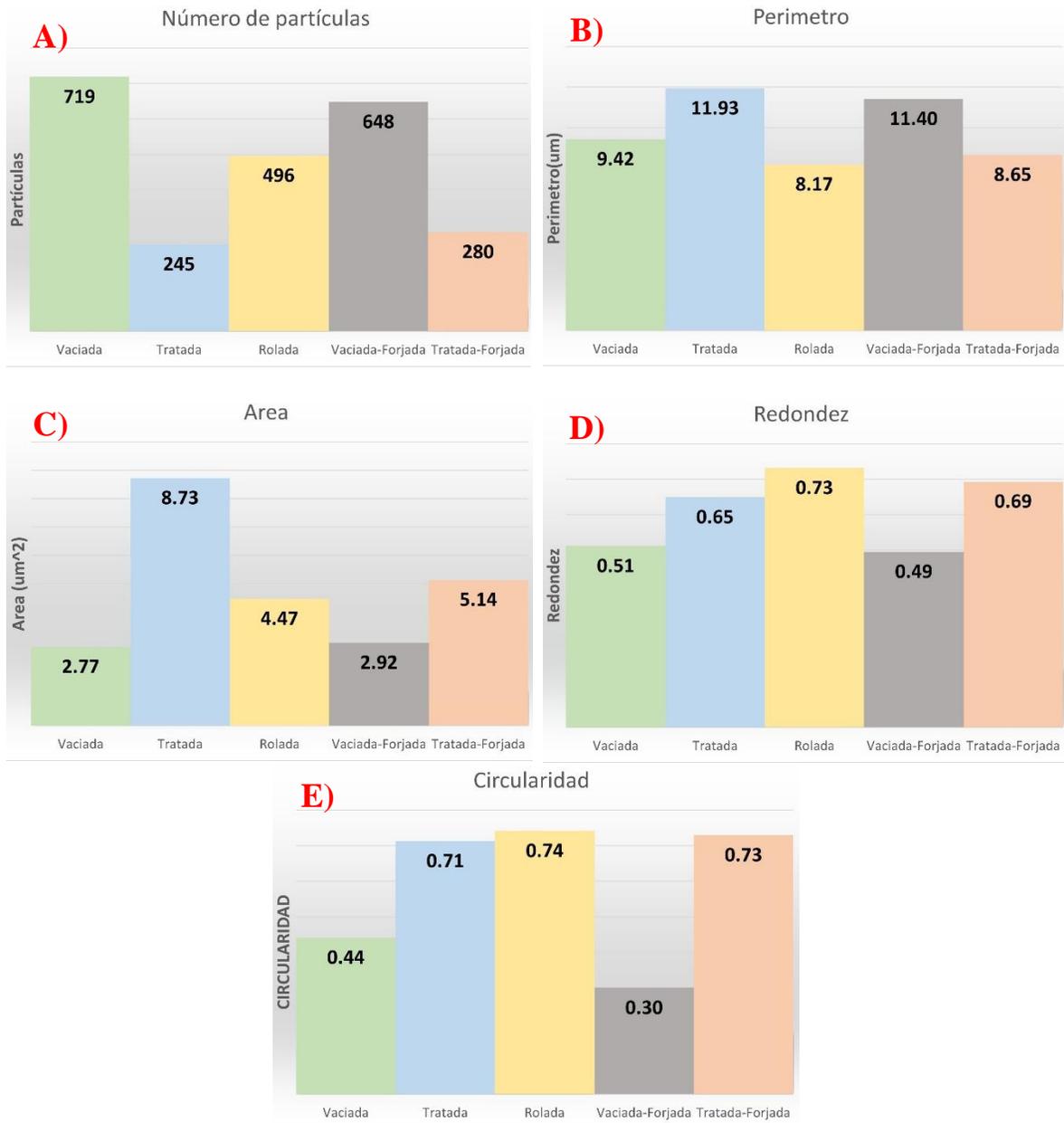


Figura 64. Representación gráfica de los datos de la tabla 8 del análisis del Si eutéctico en las diversas muestras. A) Número de partículas. B) Perímetro. C) Área. D) Redondez y E) Circularidad.

En cuanto a los datos del perímetro de las partículas del silicio eutéctico de la gráfica B de la figura 64, se puede observar que no hay mucha discrepancia entre ellos, sin embargo, la muestra rolada y forjada ambas con tratamiento térmico previo presentan un perímetro ligeramente menor al del resto de las muestras, esta ligera disminución se asocia con el tamaño de las partículas.

Tal y como lo señalan Jianhua Wang y colaboradores (J. Wang *et al.*, 2018) las partículas de silicio sufren un crecimiento a costa de la disolución de las partículas más pequeñas, esta tendencia se puede visualizar en la gráfica C de la esta misma figura, lo cual para todas las muestras que fueron tratadas térmicamente presentan una mayor superficie de contacto.

La redondez o más conocido en inglés como “Roundness” sirve como un indicativo para conocer qué tan redondeados son los bordes de una partícula. Precisamente en la figura 64 (gráfica D) se observa los valores de la redondez de las partículas de silicio de cada una de las muestras, en donde la tendencia es más que clara, pues nuevamente las dos muestras que se encuentran en estado “as cast” presentan la redondez más baja. Para el caso de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo alcanzó la redondez mínima, lo cual se asocia directamente al proceso de forja.

Por último, en la gráfica E de la figura 64 se observa una tendencia muy similar al de la figura 64 (D), pues la muestra rolada y forjada con tratamiento térmico previo alcanzaron las circularidades más altas, recordando que una partícula con una circularidad de 1 es prácticamente una esfera, de este modo se puede concluir que circularidades cercanas al 0.8 son un excelente parámetro para decir que la morfología del silicio eutéctico se logró modificar con éxito. Sin embargo, hay que recordar que el grado de circularidad del silicio es afectado por diversos factores como, por ejemplo, tiempo/temperatura del tratamiento térmico, velocidad de solidificación de las piezas, adición de elementos modificadores y/o refinadores, velocidad de deformación de rolado y/o forja, temperatura de deformación y otros muchos factores como lo señalan Young-Hee y colaboradores (Young-Hee Cho *et al.*, 2006). Sin embargo, el estudio de los parámetros planteados en este trabajo resultan ser suficientes para describir la importancia de la deformación y morfología del silicio eutéctico en las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio 4032 obtenida a partir de chatarra de aluminio.

