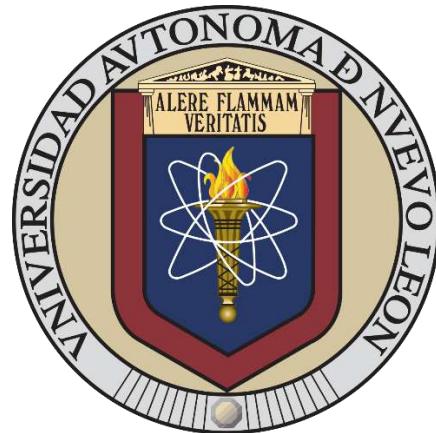


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



***Estudio de Compuestos de AlSi10Mg reforzados con nanopartículas
fabricados por Fusión Selectiva por Láser***

POR

ADRIANA LÓPEZ FLORES

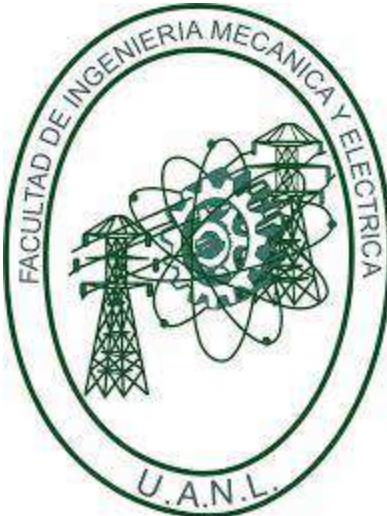
TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN NANOTECNOLOGÍA

CIUDAD UNIVERSITARIA

AGOSTO 2025

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



***Estudio de Compuestos de AlSi10Mg reforzados con nanopartículas
fabricados por Fusión Selectiva por Láser***

POR

ADRIANA LÓPEZ FLORES

TESIS

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN NANOTECNOLOGÍA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis “**Estudio de Compuestos de AlSi10Mg reforzados con nanopartículas fabricados por Fusión Selectiva por Láser**” realizada por el estudiante Adriana López Flores, con número de matrícula 2221297, sea aceptada para su defensa comorequisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con Orientación en Nanotecnología.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dr. Luis Alberto López Pavón
Director

Dr. Luis Arturo Reyes Osorio
Co-director

Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor

Dr. Iván Eleazar Moreno Cortez
Revisor

Dra. July Andrea Taborda Ríos
Revisor

Vo.Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

Institución 190001

Programa 553511

Acta Núm. 4538

Ciudad Universitaria, a 12 de septiembre de 2023.

AGRADECIMIENTOS Y RECONOCIMIENTOS

A mi familia, mis padres, mi abuela y mi hermano por su apoyo incondicional. Les agradezco su compañía y apoyo en la realización de mi maestría y proyecto de investigación. Siempre me impulsaron a seguir adelante y desarrollarme en este campo tan importante para mí.

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (Secihti), por el financiamiento de la beca que me proporcionaron para mi manutención durante la realización de la maestría y el desarrollo de mi proyecto.

Al Dr. Francisco Aurelio Pérez González por su apoyo para la realización de mi maestría, por su colaboración y apoyo en la realización de mi tesis.

Al Dr. Luis Alberto López Pavón y al Dr. Luis Arturo Reyes Osorio, por el apoyo y dirección durante la realización de este proyecto de investigación, así como el desarrollo del presente documento y por impulsar mi desarrollo académico y profesional.

A la Dra. July Taborta Ríos por su apoyo en diversas etapas del proyecto, por sus consejos y tiempo brindado.

Al Dr. Edgar García por su valioso apoyo en la parte experimental, y su siempre disponibilidad a ayudarme.

A Mauro Gaona Martínez por su valiosa ayuda y tiempo dedicado a apoyarme en el desarrollo de la parte experimental.

A mis compañeros y amigos de FIME, con quienes compartí y disfrute una de las etapas más importantes de mi formación académica y profesional.

ÍNDICE

1	INTRODUCCIÓN	7
1.1	Introducción	7
1.2	Objetivo general.....	9
1.2.1	Objetivos específicos	9
1.3	Hipótesis	10
2	MARCO TEÓRICO	12
2.1	Materiales compuestos (MMCs)	12
2.1.1	Materiales nanocompuestos (MMNCs)	12
2.2	Tipos de matrices en MMCs y MMNCs.....	13
2.2.1	Compuestos de matriz metálica de aluminio (AMMCs)	14
2.2.2	Nanocompuestos de matriz metálica de aluminio (AMNCs).....	15
2.2.3	Aleación AlSi10Mg	15
2.3	Tipos de refuerzos en MMCs y MMNCs	17
2.3.1	Nanopartículas de SiC	18
2.4	Fusión Selectiva por Láser (SLM).....	20
2.4.1	Parámetros a considerar en el procesamiento SLM.....	23
2.4.2	Otros factores a considerar en la fabricación de MMNCs por SLM	28
2.4.3	Métodos de preparación del material de alimentación para SLM	31
2.5	Técnicas para mejorar propiedades mecánicas de MMCs	34
2.5.1	Influencia de la adición de nanopartículas como refuerzo	34
2.5.2	Influencia de los tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio	44
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	56
3.1	Introducción	56
3.2	Materiales utilizados para la fabricación por SLM.....	57
3.2.1	Aleación AlSi10Mg	57
3.2.2	Nanopartículas de SiC	58
3.3	Metodología y equipos utilizados	58
3.3.1	Manufactura aditiva por SLM.....	58
3.3.2	Tratamiento térmico T6 a AlSi10Mg y AlSi10Mg/SiC	64
3.3.3	Caracterización microestructural	65
3.3.4	Determinación de densidad relativa	71
3.3.5	Determinación de propiedades mecánicas.....	74
4	RESULTADOS Y DISCUSIONES.....	78
4.1	Introducción	78

4.2	Caracterización microestructural de polvos AlSi10Mg y SiC	78
4.3	Obtención de los componentes manufacturados por SLM	84
4.4	Difracción de Rayos-X (DRX)	87
4.5	Caracterización microestructural de aleación AlSi10Mg	90
4.6	Caracterización microestructural de AlSi10Mg con SHT a 550°C	95
4.6.1	Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C.....	99
4.7	Caracterización microestructural de AlSi10Mg con SHT a 550°C + AA a 180°C	101
4.7.1	Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C + AA a 180°C	104
4.8	Caracterización microestructural de AlSi10Mg/4.5SiC.....	107
4.9	Caracterización microestructural de AlSi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C	115
4.9.1	Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C.....	118
4.10	Determinación de densidad relativa por datos óptimos	120
4.11	Determinación de densidad relativa experimental por Método Arquímedes...	121
4.12	Análisis de porosidad superficial.....	123
4.13	Determinación de Microdureza.....	127
4.14	Determinación de resistencia a la tensión	131
5	CONCLUSIONES	141
6	Anexos	146

INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

En los últimos años, la fusión selectiva por láser (SLM por sus siglas en inglés *Selective Laser Melting*) ha emergido como una tecnología de manufactura aditiva de gran relevancia en sectores como la industria aeroespacial, automotriz y de biomedicina. La tecnología SLM permite la fabricación de componentes metálicos mediante un proceso de adición de capas, utilizando un láser de alta potencia para fundir y fusionar polvos metálicos siguiendo diseños asistidos por computadora (CAD). La capacidad de producir piezas con geometrías complejas y propiedades personalizadas ha llevado a un crecimiento exponencial en su adopción [1].

Los compuestos de matriz metálica (MMCs por sus siglas en inglés *Metal Matrix Composites*) son materiales de ingeniería extraordinarios con propiedades adaptables, beneficiándose tanto de las propiedades deseadas de los refuerzos como de los constituyentes de la matriz [2]. Una de las aleaciones más utilizadas en SLM es AlSi10Mg, una aleación de aluminio ampliamente empleada en aplicaciones donde se requiere alta resistencia específica, alta resistencia al desgaste, buena conductividad térmica y baja densidad [1]. En comparación con otros métodos de manufactura convencionales, como fundición, mezcla y sinterización en molino de bolas de alta energía y colada por agitación [3], las piezas fabricadas por SLM presentan microestructuras más finas y, en consecuencia, mejores propiedades mecánicas debido a la alta velocidad de enfriamiento que caracteriza el proceso [4].

Sin embargo, con el continuo avance tecnológico, las crecientes exigencias de materiales con propiedades mecánicas superiores y mayor durabilidad han impulsado el interés en los MMCs, y particularmente en los compuestos de matriz de aluminio reforzados con nanopartículas (AMNCs por sus siglas en inglés *Aluminum Matrix Nanocomposites*). Estos nanocomuestos, que utilizan partículas de refuerzo a escala nanométrica, ofrecen mejoras significativas en términos de resistencia al desgaste, propiedades de amortiguación, y comportamiento mecánico general en comparación con los compuestos con refuerzos micrométricos. Las nanopartículas, debido a su tamaño extremadamente reducido, mejoran

la interacción interfacial entre la matriz y el refuerzo, lo que se traduce en una mayor resistencia y dureza del material [5]. Entre las fases de refuerzo comúnmente utilizadas se encuentran: TiC, TiB₂, SiC, Al₂O₃, ZrO₂, fibra de carbono y nanotubos de carbono (CNT). Debido a sus características de baja densidad, alto módulo de Young y bajo costo, las nanopartículas de SiC se han utilizado extensamente en la preparación de MMCs reforzados. Entre ellos, los compuestos de matriz de aluminio reforzados con nanopartículas de SiC son conocidos por su excelente ductilidad, alto módulo y baja expansión térmica, siendo materiales candidatos importantes en la industria automotriz, militar, aeroespacial y de instrumentos ópticos [6]. En este estudio se trabaja con nanopartículas de SiC, ya que se considera todas las características antes mencionadas, además de ser relativamente menos costosas que otros refuerzos.

Otra técnica comúnmente utilizada para mejorar el comportamiento mecánico en los AMMCs consiste en la realización de un tratamiento térmico posterior a su fabricación, adaptándolo acorde a su aplicación. Los tratamientos térmicos inducen cambios microestructurales que dependen principalmente de la temperatura y el tiempo empleados. Las aleaciones fundidas se clasifican según su estado metalúrgico en categorías como F (fabricado), O (recocido) y T (tratado térmicamente) por sus siglas en inglés, siendo esta última la más común para mejorar la resistencia mecánica. Dentro del temple T, destacan las condiciones T4, T5, T6 y T7, asociadas al envejecimiento natural o artificial. En particular, las aleaciones AlSi10Mg suelen someterse a un tratamiento térmico de temple T6. Este tratamiento implica una solubilización entre 450 °C y 560 °C durante 2 a 12 horas, seguida de un envejecimiento artificial entre 150 °C y 250 °C por un periodo de 6 a 12 horas, permitiendo mejorar de forma significativa sus propiedades mecánicas [8].

No obstante, uno de los principales desafíos que enfrenta el procesamiento de los AMNCs mediante SLM es la dispersión homogénea de las nanopartículas dentro de la matriz. La tendencia de las nanopartículas a aglomerarse debido a su alta área superficial específica y gran diferencia de densidades con respecto al polvo de la matriz genera dificultades en la preparación del polvo precursor, y estas aglomeraciones pueden derivar en una distribución desigual del refuerzo, afectando negativamente las propiedades mecánicas de las piezas manufacturadas. Además, el proceso de SLM está sujeto a defectos intrínsecos, como las porosidades causadas por gas, la falta de fusión, la presencia de óxidos, la delaminación

entre capas, las altas tensiones residuales y la deformación, entre otros, los cuales también limitan el rendimiento final del material [7].

En el actual estudio, el enfoque principal es comparar las propiedades mecánicas de compuestos de AlSi10Mg reforzados con nanopartículas de SiC con las de la aleación AlSi10Mg. Se evalúa cómo la adición de nanopartículas influye en la microestructura, densidad relativa, porosidad y la resistencia a la tensión del material. Las pruebas que se llevan a cabo incluyen caracterización microestructural, determinación de porosidad interna y superficial, ensayos de tensión y microdureza. También se estudia el efecto de dos tratamientos térmicos en el comportamiento mecánico de la aleación AlSi10Mg y el nanocompuesto, con posibilidad que para futuras investigaciones se pueda aplicar un tratamiento térmico optimizado para la aleación con el refuerzo. El interés central es identificar las mejoras y limitaciones que el uso de nanopartículas de SiC puede ofrecer en el rendimiento mecánico de la aleación AlSi10Mg, proporcionando información clave sobre la viabilidad y beneficios de su aplicación en procesos de manufactura avanzada.

1.2 Objetivo general

Desarrollar una aleación de AlSi10Mg con refuerzo de nanopartículas de SiC, fabricada mediante la tecnología de fusión selectiva por láser (SLM) y evaluar su desempeño mecánico.

1.2.1 Objetivos específicos

- ❖ Fabricar una aleación de AlSi10Mg mediante la tecnología de fusión selectiva por láser (SLM).
- ❖ Desarrollar una aleación AlSi10Mg con refuerzo de nanopartículas de SiC (AMNC) fabricada por tecnología SLM.
- ❖ Realizar dos tratamientos térmicos T6 para la aleación AlSi10Mg y el AMNC AlSi10Mg/SiC.
- ❖ Caracterizar la microestructura de la aleación AlSi10Mg, el AMNC AlSi10Mg/SiC y sus contrapartes tratadas térmicamente por MEB, EDX y DRX.

- ❖ Obtener la densidad relativa de la aleación AISi10Mg, el AMNC AISi10Mg/SiC y sus contrapartes tratadas térmicamente por medio de datos óptimos y del método Arquímedes.
- ❖ Realizar un análisis de porosidad en la superficie de la aleación AISi10Mg y el AMNC AISi10Mg/SiC y sus contrapartes tratadas térmicamente.
- ❖ Evaluar las propiedades mecánicas de la aleación AISi10Mg, el AMNC AISi10Mg/SiC y sus contrapartes tratadas térmicamente, como resistencia a la tensión y microdureza.

1.3 Hipótesis

La incorporación de nanopartículas de SiC como refuerzo en la matriz de AISi10Mg durante el proceso de fusión selectiva por láser (SLM) permitirá una mejora notable en las propiedades mecánicas de las piezas resultantes, como la disminución en su porosidad, el aumento en la microdureza y resistencia a la tensión en comparación con la aleación de AISi10Mg.

1. Qinghua Lu, Yangling Ou, Peilei Zhang, Hua Yan, (2022). Fatigue performance and material characteristics of SiC/AISi10Mg composites by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 858, 144163, ISSN 0921-5093, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144163>
2. Fereiduni, E., Ghasemi, A. & Elbestawi, M. (2020). Selective Laser Melting Of Aluminum And Titanium Matrix Composites: Recent Progress And Potential Applications In The Aerospace Industry. Department of Mechanical Engineering, McMaster University, Hamilton, ON L8S 4L7, Canada; elbestaw@mcmaster.ca. doi:10.3390/aerospace7060077
3. Wang,P., Eckert,J., Prashant,K., Wu M., Kaban, I. , Xi, L. & Scudino, S. (2020). A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China, doi: 10.1016/S1003-6326(20)65357-2, [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65357-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65357-2)
4. Hu, Z., Zhao, Z., Deng, X., Lu, Z., Liu, J., & Qu, Z. (2022). Microstructure and mechanical behavior of TiCN reinforced AISi10Mg composite fabricated by selective laser melting.

Materials Chemistry and Physics, 283, 125996.

<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.125996>

5. Chang, F., Gu, D., Dai, D., & Yuan, P. (2015). Selective laser melting of in-situ Al4SiC4+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. *Surface and Coatings Technology*, 272, 15-24. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.04.029>
6. Zhang, D., Yi, D., Wu, X., Liu, Z., Wang, W., Poprawe, R., ... & Zieglerd, S. (2022). SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 894, 162365. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162365>
7. Taborda, J., Zambrano, P., Trejos, J., Gómez, J., & Juárez, A. (2023). Process parameters effect and porosity reduction on AlSi10Mg parts manufactured by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 129(7), 3341-3351. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12521-8>
8. Lakshmikanthan, A., Angadi, S., Malik, V., Saxena, K. K., Prakash, C., Dixit, S., & Mohammed, K. A. (2022). Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites. *Materials* MDPI, 15, 6111, (pp. 1-26). <https://doi.org/10.3390/ma15176111>

MARCO TEÓRICO

2.1 Materiales compuestos (MMCs)

Los materiales compuestos son materiales que se crean mediante la combinación de diferentes componentes que son distintos entre sí y que ofrecen propiedades que no se pueden lograr con sus componentes individuales. Los compuestos de matriz metálica (MMCs por sus siglas en inglés *Metal Matrix Composites*) son materiales de ingeniería excepcionales con propiedades adaptables, que se benefician tanto de las propiedades deseadas de los refuerzos como de los constituyentes de la matriz [1]. En estos materiales, la fase continua se denomina matriz, mientras que la fase de refuerzo, que suele ser discontinua, puede adoptar diferentes formas según su relación de aspecto (Figura 2.1) [2]. Entre algunos ejemplos de aplicación están los discos de freno de MMCs, en ingeniería de transporte, donde la resistencia al desgaste es una propiedad clave. Además de la aplicación en embalaje electrónico y gestión térmica [3].

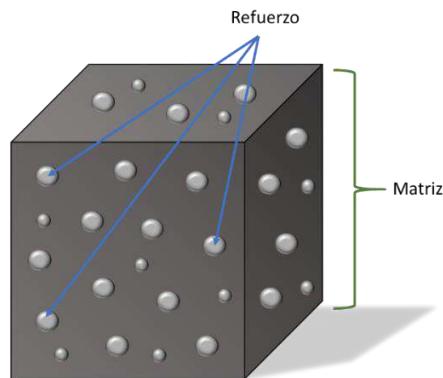


Figura 2.1 Representación esquemática de un material compuesto.

2.1.1 Materiales nanocompuestos (MMNCs)

El interés por materiales ligeros y de alto rendimiento ha impulsado el desarrollo de los nanocomuestos de matriz metálica (MMNCs por sus siglas en inglés *Metal Matrix Nanocomposites*). Los MMNCs también se componen de una matriz y un refuerzo, sin embargo, a diferencia de los MMCs, los MMNCs incorporan nanopartículas como refuerzo, y debido a eso presentan mejor resistencia al desgaste, propiedades de amortiguación y

resistencia mecánica que los MMCs convencionales con refuerzo a microescala (Figura 2.2). Sin embargo, a pesar de sus ventajas, la complejidad del procesamiento por SLM y la baja eficiencia económica han limitado su aplicación. Por ejemplo, actualmente los productos MMNCs están orientados principalmente a la fabricación de aleaciones ligeras con excelente ductilidad (como aleaciones de Al, Mg y Cu). Esto limita considerablemente el tipo de matrices que pueden utilizarse para el proceso en SLM, ya que solo algunos polvos metálicos pueden ser procesados de manera confiable logrando componentes totalmente densos [3].

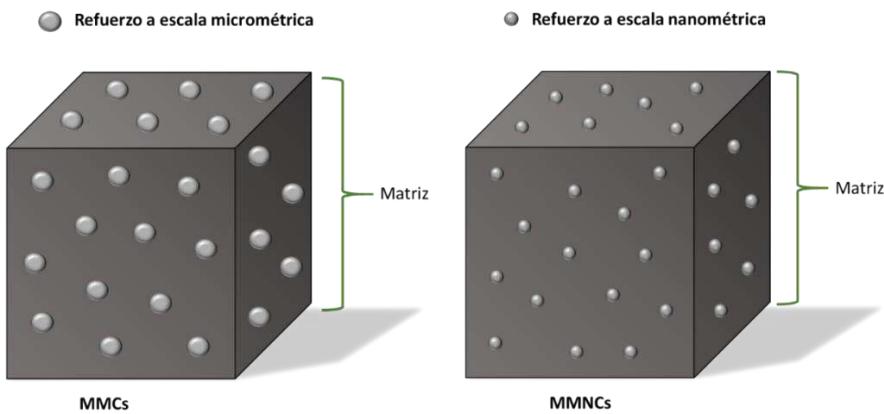


Figura 2.2 Esquema comparativo entre un MMC y un MMNC

Por otro lado, existen diversas variables que afectan las propiedades finales de un material compuesto (MMCs y MMNCs), entre ellos están: la composición química de la matriz y refuerzo (como elementos o compuestos presentes y fracción volumétrica o en peso), las características de los polvos de la matriz y refuerzo (forma de las partículas, tamaño, densidad, propiedades específicas de cada polvo como lo son la conductividad térmica y la absorción de láser) y finalmente los métodos de dispersión utilizados para las partículas del refuerzo [3].

2.2 Tipos de matrices en MMCs y MMNCs

Los materiales compuestos se pueden clasificar de acuerdo con los materiales utilizados en la matriz y el refuerzo. Según el tipo de matriz, los materiales compuestos se categorizan

en: compuestos de matriz metálica (MMC), de matriz cerámica (CMC por sus siglas en inglés *Ceramic Matrix Composites*) y de matriz polimérica (PMC por sus siglas en inglés *Polymeric Matrix Composites*). A continuación, se describe cada uno de ellos [2]:

- 1) **Compuestos de matriz metálica (MMC):** Formados por una matriz metálica continua (como Al, Ni, Cu, acero, Ti o Mg) y una fase de refuerzo discontinua con diversas formas, se emplean en aplicaciones como cables eléctricos y componentes automotrices [2]. Entre los polvos más usados están: acero inoxidable 316L, CP-Ti, Ti-6Al-4V, AISi10Mg, A356, Inconel 718 y aleaciones NiTi con memoria de forma [3].
- 2) **Compuestos de matriz cerámica (CMC):** Utilizan una matriz cerámica, ideal para altas temperaturas por su dureza e inercia química, aunque con baja tenacidad. Para mejorarla, se incorporan refuerzos cerámicos como fibras o partículas. Se aplican en herramientas de corte, motores, frenos y turbinas [2].
- 3) **Compuestos de matriz polimérica (PMC):** Se componen de una matriz polimérica reforzada con fibras (vidrio, carbono, aramida) o nanopartículas (TiO_2 , Al_2O_3). Los polímeros pueden ser termoplásticos o termoestables, y se emplean en estructuras ligeras, paneles, ballestas, y componentes navales y urbanos [2].

2.2.1 Compuestos de matriz metálica de aluminio (AMMCs)

Hasta ahora, se han explorado diversos metales y aleaciones para su procesamiento mediante SLM, incluyendo Al, Ti, Mg, superaleaciones y aleaciones de alta entropía. En particular, las aleaciones Al-Si han recibido especial atención por sus propiedades mecánicas y su versatilidad industrial [4]. El aluminio es el segundo metal más utilizado a nivel mundial, después del acero, y el metal no ferroso más consumido. Sin embargo, sus aleaciones presentan menor resistencia, rigidez y resistencia al desgaste frente a otras, por lo que suelen combinarse con silicio u otros refuerzos para mejorar sus propiedades [5]. Dependiendo de la aplicación, estos refuerzos pueden ser micro o nanométricos. Cuando el refuerzo es micrométrico, se les denomina compuestos de matriz metálica de aluminio (AMMCs). Estos materiales, formados por una matriz de aluminio y una fase discontinua de refuerzo, destacan por su alta resistencia, durabilidad y buena capacidad de unión [2].

2.2.2 Nanocompuestos de matriz metálica de aluminio (AMNCs)

Para mejorar el rendimiento de los materiales de aluminio, se han desarrollado nuevos compuestos de matriz de aluminio reforzados con nanopartículas o también denominados nanocompuestos de matriz de aluminio (AMNCs por sus siglas en inglés *Aluminum Matrix Nanocomposites*) [5]. La incorporación de refuerzos como SiC, Al_2O_3 o TiC en la matriz de aluminio contribuye a desviar las grietas en la interfaz, evitando su propagación y aumentando así la tenacidad del material. Además, estos refuerzos también pueden contribuir a cerrar las grietas, mejorando el rendimiento general de la matriz de aluminio. Entre todos los refuerzos, las partículas de SiC son particularmente populares debido a su estabilidad a altas temperaturas, así como su alta resistencia y rigidez [2].

Es ampliamente reconocido que las propiedades de los MMCs, como la resistencia al desgaste, están fuertemente influenciadas por factores como la unión interfacial, las características de la matriz, el tipo de refuerzo, el peso de las partículas, la fracción volumétrica y el tamaño de las partículas. Varios estudios han mostrado que los MMCs que incorporan nanopartículas tienden a presentar una mayor resistencia al desgaste en comparación con aquellos que contienen partículas micrométricas. Por ejemplo, en pruebas de desgaste, las partículas de menor tamaño contribuyen a reducir el flujo plástico al minimizar la deformación y también previenen la transferencia adhesiva del material [2].

2.2.3 Aleación AlSi10Mg

La aleación AlSi10Mg ha sido ampliamente empleada gracias a sus diversas aplicaciones en la industria aeronáutica y automotriz, así como por su elevada relación entre resistencia y peso. La morfología y el tamaño del silicio eutéctico presente en la microestructura resultante de la fabricación por la técnica SLM (Figura 2.3), influyen de manera considerable en las propiedades mecánicas de la aleación AlSi10Mg [6].

La aleación AlSi10Mg, perteneciente a la serie 4xxx según la norma EN 1706 [7], contiene entre 9 y 11 % de silicio y pequeñas cantidades de magnesio, lo que le otorga buena resistencia mecánica, a la corrosión y propiedades térmicas. Es adecuada para componentes ligeros y complejos, y puede someterse a tratamientos térmicos como el T6, incluso tras manufactura aditiva [8].



Figura 2.3 Muestras manufacturadas de AlSi10Mg por la técnica de SLM.