### 3.6 Fractografía o mecánica de fractura

El análisis superficial de fractura de la muestra vaciada sometida al ensayo de tensión se analizó mediante microscopía electrónica de barrido, la cual mostró una fractura del tipo dúctil, esto se puede comprobar porque presenta una superficie irregular con valles y crestas muy marcados, como se puede observar en la figura 65 (A), sin embargo, es característico de

este tipo de fractura (A. Forn *et al.*, 2007), también en la figura 65 (B), se observa la estructura dendrítica, así como cierta porosidad por contracción lo cual actúan como pequeñas cavidades que más tarde coalescerán en pequeñas grietas y que finalmente se propagarán de manera perpendicular a la carga aplicada generando de esta manera la falla del material. La micrografía de la figura 66 corresponde al análisis de fractura de la muestra que fue tratada térmicamente, en esta figura (A) se observa una superficie de fractura irregular con cierta cavidad y porosidad, por otro lado, en la figura 66 (B), la cual corresponde a una magnificación de la misma se observa la estructura dendrítica con diferentes tonalidades de grises lo cual sugiere diferentes profundidades, es decir que existen crestas y valles en la superficie, lo cual sugiere una fractura dentro del tipo dúctil.

La micrografía de la figura 67 corresponde a la muestra rolada, en la imagen (A), se observa la superficie de fractura en la cual se aprecian defectos de vaciado como por ejemplo porosidad por contracción. Estos defectos son sitios preferenciales para la formación y propagación de grietas, lo cual explica perfectamente el bajo porcentaje de elongación en los ensayos de tensión. Por otro lado, en la misma, pero en la imagen (B), se observan pequeñas cavidades fibrosas a lo largo de toda la superficie, esta estructura es característica de la fractura causada por tensión uniaxial, cada micro-cavidad es la mitad de un micro-hueco que se formó y luego se separó en el proceso de fractura, de acuerdo con estas características se puede concluir que también presenta una fractura dúctil. El análisis superficial de fractura de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo se presenta en la figura 68, en la primera imagen (A), se observa una estructura muy similar a las anteriores, es decir una superficie irregular llena de valles y crestas, pero a diferencia de las anteriores no se alcanza a visualizar algún defecto de vaciado o porosidad, por otro lado, en la figura (B), se aprecia nuevamente micro-cavidades y micro-huecos, lo cual sugiere que fue una fractura causada por tensión uniaxial y corresponde al régimen dúctil.

Por último, la figura 69 corresponde a la muestra forjada con tratamiento térmico previo, que en cuanto a su análisis se refiere presenta una superficie de fractura muy similar al de la muestra rolada (ver figura 67), por lo tanto, corresponde nuevamente a una fractura dentro del régimen dúctil.

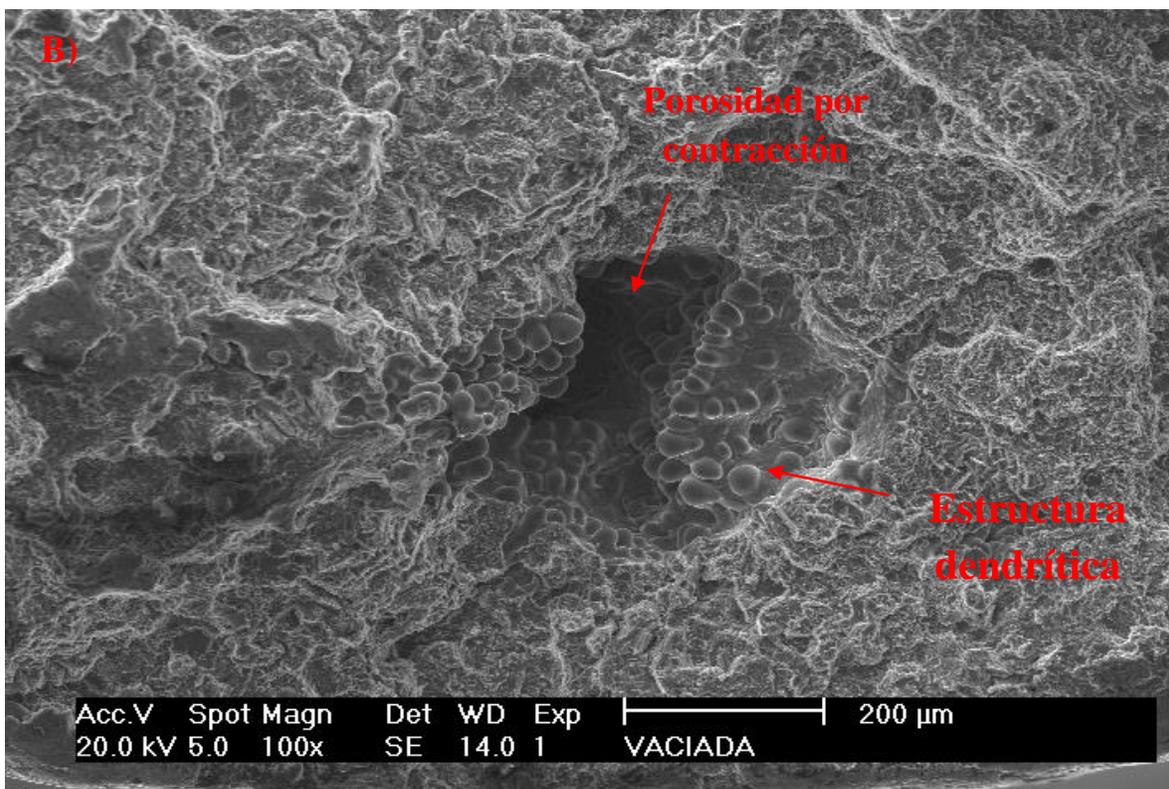
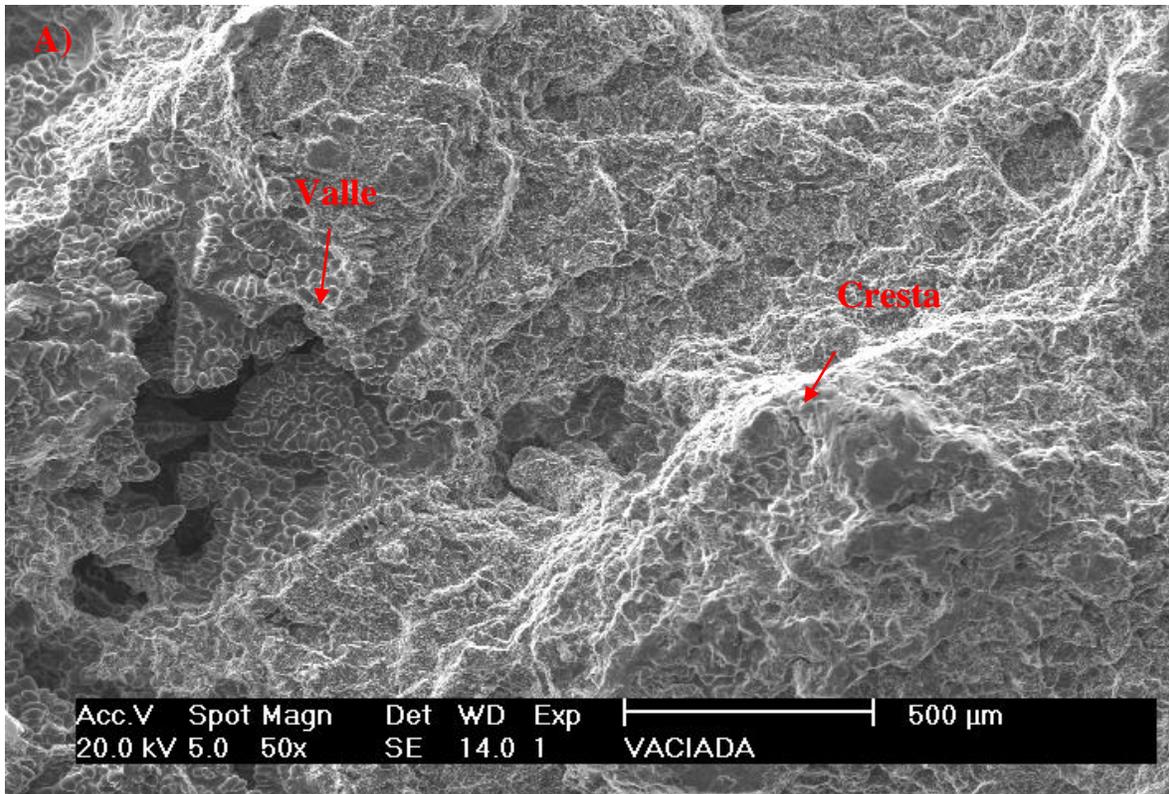