En este trabajo se estudia un AMNC de AlSi10Mg reforzado con nanopartículas de SiC. Esta aleación presenta un rango estrecho de solidificación y buena fluidez, lo cual es ideal para procesos como SLM, donde la fusión y solidificación son rápidas. A diferencia de otras aleaciones como Al7075, Al6061 o Al-1Si, que tienden a agrietarse debido a su amplio rango de solidificación, AlSi10Mg ofrece mejor estabilidad durante el proceso. Además del rango de solidificación, otras propiedades como la absorción del láser, la conductividad térmica y la afinidad al oxígeno también influyen en su procesamiento [3].

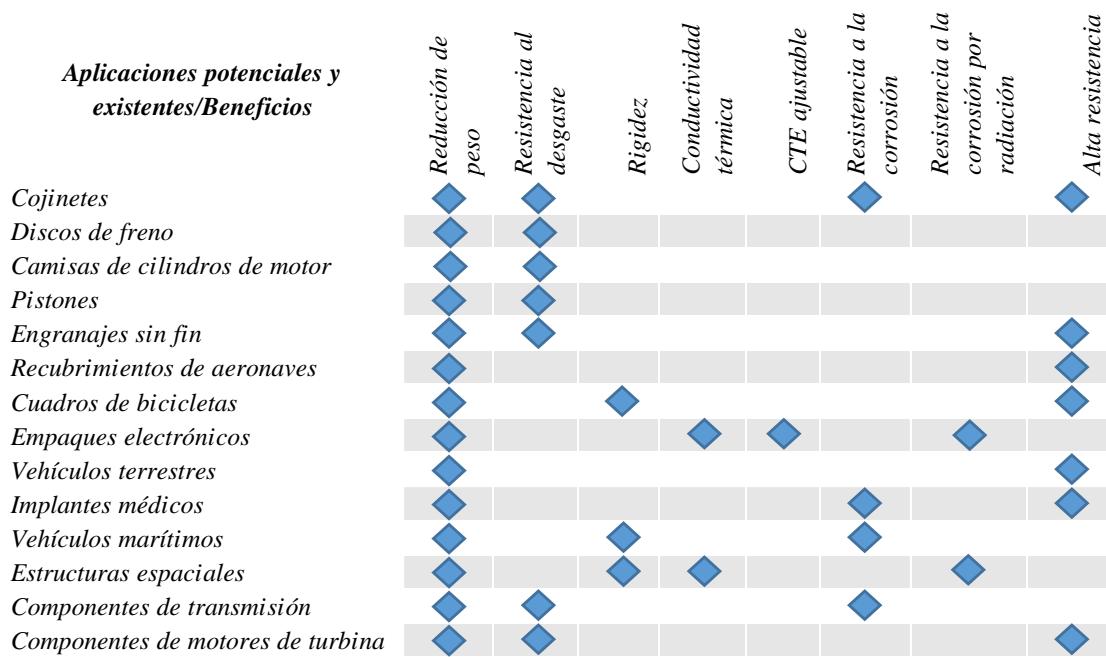
Actualmente, AlSi10Mg es una de las matrices más populares en AMNCs debido a su compatibilidad con la manufactura aditiva. La mayoría de las investigaciones actuales se han limitado a matrices de acero, aluminio, titanio y níquel. Sin embargo, expandir el uso de otras aleaciones en SLM abriría nuevas posibilidades para el desarrollo de compuestos MMNCs [3].

2.2.3.1 *Aplicaciones de aleaciones de Al-Si*

Después de la segunda guerra mundial, el uso de las aleaciones de Al-Si en la fundición experimentó un crecimiento exponencial en sectores como la aeronáutica y la automotriz. En ese entonces, EUA desarrolló el avión P-51, cuyo fuselaje estaba completamente fabricado en aluminio para reducir su peso. Además, se logró reducir el peso del motor del

P-51 utilizando duraluminio en la construcción del bloque de cilindros, los pistones y el cárter. En la actualidad, estas aleaciones se emplean en la creación de subestructuras complejas, especialmente en la industria aeroespacial [2]. La Tabla 2.1 se presentan diversas aplicaciones de las aleaciones de Al-Si en distintos sectores, como automotriz, aeroespacial, del deporte y de la construcción.

Tabla 2.1 Aplicaciones potenciales y existentes de aleaciones de Al-Si [2]



En la industria automotriz, las aleaciones Al-Si se utilizan para fabricar componentes de trenes de potencia, sustituyendo al hierro fundido gris. En la producción de un bloque de motor V8, el uso de una aleación Al-Si reduce el peso total a 32 kg, comparado con los 68 kg que pesaría si se utilizara hierro fundido gris, lo que resulta en una notable reducción de peso [2].

2.3 Tipos de refuerzos en MMCs y MMNCs

Los refuerzos se integran a la matriz para mejorar sus propiedades mediante distintos mecanismos, destacando por su baja densidad, alta rigidez, dureza y estabilidad térmica. Se clasifican en fibras continuas, filamentos o partículas según su forma. Los compuestos reforzados con partículas son más populares por su menor costo y facilidad de procesamiento, ya que se mezclan mejor con las matrices metálicas que las fibras.

El aluminio y sus aleaciones son ampliamente usadas por su baja densidad (2.7 g/cm^3), buena resistencia y resistencia a la corrosión. Las series Al2xxx, Al6xxx y Al7xxx son especialmente útiles tras tratamientos térmicos, lo que las hace ideales para sectores como el automotriz y aeronáutico [2].

Los refuerzos particulados más comunes incluyen boruros, nitruros, óxidos y carburos, utilizados por su dureza para mejorar las propiedades de las matrices metálicas. La Tabla 2.2 muestra sus características físicas, estructura y punto de fusión.

Tabla 2.2 Propiedades de los refuerzos particulados [2]

Refuerzo	Estructura Cristalina	Densidad (g/cm^3)	Punto de Fusión ($^{\circ}\text{C}$)	Módulo Elástico (GPa)	Coeficiente de Expansión Térmica (10^{-6} K^{-1})
BN	Hexagonal	2.25	3000	90	3.8
B_4C	Romboédrica	2.52	2450	450	5.4
AlN	Hexagonal	3.25	2300	350	6
Al_2O_3	Hexagonal	3.9	2050	410	8.3
SiC	Hexagonal	3.21	2300	410	4.9
TiC	Cúbica	4.93	3140	320	7.4

De la tabla se desprende que estos refuerzos son de baja densidad, pero poseen un punto de fusión y un módulo elástico altos. Estos refuerzos cerámicos, que se fabrican de manera económica, se utilizan hoy en día en las industrias de pulido y molienda [2].

2.3.1 Nanopartículas de SiC

Las nanopartículas de diferentes especies tienen efectos distintos en los MMNCs. Para las aplicaciones finales, la resistencia es un criterio de selección importante, ya que determina la eficiencia estructural y suele ser una propiedad objetivo en los compuestos. Además de la resistencia, la distribución de las nanopartículas es clave para la eficiencia estructural.

Cuando las nanopartículas se mezclan, su interacción con las matrices determina su distribución. Pueden actuar como sitios de nucleación o no nucleación, ubicándose dentro de los granos de la matriz o en los límites de grano, aunque muchos estudios han reportado

que la mayoría se suele ubicar en los límites de grano. Se ha demostrado que los sitios de nucleación ofrecen una oportunidad para que las aleaciones con un amplio rango de solidificación, que no son adecuadas para la impresión en SLM, logren microestructuras equiaxiales, refinadas y libres de grietas. Aunque en realidad, estos sitios de nucleación no son necesarios debido a la misma estructura cristalina de las capas previas y la alta velocidad de enfriamiento de los fundidos (por esta razón no se suele tomar mucho a consideración) [3].

El carburo de silicio (SiC) posee propiedades que en conjunto lo hacen uno de los mejores candidatos para múltiples aplicaciones a alta temperatura. Entre sus propiedades, se destaca su alta dureza casi similar a la del diamante (dureza Mohs de SiC de 13, el diamante tiene 15), debido a su estructura cristalina y enlace de alto carácter covalente (Figura 2.4).

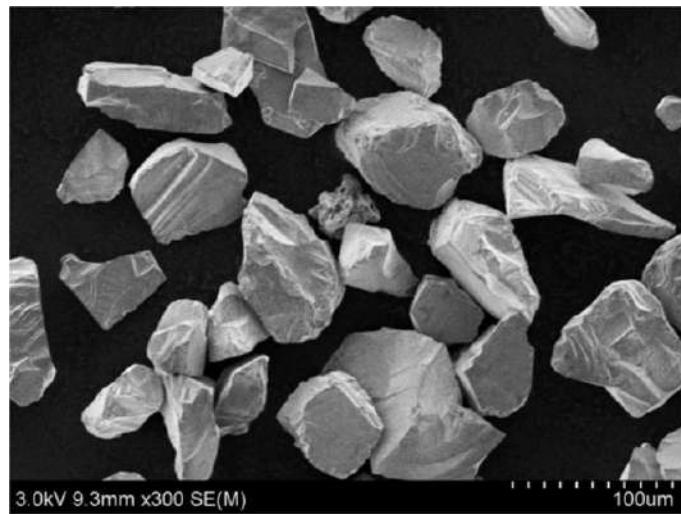


Figura 2.4 Micrografía MEB de partículas cerámicas de SiC [10].

Además de su dureza, el SiC posee una baja densidad (3.21 g/cm^3); una gran resistencia tanto a bajas como altas temperaturas (resistencia a 1200°C en compresión 340MPa y resistencia en flexión 60MPa , superior a otros policristales cerámicos como el nitruro de silicio); una alta conductividad térmica ($0.15 \text{ cal/cm s }^\circ\text{K}$) lo cual evita sobrecalentamiento en la interface metal-cerámico (muy prometedor para aplicaciones en motores); posee alta estabilidad química, dada por sus enlaces atómicos de carácter covalente (su temperatura de descomposición es de 2400°C); excelente resistencia a la corrosión y oxidación (resiste

disoluciones acidas como HF, dándose un proceso de oxidación superficial donde se forma una capa de SiO_2 que ralentiza el proceso); bajo coeficiente de expansión térmica ($4.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$); alta resistencia al choque térmico; alta resistencia a la abrasión en temperatura y una buena resistencia a la propagación de fisuras, con una tenacidad de $4.6 \text{ MN/m}^{3/2}$, la cual es superior a otros cerámicos. Todas estas características lo hacen adecuado para aplicaciones en condiciones extremas de temperatura, voltaje y frecuencia, como en la industria aeronáutica, automotriz, electrónica, nuclear, metalúrgica, refractaria y de transporte [9].

En el ámbito de la manufactura aditiva (MA), las partículas de SiC se utilizan principalmente en procesos basados en polvo, como en el proceso SLM. El uso de SiC en AM ofrece varias ventajas, entre ellas: alta resistencia al desgaste y a la deformación, estabilidad térmica ya que puede soportar altas temperaturas sin perder sus propiedades y resistencia a la corrosión debido a su estabilidad química, aumentando la durabilidad de las piezas fabricadas. Todas estas propiedades hacen que el SiC sea especialmente adecuado para aplicaciones industriales que requieren materiales duraderos y resistentes a la temperatura, abrasión y corrosión en entornos exigentes [9].

2.4 Fusión Selectiva por Láser (SLM)

La fusión selectiva por láser (SLM, por sus siglas en inglés *Selective Laser Melting*) es un proceso de manufactura aditiva (MA) que permite la fabricación casi neta de piezas mediante la construcción capa por capa a partir de un lecho de polvo suelto, utilizando un haz láser móvil. En este proceso, se emplea polvo metálico o cerámico como material base y un dispositivo llamado “recoater” (recubridor, en español), encargado de extender y distribuir uniformemente una capa de polvo sobre un sustrato o placa de soporte, con espesores que pueden variar entre $20 \text{ }\mu\text{m}$ y 1 mm [5]. A continuación, un láser de alta densidad de potencia interactúa con el lecho de polvo para fundir y consolidar las partículas metálicas, siguiendo la geometría definida en un modelo CAD de la pieza. Este modelo se segmenta en capas bidimensionales (2D) mediante un software, alineadas con los parámetros de procesamiento establecidos [3]. El ciclo se repite sucesivamente capa por capa hasta completar la fabricación del componente (Figura 2.5) [1].

Factores relacionados con el material utilizado como son la forma y tamaño del polvo, distribución, composición, conductividad térmica y tasa de absorción del láser, suelen ser parámetros importantes que también afectan al procesamiento SLM [3]. El polvo metálico desempeña un papel crucial en los procesos de fabricación aditiva (MA), y varias aleaciones comerciales han sido exitosamente utilizadas en el proceso de fusión selectiva por láser (SLM), incluyendo más de 20 aleaciones diferentes.

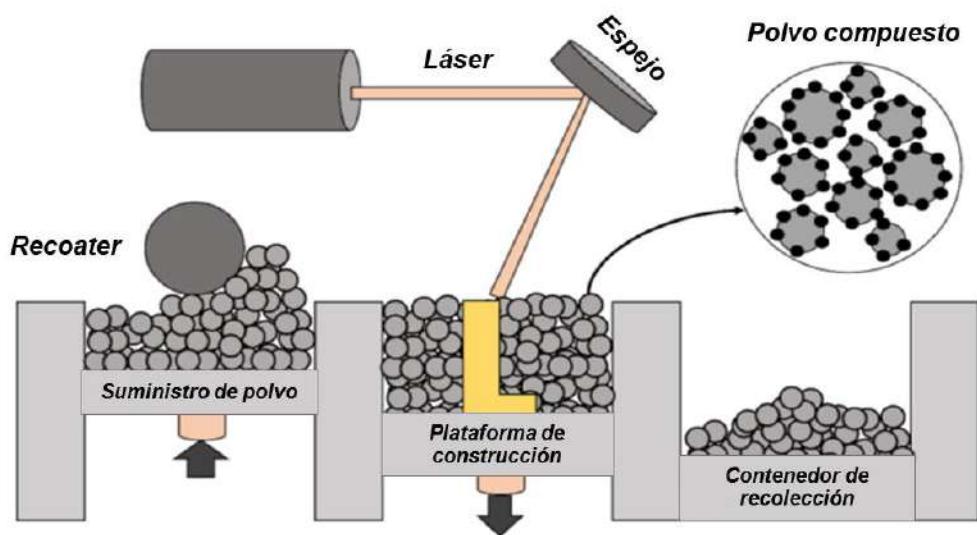


Figura 2.5 Representación esquemática de la fabricación de MMCs y MMNCs por procesamiento SLM [1].

Entre las aleaciones de aluminio (Al) adecuadas para el SLM, se destacan las aleaciones Al-Si como AlSi10Mg, Al12Si, A357 y A356. Las piezas de AlSi10Mg producidas mediante SLM (Figura 2.6) presentan una mayor resistencia a la tensión en comparación con las fabricadas por métodos convencionales, debido a las condiciones metalúrgicas específicas inherentes al proceso SLM [11]. Además, la alta conductividad térmica del aluminio facilita una rápida solidificación y una microestructura fina.

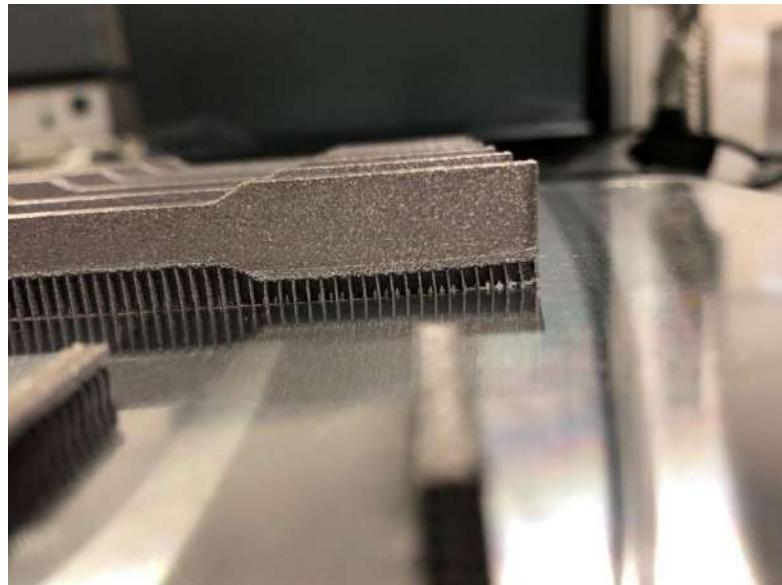


Figura 2.6 Probetas de tensión de AISI10Mg manufacturadas por la técnica SLM.

Debido a que el elevado rendimiento de los MMNCs dificulta su procesamiento posterior, la manufactura casi neta de SLM resulta ideal para aplicaciones finales o, al menos, reduce la necesidad de post-procesamiento. Actualmente, el pulido y el tratamiento térmico son esenciales en las piezas fabricadas mediante SLM. Esta tecnología proporciona una alternativa eficaz para disminuir costos de producción y tiempos de entrega, especialmente en componentes de alto rendimiento requeridos en cantidades limitadas. Además, la microestructura ultrafina y con gradiente, atribuida al rápido proceso de fusión y solidificación (con una tasa de enfriamiento de 10^3 – 10^6 °C/s), da lugar a propiedades superiores en comparación con sus equivalentes producidos mediante métodos convencionales. Otra ventaja es que el reciclaje de polvos permite consideraciones ecológicas y ambientales, dado que los polvos a escala nanométrica siguen siendo costosos. Así, SLM exhibe un potencial prometedor en la producción de MMNCs con estructuras y propiedades únicas, incluso con compuestos de matriz metálica vítrea a un costo razonable [3].

Sin embargo, aunque el proceso SLM ha ganado interés en los últimos años, con investigaciones que se centran en la exploración y optimización del proceso, éste también presenta desafíos metalúrgicos, como la presencia de porosidades inducidas por gas, falta de fusión, óxidos, delaminación entre capas, altos niveles de tensiones residuales y

deformaciones, entre otros [11]. Estos defectos son característicos de este proceso y pueden afectar el rendimiento de las piezas. A pesar de ello, la implementación de parámetros de proceso adecuados durante el SLM puede minimizar el impacto o la aparición de dichos defectos.

2.4.1 Parámetros a considerar en el procesamiento SLM

El desempeño de las piezas fabricadas mediante SLM está determinado por parámetros clave del proceso, como: la potencia del láser (P), la velocidad de escaneo (v), el espesor de la capa de polvo (l) y la distancia entre las líneas de escaneo (h) [11,12]. Estos parámetros se pueden agrupar en un único valor conocido como densidad de energía (E) expresado en (J/mm^3), cuya fórmula se muestra en la Ecuación 2.1.

$$E = \frac{P}{v h l} \quad (Ec. 2.1)$$

Este parámetro (E) ha sido objeto de particular atención debido a su estrecha correlación con las propiedades finales de los componentes manufacturados. La influencia de estos parámetros en el proceso de fabricación de piezas de AISi10Mg mediante SLM ha sido evaluada, identificándose la potencia del láser y la velocidad de escaneo como los factores más determinantes en la dureza y la rugosidad superficial [11].

Otro parámetro importante a considerar es la *densidad relativa* (RD por sus siglas en inglés *Relative Density*) del compuesto manufacturado. La densidad relativa RD de un MMC o de cualquier material en general representa la relación entre su densidad real (ρ_{real}) y la densidad teórica ($\rho_{teórica}$) esperada si el material estuviera completamente denso, es decir, sin porosidad. Se expresa mediante la Ecuación 2.2 [13]. Este valor es crucial ya que la presencia de porosidad afecta directamente las propiedades mecánicas y térmicas del material.

$$RD = \frac{\rho_{real}}{\rho_{teórica}} \times 100\% \quad (Ec. 2.2)$$

La densidad real (ρ_{real}) se suele determinar con el método Arquímedes. Esta técnica se basa en el *principio de Arquímedes*, que establece que un objeto sumergido en un fluido

experimenta un empuje hacia arriba igual al peso del fluido desalojado [13, 14]. En la Ecuación 2.3 se expresa el cálculo de la densidad real.

$$\rho_{real} = \frac{A \rho_w}{(A - B)} \quad (Ec. 2.3)$$

El procedimiento consta de la medición de la muestra en seco (A) y sumergida (B) en un líquido con densidad conocida (generalmente se utiliza agua destilada o desionizada). A representa el peso de la muestra en aire, B representa el peso de la muestra sumergida en agua y ρ_w es la densidad del agua desionizada. Por otro lado, la densidad teórica ($\rho_{teórica}$) se obtiene directamente de la densidad del material con el que se esté trabajando, o bien, se calcula en función de las fracciones máscicas en caso de que el material conste de una matriz y refuerzo, además se sus respectivas densidades (Ecuación 2.4).

$$\rho_{teórica} = \frac{\rho_m \rho_r}{\rho_r * \omega_m + \rho_m * \omega_r} \quad (Ec. 2.4)$$

Siendo ρ_m y ρ_r las densidades de la matriz y el refuerzo, respectivamente, ω_m es la fracción máscica de la matriz y ω_r es la del refuerzo. De acuerdo con la revisión de investigaciones previas, se busca obtener preferentemente piezas con una alta densidad relativa, superior al 98%, es decir, con el mínimo porcentaje de porosidad.

2.4.1.1 **Parámetros óptimos de trabajo para AMMCs en SLM**

A la fecha, diversos estudios se han enfocado en investigar la influencia de los parámetros de procesamiento para la aleación AlSi10Mg, como Hirata *et al.* [15] quienes reportaron la fabricación de aleaciones de AlSi10Mg aplicando diferentes densidades de energía (30.3, 33.3, 45.5 y 55.6 J/mm³) evaluando su porosidad y densidad relativa, determinando que a la densidad de energía más alta (55.6 J/mm³) obtenían la mayor densidad relativa de 99.96 % con el mínimo de porosidad [15].

Por su parte, Mfusi *et al.* [16] estudiaron la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación AlSi10Mg fabricada mediante SLM en diferentes orientaciones (XY, 45° y Z), utilizando una potencia de laser de 150 W, una velocidad de escaneo de 1000 mm/s y un espaciado entre líneas de escaneo de 50 µm. Como resultado obtuvieron para todas las

muestras una densidad relativa alta de entre 99.85-99.96%, siendo la orientación XY la de mayor densidad con un valor de 99.96% [16].

Otro trabajo similar fue el de Hyer *et al.* [12] quienes analizaron las microestructuras de la aleación AISi10Mg fabricada por fusión selectiva por láser bajo distintos parámetros de procesamiento, como la potencia del láser, velocidad de escaneo, espaciado entre líneas, espesor de capa y densidad de energía. Encontraron que bajas densidades de energía provocan defectos por falta de fusión, mientras que altas densidades generan poros esféricos por gas atrapado. Las muestras con mayor densidad (>99%) se lograron con densidades de energía entre 32 y 54 J/mm³, siendo más efectiva la combinación con espesores de capa más pequeños para obtener piezas con menor porosidad [12].

Asimismo, Raus *et al.* [17] investigaron las propiedades mecánicas de muestras de AISi10Mg fabricadas por SLM, como la dureza y la resistencia a la tensión, comparándolas con las de la aleación A360 fabricada por fundición a presión convencional. Encontraron que, utilizando parámetros óptimos de procesamiento de 350 W de potencia láser, 1650 mm/s de velocidad de escaneo y una distancia entre líneas de escaneo de 0.13 mm, alcanzaron una densidad máxima del 99.13% [17].

Con base en la previa revisión de literatura, se eligió meticulosamente un rango de procesamiento basado en investigaciones que han manufacturado piezas de AISi10Mg con una densidad relativa alta (RD > 98%). Esta selección se muestra en la Figura 2.7, en la cual se graficó la densidad de energía E respecto a la densidad relativa obtenida (RD) y se sugiere un intervalo de procesamiento de E que va de 40 J/mm³ a 70 J/mm³ [11], representado por las líneas discontinuas verticales.

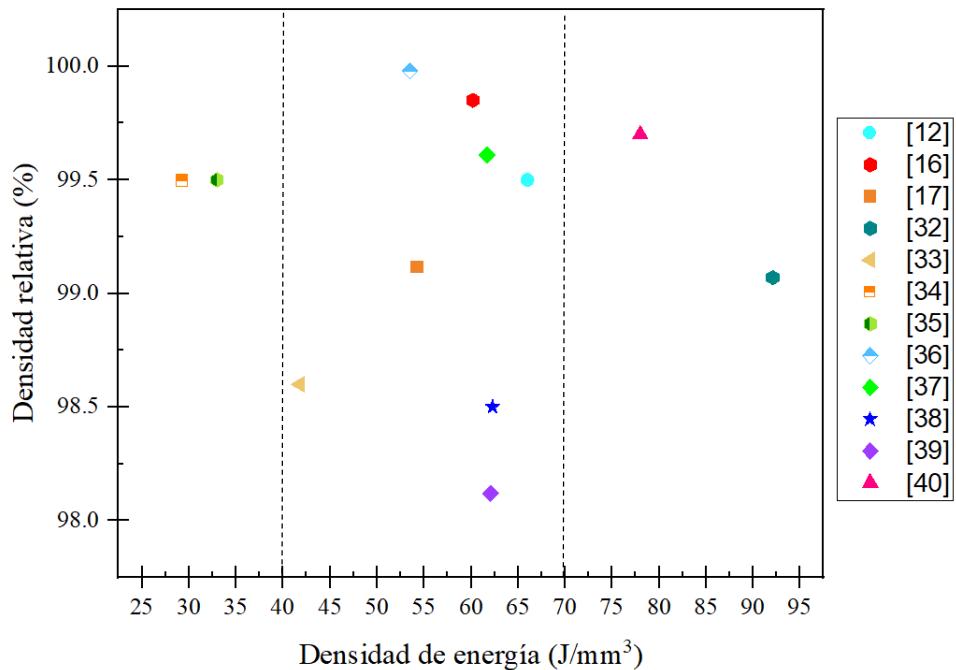


Figura 2.7. Datos seleccionados para piezas de AISi10Mg fabricadas por SLM cuya RD > 98% (40-70 J/mm³)[12, 16, 17, 33, 36, 37, 38, 39]. Esta ventana de procesamiento estaba ubicada entre líneas verticales discontinuas.

Existen otros factores que pueden afectar significativamente las propiedades de las piezas manufacturadas, por ejemplo, una adecuada distribución de la fase cerámica en la matriz puede mejorar las propiedades mecánicas finales, por lo que se debe de considerar un método de mezclado apropiado. Además, la reacción entre la matriz de Al y las nanopartículas cerámicas juega un papel crucial en la microestructura final y el comportamiento mecánico de los componentes procesados por SLM. [4].

2.4.1.2 Parámetros óptimos de trabajo para AMNCs en SLM

Examinando investigaciones similares, Zhang *et. al.* [18] fabricaron compuestos AISi10Mg/SiC con una adición del 10% en peso del refuerzo mediante SLM utilizando densidades de energía lineal del láser en el rango de 90.64 J/mm³ a 104.16 J/mm³ y determinaron que en ese rango presentan una densidad relativamente mayor, sin poros ni grietas evidentes. Cuando la densidad de energía lineal del láser es de 104.16 J/mm³, el compuesto exhibe la mayor microdureza promedio, con un valor de 208.5 HV. Por otro lado,

cuando la densidad de energía es de 90.64 J/mm³, el compuesto presenta el mayor límite elástico y módulo de elasticidad, con valores de 408 MPa y 90 GPa, respectivamente [18].

Otra revisión importante fue de Liu *et. al.* [19] quienes manufacturaron compuestos AlSi10Mg/SiC, pero con una adición del 1.4% en volumen de SiC. En ese trabajo se menciona que utilizaron un equipo de impresión SLM 280 HL, mismo equipo que se utiliza en esta investigación. Determinaron que al trabajar con una densidad de energía lineal del láser de 125 J/mm³, se obtenía la mayor densidad relativa de 97.94%, la cual mejoraba a 98.13% después de un tratamiento térmico, además de haber mejorado su ductilidad, aunque con cierto sacrificio en la resistencia [19].

Por su parte, Xue *et. al.* [20] evaluaron el impacto del proceso SLM en la densificación, la microestructura y el comportamiento mecánico de AMMCs reforzados con SiC. Sus resultados mostraron que, bajo parámetros óptimos, se alcanzó una densidad relativa del 97.7%, junto con un incremento en la microdureza. No obstante, también se observó una disminución en la resistencia a la tensión en comparación con el AlSi10Mg puro. Además, encontraron que una reacción interfacial entre el SiC y la matriz de aluminio resultó en la formación de Al_4SiC_4 [20].

De igual manera, Xie *et. al.* [4] desarrollaron compuestos de Al reforzados con un 20% en peso de partículas de SiC mediante SLM, utilizando una potencia láser de 400 W y una velocidad de escaneo de 300 mm/s. En su investigación, observaron que la microdureza de los compuestos era seis veces superior a la del aluminio puro, debido a la formación de fases aciculares de Al_4C_3 provocadas por la reacción entre el SiC y la matriz de aluminio. De manera similar, Gang *et. al.* [21] fabricaron AMMCs con un 15% en peso de partículas de SiC, logrando una densidad relativa de aproximadamente el 97.7% bajo condiciones óptimas de procesamiento mediante SLM. Sin embargo, al igual que en otros estudios, la incorporación de partículas de SiC resultó en una reducción del 25% en la resistencia a la tensión en comparación con el AlSi10Mg sin refuerzo procesado por SLM [21].

De manera similar, se muestra en la Figura 2.8 el rango de los parámetros óptimos seleccionados para el procesamiento SLM de compuestos de AlSi10Mg con refuerzo de

SiC, en donde se graficó la densidad de energía E respecto a la densidad relativa obtenida (RD) recopiladas de diversos artículos de investigación [3, 4, 13, 18, 19, 31, 41].

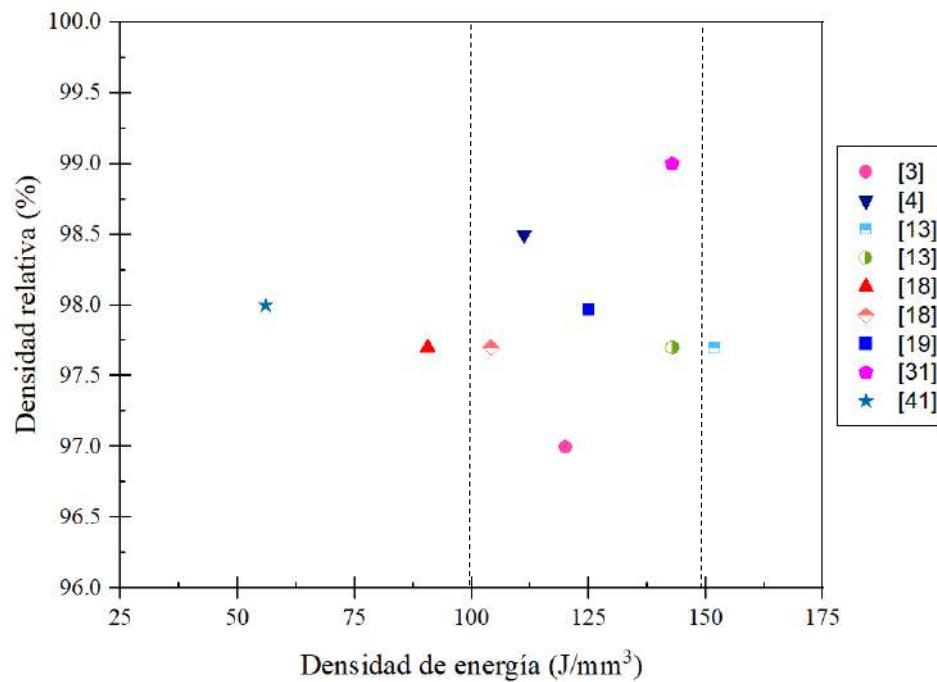


Figura 2.8. Datos seleccionados para piezas de AISI10Mg con refuerzo de SiC fabricadas por SLM cuya RD > 97.5% (100-150 J/mm³)[3, 4, 13, 18, 19, 31]. Esta ventana de procesamiento estaba ubicada entre líneas verticales discontinuas.

De la Figura 2.8 se propuso una ventana de procesamiento de entre 100 a 150 J/mm³ con una densidad relativa superior al 97.5%, representado por las líneas discontinuas. Se ha observado que la introducción de nanopartículas provoca cambios en las propiedades físicas de los materiales, afectando así el comportamiento térmico y reológico del baño de fusión y provocando un desplazamiento en la ventana de los parámetros utilizados en SLM [3].

2.4.2 Otros factores a considerar en la fabricación de MMNCs por SLM

Durante el proceso SLM, el material atraviesa diferentes estados, pasando de polvo a líquido y luego a sólido, mientras ocurren diversos fenómenos físicos. Entre ellos se encuentran la absorción y dispersión del láser, la transferencia de calor, el movimiento de los fluidos, la evaporación y expulsión de material, así como transformaciones de fase y

reacciones químicas. Para obtener piezas sin defectos y con una densidad óptima, es fundamental identificar y controlar estos fenómenos y la manera en que interactúan entre sí [3].

Cuando el láser incide sobre el polvo, se genera una interacción en la que los fotones son reflejados y absorbidos varias veces dentro del lecho de polvo. La eficiencia con la que el material absorbe el calor del láser depende de ciertas características del polvo, como su forma, el tamaño de las partículas, la densidad con la que están empaquetadas y sus propiedades térmicas y físicas. La presencia de nanopartículas puede modificar significativamente estos factores, lo que a su vez influye en la absorción del láser y en las propiedades del material fundido. [3]. La distribución de densidad de potencia del láser P_d a menudo sigue perfiles gaussianos axisimétricos (Ecuación 2.5).

$$P_d = \frac{fP}{\pi r_b^2} \exp\left(-f \frac{r^2}{r_b^2}\right) \quad (\text{Ec. 2.5})$$

Donde f es el factor de distribución, P es la potencia total del haz láser, r_b es el radio del haz y r es la distancia radial desde el centro del haz. Los tipos de láser y el tamaño del punto se resaltan en la ecuación, en relación con el factor de distribución f y el radio de la fuente de calor r_b . Sin embargo, la fuente láser tiene una variabilidad menor en comparación con las características del polvo, ya que suele ser propia de cada máquina y ha sido previamente estudiada en sistemas metálicos. En su lugar, se da mayor importancia a los parámetros de procesamiento que pueden ajustarse, como la potencia del láser y la velocidad de escaneo. Después de la interacción con el láser, el calor se transfiere a través de conducción, convección y radiación, mientras que el flujo de fluidos ocurre de manera simultánea. Este flujo está influenciado por varios factores, como la gravedad, la flotabilidad, la convección de Marangoni y la evaporación. Sin embargo, en SLM, la gravedad y la flotabilidad tienen un impacto menor y, por lo tanto, se han estudiado en menor medida [3].

2.4.2.1 *Efecto Marangoni*

La convección de Marangoni es un fenómeno en el que el líquido con menor tensión superficial se desplaza hacia las regiones con mayor tensión superficial. La intensidad de

este efecto depende tanto de la composición química como de los gradientes de temperatura en el baño de fusión. En el caso de un haz láser con perfil gaussiano, la distribución de temperatura en el baño de fusión presenta un punto caliente en el centro y temperaturas más bajas en los bordes, lo que genera un flujo radial hacia afuera [3]. El número de Marangoni (Ma) se emplea para medir la intensidad del flujo convectivo y se define en la Ecuación 2.6.

$$Ma = -\frac{d\gamma}{dT} \frac{L\Delta T}{\mu\alpha} \quad (Ec. 2.6)$$

Donde L es el ancho del baño de fusión, ΔT es la diferencia entre la temperatura máxima dentro del baño y la temperatura del sólido del material, μ es la viscosidad dinámica, α es la conductividad térmica del material, y $\frac{d\gamma}{dT}$ es la sensibilidad de la tensión superficial con respecto a la temperatura.

Cuando la temperatura del material supera su punto de ebullición, se produce una vaporización intensa que genera presiones de retroceso, impulsando el movimiento del fluido en el baño de fusión. Si esta presión es lo suficientemente alta, puede penetrar en las capas de polvo y formar una "cavidad tipo túnel", lo que provoca una superficie de fusión inestable y la expulsión de material fundido. La formación de esta cavidad, junto con las temperaturas extremadamente altas y la turbulencia del fluido, dificulta la obtención de piezas con densidad completa. Además, la evaporación selectiva de elementos volátiles puede alterar la composición química, generando zonas sin homogeneidad y el deterioro de las propiedades del material. Debido a la imposibilidad de realizar observaciones directas a tan altas temperaturas, el estudio de los modos de transferencia de calor y masa en SLM se ha realizado mediante simulaciones [3].

La Figura 2.9 muestra cómo varían el tamaño del baño de fusión y el comportamiento del fluido al considerar diferentes efectos térmicos. En la Figura 2.9a, con la tensión superficial constante e independiente de la temperatura, se observan pocos efectos físicos, resultando en un baño de fusión poco profundo y una simulación que no refleja el comportamiento real. En la Figura 2.9b, al incluir la variación de la tensión superficial con la temperatura, se genera el efecto Marangoni, impulsando el material fundido hacia la zona más fría del baño

y aumentando la inestabilidad en la superficie. Finalmente, en la Figura 2.9c, al incorporar la presión de retroceso, el láser penetra más profundamente en el material, creando una depresión bajo su punto de incidencia, lo que incrementa la inestabilidad del baño de fusión y la aparición de defectos en la pieza final [3].

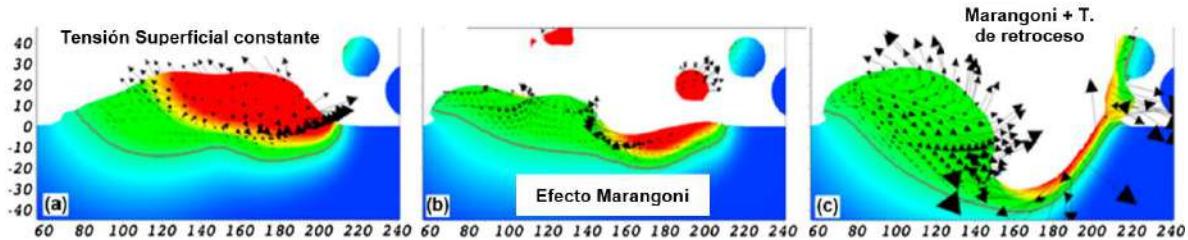


Figura 2.9. Imágenes 2D de una demostración de una simulación 3D de la morfología de las albercas de fusión [3].

En la producción de MMNCs, la introducción de nanopartículas añade complejidad a la transferencia de calor y masa. La migración de nanopartículas depende de los fenómenos físicos antes mencionados, destacando la importancia de su consideración integral [3].

2.4.3 Métodos de preparación del material de alimentación para SLM

Ya que actualmente no existe un material base comercial que integre a la matriz y las nanopartículas de refuerzo para alimentar el proceso SLM, ha sido necesario desarrollar diversos métodos de mezclado para la matriz y el refuerzo. Cada metodología influye en la morfología final del polvo del nanocompuesto, lo que afecta la absorción y transferencia de calor [3]. La Tabla 2.3 [3, 5] compara los métodos de procesamiento para la preparación de polvo final, mencionando su aplicación, además de las ventajas y desventajas de cada técnica.

A pesar de la conocida tendencia de las nanopartículas a aglomerarse, la mezcla directa sigue siendo un método de referencia utilizado por numerosos investigadores. En este procedimiento, las nanopartículas se distribuyen sobre la superficie del polvo de la matriz sin modificar su morfología. Debido a que los materiales base suelen tener una forma esférica, este enfoque permite una buena fluidez en la mezcla final del polvo. No obstante, la aglomeración de nanopartículas y la baja humectabilidad son inevitables. Comparaciones entre la mezcla directa y otros métodos, como la molienda de bolas, han mostrado que la

mezcla directa resulta en una densificación menos eficiente y propiedades mecánicas inferiores en las piezas obtenidas, especialmente cuando la fracción volumétrica de refuerzo es elevada [3].

Tabla 2.3. Métodos de preparación de material de alimentación en SLM [3, 5]

Método	Aplicación	Ventaja	Desventaja
Mezcla directa	TiB ₂ /Al–Cu–Mg–Si, TiB ₂ /316L, TiC/Ti, SiC/Fe, nano-hidroxiapatita/acero inoxidable	Bajo costo, amplia aplicabilidad, aplicable a diversas fracciones volumétricas y exposición simultánea al láser	Consumo de tiempo y baja adhesión
Molienda de bolas de alta energía	CNTs/Al–10Si–Mg, nano-SiC/AlSi7Mg, TiB ₂ /Al–12Si, TiC/AlSi10Mg, TiC/Ti, AlN/AlSi10Mg, TiB ₂ /316L acero inoxidable	Costo medio, amplia aplicabilidad y buena adhesión	Baja fluidez y consumo de tiempo
Mezcla directa o molienda de bolas + reacción in situ	TiC/TiAl ₃ , Fe ₂ O ₃ /Al; Fe ₂ O ₃ /AlMg1SiCu; Fe ₂ O ₃ /AlSi10Mg, TiB/Ti, Cr ₃ C ₂ /Fe	Bajo/medio costo, mayor adaptabilidad en tamaño de partícula y buena dispersión	Requiere un diseño cuidadoso del proceso de reacción
Dispersión por vibración ultrasónica	TiN/Al–10Si–Mg	Bajo costo y amplia aplicabilidad	Consumo de tiempo y procesamiento complejo
Ensamblaje electrostático	WC/A7075, TiB ₂ /A7075, WC/Al–10Si–Mg	Buena fluidez y buena adhesión	Alto costo y aplicabilidad limitada
Adhesión por aerosol	TiB ₂ /Al–10Si–Mg	Buena fluidez y buena adhesión	Alto costo y procesamiento complejo
Electrodepositión	Al ₂ O ₃ /Ni; ZrH ₂ /Al7075	Buena fluidez y buena dispersión	Alto costo y cantidad limitada de polvo
Depósito de agente	Al ₂ O ₃ –nanotubos de carbono tratados con ácido (ATCNT)/MoTiAl; TiB ₂ –aerosol/AlSi10Mg	Buena fluidez, buena dispersión, aplicable a diversas fracciones volumétricas y exposición simultánea al láser	Alto costo y procesamiento complejo
Reacción in situ sal-metal + Atomización con gas	TiC/Al, TiB ₂ /Al–10Si–Mg	Buena fluidez y control del tamaño, distribución y fracción volumétrica	Alto costo, procesamiento complejo y aplicabilidad limitada

Para reducir la aglomeración de nanopartículas, se emplean métodos como la molienda de bolas, debido a su bajo costo y versatilidad. Este proceso se basa en la deformación repetitiva, fractura y soldadura en frío de las partículas de polvo. Las nanopartículas de refuerzo tienden a fracturarse inicialmente, mientras que la matriz experimenta soldadura en frío por deformación plástica. Así, las partículas de refuerzo se dispersan más homogéneamente en la matriz. La Figura 2.10 muestra la comparación de la distribución de nanopartículas entre la molienda de bolas y la mezcla directa [3].

En el caso de molienda por molino de bolas, la fractura juega un papel clave debido al endurecimiento de la matriz. Al final del proceso, la interacción entre la soldadura en frío y la fractura permite mantener un tamaño de polvo estable y evitar la aglomeración. En los polvos compuestos obtenidos por este método, las nanopartículas se encuentran distribuidas de manera uniforme tanto en la superficie como en el interior de la matriz, aunque algunas de sus desventajas incluyen la degradación de la fluidez por la generación de formas irregulares y el aumento de la distribución del tamaño de partícula.

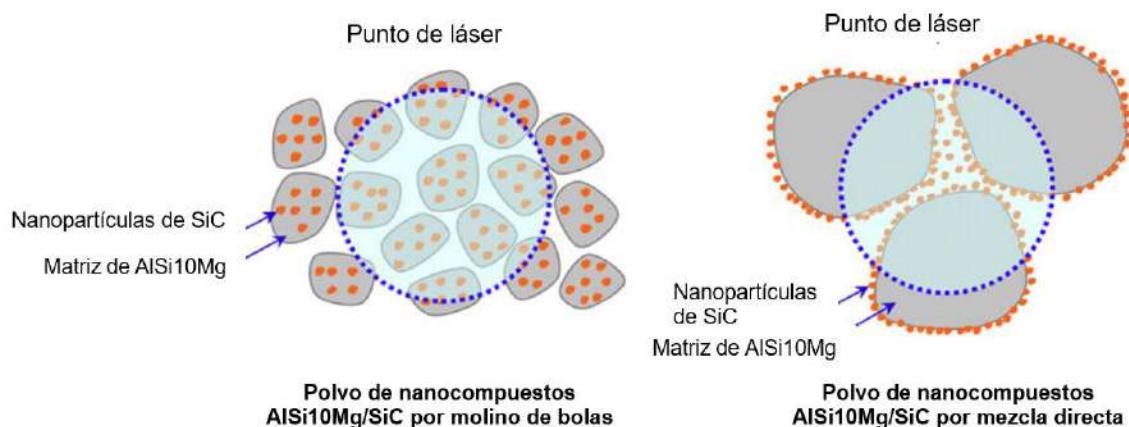


Figura 2.10. Esquema que muestra la distribución de las nanopartículas tanto por el método de molienda de bolas como por mezcla directa [3].

En contraste, en el método de mezcla directa, las nanopartículas simplemente se adhieren a la superficie del polvo de matriz sin experimentar fractura, lo que limita su dispersión homogénea. La diferencia en la distribución de las nanopartículas altera la secuencia de la interacción entre el láser y el polvo, influyendo así en el baño de fusión y en el procesamiento físico posterior. Como se observa en la Figura 2.10, la interacción de las

nanopartículas de SiC con el láser ocurre con retraso en el polvo procesado por molino de bolas, mientras que, en la mezcla directa, las nanopartículas de SiC están expuestas directamente al láser [3].

2.5 Técnicas para mejorar propiedades mecánicas de MMCs

Existen diversas técnicas para mejorar las propiedades mecánicas de un MMC, que incluyen la adición de refuerzos a escala nanométrica, un tratamiento térmico u otras técnicas de procesamiento secundario. A continuación, se describe el efecto que tiene la adición de nanopartículas y el tratamiento térmico en las aleaciones de aluminio en el comportamiento mecánico, como en la dureza, ductilidad y resistencia a la tensión.

2.5.1 Influencia de la adición de nanopartículas como refuerzo

La adición de refuerzos nanométricos a una matriz metálica puede modificar significativamente la microestructura de los compuestos de matriz metálica (MMCs). Las propiedades mecánicas, como la resistencia, el módulo de Young, la tenacidad a la fractura y la resistencia a la fluencia, mejoran considerablemente al incorporar refuerzos cerámicos u orgánicos. La diferencia en el coeficiente de expansión térmica (CET) entre el refuerzo y la matriz puede generar dislocaciones, especialmente en la región de la interfaz. Además, se pueden formar defectos como vacantes en esa zona, lo que afecta las reacciones químicas y la cinética de envejecimiento [2].

La cinética de envejecimiento de una aleación que se endurece por precipitación se acelera con la adición de refuerzos debido a la mayor densidad de dislocaciones, que actúan como sitios de nucleación para los intermetálicos durante el tratamiento de envejecimiento natural. El aumento en la dureza y la resistencia depende del tipo y tamaño de los intermetálicos formados. Sin embargo, es crucial controlar las reacciones en la interfaz para garantizar una unión fuerte entre la matriz y el refuerzo. Una interfaz gruesa puede perjudicar las propiedades del compuesto, mientras que una unión fuerte y continua asegura una eficiente transferencia de carga desde la matriz hacia los refuerzos duros y fuertes [2]. A continuación, se detalla el impacto de la adición de refuerzos cerámicos (nanopartículas de SiC) en las propiedades mecánicas de los MMCs a base de AlSi10Mg, evaluados en esta investigación.

2.5.1.1 Dureza

Cuando se añaden refuerzos al sistema, una fracción de la matriz metálica es reemplazada por constituyentes más duros. Dado que los refuerzos cerámicos suelen tener una mayor dureza que la matriz metálica, dicha sustitución conduce a un aumento de la dureza. Los refuerzos incorporados en la matriz metálica restringen su microdeformación local al dificultar el movimiento de dislocaciones. Por lo tanto, se requieren mayores esfuerzos para deformar la estructura, lo que resulta en una mayor dureza y resistencia [1].

Por otro lado, la microdureza depende de la microestructura de la matriz y de la distribución del refuerzo. En SLM, la entrada de calor altamente localizada conduce a una fusión y solidificación rápida, lo que da lugar a microestructuras únicas. Además, las nanopartículas restringen el crecimiento de grano facilitando el refinamiento de la estructura. Así, la concurrencia del refinamiento de grano y la presencia de fases cerámicas duras favorece una alta microdureza en los MMNCs [3]. La Tabla 2.4 enumera la microdureza de varios nanocomuestos y aleaciones a base de aluminio producidos mediante SLM en comparación con aleaciones de matriz sin materiales de refuerzo.

Tabla 2.4. Comparación de microdureza entre MMNCs y aleaciones a base de aluminio fabricados mediante SLM [3,4, 10, 13, 18, 21, 31].

Matriz	Refuerzo	Contenido	Microdureza	Referencias
AISi10Mg	-	-	145 HV _{0.1}	[3]
AISi10Mg	-	-	132 ± 2 HV _{0.1}	[4]
AISi10Mg	-	-	120.15 HV _{0.1}	[31]
AISi10Mg	TiC	3 wt.%	188.3 HV _{0.1}	[3]
AISi10Mg	TiB ₂	11.6 wt.%	191 ± 4 HV _{0.3}	[3]
AISi10Mg	Fe ₂ O ₃	15 wt.%	165 HV _{0.1}	[3]
AISi10Mg	SiC	15 wt.%	316 HV _{0.1}	[21]
AISi10Mg	SiC	20 wt.%	218.5 HV _{0.1}	[10]
AISi10Mg	SiC	10 wt.%	190.27 HV _{0.1}	[13]
AISi10Mg	TiCN	5 vol.%	169 ± 2 HV _{0.1}	[4]
AISi10Mg	SiC	10 wt.%	208.5 HV _{0.1}	[18]
AISi10Mg	CNT	1 wt.%	151.17 HV _{0.1}	[31]

Por otra parte, la distribución del refuerzo juega un papel fundamental, ya que refina la matriz y actúa como una segunda fase dura [3]. El refinamiento de grano no uniforme inducido por una distribución no homogénea de los refuerzos puede degradar las propiedades mecánicas de los compuestos fabricados [1]. Se sabe que la microestructura y la distribución de partículas dependen de la fracción volumétrica y los parámetros de procesamiento.

En general, la microdureza aumenta con el incremento en el contenido del refuerzo cerámico duro. Sin embargo, en otros casos, existe una fracción crítica más allá de la cual la microdureza disminuye [3]. Por ejemplo, Subrata *et. al.* [13] fabricaron compuestos de matriz de aluminio con diversos tamaños de partículas de SiC y diferentes fracciones volumétricas. Cuando el contenido de partículas de SiC es superior al 15%, la resistencia al desgaste y la microdureza de la muestra compuesta aumentan, pero a un contenido del 20% de partículas de SiC, no se observa mejora adicional en la resistencia al desgaste [13, 18]. Algunos otros estudios han concluido que cuando la fracción másica de la fase de refuerzo de SiC supera el 10%, no se puede lograr fácilmente una densidad cercana al 100% mediante el proceso SLM, además de que las propiedades mecánicas empiezan a deteriorarse [18].