Figura 65. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la AA4032 de la muestra as cast.

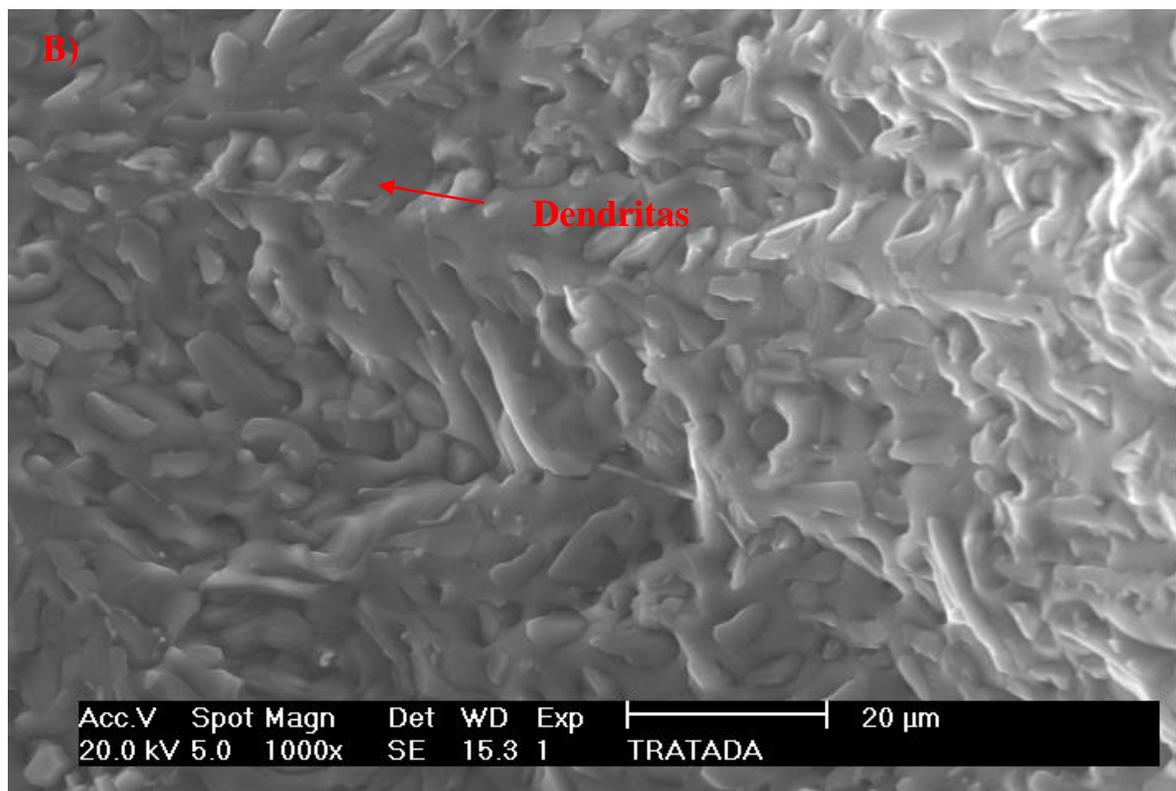