La dureza de los MMNCs es sensible a los parámetros de SLM porque la dispersión de las nanopartículas depende de ellos. La Figura 2.11 ilustra la microdureza de piezas de nanocomuestos TiC/AlSi10Mg procesados por SLM en función de la densidad de energía del láser. La microdureza muestra una tendencia de incremento inicial seguido de una disminución con parámetros de procesamiento óptimos, lo que es inconsistente con la distribución aleatoria del refuerzo [3].

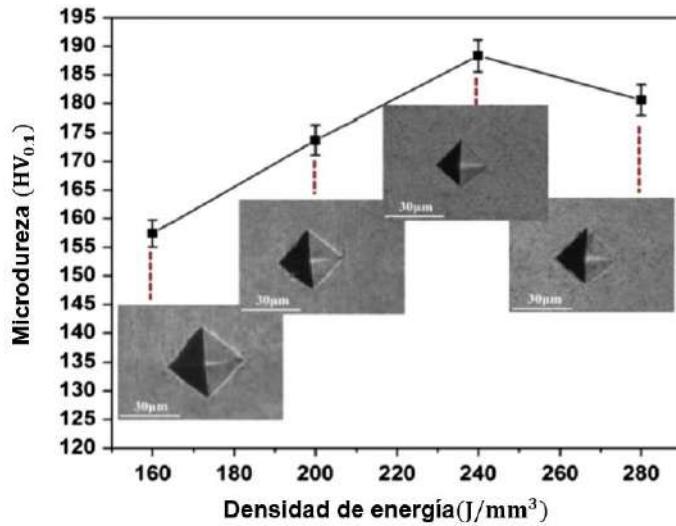


Figura 2.11. Dependencia de la microdureza de nanocomuestos TiC/AISi10Mg procesados por SLM en función de la densidad de energía del láser [3].

Un menor tamaño de partícula inicial también muestra un rendimiento superior, en contraste con los MMCs micro-reforzados [3]. Gang *et. al.* [21] fabricaron AMMCs con un 15% en peso de partículas de SiC e investigaron el efecto de diferentes tamaños de partículas de SiC (48, 23 y 10 μm) en las propiedades de los compuestos AISi10Mg reforzados. Encontraron que aquellos reforzados con partículas de 10 μm presentaban la mayor densidad relativa (98.9%), y la mayor dureza de 316.1 HV_{0.2} [21].

Otro factor que puede afectar a la anisotropía de la microestructura de la matriz y con eso a una microdureza dependiente de la superficie evaluada, son las estrategias de escaneo, las cuales también pueden generar una mala distribución de las nanopartículas. Se han desarrollado diversas estrategias de escaneo (Figura 2.12) con el objetivo de obtener componentes con densidad completa y una alta dureza. Las tres estrategias básicas principales que se emplean en SLM son: A (escaneo unidireccional), B (escaneo bidireccional) y D (escaneo en tablero de ajedrez o isla con 90° de rotación, pero sin desplazamiento entre capas). Existen algunas variantes derivadas de estas tres, como C (escaneo bidireccional con rotación en cierto ángulo, por ejemplo, 60° o 90°) o E (escaneo en isla con rotación de 90° y desplazamiento de 1 mm entre capas) [3].

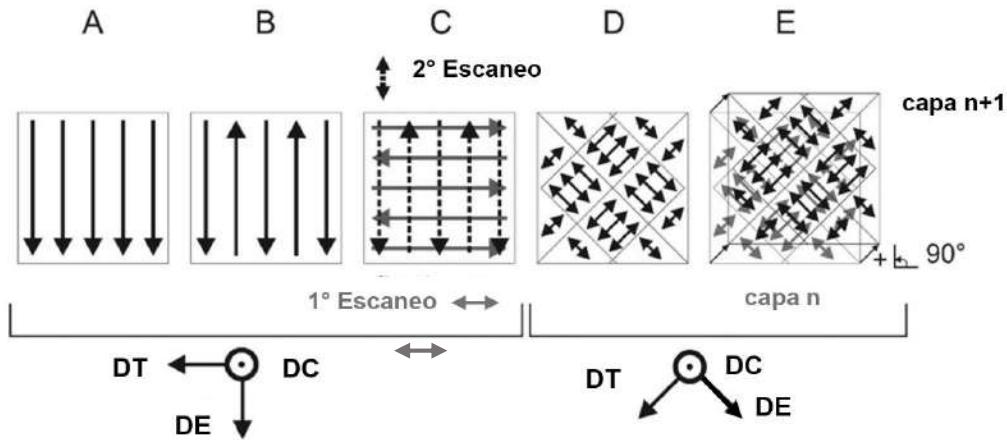


Figura 2.12. Estrategias básicas principales empleadas en SLM. Se indican la dirección de construcción (DC), la dirección de escaneo (SD) y la dirección transversal (TD) [3].

El escaneo unidireccional es la estrategia más simple y generalmente conduce a la menor densificación y a la microdureza más baja, mientras que otras variantes muestran un comportamiento mecánico superior. La mejora de esas propiedades por parte de variaciones de estrategias principales depende, además, de los materiales y otros parámetros de procesamiento [3]. Algunos estudios han demostrado que las estrategias B, y variaciones de la C (líneas de escaneo alternas con doble paso del láser) suelen conducir a un refinamiento de grano y a una mayor microdureza, sin embargo, pueden conducir a una anisotropía significativa si no se realiza un diseño cuidadoso. Por otro lado, las estrategias A y C pueden generar un comportamiento isotrópico. Cuando se hace un escaneo doble o múltiple de capas (variaciones de C), se denominan estrategias de re-fusión, las cuales muestran potencial para reducir porosidad y rugosidad del material.

Las estrategias de re-fusión han sido poco estudiadas debido a su compleja historia térmica, sin embargo, se ha recomendado que este tipo de escaneo se puede realizar en la última capa para disminuir rugosidad y mejorar las propiedades como la microdureza [3]. Además, la re-fusión en MMNCs viene acompañada de la preocupación por la distribución de las nanopartículas. La transferencia de masa debido al intenso flujo de vórtice causa mala homogeneidad química y diferentes contenidos de volumen en diferentes lados de las piezas fabricadas [3].

2.5.1.2 *Ductilidad*

Los mecanismos para la mejora de la ductilidad en metales o aleaciones están bien resumidos en la literatura. Sin embargo, los mecanismos para la mejora de la ductilidad causada por las nanopartículas no se han establecido completamente. Las posibles explicaciones están relacionadas con las condiciones de los límites de grano y la distribución de las nanopartículas. Esto se debe a que las nanopartículas promueven el refinamiento de la matriz en métodos como SLM. Aun así, a pesar de este efecto positivo en la microestructura, si no hay una buena distribución de las partículas, seguirá habiendo una ductilidad baja [1, 3].

Generalmente, en los MMNCs, las nanopartículas se distribuyen entre los granos de la matriz, es decir, se colocan en los límites de granos, actuando como una barrera física que impide el crecimiento de los granos. Los límites de grano son las zonas donde se unen dos granos dentro de la microestructura de un material. Estas regiones suelen ser más débiles que el interior de los granos debido a desalineación atómica, defectos cristalinos o incluso impurezas. Cuando hay imperfecciones, como porosidad o inclusiones se genera una separación que favorece la aparición de fracturas [3]. El problema es que la interfaz entre la matriz (AlSi10Mg, por ejemplo) y las nanopartículas (SiC o Al_4SiC_4) suele ser más frágil que los límites de grano originales, haciendo que el material se vuelva menos dúctil. Conforme se agregan más nanopartículas, aumenta la cantidad de interfaz entre la matriz y las nanopartículas, generando más zonas frágiles y obstáculos para que las dislocaciones se muevan. Esto podría aumentar la resistencia hasta cierto porcentaje, pero generaría ductilidad baja [3, 13, 18].

Otro factor a considerar es la incompatibilidad térmica entre la matriz y el refuerzo, aquí entra el Coeficiente de Expansión Térmica (CET). Si bien las partículas de SiC generalmente tienden a formar una buena unión con la matriz de Al (Figura 2.13a), las tasas de enfriamiento extremadamente rápidas asociadas al proceso SLM, así como la diferencia entre los coeficientes de expansión térmica (CTE) del SiC y la matriz de Al (para la matriz AlSi10Mg es de $21 - 24 \times 10^{-6} K^{-1}$ y para las nanopartículas de SiC es de aproximadamente $4 \times 10^{-6} K^{-1}$) pueden generar grietas en la interface refuerzo/matriz (Figura 2.13b). Ya que cada material se expande y se contrae de forma diferente con los

cambios de temperatura, la matriz y el refuerzo deberían tener un CET similar. Durante el proceso SLM, la matriz de aluminio se contrae más rápido que las nanopartículas, generando muchas tensiones internas entre ambos y como resultado se crean muchas dislocaciones y grietas alrededor de las nanopartículas para compensar esta diferencia. Las dislocaciones son defectos lineales dentro de la estructura cristalina que se mueven cuando el material se deforma [1,3].

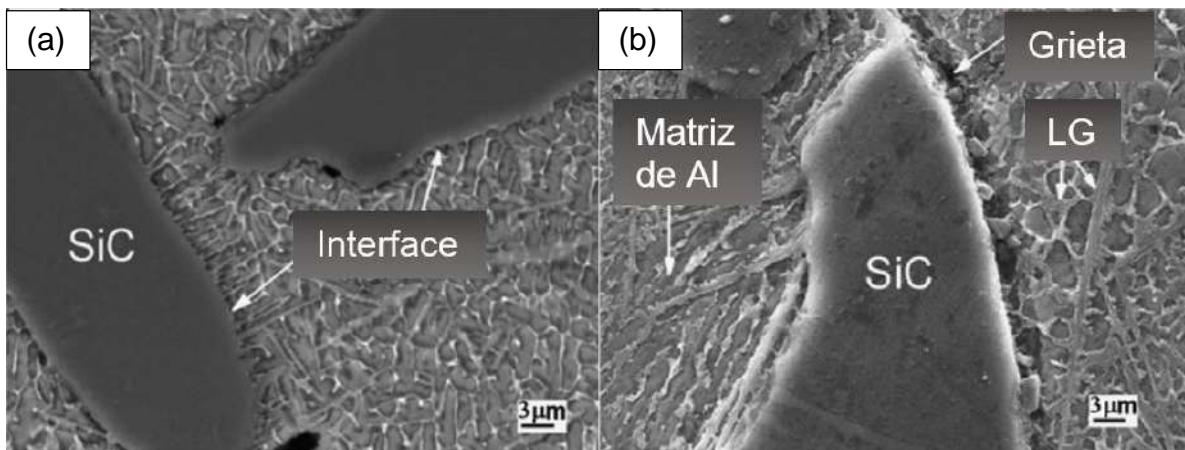


Figura 2.13. Micrografías MEB de a) la unión interfacial entre la matriz Al4.5Cu3Mg y el refuerzo de SiC y b) formación de micro-grietas en la región interfacial, LG (Límites de grano) [1].

La investigación sobre la ductilidad en MMNCs por SLM está limitada a pocos estudios. Es esperable una ductilidad comparable o mayor con este método. Los MMNC TiB₂/AlSi10Mg fabricados por SLM exhibieron una alta ductilidad con 15.5% de nanopartículas de TiB₂ distribuidas a lo largo de los límites de grano y nanoprecipitados de silicio dentro de los granos de Al. La excelente ductilidad puede atribuirse tanto a la buena unión entre los granos de TiB₂ y Al como a las nanopartículas de silicio interiores.

Por último, la optimización sensible de la ductilidad también depende de los parámetros de SLM. Tanto la densidad relativa de las piezas como la distribución de las partículas son responsables de la ductilidad. Por lo que, los parámetros de procesamiento que resultan en una densidad relativa deficiente o en una distribución insuficiente corresponden a la degradación de la ductilidad [3].

2.5.1.3 Resistencia a la tensión

La resistencia a la tensión o también conocida como resistencia a la tensión, se define en ciencia de materiales como la capacidad de un material para resistir una carga de tensión antes de fracturarse o deformarse permanentemente. En general, la resistencia tanto a la tensión como a la compresión de los MMNCs y MMCs muestra un incremento significativo en comparación con sus aleaciones base fabricadas mediante SLM (Figura 2.14).

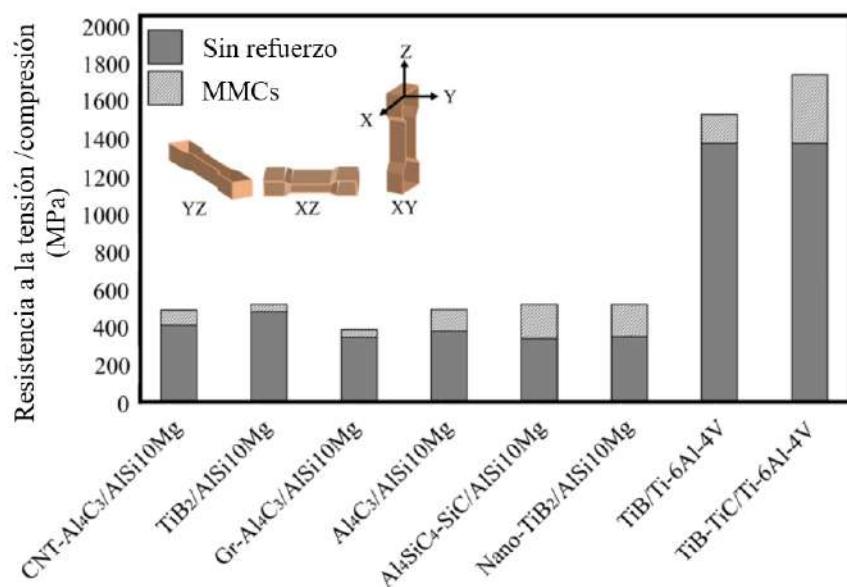


Figura 2.14. Esquema comparativo de la resistencia a la tensión/compresión entre diferentes MMCs y la aleación base sin refuerzo fabricados mediante SLM [1].

Se sabe también que la resistencia depende de la densidad relativa de las piezas. Lo mismo ocurre con los MMNCs que contienen las mismas partículas de refuerzo. Se sabe que incluso con un gran porcentaje de refuerzo añadido, si la densidad relativa es baja, sin duda conducirá a una resistencia baja. Sin embargo, esta relación no se aplica de la misma manera a las aleaciones metálicas y los nanocompuestos, ya que las nanopartículas reducen la densidad, pero contribuyen al refuerzo de la resistencia. Por ello, es fundamental comprender en detalle los mecanismos de refuerzo asociados a la presencia de nanopartículas [3].

2.5.1.3.1 Mecanismos de refuerzo

Existen diversos mecanismos responsables del aumento de resistencia o fortalecimiento asociado a la introducción de nanopartículas, entre los que se incluyen el refuerzo por Orowan y el refinamiento del tamaño de grano [3]. A continuación, se describe cada uno de ellos.

2.5.1.3.1.1 Refuerzo por Orowan

Cuando las dislocaciones interactúan con partículas pequeñas y duras, estas se deforman mediante arqueamiento, reconexión y formación de un bucle de dislocación alrededor de las nanopartículas. Esta resistencia al movimiento de las dislocaciones resulta en un incremento considerable de la resistencia y constituye un mecanismo clave en los MMNCs reforzados con partículas, conocido como *mecanismo de refuerzo por Orowan* [3]. La expresión general que describe este mecanismo se basa en las Ecuaciones 2.7, 2.8, 2.9 y 2.10. Este mecanismo es despreciable en los MMCs reforzados con partículas a escala micrométrica y solo se activa cuando el tamaño de las partículas es inferior a $1 \mu m$, ya que tanto el tamaño de las partículas como el espaciamiento entre ellas deben ser comparables a la dimensión de una dislocación.

$$\sigma_{Orowan} = M \frac{0.4G_m b}{\pi(1-\nu)^{1/2}} \frac{\ln(\frac{\bar{d}}{b})}{\lambda} \quad (Ec. 2.7)$$

$$\bar{d} = \sqrt{\frac{2}{3}} d \quad (Ec. 2.8)$$

$$\lambda = \bar{d} \left(\sqrt{\frac{\pi}{4f - 1}} \right) \quad (Ec. 2.9)$$

$$G_m = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (Ec. 2.10)$$

Donde M es el factor de orientación media, G_m es el módulo de corte de la matriz, b es la magnitud del vector de Burgers, ν es el coeficiente de Poisson, E es el módulo elástico de

la matriz, λ es el espaciamiento interparticular, d es el diámetro de las partículas de refuerzo y f es la fracción volumétrica de partículas de refuerzo. Estos modelos asumen que las partículas están distribuidas de manera aleatoria y separada dentro de la matriz, mientras que en la realidad es común la aglomeración de partículas micrométricas. Este mecanismo solo actúa sobre partículas "efectivas" (menores a $1 \mu\text{m}$), por lo que la aglomeración micrométrica en los límites de grano debe excluirse en el cálculo [3].

Asimismo, en regiones con una alta concentración de nanopartículas, el diámetro efectivo de estas supera su tamaño original, lo que no puede medirse directamente en los experimentos. Como resultado, la simplificación utilizada en las estimaciones numéricas suele generar valores superiores a los obtenidos experimentalmente. Además, el refuerzo proporcionado por el mecanismo de Orowan se reduce progresivamente a medida que las nanopartículas se acumulan en los límites de grano con el incremento de su fracción volumétrica [3].

2.5.1.3.1.2 Refuerzo por tamaño de grano

La introducción de nanopartículas da lugar a un refinamiento del grano en la matriz metálica debido a la restricción del crecimiento de grano, ya sea mediante el anclaje en los límites de grano o la introducción de sitios de nucleación [1, 3, 23]. Por lo tanto, se debe considerar el efecto *Hall-Petch*, ya que la resistencia de los materiales dependiente del tamaño de grano de la matriz (σ_{TG}), sigue la Ecuación 2.11.

$$\sigma_{TG} = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (\text{Ec. 2.11})$$

donde σ_0 es la resistencia a la cedencia (esfuerzo máximo que puede soportar el material, es donde deja de comportarse elásticamente y comienza a sufrir deformación permanente) de un monocristal sin considerar ningún otro mecanismo de refuerzo excepto el efecto de solución sólida, d es el tamaño de grano promedio de la matriz y k_y es la constante de Hall-Petch y depende del material. Esta contribución en los MMNCs depende del tamaño de grano de la matriz, el cual está influenciado por el tamaño y la fracción volumétrica de nanopartículas. Dado que existe un límite en el refinamiento del grano, también hay un

límite en el refuerzo debido al efecto Hall-Petch. Además, una mayor fracción volumétrica de nanopartículas puede llevar a su aglomeración y a la degradación del refinamiento [3,23].

2.5.2 Influencia de los tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio

Los tratamientos térmicos en las aleaciones de aluminio tienen como principal objetivo obtener las mejores propiedades mecánicas posibles para las aplicaciones industriales específicas. Este proceso implica una serie de modificaciones microestructurales que mejoran las propiedades mecánicas en función de factores como la temperatura y el tiempo empleados durante el tratamiento térmico. Las aleaciones en estado de fundición se clasifican con las designaciones de temple F, O y T, que corresponden a los estados fabricado, recocido y tratado térmicamente, respectivamente. Dentro de la designación de temple T, se distinguen las subcategorías más utilizadas como T4, T5, T6 y T7 (Figura 2.15), que indican las condiciones de envejecimiento natural o artificial. [2].

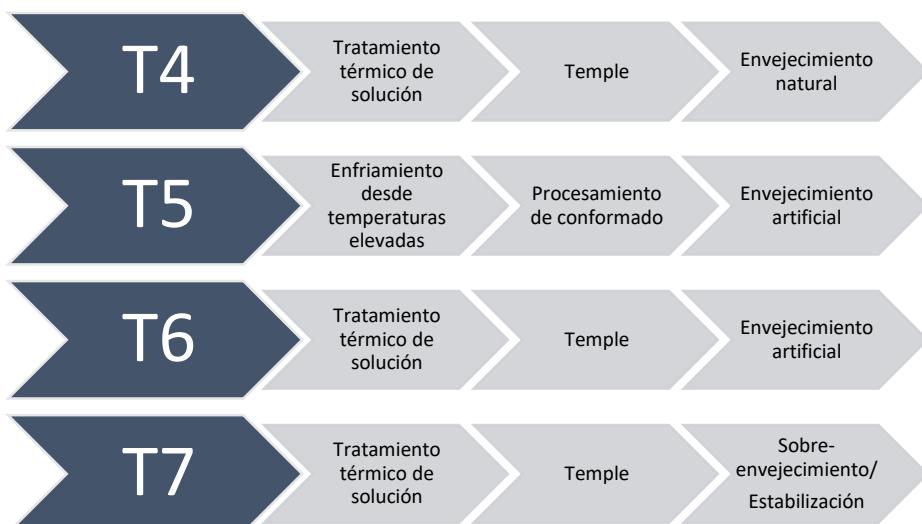


Figura 2.15. Representación esquemática de las designaciones de temple más comúnmente utilizadas en tratamientos térmicos del Al.

El tratamiento térmico, que generalmente se adopta para mejorar las propiedades mecánicas, comienza con la homogeneización y el endurecimiento por precipitación. El proceso de endurecimiento por precipitación incluye la solución sólida, seguido por el enfriamiento rápido (temple) y el envejecimiento artificial [22, 23, 24, 25].

- I. **Tratamiento térmico de solución (SHT):** La solubilización o tratamiento térmico de solución (SHT por sus siglas en inglés *Solution Heat Treatment*) tiene como objetivo obtener una solución sólida homogénea del material. Aquí, la aleación se calienta a una temperatura preestablecida para disolver todos los elementos de aleación solubles y se mantiene a esa temperatura durante un tiempo suficiente.
- II. **Temple:** El objetivo del temple es mantener los elementos de aleación atrapados en la solución y lograr la máxima sobresaturación de estos elementos.
- III. **Envejecimiento artificial (AA):** El envejecimiento artificial (AA por sus siglas en inglés *Artificial Aging*) tiene como objetivo reducir el tiempo necesario para precipitar la fase de impurezas o solutos disueltos.

En las aleaciones AlSi10Mg, se suelen preferir las condiciones de temple T6, tal como lo establecen las normas ASTM B917 y B91, así como ya se han aplicado en investigaciones previas [23, 24, 25, 26]. Según estas normas y varios estudios, dependiendo de la cantidad de material que se vaya a tratar se recomienda un tratamiento de solubilización que varía entre 450 °C y 560 °C durante un período de 2 a 12 horas, seguido de un envejecimiento a temperaturas entre 150 °C y 250 °C durante 6 a 12 horas. En la Figura 2.16 se muestra un esquema de las etapas del temple T6 para AlSi10Mg.

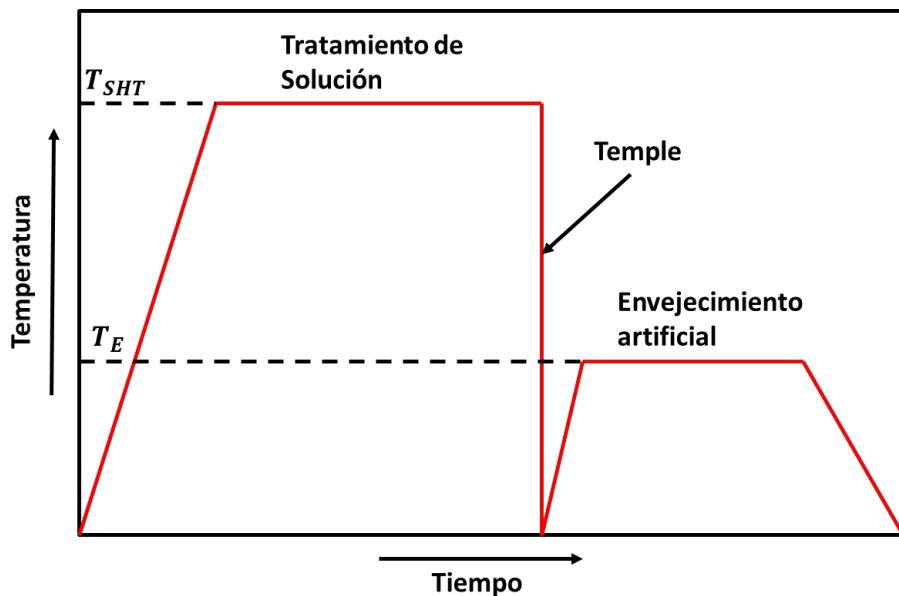


Figura 2.16. Diagrama esquemático (Temperatura vs Tiempo) que muestra las etapas del temple T6 para AlSi10Mg.

Durante este proceso, se forman diferentes combinaciones de fases eutécticas, como Mg_2Si , Al_8Fe_2Si , y Si eutéctico, junto con soluciones sólidas. La incorporación de refuerzos adicionales, como partículas de cerámica y carbono, modifica la secuencia de envejecimiento y reduce el tiempo necesario para completar este proceso [2].

A continuación, se menciona el efecto que puede tener el tratamiento térmico T6 modificado en propiedades mecánicas comúnmente analizadas en $AlSi10Mg$, como lo son la dureza, resistencia a la tensión o tensión, ductilidad y su relación con el cambio en la microestructura característica del procesamiento por SLM.

2.5.2.1 Dureza en $AlSi10Mg$

Diversas investigaciones a la fecha han demostrado que el tratamiento térmico T6 tiene un efecto de disminución en la dureza de la aleación $AlSi10Mg$ fabricada por SLM, ver Figura 2.17.

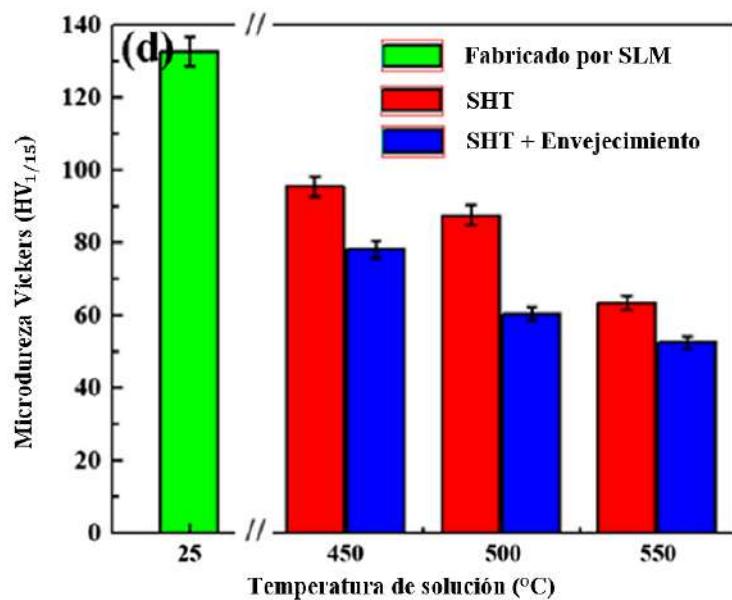


Figura 2.17. Comparativa de microdureza Vickers entre piezas de $AlSi10Mg$ tal cual manufacturadas por SLM y tratadas térmicamente a diferentes temperaturas de solución y con envejecimiento artificial [28].

Aboulkhair *et. al.* [27] fabricaron componentes $AlSi10Mg$ mediante SLM y por fundición a presión; de los fabricados por SLM se les realizó un tratamiento térmico T6 a la mitad de las muestras mediante un tratamiento térmico de solución (SHT) durante 1 hora a 520°C,

seguido de un envejecimiento artificial (AA) durante 6 horas a 160°C. Observaron que la dureza del material tal como construido disminuyó casi un 20% después del tratamiento térmico T6, indicando un ablandamiento del material en lugar de un endurecimiento [27].

Por su parte, Li *et. al.* [28] sometieron probetas de AlSi10Mg producidas mediante SLM a un tratamiento térmico estándar T6, en el cual realizaron un SHT a diferentes temperaturas de 450 °C, 500 °C y 550 °C durante 2 horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua. Despues del tratamiento de solubilización, la mitad de las probetas se sometieron inmediatamente a envejecimiento artificial a 180 °C durante 12 horas, y luego todas las muestras se enfriaron en agua hasta alcanzar la temperatura ambiente. Observaron que las muestras fabricadas por SLM presentaron la mayor microdureza (132.5 Hv1), que disminuyó después del tratamiento térmico, especialmente a 550 °C, y aún más tras el envejecimiento artificial. Este comportamiento reflejó el aumento del tamaño de las partículas de Si y la disminución de su número [28].

De igual forma, Megahed *et. al.* [29] encontraron una pérdida aproximada del 37% en la dureza al aplicar el tratamiento térmico T6, con una reducción desde 96.7 HV en la condición tal como construida hasta 61.7 HV después del tratamiento. Zhou *et. al.* [30] también reportaron una disminución en la dureza después del tratamiento térmico de solución (SHT), debido al engrosamiento de la microestructura y la reducción del endurecimiento por solución sólida, aunque se alcanzó un valor máximo después de 6-10 horas de envejecimiento artificial por la precipitación de Mg₂Si.

2.5.2.2 Ductilidad en AlSi10Mg

La ductilidad se ve considerablemente mejorada con el tratamiento térmico T6. Aboulkhair *et. al.* [27] observaron que, aunque las muestras sin tratamiento térmico presentaban alta resistencia, tenían baja elongación hasta la fractura. Tras el tratamiento térmico, la ductilidad aumentó significativamente manteniendo una alta resistencia de fluencia. Li *et. al.* [28] encontraron que la ductilidad pasó del 5.3% en la condición tal como construida hasta un máximo de 23.7% tras el tratamiento térmico de solución a 550°C, aunque el envejecimiento artificial redujo ligeramente la ductilidad. Megahed *et. al.* [29] confirmaron que la ductilidad aumentó hasta un 21%, lo que representa un incremento por un factor de

10.5 en comparación con la condición tal como construida. Zhou *et. al.* [30] también reportaron una mejora en la ductilidad después del tratamiento térmico, debido a la disolución de la microestructura celular de Al y el crecimiento de las partículas de Si.

2.5.2.3 Resistencia a la tensión en *AlSi10Mg*

La resistencia a la tensión se ve afectada también por el tratamiento térmico T6, con una reducción general en comparación con la condición tal como construida por SLM (Figura 2.18). Por ejemplo, Aboulkhair *et. al.* [27] encontraron que la resistencia a la tensión última y de fluencia eran considerablemente más altas en las muestras fabricadas por SLM que en las muestras por fundición a presión, aunque con baja ductilidad. Tras el tratamiento térmico, la resistencia a la tensión última disminuyó ligeramente, pero la resistencia de fluencia se mantuvo alta con un aumento significativo en la ductilidad.

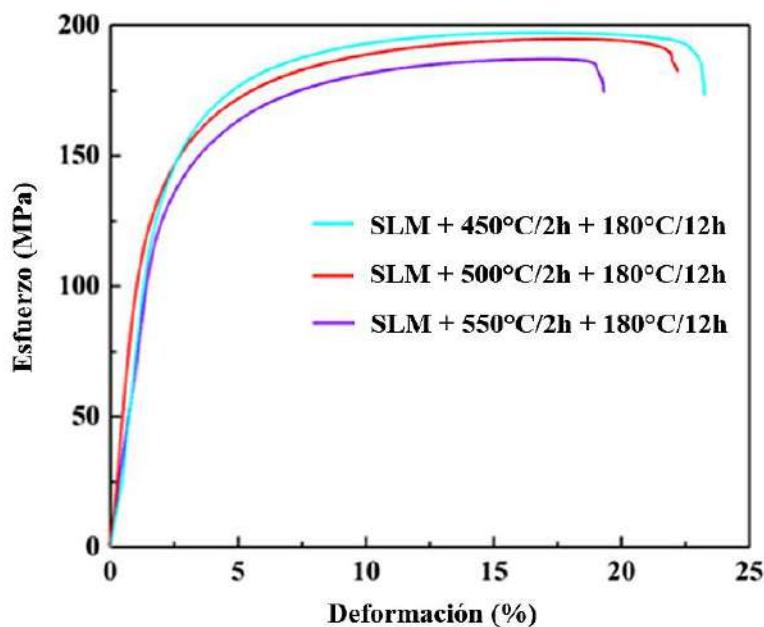


Figura 2.18. Comparativa de la resistencia a la tensión de piezas fabricadas por SLM a diferentes temperaturas de solución (SHT) [28].

Asimismo, Li *et. al.* [28] observaron que las muestras sin tratamiento térmico presentaban la mayor resistencia a la tensión (434.2 MPa) y al límite elástico (322.1 MPa), pero con baja ductilidad. Conforme aumentaba la temperatura de solución térmica, la resistencia disminuía hasta alcanzar 168.1 MPa y 90.5 MPa a 550°C, mientras que la ductilidad aumentaba. De manera similar, Takata *et. al.* [26] reportaron que la resistencia se redujo

de 470 MPa a 280 MPa después de un recocido a 300°C, probablemente debido a la destrucción de las finas subestructuras de α -Al. Por su parte, Zhou *et. al.* [30] encontraron que el envejecimiento artificial no alteraba significativamente la resistencia, pero aumentaba la dureza y la ductilidad.

2.5.2.4 Microestructura de AlSi10Mg

Diversos estudios han demostrado que el tratamiento térmico T6 puede generar cambios en la microestructura característica del proceso SLM, pasando de una microestructura fina a una gruesa con precipitados de Si en los granos de la matriz α -Al, que crecen conforme aumenta la temperatura y tiempo del tratamiento térmico. Cabe destacar que la reducción en la dureza se puede deber a la disminución del contenido de Si en la matriz de Al y a la microestructura gruesa [30]. Asimismo, según Iturrioz *et. al.* [23] cuando se realiza un tratamiento térmico de solución a una temperatura de 550°C o más, se puede dar la formación de intermetálicos en forma de varilla pertenecientes al compuesto Mg_2Si , entre otras fases intermetálicas como $Fe(\beta - AlFeSi)$ [26], teóricamente responsables del aumento en la dureza en aleaciones de Al fabricadas por otros métodos convencionales, como fundición. Sin embargo, aún con análisis de rayos X no lograron determinar su presencia, probablemente por falta de cantidad suficiente, lo que deja en duda si este compuesto se precipita en las aleaciones procesadas por SLM [23].

Asimismo, Takata *et. al.* [26] fabricaron componentes de AlSi10Mg por SLM, las cuales sometieron a un T6, realizando un recocido a 300 °C durante 2 horas o un SHT a 530 °C durante 6 horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua. Señalan que hubo un cambio en la microestructura; después del recocido las albercas de fusión aún se observan (Figura 2.19b), pero las partículas de Si se vuelven gruesas en algunas zonas. Por otra parte, después del SHT ya no se observan las albercas de fusión, hay un aumento mayor en el tamaño de las partículas de Si y una formación de una fase intermetálica que contiene $Fe(\beta - AlFeSi)$ con una morfología en forma de varilla (Figura 2.19c). De igual manera, Lie *et. al.* [28] observaron que a medida que la temperatura de solubilización aumenta de 450 °C a 550 °C, la microestructura fina característica de SLM se vuelve más gruesa. Después del envejecimiento artificial a 180 °C durante 12 horas, las partículas de silicio (Si) se

agrandan aún más. Este crecimiento indica que la matriz de Al está sobresaturada, lo que hace que el exceso de Si precipite durante el tratamiento térmico (Figura 2.19c).

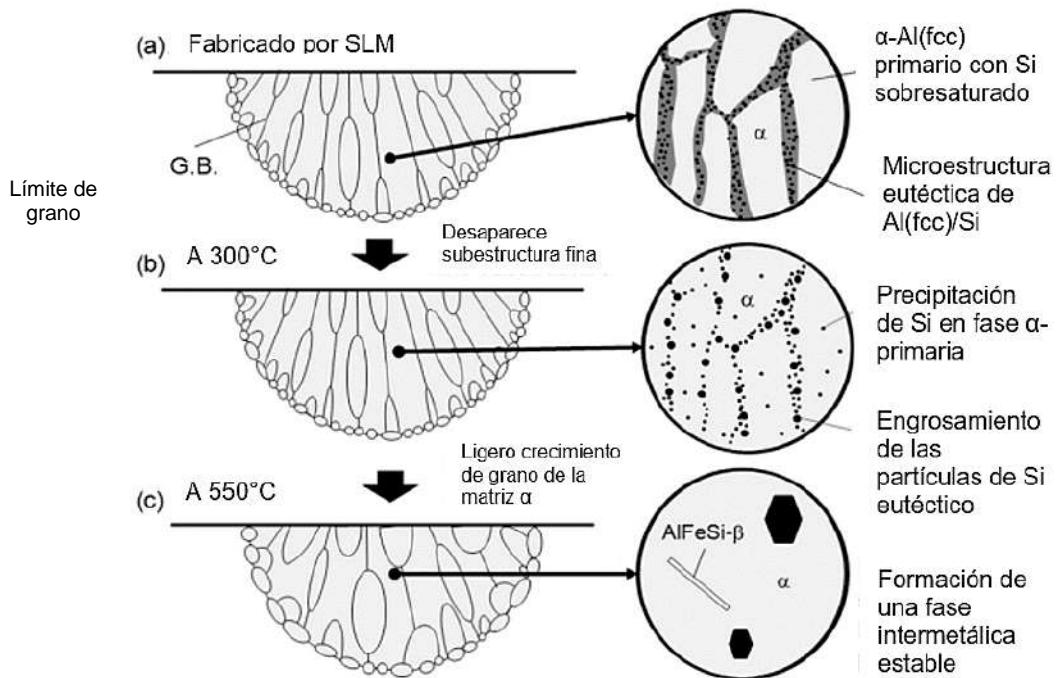


Figura 2.19. Diagrama que representa el cambio en la microestructura de la aleación AlSi10Mg ocasionado por diferentes tratamientos térmicos [26].

En conclusión, estos estudios demuestran que el tratamiento térmico T6 aplicado a componentes de AlSi10Mg fabricados por SLM provoca generalmente un ablandamiento del material, con una disminución significativa en la dureza y la resistencia a la tensión, pero con un aumento notable en la ductilidad. Estos cambios se deben a la disolución de la microestructura celular fina y la desaparición de las albercas de fusión, el crecimiento de partículas de Si y la formación de fases intermetálicas como Mg_2Si y β -AlFeSi. Por lo cual es fundamental considerar la aplicación final del material para determinar si es conveniente realizar el tratamiento térmico, priorizando la propiedad mecánica requerida para la aplicación específica.

1. Fereiduni, E., Ghasemi, A. & Elbestawi, M. (2020). Selective Laser Melting Of Aluminum And Titanium Matrix Composites: Recent Progress And Potential Applications In The Aerospace Industry. Department of Mechanical Engineering, McMaster University,

Hamilton, ON L8S 4L7, Canada; elbestaw@mcmaster.ca.
doi:10.3390/aerospace7060077

2. Lakshmikanthan, A., Angadi, S., Malik, V., Saxena, K. K., Prakash, C., Dixit, S., & Mohammed, K. A. (2022). Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites. *Materials* MDPI, 15, 6111, (pp. 1-26).
<https://doi.org/10.3390/ma15176111>
3. Yu, W. H., Sing, S. L., Chua, C. K., Kuo, C. N., & Tian, X. L. (2019). Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review. *Progress in Materials Science*, 104, 330-379.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.006>
4. Hu, Z., Zhao, Z., Deng, X., Lu, Z., Liu, J., & Qu, Z. (2022). Microstructure and mechanical behavior of TiCN reinforced AlSi10Mg composite fabricated by selective laser melting. *Materials Chemistry and Physics*, 283, 125996.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.125996>
5. Wang, P., Eckert, J., Prashant, K., Wu, M., Kaban, I., Xi, L., & Scudino, S. (2020). A review of particulate-reinforced aluminum matrix composites fabricated by selective laser melting, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China, doi: 10.1016/S1003-6326(20)65357-2, [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65357-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65357-2)
6. Praneeth J, Venkatesh S, Sivarama Krishna L (2023) Process parameters influence on mechanical properties of AlSi10Mg by SLM. *Mater Today: Proceed.*
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.12.222>
7. European Committee for Standardization (CEN). (2013). Aluminium and aluminium alloys - Castings - Chemical composition and mechanical properties (EN 1706). ICS77.150.10. CEN. <https://es.scribd.com/doc/261810997/DIN-EN-1706>
8. Carpenter Additive (2024). Powder Range AlSi10Mg Data Sheet.
https://www.carpenteradditive.com/hubfs/Resources/Data%20Sheets/PowderRange_AlSi10Mg_DataSheet.pdf
9. Varela Feria, F. M. (2004). Fabricación, caracterización microestructural y propiedades mecánicas del carburo de silicio biomórfico (Doctoral dissertation, Universidad de Sevilla). <https://idus.us.es/items/ce53fe51-bcd2-4b19-bd46-ba3cbd7aab85>

10. Chang, F., Gu, D., Dai, D., & Yuan, P. (2015). Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. *Surface and Coatings Technology*, 272, 15-24. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.04.029>

11. Taborda, J., Zambrano, P., Trejos, J., Gómez, J., & Juárez, A. (2023). Process parameters effect and porosity reduction on AlSi10Mg parts manufactured by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 129(7), 3341-3351. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12521-8>

12. Hyer H, Zhou L, Park S et al (2020) Understanding the laser powder bed fusion of AlSi10Mg alloy. *Metallography Microstructure and Analysis* 9(4):484–502. <https://doi.org/10.1007/s13632-020-00659-w>

13. Qinghua Lu, Yangling Ou, Peilei Zhang, Hua Yan, (2022). Fatigue performance and material characteristics of SiC/AlSi10Mg composites by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 858, 144163, ISSN 0921-5093, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144163>

14. American Society for Testing and Materials. (2023). ASTM B962-23. Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes Principle. ASTM International. <https://www.astm.org/b0962-23.html>

15. Hirata, T., Kimura, T., & Nakamoto, T. (2020). Effects of hot isostatic pressing and internal porosity on the performance of selective laser melted AlSi10Mg alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 772, 138713. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138713>

16. Mfusi BJ, Tshabalala LC, Popoola API, Mathe NR (2018) The effect of selective laser melting build orientation on the mechanical properties of AlSi10Mg parts. *IOP Conf Ser: Mater Sci Eng* 430(1):012028. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/430/1/012028>

17. A. A. Raus, M. S. Wahab, M. Ibrahim, K. Kamarudin, A. Ahmed, y S. Shamsudin, (2017), Mechanical and physical properties of AlSi10Mg processed through selective laser melting, *AIP Conf Proceed*, 1831, 1, 020027. <https://doi.org/10.1063/1.4981168>

18. Zhang, D., Yi, D., Wu, X., Liu, Z., Wang, W., Poprawe, R., ... & Ziegler, S. (2022). SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 894, 162365. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162365>

19. Liu, X., Zhuo, L., Wang, Z., Zhao, Z., Zhang, H., Yuan, B., ... & Xu, T. (2022). Effects of processing parameters and post-process heat treatment on selective laser melted SiC/AlSi10Mg composites. *Materials Letters*, 308, 131254. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.131254>

20. Xue, G., Ke, L., Zhu, H., Liao, H., Zhu, J., & Zeng, X. (2019). Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 764, 138155. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138155>

21. Xue, G., Ke, L., Liao, H., Chen, C., & Zhu, H. (2020). Effect of SiC particle size on densification behavior and mechanical properties of SiCp/AlSi10Mg composites fabricated by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 845, 156260. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156260>

22. Lakshmikanthan, A., Angadi, S., Malik, V., Saxena, K. K., Prakash, C., Dixit, S., & Mohammed, K. A. (2022). Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites. *Materials MDPI*, 15, 6111, (pp. 1-26). <https://doi.org/10.3390/ma15176111>

23. Iturrioz, A., Gil, E., Petite, M.M. et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure. *Weld World* 62, 885–892 (2018). <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0592-8>

24. Wang, L. F., Sun, J., Yu, X. L., Shi, Y., Zhu, X. G., Cheng, L. Y., ... & Guo, L. J. (2018). Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 734, 299-310. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>

25. Girelli, L., Tocci, M., Gelfi, M., & Pola, A. (2019). Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 739, 317-328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.026>

26. Takata, N., Kodaira, H., Sekizawa, K., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2017). Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 704, 218-228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029>

27. Aboulkhair, N. T., Maskery, I., Tuck, C., Ashcroft, I., & Everitt, N. M. (2016). The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 667, 139-146. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.092>

28. Li, W., Li, S., Liu, J., Zhang, A., Zhou, Y., Wei, Q., ... & Shi, Y. (2016). Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 663, 116-125. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088>

29. Megahed, S., Bühring, J., Duffe, T., Bach, A., Schröder, K. U., & Schleifenbaum, J. H. (2022). Effect of heat treatment on ductility and precipitation size of additively manufactured AlSi10Mg. *Metals*, 12(8), 1311. <https://doi.org/10.3390/met12081311>

30. Zhou, L., Mehta, A., Schulz, E., McWilliams, B., Cho, K., & Sohn, Y. (2018). Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment. *Materials Characterization*, 143, 5-17. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022>

31. Luo, S., Li, R., He, P., Yue, H., & Gu, J. (2021). Investigation on the microstructure and mechanical properties of CNTs-AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting. *Materials*, 14(4), 838. <https://doi.org/10.3390/ma14040838>

32. Bai Y, Yang Y, Xiao Z, Zhang M, Wang D (2018) Process optimization and mechanical property evolution of AlSiMg0.75 by selective laser melting. *Mater Des* 140:257–266. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.045>

33. Xiong ZH, Liu SL, Li SF, Shi Y, Yang YF, Misra RDK (2019) Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy. *Mater Sci Eng: A* 740-741:148–156. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.083>

34. Pan W, Ye Z, Zhang Y, Liu Y, Liang B, Zhai Z (2022) Research on microstructure and properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting. *Materials* 15(7). <https://doi.org/10.3390/ma15072528>

35. Cui L, Peng Z, Chang Y, He D, Cao Q et al (2022) Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys. *Opt Laser Tech* 150:107952. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107952>

36. Wu H, Li J, Wei Z, Wei P (2020) Effect of processing parameters on forming defects during selective laser melting of AlSi10Mg powder. *Rapid Prototyp J* 26(5):871–879. <https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2018-0184>

37. Shah RK, Dey PP (2019) Process parameter optimization of dmls process to produce AlSi10Mg components. *J Phys: Conf Ser* 1240(1):012011. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1240/1/012011>

38. Kimura T, Nakamoto T, Mizuno M, Araki H (2017) Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al-xSi binary alloys fabricated using selective laser melting. *Mater Sci Eng: A* 682:593–602. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.059>

39. Amir B, Gale Y, Sadot A, Samuha S, Sadot O (2022) Study on the effects of manufacturing parameters on the dynamic properties of AlSi10Mg under dynamic loads using Taguchi procedure. *Mater Des* 223:111125. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111125>

40. Maamoun AH, Xue YF, Elbestawi MA, Veldhuis SC (2018) Effect of selective laser melting process parameters on the quality of al alloy parts: powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy. *Materials* 11(12):2343. <https://doi.org/10.3390/ma11122343>

41. Zhao, X., Gu, D., Ma, C., Xi, L., & Zhang, H. (2019). Microstructure characteristics and its formation mechanism of selective laser melting SiC reinforced Al-based composites. *Vacuum*, 160, 189-196. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2018.11.022>

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

En este trabajo de investigación se desarrolló una variante de la aleación AISi10Mg, donde se hizo una adición del 4.5% en peso (1.4% en volumen) de nanopartículas de carburo de silicio (SiC), porcentaje establecido dentro de un rango adecuado con base en la revisión de literatura. Los materiales de estudio fueron manufacturados utilizando la tecnología de Fusión Selectiva por Láser (SLM), seleccionándose los parámetros óptimos para cada aleación con base en la mayor densidad relativa.

La caracterización microestructural de las muestras se realizó mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB), espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX) y difracción de rayos-X (DRX). Además, se evaluó la densidad relativa y el porcentaje de porosidad superficial de todos los componentes analizados.

En cuanto a las propiedades mecánicas, se llevaron a cabo pruebas de microdureza y resistencia a la tensión. Adicionalmente, la aleación de AISi10Mg y el nanocompuesto AISi10Mg se sometieron a dos tratamientos térmicos distintos para determinar su influencia en las propiedades mecánicas. A continuación, en la Figura 3.1. se presenta un diagrama esquemático del procedimiento experimental seguido en este estudio.

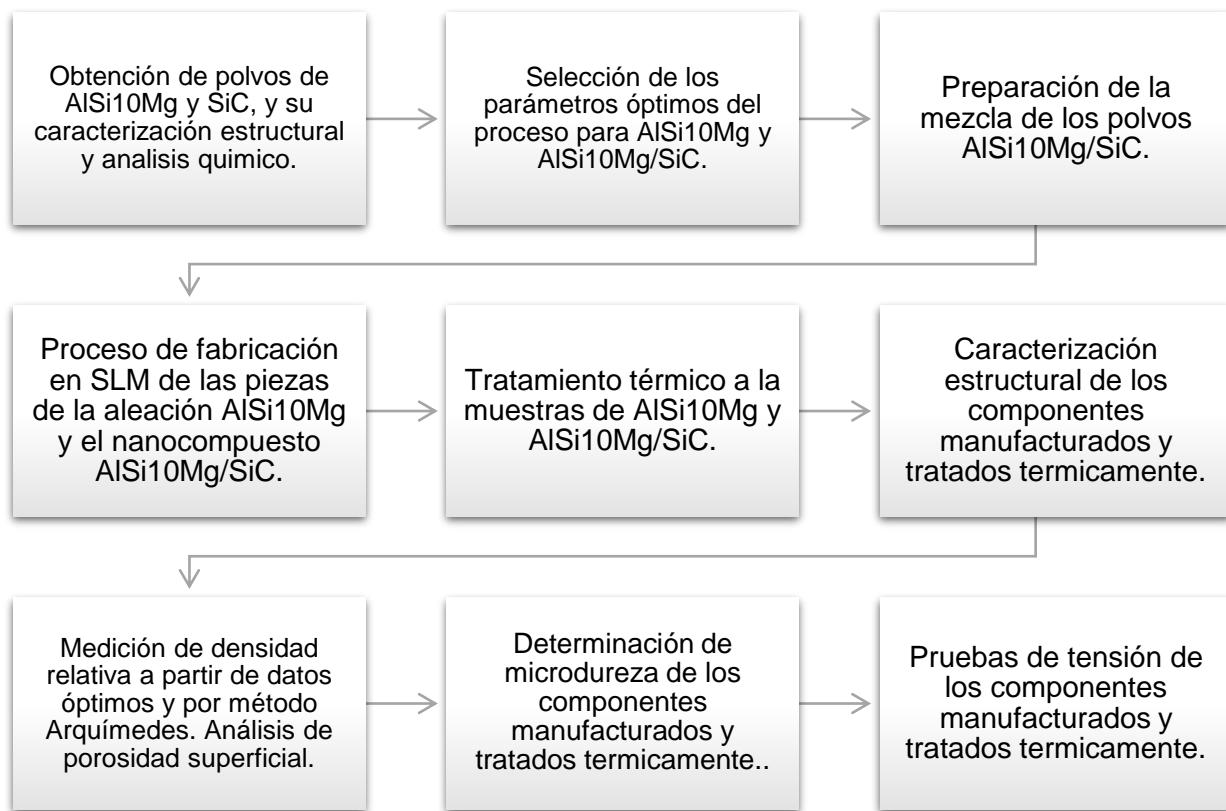


Figura 3.1. Diagrama de la metodología experimental realizada en esta investigación.