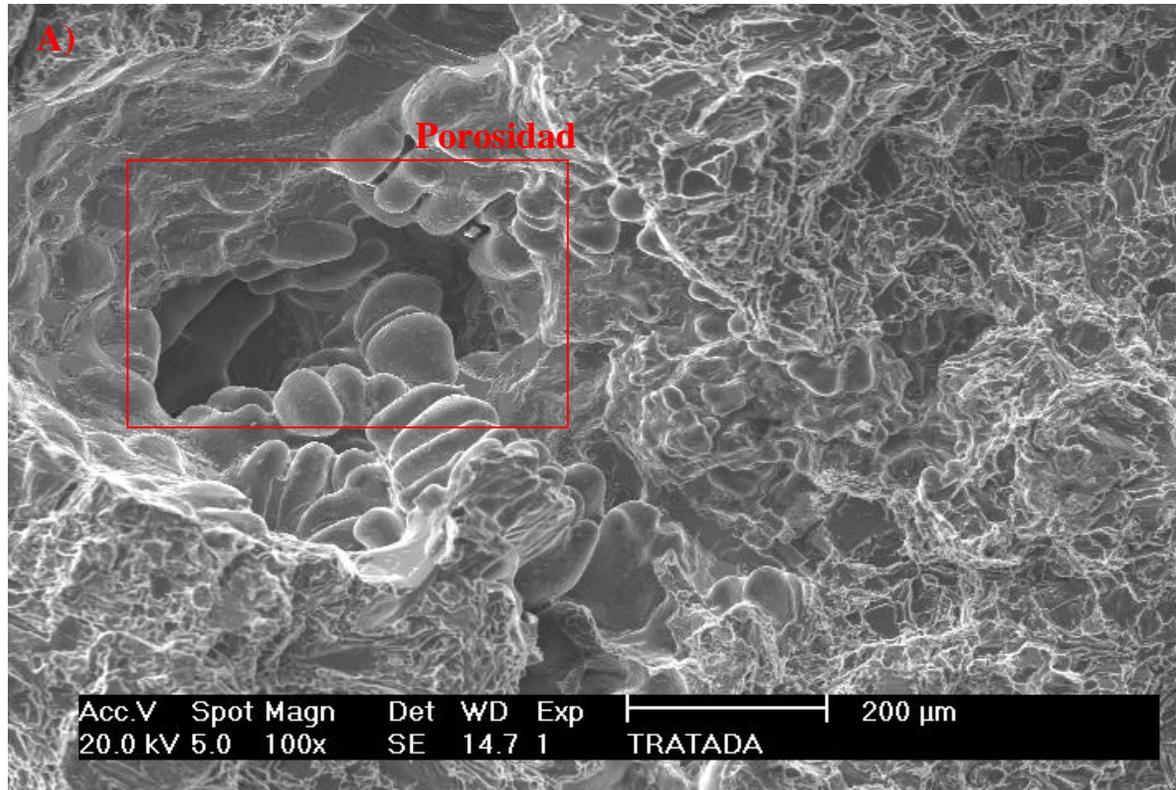
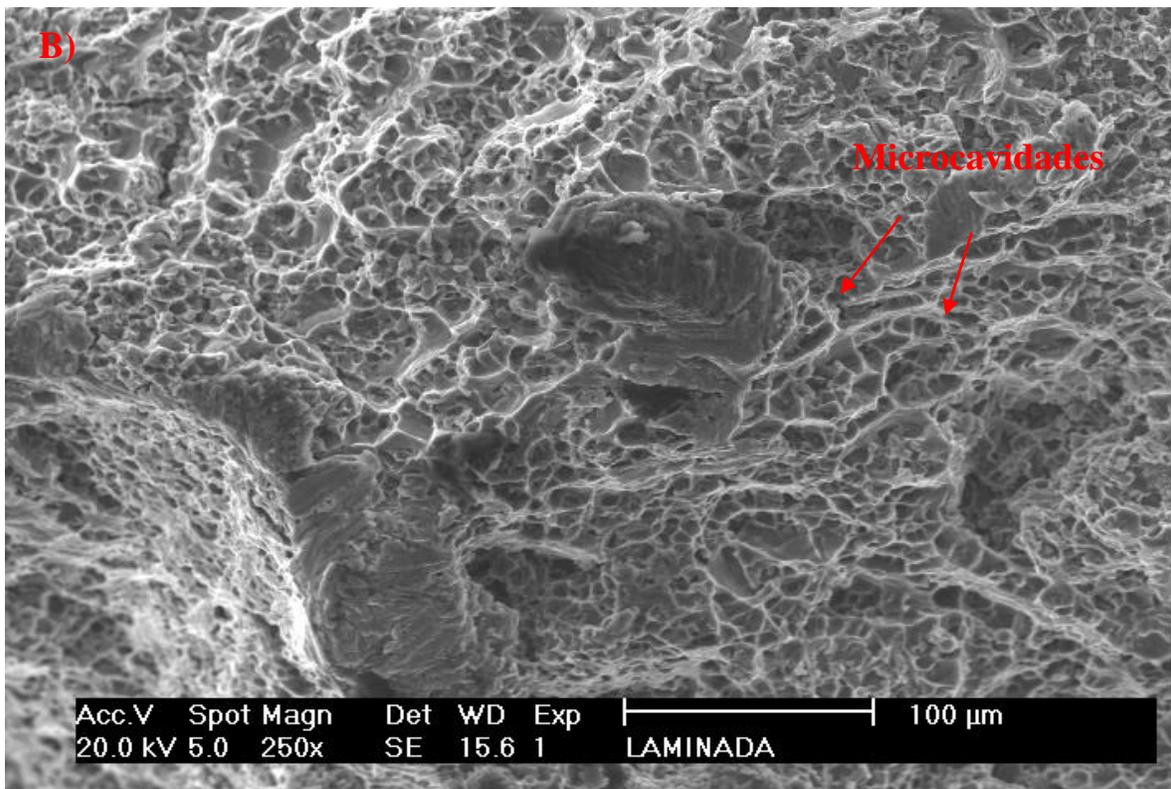
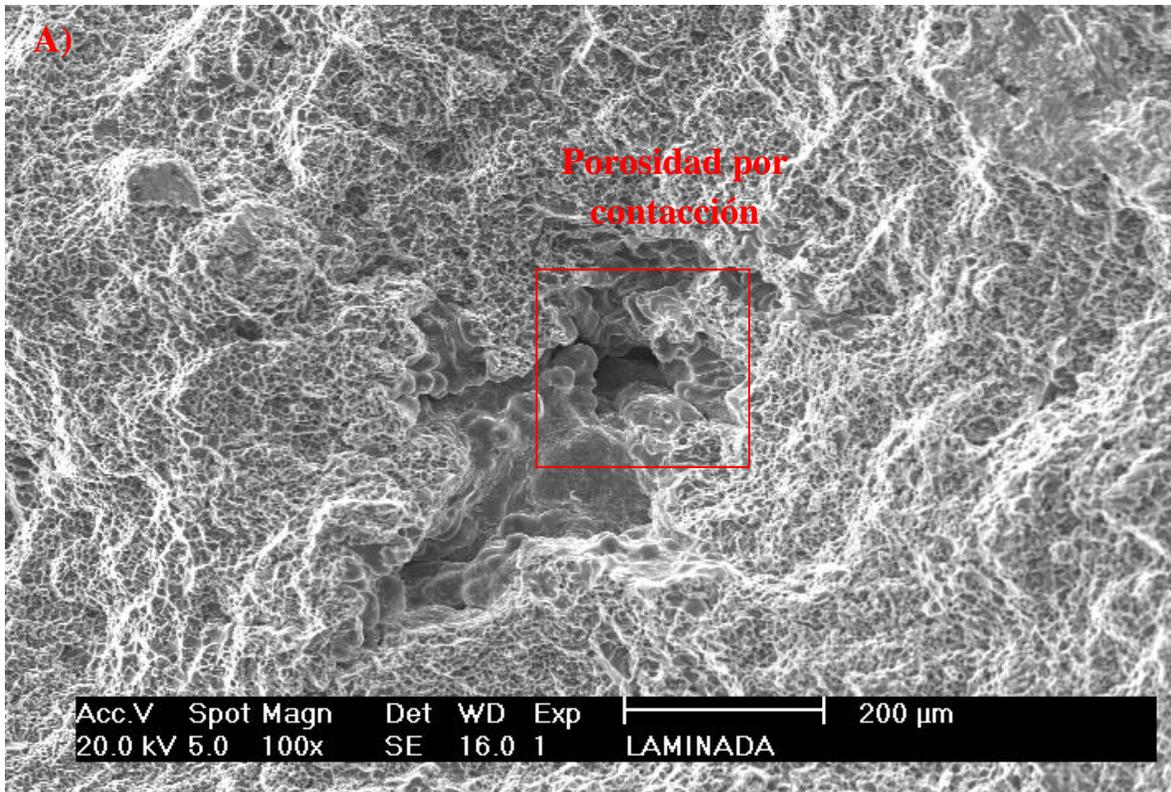


Figura 66. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la AA4032 tratada térmicamente. A) Se observa porosidad, B) Se aprecia la estructura dendrítica.



*Figura 67. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra rolada. A) Se observa una superficie de valles y crestas, B) Se aprecia micro cavidades y micro huecos que se propagaran en toda la estructura.*

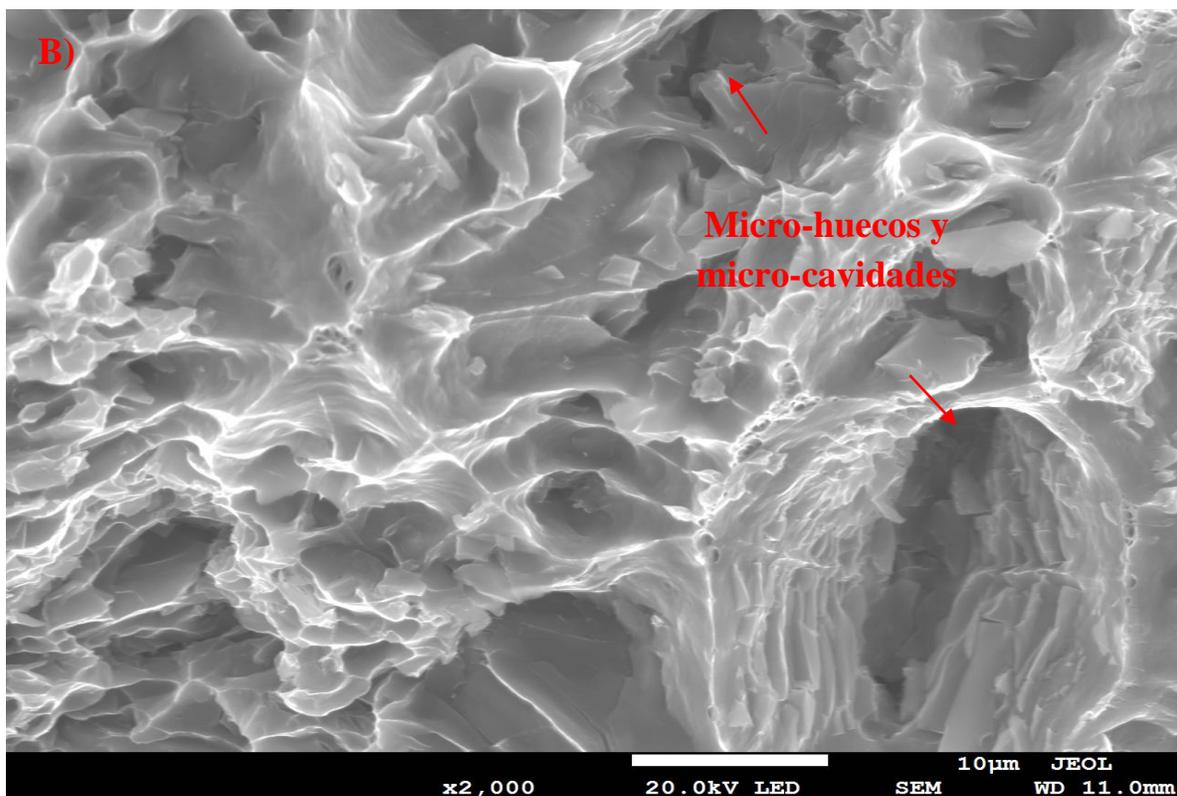
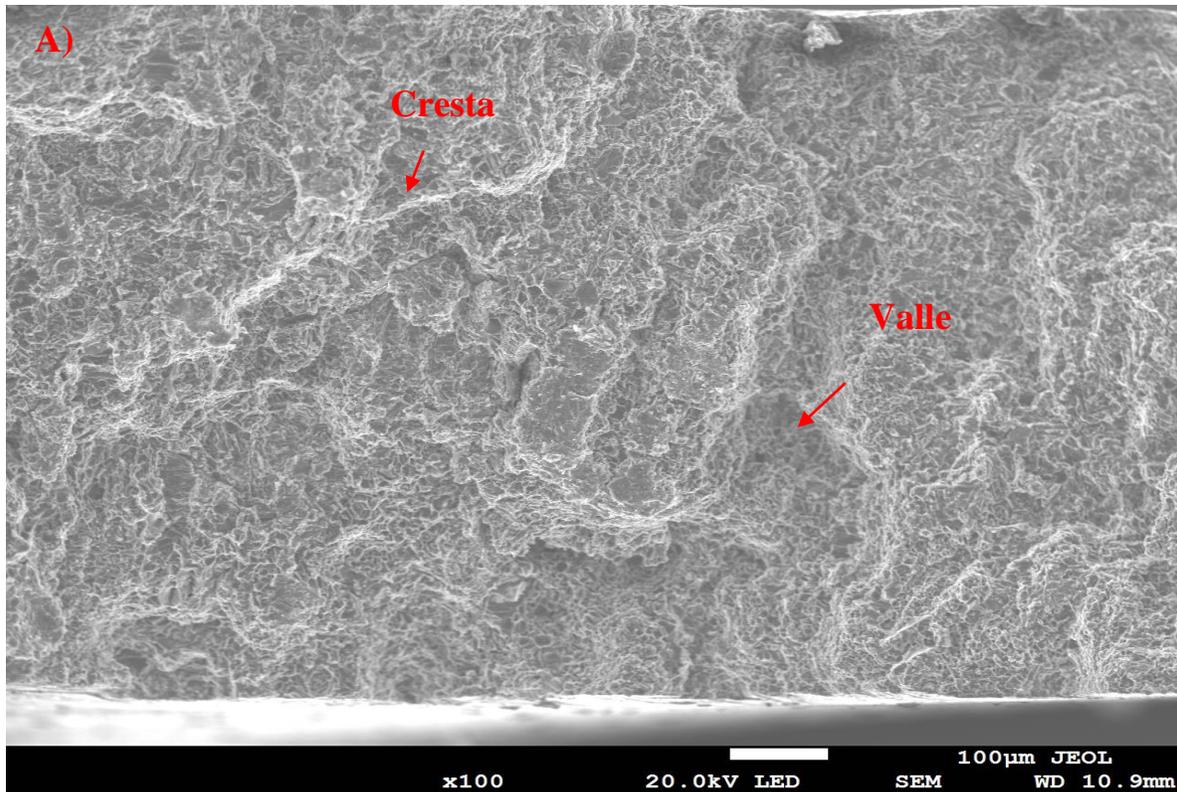


Figura 68. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra forjada sin tratamiento térmico previo. A, B) Se observan claramente micro huecos y micro cavidades.