3.2 Materiales utilizados para la fabricación por SLM

3.2.1 Aleación AlSi10Mg

Como matriz se utilizó polvo de la aleación AlSi10Mg surtido por el proveedor *Carpenter Additive*, el cual tiene una composición de 98.07% aproximadamente de Al, teniendo de un 9 a 11 % de silicio, de un 0.20 a 0.45 % de magnesio, 0.55 % de hierro y 0.55 % de manganeso principalmente. Como características posee 99% de pureza, su tamaño de partícula se encuentra entre 20 y 63 μm con una estructura esférica, y tiene una densidad de 2.68 g/cm^3 .

Tabla 3.1. Composición en peso de los elementos presentes en el polvo AlSi10Mg.

Elementos	Al	Mn	O	Pb	Sn	Si	Mg	Zn	Ni	Fe	Ti	Cu	N
Composición en peso (%)	98.07	0.45	0.10	0.05	0.05	10	0.33	0.10	0.05	0.55	0.15	0.05	0.05

3.2.2 Nanopartículas de SiC

Como refuerzo se utilizaron nanopartículas de SiC del proveedor *US Research Nanomaterials Inc.*, con un 99.5% de pureza, 65 nm de tamaño de partícula en promedio con una estructura poligonal y una densidad real y aparente de 3.21 g/cm³ y 0.05 g/cm³ respectivamente.

3.3 Metodología y equipos utilizados

A continuación, se hace una breve descripción del equipo utilizado en cada sección, donde se mencionan los parámetros y condiciones establecidos en cada prueba y, por último, el procedimiento que se llevó a cabo.

3.3.1 Manufactura aditiva por SLM

Para la fabricación de los compuestos se utilizó la maquina SLM 280HL de SLM Solutions® (Figura 3.2), la cual cuenta con un láser de fibra de iterbio IPG de onda continua (con una longitud de onda de 1064 nm) y diámetro del punto láser de 70 µm. Además, se utilizó una cribadora PSM 100 adjunta al equipo para cribar y distribuir mejor el refuerzo cerámico en la aleación AISi10Mg.



Figura 3.2. Maquina SLM 280 HL y cribadora PSM 100

3.3.1.1 Fabricación de compuesto AISi10Mg

Se fabricaron 12 muestras cúbicas y 8 probetas de tensión. En la Figura 3.3 se muestran las dimensiones y diseño de cada una, donde las probetas para ensayos de tensión poseen dimensiones acordes a las normas ASTM correspondientes.

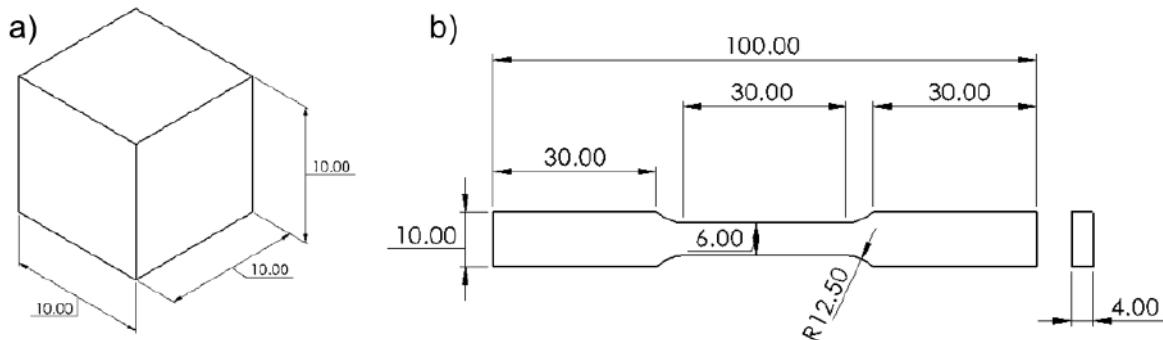


Figura 3.3. Dimensiones y diseño de a) muestras cúbicas y b) probetas de tensión.

Para el diseño de las probetas y las muestras cúbicas, además de su acomodo en la placa de impresión, se utilizó el software *Materialiser Magics 21.1*. En el software se colocaron soportes con dimensiones específicas para cada uno de ellos tal como se observa en la Figura 3.4 y Figura 3.5. Estos soportes ayudan a retirar los componentes manufacturados por medio de un cincel sin dañar o deformar las piezas, por lo que es importante considerar que estos soportes deben tener un diámetro mínimo entre la unión de la pieza y el soporte y un diámetro mayor entre el soporte y la placa.

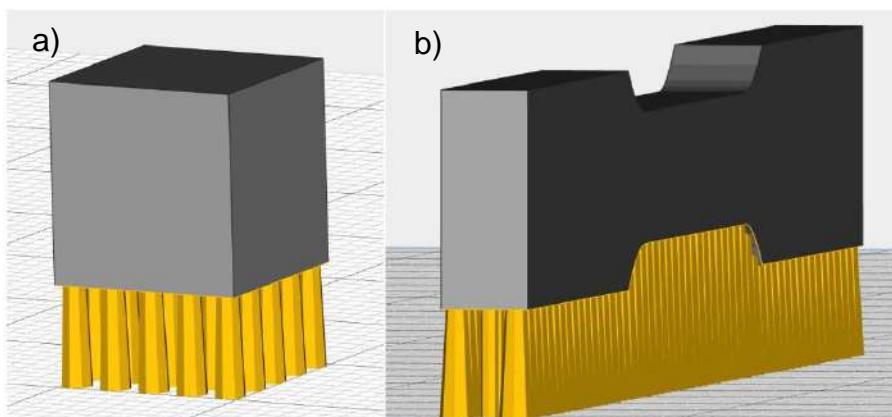


Figura 3.4. Vista preliminar de los soportes colocados a las muestras cúbicas (a) y a las probetas de tensión (b).

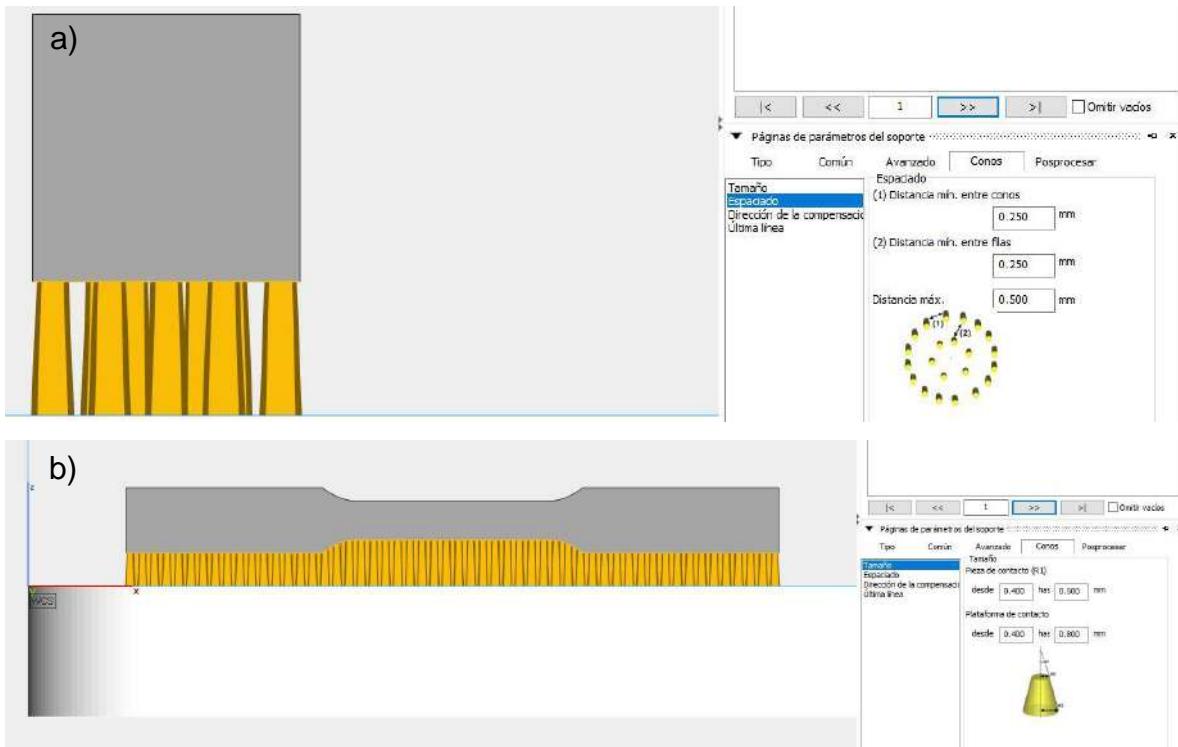


Figura 3.5. Distancias establecidas para el espaciado entre soportes y sus respectivas dimensiones en a) las muestras cúbicas y b) las probetas de tensión.

Asimismo, en el software se establecen previamente los parámetros óptimos con los que debe trabajar la máquina SLM 280 HL. Estos parámetros óptimos fueron seleccionados del trabajo de investigación de Taborta et al. [1] los cuales se muestran en la Tabla 3.1. Estos parámetros incluyen la potencia del láser (P), la velocidad de escaneo (v), el espesor de la cama de polvos (l) y distancia entre líneas de escaneo (h), los cuales dan en su conjunto una densidad de energía E de 56.98 J/mm^3 . La densidad de energía se encuentra dentro del rango previamente establecido en la Figura 2.7 en el Capítulo 2 de marco teórico, lo que es ideal para poder obtener componentes manufacturados con una densidad relativa $>98\%$.

Tabla 3.2. Parámetros óptimos seleccionados para compuesto AlSi10Mg

Parámetro	Valor óptimo
Potencia del láser (W)	400
Velocidad de escaneo (mm/s)	1800
Espesor de cama de polvos (μm)	30
Foco del láser (mm)	0
Distancia entre líneas de escaneo (μm)	130

En la Figura 3.6 se puede visualizar un ejemplo del acomodo final de los componentes manufacturados que se desean fabricar. El software calcula y muestra el volumen de material que ocupará la placa en mm^3 , tanto de las piezas como del soporte.

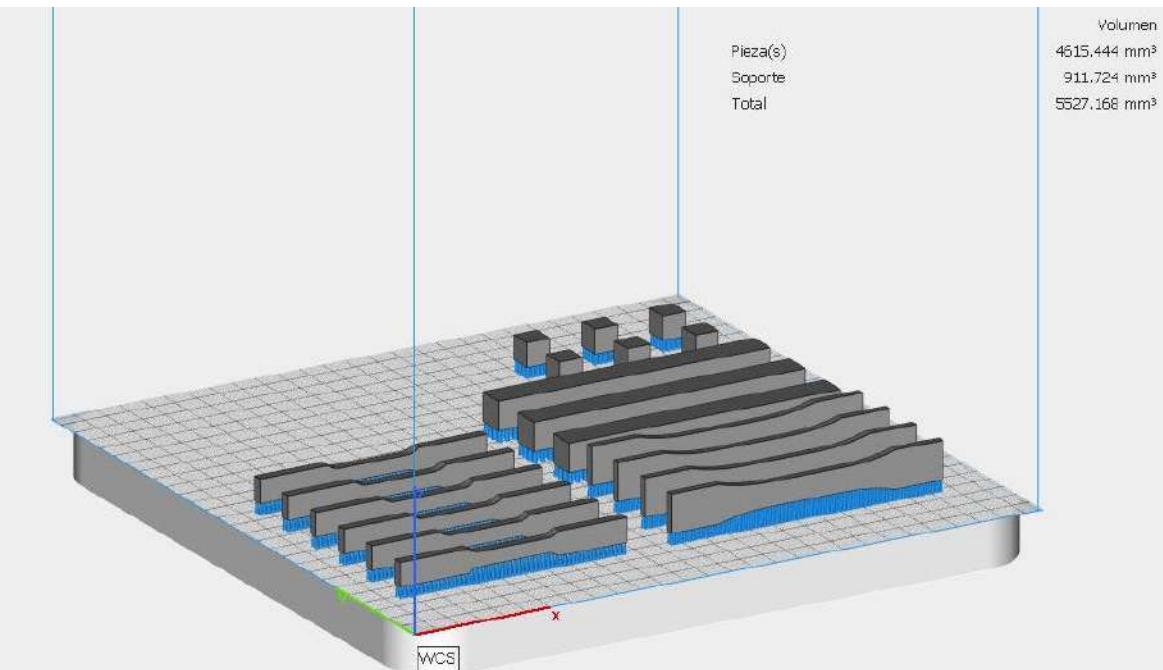


Figura 3.6. Acomodo final de las piezas a fabricar en el software Materialiser Magics 21.1.

Teniendo establecidos estos parámetros en el software de la máquina y acomodadas las piezas, se procede a preparar el material de alimentación, en este caso solo es AISi10Mg, el cual se criba para disminuir la distribución de tamaño y mejorar el rendimiento de las piezas obtenidas. Es importante considerar que, para el proceso de cribado, se debe tener una atmósfera menor al 0.2% de O_2 , con el fin de evitar reacciones indeseadas provocadas por la fricción entre partículas. Esta condición es crítica, ya que la aleación puede oxidarse rápidamente y, en presencia de oxígeno, existe el riesgo de inflamación o combustión espontánea del polvo fino. Subsecuentemente, se carga el polvo AISi10Mg previamente cribado a la tolva de la máquina SLM de manera cuidadosa para evitar la contaminación y asegurar una distribución uniforme del material en la cámara de fabricación. Se precalienta la placa aproximadamente a 200°C y se somete la cámara de impresión a vacío. Durante el tiempo de manufactura es necesario estar al pendiente de cribar el polvo restante que no se utilizó en la cámara de impresión, esto con el fin de tener material de alimentación disponible y así evitar una mala distribución de polvo en cada capa.

3.3.1.2 Fabricación de nanocompuesto AISi10Mg/SiC

Para el caso de la fabricación de la aleación con la adición de nanopartículas AISi10Mg/SiC, se diseñaron 6 muestras cúbicas y 6 probetas de tensión sin cambios en sus medidas. Para poder proceder a la mezcla de la matriz y el refuerzo, primero, se determinó la cantidad de nanopartículas de SiC que se debe agregar al polvo AISi10Mg. Con base en la revisión de literatura y el material disponible, se optó por seleccionar una adición del 4.5 % en peso o bien 1.4% en volumen de SiC. Para determinar la cantidad de nanopartículas de SiC (gramos) que se deben agregar por cada kilo de AISi10Mg, se calculó primero el volumen total del compuesto (V_{comp}) con la Ecuación 3.1.

$$V_{comp} = \frac{M_{comp}}{\rho_{comp}} \quad (Ec. 3.1.)$$

La masa del compuesto es de 1 kilo y la densidad del compuesto se calcula con la regla de mezclas (Ecuación 3.2.)

$$\frac{1}{\rho_{comp}} = \frac{V_m}{\rho_m} + \frac{V_r}{\rho_r} \quad (Ec. 3.2.)$$

V_m y V_r representan el volumen de la matriz y el refuerzo respectivamente. ρ_m y ρ_r son las densidades de AISi10Mg y de las nanopartículas de SiC. Entonces como $V_m = 1 - V_r$, podemos obtener:

$$\frac{1}{\rho_{comp}} = \frac{1 - 0.014}{2.68} + \frac{0.014}{3.21}$$

$$\rho_{comp} = 2.6862 \text{ g/cm}^3$$

teniendo la densidad del compuesto, esta se sustituye en la Ecuación 3.1. para calcular el volumen del compuesto:

$$V_{comp} = \frac{1000 \text{ g}}{2.6862 \text{ g/cm}^3} = 372.2718 \text{ cm}^3$$

Ya con el volumen del compuesto, se procede a determinar cuánto se necesita de nanopartículas de SiC con la Ecuación 3.3.

$$M_r = V_r * V_{comp} * \rho_r \quad (Ec. 3.3.)$$

$$M_r = 0.014 (372.2718 \text{ cm}^3) \left(3.21 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \right) = 16.7299 \text{ g}$$

Sustituyendo se obtiene que para 983.2701 gr de AlSi10Mg se necesitan 16.7299 gr de SiC. Así completando un kilo de compuesto. Por otro lado, para realizar la preparación del material de alimentación del nanocompuesto se realizó una mezcla directa, suministrando las proporciones previamente calculadas a la cribadora, en ausencia de una mezcladora mecánica o un molino de bolas. Se realizaron en total siete cribadas, cada cribada de 20 minutos de duración. Finalmente se modificaron los parámetros de impresión para que fueran adecuados a las características de los dos materiales, esto tomando en cuenta los antecedentes recopilados en la Figura 2.8, en la sección de marco teórico. En la Tabla 3.2 se muestran los parámetros seleccionados para la manufactura del nanocompuesto, teniendo una densidad de energía de 103.33 (J/mm³).

Tabla 3.3. Parámetros óptimos seleccionados para el nanocompuesto AlSi10Mg/SiC

Parámetro	Valor óptimo
Potencia del láser (W)	310
Velocidad de escaneo (mm/s)	1000
Espesor de cama de polvos (μm)	30
Foco del láser (mm)	0
Distancia entre líneas de escaneo (μm)	100

Esta densidad de energía se encuentra dentro del rango ideal para obtener una densidad relativa >97.5%. Finalmente se realizó el mismo procedimiento anterior. Se suministró la mezcla del material a la tolva cuidadosamente y se estuvo todo el tiempo de manufactura al pendiente para cribar y que no se presentara ningún inconveniente.

3.3.2 Tratamiento térmico T6 a AISi10Mg y AISi10Mg/SiC

Para este estudio se sometió a la mitad de las muestras de AISi10Mg y AISi10Mg/SiC manufacturadas por SLM a un tratamiento térmico T6 modificado, involucrando los mejores valores de todas las propiedades mecánicas analizadas en la literatura [2-5]. Para esto se utilizó una mufla Felisa modelo FE-341 con un alcance de 1100°C y voltaje de 220 V ac, además de un termopar Fluke para monitorear la temperatura constantemente (Figura 3.7).



Figura 3.7. Mufla Felisa y termopar Fluke utilizados para el tratamiento térmico T6.

Se separaron estas muestras en dos grupos para poder realizar los dos tratamientos. El primero (T_{6_1}) consistió en un tratamiento térmico de solución (SHT) a $550^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 2 horas y al terminar fue templado en agua a 65°C . El segundo (T_{6_2}) consistió en un tratamiento térmico de solución (SHT) a $550^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 2 horas, después las muestras fueron templadas en agua a 65°C seguido de un envejecimiento artificial a $180^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ por 6 horas, y finalmente se enfriaron en agua a temperatura ambiente. El tiempo de almacenamiento entre el enfriamiento de las muestras y el inicio del envejecimiento se mantuvo al mínimo (entre 0.5 a 1 hora). El tratamiento T_{6_1} se realizó a 3 muestras cúbicas y 2 probetas de tensión de AISi10Mg y 3 muestras cúbicas de AISi10Mg/SiC. El tratamiento

T6₂ se realizó a la otra mitad de las muestras de AlSi10Mg (3 muestras cúbicas y 2 probetas de tensión) y una muestra de AlSi10Mg/SiC.

3.3.3 Caracterización microestructural

3.3.3.1 *Difracción de rayos X*

Para la identificación de las fases cristalinas en los componentes manufacturados y tratados térmicamente, se utilizó un difractómetro de Rayos X marca Bruker D8 ADVANCE (Figura 3.8) equipado con una lámpara de cobalto ($\lambda = 1.78897 \text{ \AA}$). La elección de esta fuente se debe a su capacidad para ofrecer una mayor penetración en materiales metálicos, reduciendo el efecto de fluorescencia en muestras con alto contenido de aluminio o hierro, lo cual es perfecto para la aleación AlSi10Mg. Se realizó un análisis DRX en los componentes manufacturados de AlSi10Mg, AlSi10Mg/SiC y los tratados térmicamente.

El ángulo de difracción 2θ varió de 20° a 90° con un valor de paso de 0.02° y un tiempo de incidencia del rayo de 0.4 segundos. Se utilizó una lámpara de Co ($\lambda = 1.79026 \text{ \AA}$) como fuente para reducir el efecto de la fluorescencia en el Al. Todas las piezas a excepción de la de AlSi10Mg fueron medidas en la orientación XY, es decir, en la cara superior. Además, se operó con una configuración de haz divergente y monocromador para reducir el ruido de fondo y mejorar la precisión en la identificación de fases. Esta configuración permitió obtener patrones de difracción nítidos y reproducibles para la identificación de fases cristalinas presentes en la aleación de AlSi10Mg, el nanocompuesto AlSi10Mg/SiC y los tratados térmicamente.



Figura 3.8. Difractómetro de Rayos-X.

3.3.3.2 **Procedimiento metalográfico**

Con el fin de poder visualizar la microestructura de los compuestos manufacturados, se sometieron las muestras cúbicas a un desbaste en una pulidora marca Struers LaboPol-2 (Figura 3.9) a una velocidad de 250 rpm. Las muestras fueron pulidas siguiendo un protocolo de pulido estándar. Inicialmente se utilizó papel de lija de grano grueso (#500), seguido de granos más finos (#800, #1200, #2400). Finalmente, se realizó un pulido en paño con una suspensión de diamante policristalino coloidal de 6 μm a fin de obtener una superficie libre de rayas visibles, adecuada para su caracterización. De manera consecutiva se cambió de paño con suspensión de diamante coloidal de 1 μm y posteriormente se dio un acabado con pasta de diamante de $\frac{1}{4} \mu\text{m}$; como lubricante se utilizó etanol.

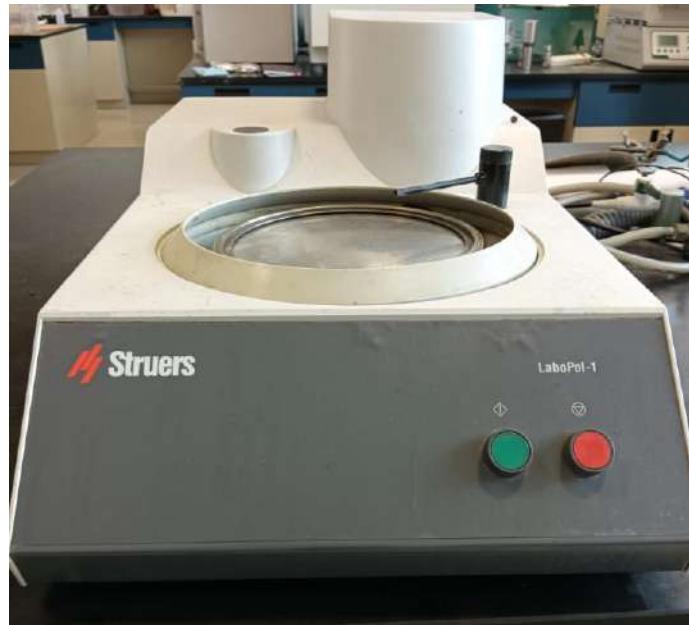


Figura 3.9. Pulidora marca Struers LaboPol-2 utilizada para el desbaste de compuestos AlSi10Mg y AlSi10Mg/SiC.

Después del desbaste se realizó un ataque metalográfico según la norma ASTM E407-07 [6]. Para la aleación AlSi10Mg perteneciente a la serie 4xxx, se preparó una solución al 1.5% de HF y se aplicó en la superficie pulida durante 20 segundos con algodón para revelar la microestructura.

3.3.3.3 Caracterización por Microscopio óptico

Las muestras fueron seleccionadas en dimensiones específicas para su visualización. En la Figura 3.10 se muestran los ejes establecidos: cara superior (eje XY), cara transversal (eje ZX) y cara longitudinal (eje ZY).

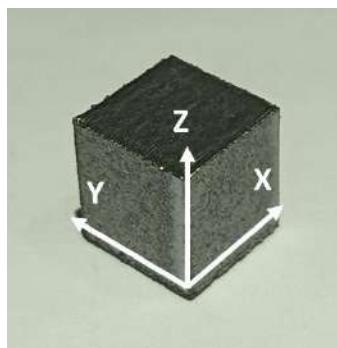


Figura 3.10. Dimensiones establecidas para las muestras cúbicas de AlSi10Mg y AlSi10Mg/SiC.

Se empleó un microscopio óptico marca Olympus modelo BX51M con objetivos desde 5x, 10x, 20x, 50x y 100X (Figura 3.11). Las muestras preparadas fueron colocadas en la platina del microscopio y se enfocaron utilizando un aumento inicial bajo de 10x para una visualización general de las albercas de fusión. Posteriormente, se aplicaron mayores aumentos (20x y 50x) para observar características específicas como tamaño y forma de las albercas de fusión, el tamaño de grano, fases formadas en el caso de las tratadas térmicamente y el nanocompuesto, presencia de inclusiones y porosidades. Las imágenes se capturaron utilizando un sistema de cámara acoplado al microscopio, y se almacenaron en formato digital para su posterior análisis. Las imágenes capturadas se analizaron utilizando el software ImageJ para determinar tamaño de las albercas de fusión como longitud y altitud, identificar los límites y centros de las albercas de fusión, porcentaje de porosidad y tamaño de poros. Los resultados se compararon con estándares o criterios previamente definidos para evaluar la calidad y las propiedades de la muestra.



Figura 3.11. Microscopio óptico utilizado para la caracterización superficial.

3.3.3.4 Caracterización por Microscopio Electrónico de Barrido (MEB)

Las muestras fueron seleccionadas en las mismas caras que en el microscopio óptico (ejes XY, ZX y ZY). Para garantizar una adecuada conductividad eléctrica y evitar acumulación de carga, las muestras metálicas se limpiaron primero con etanol y posteriormente se sumergieron en acetona en baño ultrasónico durante 15 minutos para eliminar contaminantes superficiales. Por otro lado, se prepararon dos suspensiones de etanol para el polvo de AlSi10Mg y para la mezcla de AlSi10Mg/4.5SiC previamente cribada. Para ambas preparaciones se agregaron entre 5 a 7 mg del polvo a 10 ml de etanol, colocándolas en ultrasonido por 15 minutos para asegurar una buena dispersión y disminuir la aglomeración de las nanopartículas cerámicas. Finalmente, las muestras metálicas y las suspensiones (previamente colocadas en la cinta conductora y habiéndose evaporado el etanol) se recubrieron de oro mediante la técnica de pulverización catódica mediante el equipo Quorum Q150R ES (Figura 3.12). Este equipo funciona creando una descarga de plasma en una cámara de vacío, donde los iones bombardean un blanco metálico, en este caso oro y desprenden átomos que se depositan uniformemente sobre la superficie de la muestra, formando una capa delgada y conductora. Es utilizado para muestras no conductoras o con baja conductividad.



Figura 3.12. Recubridor por pulverización catódica Quorum Q150R ES.

Se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido marca Tescan Vega 3-SB (Figura 3.13), operando a un voltaje de aceleración de 15 kV y con una distancia de trabajo de 15 mm. Las muestras fueron fijadas en el portamuestras utilizando cinta de carbono (para el caso de las muestras cúbicas y el polvo AISi10Mg) y cinta de Cu (para el caso de la mezcla de AISi10Mg/4.5SiC por su contenido en C). Se colocaron en la cámara del MEB y se realizó un ajuste de vacío adecuado para la observación. Se utilizaron diferentes modos de detección, tales como: electrones secundarios (ES: para obtener imágenes topográficas de las muestras cúbicas) y electrones retrodispersados (ERS: Para observar los polvos de AISi10Mg y SiC). Se emplearon aumentos de 1.00 kx, 2.5 kx, 5.00 kx, 10 kx y 15.00 kx dependiendo de la escala de las características a analizar. Las micrografías obtenidas posteriormente fueron procesadas mediante un software analizador de imágenes.



Figura 3.13. Microscopio electrónico de Barrido MEB Tescan Vega 3 y detector EDAX.

Finalmente se realizó un análisis composicional utilizando Espectroscopía de Energía Dispersiva de Rayos X (EDS/EDX) por un detector marca EDAX acoplada al equipo MEB para identificar la distribución de elementos en la muestra. Los espectros EDS se

adquirieron en regiones específicas: en el centro y límite de los granos de cada zona, tanto en el centro como en los límites de las albercas de fusión.

3.3.4 Determinación de densidad relativa

3.3.4.1 *Datos optimizados*

Se calculó la densidad relativa a partir de los datos óptimos del procesamiento SLM, tanto para la fabricación de la aleación AlSi10Mg como para el nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC. Utilizando la Ecuación 3.4 se realizó este cálculo para posteriormente hacer una comparativa entre la densidad relativa teórica y la experimental.

$$RD = 98.98 + 8.63 \times 10^{-4} P + 1.56 \times 10^{-4} V - 0.384 F \quad (Ec. 3.4)$$

Los tres factores óptimos considerados fueron la potencia del láser (P), la velocidad de escaneo (V) y el plano focal del láser (F).

3.3.4.2 *Método Arquímedes*

Se utilizó el método Arquímedes para determinar la densidad relativa RD. Para esto se ocupa una balanza OHAUS Discovery con una resolución de 1×10^{-6} kg (Figura 3.14) equipada con: un vaso de precipitados de 50 ml, un soporte de la muestra para pesaje en agua (cesta de alambre de acero inoxidable) y termómetro para medir la temperatura del agua.

El procedimiento estándar consiste en pesar primero la muestra en aire (con o sin impregnación de aceite) y posteriormente sumergirla en agua una vez que la balanza se encuentra tarada para su segundo pesaje. Introduciendo estos valores en la formula correspondiente se determinará la densidad de cada muestra.



Figura 3.14. Balanza analítica OHAUS Discovery utilizada para Método Arquímedes.

3.3.4.2.1 AISi10Mg con y sin tratamiento térmico

Se obtuvo la densidad relativa (RD) de la aleación AISi10Mg basándose en la Prueba preliminar Estándar ASTM B962 [7], que explica el método Arquímedes. Para esto se utilizó aceite de silicona con una viscosidad de 20 a 65 cS para impregnación de la muestra y agua desionizada con un 0.1% en peso (ρ_w) como fluido durante las mediciones de masa. Se realizaron dos mediciones como prueba preliminar para determinar que norma utilizar para el resto de las muestras, una sin impregnación de aceite y otra con impregnación de aceite, la segunda en caso de que exista porosidad conectada a la superficie y no se introduzca agua hacia el interior de la muestra, ya que esto puede afectar los resultados obtenidos. La densidad relativa (RD) experimental se calculó según la Ecuación 3.5 cuando se realizó en base a la Prueba Preliminar Estándar ASTM 311, es decir, sin impregnación de aceite.

$$RD = \frac{A \rho_w}{\rho_r(A - B)} \quad (Ec. 3.5)$$

Donde ρ_r es la densidad de la muestra teórica si fuera una aleación libre de poros (2.68 g/cm^3), ρ_w es la densidad del agua desionizada a la temperatura registrada (utilizar Tabla 3.3), A es la masa de la muestra pesada en aire, B es la masa de la muestra pesada en agua con la masa del soporte tarado. Por otro lado, cuando se realizó con impregnación de aceite se utilizó la Ecuación 3.6, que se basa en la Prueba Preliminar Estándar ASTM B962 [7].

$$RD = \frac{A\rho_w}{\rho_r(B - F)} \quad (\text{Ec. 3.6})$$

Donde A es la masa de la pieza pesada en aire (g), B es la masa de la pieza impregnada con aceite (g), F representa la masa de la pieza impregnada con aceite sumergida en agua con la masa del soporte tarado.

Tabla 3.4. *Efecto de la temperatura en la densidad del agua (libre de burbujas de aire) [7].*

Temperatura		Densidad
°F	°C	g/cm ³
59.0	15	0.9991
60.8	16	0.9989
62.6	17	0.9988
64.4	18	0.9986
66.2	19	0.9984
68.0	20	0.9982
69.8	21	0.9980
71.6	22	0.9978
73.4	23	0.9975
75.2	24	0.9973
77.0	25	0.9970
78.8	26	0.9968
80.6	27	0.9965
82.4	28	0.9962
84.2	29	0.9959
86.0	30	0.9956

3.3.4.2.2 AISi10Mg/SiC con y sin tratamiento térmico

Para el caso del nanocompuesto AISi10Mg/SiC, se utilizó la norma ASTM B962 para piezas con porosidad en la superficie, debido a que no se conocía si existía porosidad conectada a la superficie. Se midió la masa de la muestra en aire, posteriormente la masa de la muestra impregnada con aceite en aire y en agua en la balanza electrónica. Siguiendo el principio de Arquímedes, la densidad real de la muestra se calculó mediante la Ecuación 2.3:

$$\rho_{real} = \frac{A \rho_w}{(B - F)} \quad (Ec. 2.3)$$

donde ρ_w es la densidad del agua desionizada (utilizar Tabla 3.4), A es la masa de la muestra en aire y B es la masa de la muestra pesada en el agua desionizada. Por otro lado, la densidad teórica de la muestra se calculó con la Ecuación 3.8 [8]:

$$\rho_{teórica} = \frac{\rho_{AISi10Mg} \rho_{SiC}}{\rho_{SiC} * \omega_{AISi10Mg} + \rho_{AISi10Mg} * \omega_{SiC}} \quad (Ec. 3.8)$$

donde $\rho_{AISi10Mg}$ y ρ_{SiC} representan los valores de densidad teórica de la aleación AISi10Mg (2.68 g/cm³) y del SiC (3.21 g/cm³), respectivamente. $\omega_{AISi10Mg}$ y ω_{SiC} representan la fracción másica de la aleación AISi10Mg y del polvo de SiC, respectivamente. Finalmente, la densidad relativa RD del nanocompuesto se calculó mediante la Ecuación 2.2 [8]:

$$RD = \frac{\rho_{real}}{\rho_{teórica}} \times 100\% \quad (Ec. 2.2)$$

3.3.5 Determinación de propiedades mecánicas

3.3.5.1 Determinación de microdureza

Para la determinación de la microdureza Vickers, se prepararon veinte muestras, cinco de AISi10Mg, cinco de AISi10Mg con tratamiento térmico T6₁, cinco con T6₂ y cinco del nanocompuesto AISi10Mg/ SiC. Todas estas se embutieron en resina epóxica, cada una de ellas dispuesta en un diferente plano (eje XY, ZX y ZY). Despues se realizó un proceso de desbaste utilizando papel de lija de grano progresivamente fino (#500, #800, #1200, #2400). Posteriormente se llevó a cabo un pulido fino con una suspensión de diamante coloidal de

6 μm y finalmente con una suspensión de 1 μm , con el fin de garantizar una superficie lo más lisa posible y libre de rayas. Finalmente se realizó un ataque químico según la norma ASTM E407-07 [6] con una solución al 1.5% de HF durante 20 segundos, para visualizar la ubicación de la marca del indentador y diferenciar los valores de microdureza en el centro y límite de las albercas de fusión. Se empleó un microdurómetro Wilson Hardness modelo 402MVD (Figura 3.15).



Figura 3.15. Microdureómetro Wilson Hardness modelo 402MVD.

Se colocó cada muestra sobre la platina del microdureómetro y se ajustó el enfoque en el área de medición. Se aplicó una carga de 1 N durante un tiempo de 10 segundos. Tras la aplicación de la carga, se midieron las diagonales de la huella utilizando el sistema óptico del equipo, aunque el equipo por sí solo dio el resultado de la microdureza en $\text{HV}_{0.1}$. Se realizaron al menos 10 indentaciones en diferentes áreas de cada cara de la muestra para garantizar la repetibilidad, dando una distancia mínima de 5 indentaciones entre cada medición. Los resultados se expresaron como el promedio de las mediciones realizadas con su respectiva desviación estándar.

3.3.5.2 Determinación de la resistencia a la tensión

Para el ensayo de tensión a probetas manufacturadas por fusión selectiva por láser (SLM), con una orientación de fabricación de 90°, se empleó una máquina universal de tensión Shimatzu Ags-x con una capacidad de 10 KN (Figura 3.16), se utilizó correlación de imágenes digitales (DIC) para obtener los datos de deformación a lo largo del ensayo.

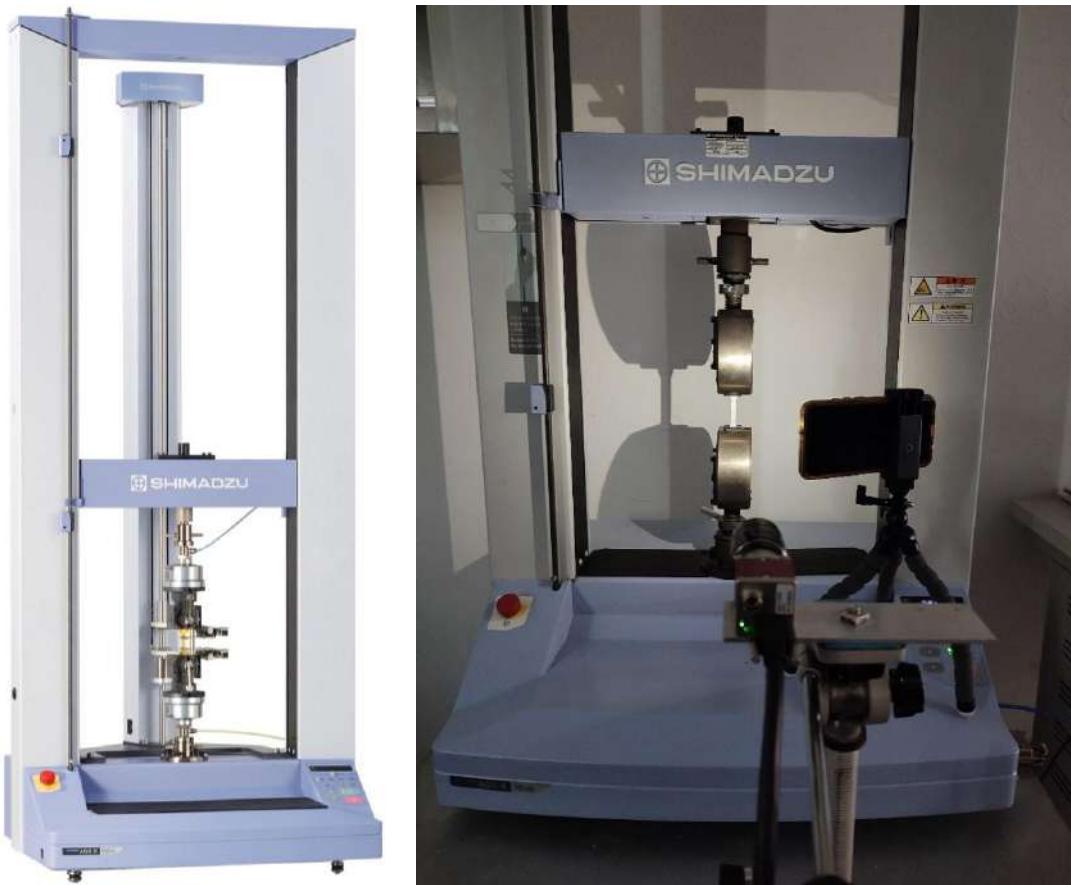


Figura 3.16. Máquina universal de tensión Shimatzu Ags-x con una capacidad de 10 KN.

Para utilizar esta técnica fue necesario preparar cada una de las probetas a ensayar (4 de AISi10Mg, 2 tratadas térmicamente y 4 con adición de refuerzo) utilizando un aerógrafo para crear motas de pintura blanca sobre la superficie frontal perpendicular a la toma de imágenes. El ensayo de tensión se realizó en base la norma ASTM E8, con una velocidad de deformación de 1 mm/min.

1. Taborda, J., Zambrano, P., Trejos, J., Gómez, J., & Juárez, A. (2023). Process parameters effect and porosity reduction on AlSi10Mg parts manufactured by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 129(7), 3341-3351. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12521-8>
2. Iturrioz, A., Gil, E., Petite, M.M. et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure. *Weld World* 62, 885–892 (2018). <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0592-8>
3. Wang, L. F., Sun, J., Yu, X. L., Shi, Y., Zhu, X. G., Cheng, L. Y., ... & Guo, L. J. (2018). Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 734, 299-310. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>
4. Girelli, L., Tocci, M., Gelfi, M., & Pola, A. (2019). Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 739, 317-328. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.026>
5. Takata, N., Kodaira, H., Sekizawa, K., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2017). Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 704, 218-228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029>
6. American Society for Testing and Materials. (2007). ASTM E407-07: Standard practice for microetching metals and alloys. ASTM International. <https://www.astm.org/Standards/E407.htm>
7. American Society for Testing and Materials. (2023). ASTM B962-23. Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes Principle. ASTM International. <https://www.astm.org/b0962-23.html>
8. Qinghua Lu, Yangling Ou, Peilei Zhang, Hua Yan, (2022). Fatigue performance and material characteristics of SiC/AlSi10Mg composites by selective laser melting, *Materials Science and Engineering: A*, 858, 144163, ISSN 0921-5093, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144163>

RESULTADOS Y DISCUSIONES

4.1 Introducción

En esta sección se presentan y discuten los resultados obtenidos a partir de la metodología descrita previamente. Se inicia con la caracterización microestructural de las partículas de la aleación AlSi10Mg y las nanopartículas cerámicas de SiC empleadas como refuerzo. A continuación, se presentan los componentes manufacturados mediante fusión selectiva por láser (SLM), fabricados a partir de estas partículas, utilizando tanto los parámetros óptimos para la aleación como los mejores parámetros determinados para el nanocompuesto, con base en una revisión exhaustiva de literatura.

Posteriormente, se analizan las características microestructurales de los distintos componentes fabricados, incluyendo sus variantes sometidas a tratamiento térmico. Además, se presentan los resultados del análisis de superficie y porosidad de la aleación y del nanocompuesto. Finalmente, se exponen los valores obtenidos de densidad relativa, microdureza y resistencia a la tensión, con el objetivo de evaluar el impacto del refuerzo con nanopartículas y el tratamiento térmico en las propiedades mecánicas del material. Con base en la hipótesis propuesta en esta investigación se espera que la adición de las nanopartículas mejore el comportamiento mecánico, sin embargo, también se va a considerar los parámetros utilizados para la fabricación, entre otras condiciones que se irán detallando a continuación.

4.2 Caracterización microestructural de polvos AlSi10Mg y SiC

Los dos polvos fueron caracterizados en términos de microestructura, morfología y composición química por EDX en el microscopio electrónico de barrido (MEB). Las micrografías del polvo inicial de AlSi10Mg utilizado en esta investigación para la manufactura de las piezas de esta aleación y el nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC se presentan en la Figura 4.1, tomadas a diferentes magnificaciones y detectores por el microscopio electrónico de barrido (MEB). En la Tabla 4.1 se presenta el análisis de composición química del polvo AlSi10Mg obtenidos por EDX en el microscopio electrónico. Se manejó para todas las micrografías una energía de 15 Kv y una distancia de trabajo de 15 mm.

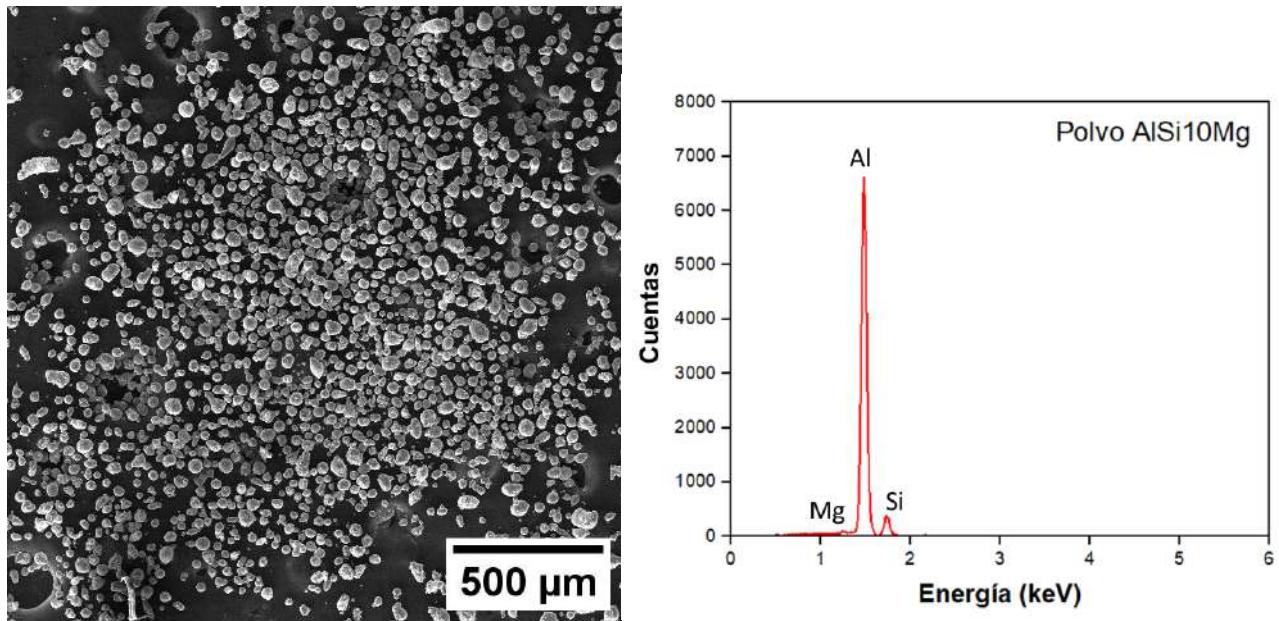


Figura 4.1. Micrografía MEB del polvo AlSi10Mg, tomada por detector de electrones secundarios (ES).

En cuanto a la composición se observa que el contenido ronda el 8.87 % en peso de Si, 0.93 % de Mg y 90.20 % de Al. El análisis no logró detectar cantidad suficiente de otros elementos presentes como impureza, que se menciona anteriormente por el proveedor, se encuentran presentes en la aleación (Mn, Fe, Ni, Ti).

Tabla 4.1. Composición química del polvo AlSi10Mg obtenida por EDX.

Elemento	Al	Si	Mg
% Peso	90.20	8.87	0.93
% Atómico	90.42	8.55	1.04

Se muestra que la morfología del polvo AlSi10Mg es mayormente esférica con algunas partículas alargadas y deformadas debido a que una parte del polvo utilizado fue reciclado y mezclado con el nuevo, además, se cribó varias veces antes ya que se encontraba muy aglomerado debido a la humedad, lo que pudo haber afectado a su morfología por el choque constante entre las partículas provocando deformación. En la Figura 4.2 (a) y (b) se muestra la distribución de tamaño en área y diámetro respectivamente, la cual se observa es muy amplia, ya que en el caso del diámetro va de los 3 a 70 μm (Figura 4.2 (b)). Presentan un promedio de diámetro y área de 24.66 μm y 644.87 μm² respectivamente. De acuerdo a las gráficas de distribución de tamaño, se presentan mayormente partículas esféricas de 3 a 10 μm y de 25 a 40 μm.

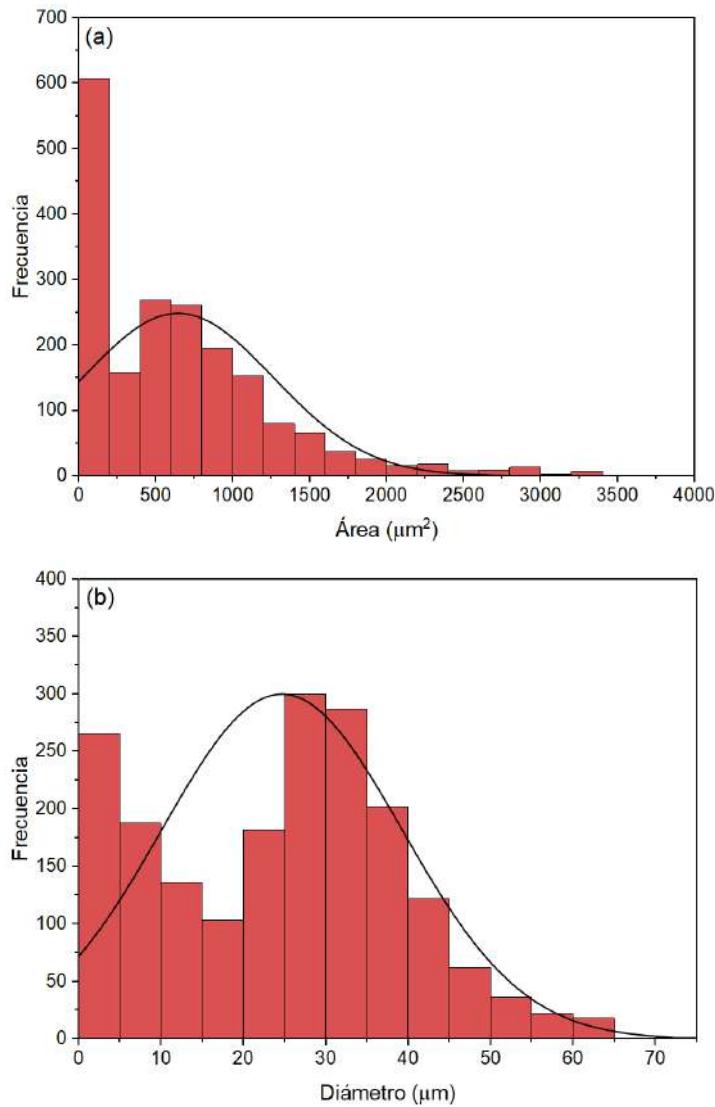


Figura 4.2. Distribución de tamaño de AlSi10Mg de: (a) Área y (b) Diámetro

Asimismo en la Figura 4.3 se muestran las micrografías MEB tomadas por electrones retrodispersados, donde se observa mas claramente su morfología. Ademas, se añadieron las medidas de los diametros de algunas partículas presentes como referencia.

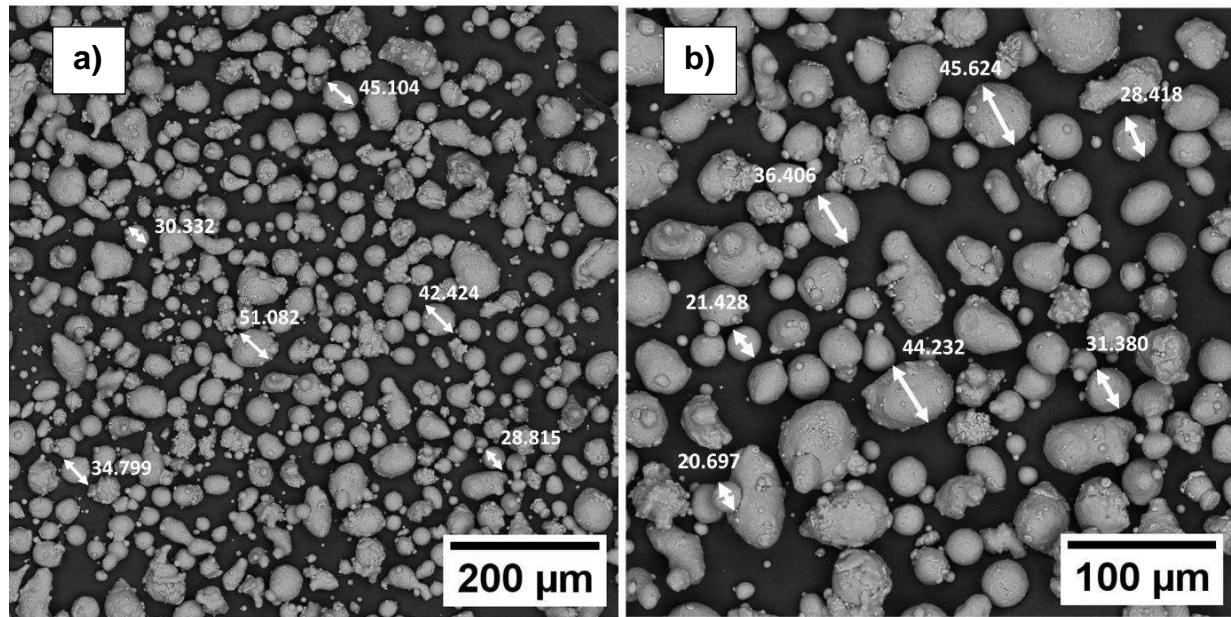


Figura 4.3. Micrografías MEB del polvo AlSi10Mg a magnificaciones a)250x y b)500x.