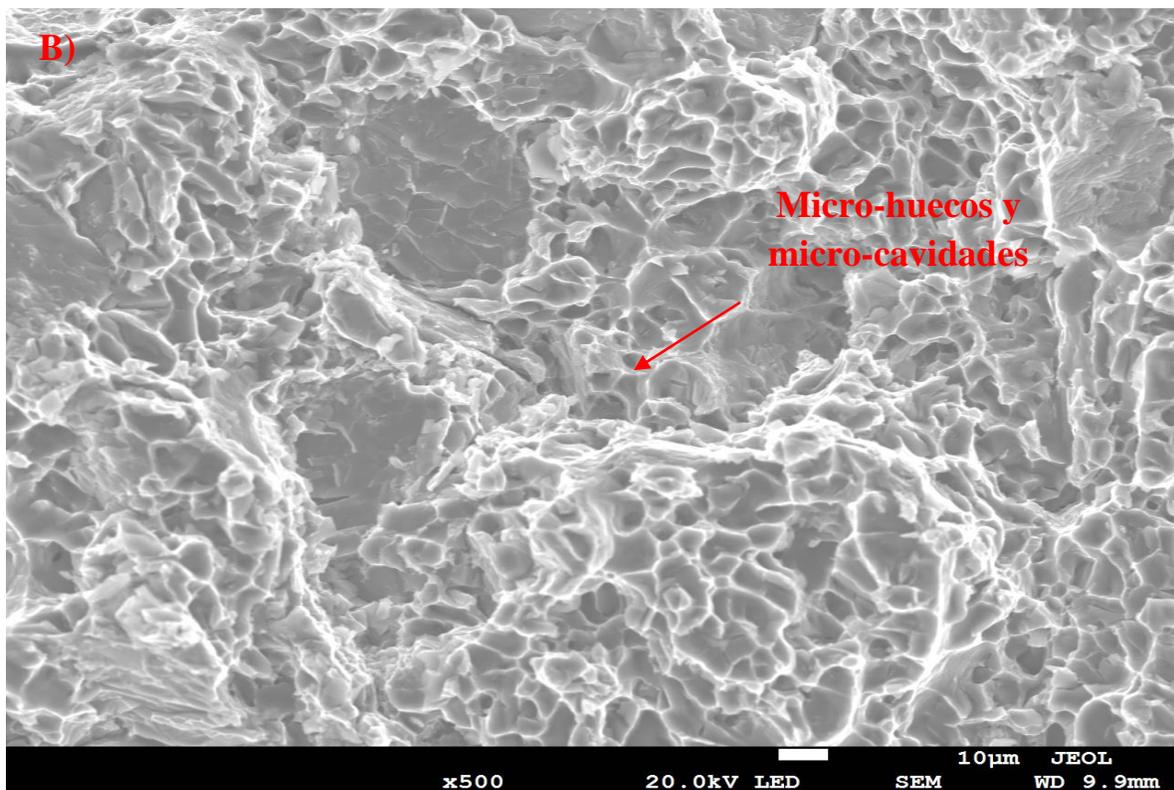
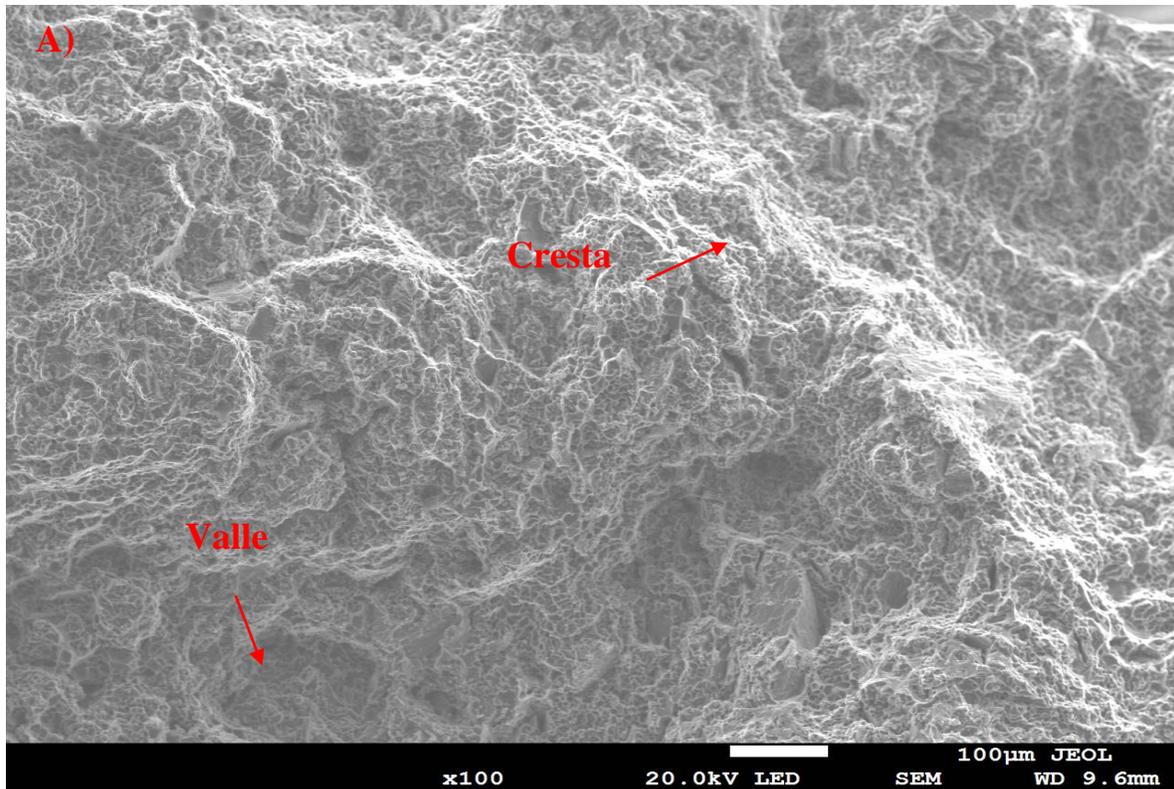


Figura 69. Imágenes por SEM de la superficie de fractura de la muestra forjada con tratamiento térmico previo. A, B) Muestra una superficie de fractura irregular característico de una fractura dúctil.

## Conclusiones

- Se determinaron los parámetros importantes para la obtención exitosa de la AA4032, en el cual el rango de temperatura se fijó entre 750°C-800°C, temperatura a la que se realiza el ajuste en la composición química, remoción final de escoria y desgasificado con argón.
- La modificación con Sr (0.04% en peso) que actuó directo en el silicio eutéctico, el tratamiento térmico de solubilizado y el procesamiento mediante rolado/forja en conjunto contribuyeron a obtener una microestructura más homogénea y refinada con lo cual se mejoraron las propiedades mecánicas de manera considerable.
- El análisis de circularidad fue de gran valor pues se pudo obtener de manera cuantitativa el porcentaje de la transformación del silicio, logrando una transformación cercana al 90%, el cual se planteó como un objetivo primordial al inicio del trabajo.
- En cuanto al proceso de forja abierta los resultados obtenidos fueron mucho mejor de lo esperado, pues la muestra que fue forjada con un tratamiento térmico previo presentó valores intermedios de dureza, UTS y Ys, comparado con los valores de la 4032 comercial y tomando en cuenta la relativa facilidad para realizar este proceso se sugiere que la forja abierta resultó ser un proceso factible y eficiente.
- El análisis de fractura arrojó que todas las muestras presentaron una fractura dentro del régimen dúctil, lo cual resultó ser como lo esperado.
- Por último, quedó demostrado que empleando la metodología y materiales propuestos, se puede obtener una aleación de la serie 4xxx con propiedades mecánicas muy similares a las de una aleación primaria comercial y contemplando la relativa facilidad para obtener y/o procesar la aleación 4032 reciclada, este proceso despierta interés científico e industrial para seguir explorando en trabajos futuros.

## **Contribuciones y trabajo a futuro**

Ha quedado demostrado el alcance del reciclaje y procesamiento de las aleaciones de aluminio, cuyo objetivo principal no solo era el reciclado de la chatarra de aluminio sino también lograr un cambio significativo en la microestructura, de tal manera que influyera directamente en las propiedades mecánicas del material, así como el desempeño en aplicaciones específicas.

La principal aportación del trabajo fue lograr un cambio significativo en la morfología del silicio eutéctico, pasando de un silicio con forma de aguja alargada a un silicio globular, en donde de acuerdo con las mediciones realizadas, estas partículas de silicio globular alcanzaron transformaciones de hasta 0.89, en donde el 1 denota una partícula globular perfecta. Esto permitió dar un salto notable en las propiedades mecánicas del material, colocando a la aleación dentro de los valores promedio que presentan algunas aleaciones comerciales primarias (obtenidas a partir de metales puros), lo cual las convierte en una oportunidad de entrada para la aplicación de procesos subsecuentes.

Precisamente como trabajo a futuro se plantea el poder realizar algún proceso de estampado en caliente para la fabricación de pequeños pistones que se emplean en la industria de aires acondicionados y de obtener resultados favorables pensar en realizar pruebas para la fabricación de pistones forjados que de acuerdo con las exigencias en las propiedades mecánicas se emplean exclusivamente en autos de alta gama.

Estos son algunos motivos por los que se creó que la realización de este proyecto ha tenido un impacto positivo, tanto científico e industrial por lo cual queda abierto para dar la oportunidad de realizar investigaciones posteriores a corto y mediano plazo.

## Bibliografía

- ASM International Handbook. (1987). *Fractography* (Vol. 12).
- Ruyao Wang & Weihua Lu. (24 de Enero de 2013). Spheroidization of eutectic silicon in direct-electrolytic Al-Si alloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 44A, 2799-2809.
- A. Forn, E. Martín, M. T. Baile, S. Menargues & M. Campillo. (2007). Propiedades mecánicas y análisis fractográfico de componentes de aluminio conformados en estado semisolido. *Anales de la mecánica de fractura*, 1, 93-98.
- Abolfazl Azarniya, A. K. (2019). Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical. *Journal of Alloys and Compounds*(781), 945-983. Obtenido de <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.11.286>
- Adobe. (2023). Obtenido de <https://www.adobe.com>
- Aertia, s. (2005). Obtenido de <http://www.aertia.com>
- Alberto Fabrizi, Stefano Ferraro & Giulio Timelli. (2013). The influence of Sr, Mg and Cu addition on the microstructural properties of a secondary AlSi9Cu3(Fe) die casting alloy. *Materials characterization*, 85, 13-25. Obtenido de <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.08.012>
- Alexandre Goloborodko, Oleg Sitdikov , Taku Sakai, Rustam Kaibyshev & Hiromi Miura. (2003). Grain refinement in as-cast 7475 aluminum alloy under hot equal-channel angular pressing. *Materials transactions*(44 No. 4 ), 766-774.
- Altan, T. F. (1973). Forging Equipment, Materials, and Practices. *Metals and Ceramics Information Center*.
- ASM International Handbook. (1991). *Heat Treating* (Vol. 4).
- ASM International Handbook. (1992). *Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials* (10 ed., Vol. 2).
- ASM International Handbook. (1998). *ASM Metals Handbook volume 14, Forming and Forging* (9th ed., Vol. 14).
- Burge, Wilhelm Burger & Mark J. (2009). *Principles of digital imagenes processing: Fundamental techniques*. Austria: Springer. doi:10.1007/978-1-84800-191-6

- Chatel, G. (2018). How sonochemistry contributes to green chemistry? *Ultrasonics Sonochemistry*, 40, 117-122. Obtenido de <http://dx.doi.org/10.1016/j.ultsonch.2017.03.029>
- D. Zhen & L. Shan. (2012). Aging behavior and microstructure evolution in the processing of aluminum alloys. China: Woodhead publishing limited.
- Dieter., G. E. (2013). *Mechanical metallurgy*. India: Mc Graw-Hill.
- Donald R. Askeland, P. P. (2010). Ciencia e ingeniería de los materiales. En D. R. Phulé, *Ciencia e ingeniería de los materiales* (Cuarta edición ed., págs. 591-620). México: THOMSON.
- Gabrielle Gaustad, Elsa Olivetti & Randolph Kirchain. (24 de Octubre de 2012). Improving aluminum recycling: A survey of sorting and impurity removal technologies. *Resources, conservation and recycling*, 58, 79-87. doi:10.1016/j.resconrec.2011.10.010
- Gallagher, S. R. (Junio de 2010). *Wiley Interscience*. Obtenido de [www.interscience.wiley.com](http://www.interscience.wiley.com)
- Handbook, M. (1970). *Forging and Casting, America Society for Metals* (Vol. 5). Ohio: 8th.
- Haque, M. (1995). Effects of strontium on the structure and properties of aluminium-silicon alloys. *Materials Processing Technology*, 55, 193-198. doi:0924-0136(95)01953-C
- Huie Hu, Xiaodong Kong, Zhenhai Shao & Xinyun Wang. (2011). Thermoplastic deformation behavior of 4032 Al alloy. *Advanced materials research*, 393-395, 481-484. doi:10.4828/www.scientific.net/AMR.393-395.481
- I. Hren., J. Svobodova & S. Michna. (2018). Influence of Al<sub>5</sub>FeSi phases on the cracking of castings at Al-Si alloys. *Archives of foundry engineering*, 18, 120-124. doi:10.24425/afe.2018.125180
- Jianhua Wang, Jiaqing Zhu, Ya Liu, Haoping Peng, and Xuping Su. (28 de Junio de 2018). Effect of spheroidization of eutectic Si on mechanical properties of eutectic Al-Si alloys. *Journal of materials research*, 33(12), 1773-1781.
- Jirang CUI, H. J. (30 de Marzo de 2010). Recycling of automotive aluminum. *Transactions of nonferrous metals society of China*, 20, 2057-2063. doi:10.1016/S1003-6326(09)60417-9
- John, E. N. (2002). Metalurgia y Materiales Industriales. En E. N. John, *Metalurgia y Materiales Industriales*. (págs. 67-70). México: Limusa.

- JPEG. (2023). *JPEG*. Obtenido de <https://www.jpeg.org>
- K. A. Yasakau, M.L. Zheludkevich & M.G.S. Ferreira. (2018). Role of intermetallics in corrosion of aluminum alloys. Smart corrosion protection. En M. Z. K. A. Yasakau, *Intermetallic matrix composites* (págs. 425-462). Aveiro, Portugal. Obtenido de <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-85709-346-2.00015-7>
- L. Sweet, S.M. Zhu, S.X. Gao, J.A. Taylor & M.A. Easton. (2013). The effect of iron content on the iron-containing intermetallic phases in a cast 6060 aluminum alloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 42A, 1737-1749. doi:DOI: 10.1007/s11661-010-0595-6
- M. Tebib, A.M. Samuel, F. Ajersch & X.-G. Chen. (2014). Effect of P and Sr additions on the microstructure of hypereutectic Al-15Si-14Mg-4Cu alloy. *Materials characterization*, 89, 112-123. Obtenido de <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2014.01.005>
- Mohamed Ibrahim, Mohamed Abdelaziz, Agnes Samuel, Herbert Doty & Fawzy Samuel. (19 de Enero de 2021). Spheroidization and coarsening of eutectic Si particles in Al-Si-based alloys. *Advances in materials science and engineering, 2021*. Obtenido de <https://doi.org/10.1155/2021/6678280>
- Molecular Expressions*. (Tuesday de January de 2020). Obtenido de <https://micro.magnet.fsu.edu/>
- N.A. Belov, D.G. Eskin & N.N. Avxentieva. (2005). Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys. *Acta materialia*, 53, 4709-4722. doi:doi:10.1016/j.actamat.2005.07.003
- Nima Haghdadi, Abbas Zarei-Hanzaki, Megumi Kawasaki, Andre B. Phillion & Peter D. Hodgson. (2017). Effect of severe plastic deformation and subsequent silicon spheroidizing treatment on the microstructure and mechanical properties of an Al-Si-Mg alloy. *Advanced engineering materials*, 1-8.
- R. Martinez, I. Guillot & D. Massinon. (2019). New heat treatment to improve the mechanical properties of low copper aluminum primary foundry alloy. *Materials science & engineering A*, 755, 158-165. Obtenido de <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.001>
- Rafiq A. Siddiqui, H. A.-B. (2000). Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 102(1-3), 234-240. Obtenido de [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00476-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00476-8)

- Rasband, Tiago Ferreira & Wayne. (Octubre de 2012). Obtenido de <http://imagej.nih.gov/ij/docs/guide>.
- Roja Modaresi, D. B. (20 de Julio de 2012). The role of automobiles for the future of aluminum recycling. *Environmental science and technology*(46), 8587-8594. doi:10.1021/es300648w
- S.G. Shabestari & R. Gholizadeh. (2012). Assessment of intermetallic compound formation during solidification of Al-Si piston alloys through thermal analysis technique. *Materials science and technology*, 28 No.2, 156-164. doi:10.1179/1743284711Y.0000000004
- S.N Ab Rahim, M.A. Lajis & S. Ariffin. (2015). A Review on recycling aluminum chips by hot extrusion process. *Procedia CIRP*(26), 761-766. doi:10.1016/j.procir.2015.01.013
- Scott, D. W. (1979). On optical and data-based histograms. *Biometrika*, 66, 605-610. Obtenido de <http://www.jstor.org/stable/2335182>
- Stewart., J. (2018). *Jeff Stewart*. . Obtenido de <http://www.metallography.com/>
- Sven Henning, R. A. (2017). Microscopy methods in nanomaterials characterization. Elsevier. Obtenido de <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-323-46141-2.00001-8>
- Xiaojie Yi, Y. L. (2022). Global carbon transfer and emissions of aluminum production. *Journal of Cleaner Production*, 362(132513). doi:<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2022.132513>
- Young-Hee Cho, Dae-Heon Joo, Chul-Hyun Kim & Hu-Chul. (2006). The effect of alloy addition on the high temperature properties of over-aged Al-Si(CuNiMg) cast alloys. *Materials science forum*, 519-521, 461-466. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.519-521.461
- Yun Li, Qiang Yue, Junhao He, Feng Zhao & Heming Wang. (19 de Diciembre de 2020). When will the arrival of China's secondary aluminum era? *Resources policy*, 65(101573), 1-12. Obtenido de <https://doi.org/10.1016/j.resourpol.2019.101573>
- Zhongwei Chen, K. Y. (2021). Precipitation sequence and hardening effect in 7A85 aluminum alloy . *Journal of Alloys and Compounds* (875). doi:<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159950>