Las micrografías y EDX de las nanopartículas de SiC se muestran en la Figura 4.4 (a) y (b), donde se observa y confirma una morfología poligonal irregular de las nanopartículas. En la Figura 4.5 se presentan la distribución de tamaño en diámetro de las nanopartículas con una variación que va desde los 30 a 120 nm, observando una mayor presencia de nanopartículas con tamaño de 40 a 60 nm, confirmando el tamaño reportado por el proveedor. Como referencia, en la Figura 4.6 se muestra una micrografía MEB de las nanopartículas cerámicas a mayor magnificación, donde se visualizan algunas mediciones de los diámetros de las partículas. Finalmente, en la Tabla 4.2 se muestra el análisis químico realizado a las nanopartículas de SiC, donde se confirma que su composición principal se basa en carbono con un 63.85 % en peso y silicio con un 32.34 % en peso. Se observa una ligera presencia de oxígeno, lo cual es normal, debido posiblemente a humedad.

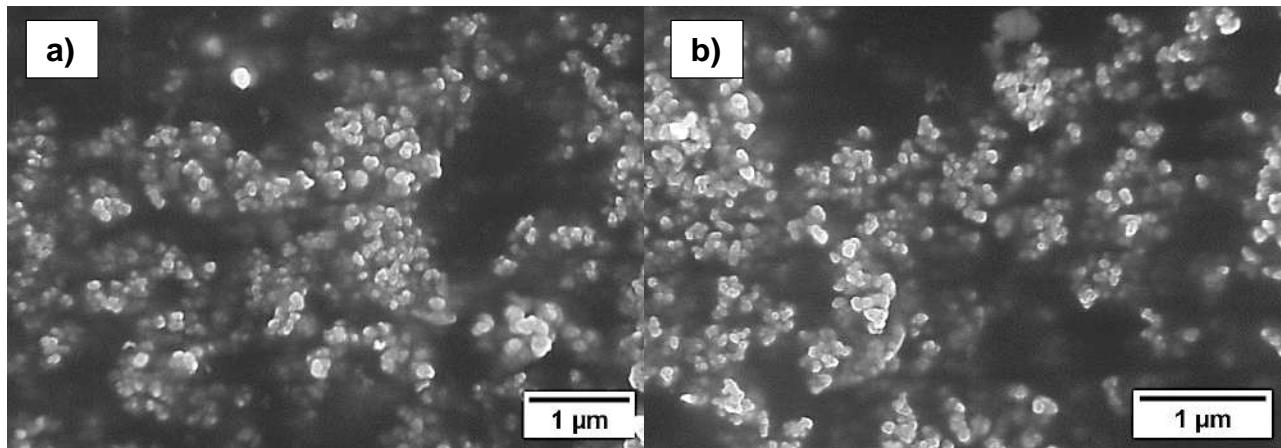


Figura 4.4. Micrografías MEB de las nanopartículas de SiC

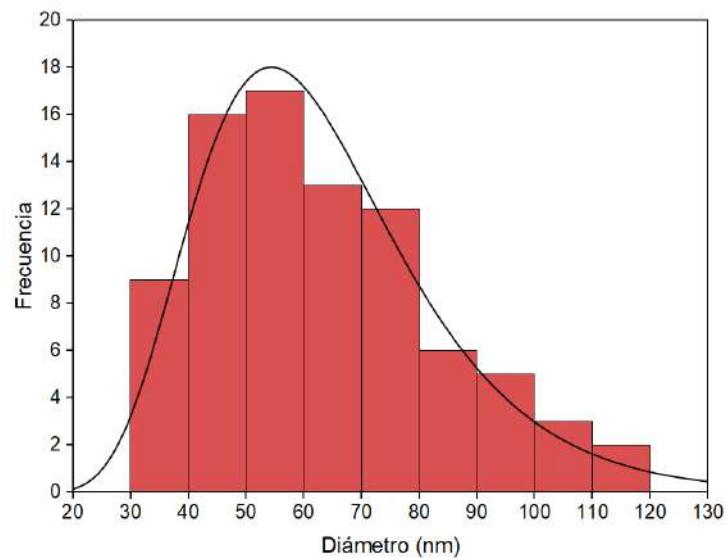


Figura 4.5. Distribución de tamaño de las nanopartículas de SiC.

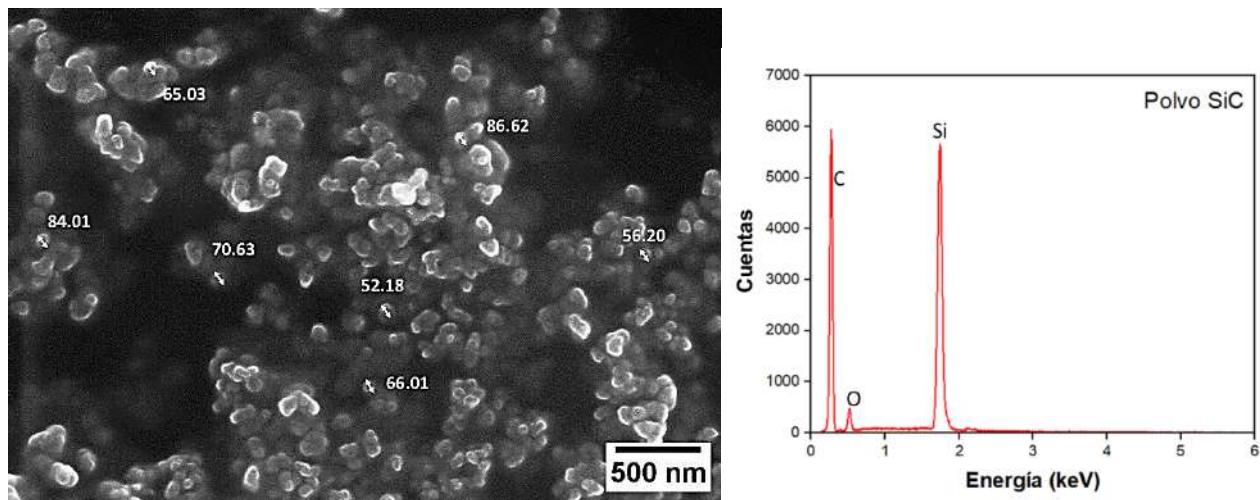


Figura 4.6. Micrografía MEB de nanopartículas de SiC con su respectivo EDX.

Tabla 4.2. Composición química de las nanopartículas de SiC obtenida por EDX.

Elemento	C	O	Si
% Peso	63.85	3.81	32.34
% Atómico	79.27	3.55	17.17

El polvo de AlSi10Mg y las nanopartículas de SiC fueron mezclados mecánicamente utilizando la cribadora anexada al equipo de fabricación SLM, en el cual ambos polvos se sometieron a 13 cribadas durante 20 minutos cada una para asegurar la mejor distribución posible. En la Figura 4.7 se muestran las micrografías MEB de la mezcla realizada de ambos polvos a diferentes magnificaciones. La distribución de la mezcla después de las 13 cribadas realizadas se presenta en la Figura 4.7 (a), donde se observa una buena distribución de ambos componentes, sin embargo, se presentó alta aglomeración en las nanopartículas cerámicas, esto debido a su alta energía superficial característica de su menor tamaño.

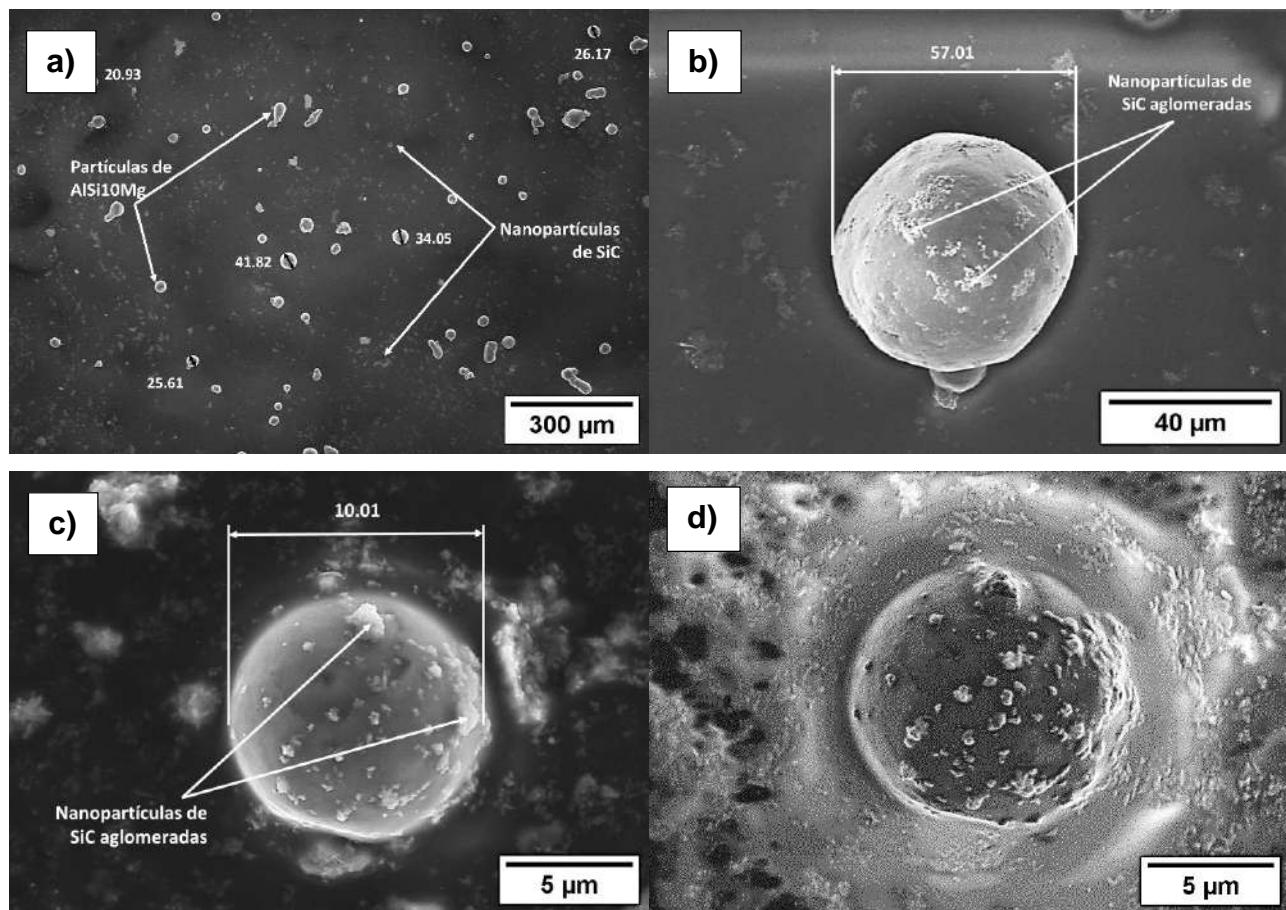


Figura 4.7. Micrografías MEB de la mezcla mecánica del polvo AlSi10Mg y las nanopartículas de SiC.

Esto se puede confirmar en las Figuras 4.7 (b), (c) y (d), en las cuales se muestran partículas esféricas de AISi10Mg de diferentes diámetros con aglomerados de las nanopartículas de SiC adheridos a su superficie. Este fenómeno se ha reportado anteriormente cuando se utiliza el método de mezcla directa, el cual, aunque es práctico y aplicable a gran cantidad de material, lo cual era necesario para SLM, no es eficiente para generar una buena distribución de las nanopartículas, generando un efecto negativo en las propiedades de las piezas manufacturadas y por lo tanto en su comportamiento mecánico. Cada uno de estos efectos se irá discutiendo más adelante.

4.3 Obtención de los componentes manufacturados por SLM

Para la manufactura de las piezas de AISi10Mg se fabricaron 12 muestras cúbicas y 8 probetas de tensión divididas en dos manufacturas aisladas por cuestiones de tiempo. En la Figura 4.8 se muestran los componentes de AISi10Mg recién manufacturados por SLM en la placa de impresión. Tanto las muestras cúbicas como las probetas fueron desprendidas de la placa por un cincel, retirando cuidadosamente los soportes para evitar dañar las piezas. En la Figura 4.9 se observan ya las muestras retiradas de la placa y sin los soportes.



Figura 4.8. Piezas de AISi10Mg en la placa de impresión recién fabricadas por SLM.

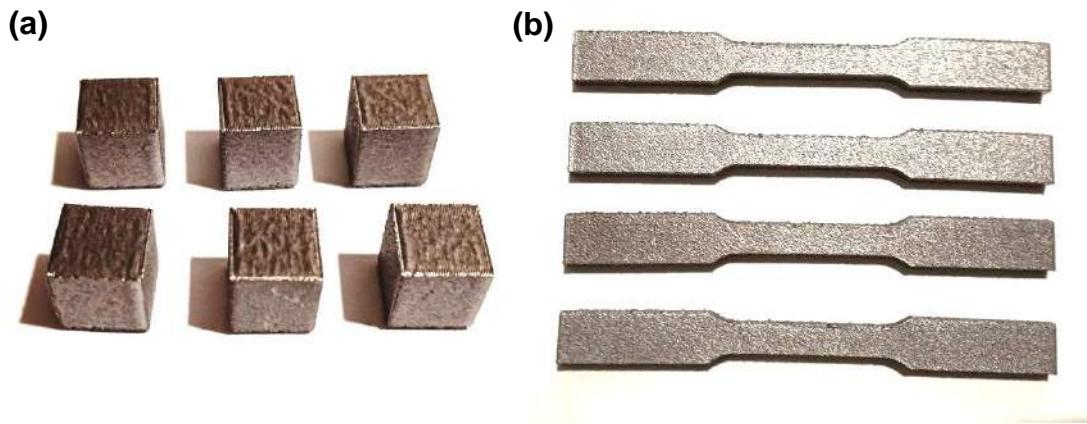


Figura 4.9. Muestras cúbicas (a) y probetas de tensión (b) retiradas de la placa de impresión sin soportes.

Para la fabricación de la aleación AlSi10Mg con una adición del 4.5% en peso de nanopartículas de SiC, se observó la ruptura del recolector de polvo o “wiper” durante la etapa intermedia del proceso de fabricación, lo que provocó la formación de una acumulación irregular de polvo. Esta anomalía afectó progresivamente el posicionamiento de cada capa subsecuente. En las Figuras 4.10 y 4.11 se evidencia un levantamiento de capas provocado por dicha acumulación, lo cual derivó en una deformación significativa de las probetas destinadas a ensayos de tensión. Esto podría afectar los resultados posteriores.

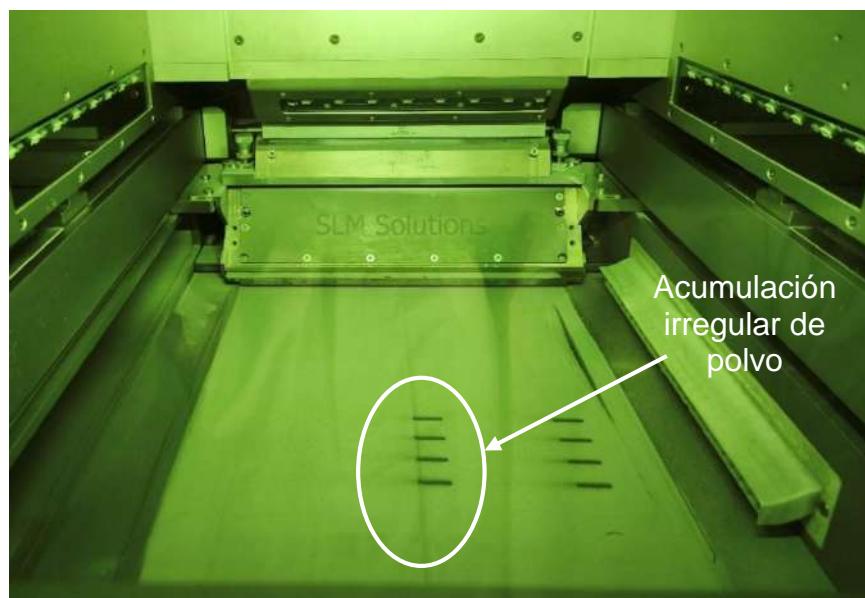


Figura 4.10. Formación de acumulación irregular de polvo debido a la ruptura de wiper durante fabricación en SLM.



Figura 4.11. Deformación en límite de probetas de tensión de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC.

En la Figura 4.12 se presentan las muestras del nanocompuesto desprendidas de la placa. Se observa que la superficie de algunas probetas, así como de las muestras cúbicas, presenta una alta rugosidad acompañada de defectos clasificados como porosidad, atribuibles a la falla del proceso de deposición capa por capa presentado por la ruptura del wiper. Este tipo de porosidad difiere de aquella generada por el atrapamiento de gases en el interior del material o por parámetros inherentes al proceso, ya que está relacionada principalmente con irregularidades en la formación de cada capa durante la fabricación aditiva.

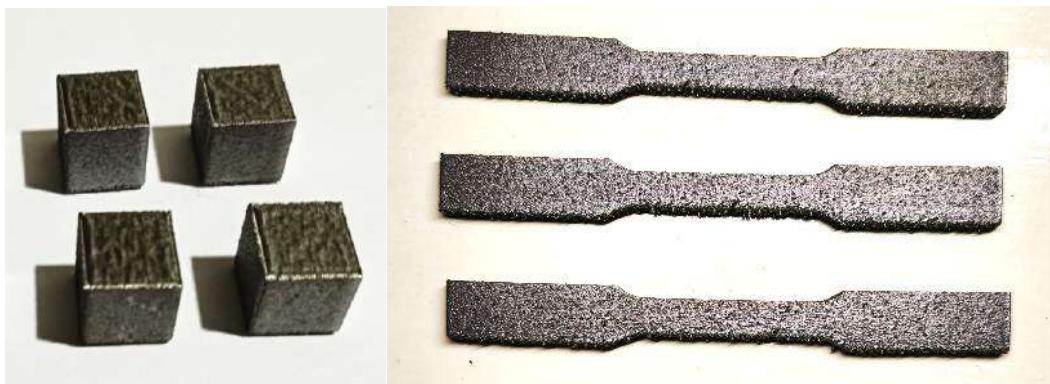


Figura 4.12. Piezas de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC desprendidas de placa de impresión y sin soportes.

4.4 Difracción de Rayos-X (DRX)

Las Figura 4.13 muestra los patrones de difracción de rayos-X (DRX) individuales de: (a) las piezas de AlSi10Mg, (b) AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución ($550^{\circ}\text{C}/2\text{hr}$), (c) AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución y envejecimiento artificial ($550^{\circ}\text{C}/2\text{hr} + 180^{\circ}\text{C}/6\text{hr}$), (d) AlSi10Mg/4.5SiC y (e) AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución ($550^{\circ}\text{C}/2\text{hr}$) procesadas por SLM. El ángulo de difracción 2θ vario de 20° a 90° con un valor de paso de 0.02 grados y un tiempo de incidencia del rayo de 0.4 segundos. Se utilizó una lámpara de Co ($\lambda = 1.79026 \text{ \AA}$) como fuente para reducir el efecto de la fluorescencia en el Al. Todas las piezas a excepción de AlSi10Mg, fueron medidas en la orientación XY.

En todas las muestras se identificaron picos de difracción intensos correspondientes al aluminio, específicamente en $2\theta = 45.61$, $2\theta = 52.76$ y $2\theta = 77.20$; lo que confirma que son las fases mayormente presentes en la muestra debido a su intensidad, siendo la señal en $2\theta = 52.76$ la más intensa de todas en la mayoría de las muestras, a excepción de AlSi10Mg y AlSi10Mg ($550^{\circ}\text{C}+180^{\circ}\text{C}$) (Figuras 4.13 (a) y (c)), en las cuales la señal en $2\theta = 45.61$ es más intensa que en $2\theta = 52.76$. Estas diferencias de intensidades entre ambas señales se deben a que existe un gradiente térmico de una dirección a otra durante el proceso en SLM, lo que provoca un crecimiento preferencial de aluminio en una orientación específica (generalmente para los metales cúbicos, la dirección preferente de crecimiento cristalino es la orientación $<100>$ debido a su menor densidad de empaquetamiento atómico) [2].

También se detectaron señales de difracción débiles en las muestras de AlSi10Mg/4.5SiC con y sin tratamiento térmico (Figura 4.13 (d) y (e)) correspondientes a la fase Al_4SiC_4 en $2\theta = 47.52$ y $2\theta = 66.06$ aproximadamente, lo que confirma la reacción *in situ* entre el aluminio fundido y el SiC a una temperatura elevada de SLM superior a 1670°K (1397°C) [1, 3]. La señal tan débil sugiere que su formación fue mínima y esa fase presente puede ser de tamaño nanométrico.

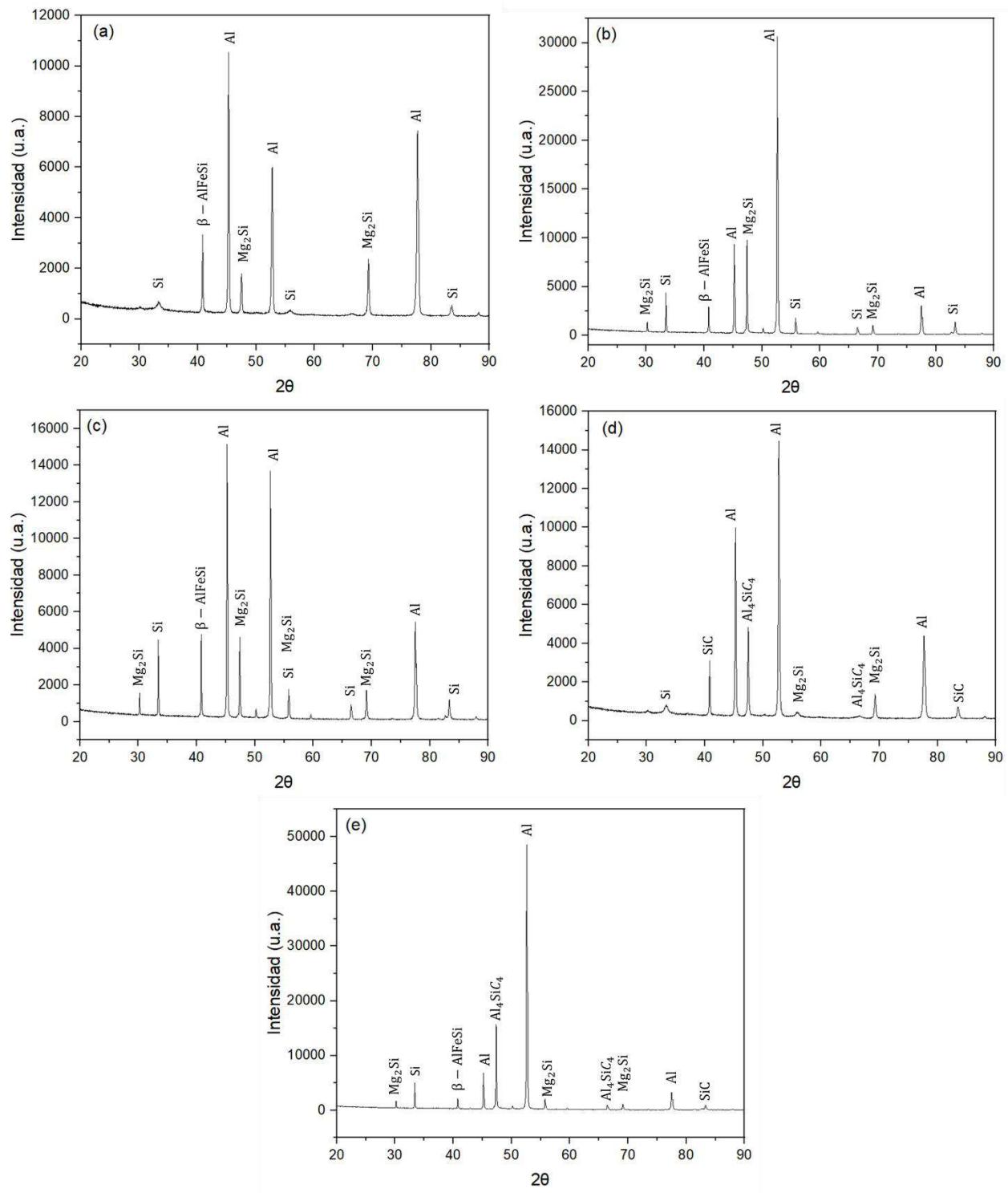


Figura 4.13. Patrones de difracción de rayos X (DRX) de: (a) las piezas de AlSi10Mg, (b) AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución (550°C), (c) AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución y envejecimiento artificial ($550^{\circ}\text{C} + 180^{\circ}\text{C}$), (d) AlSi10Mg/4.5SiC y (e) AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución (550°C) procesadas por SLM.

Por otro lado, se observan que en todas las muestras analizadas presentan señales de difracción menos intensas en aproximadamente $2\theta = 46.72$ y $2\theta = 69.98$ correspondientes a la fase Mg_2Si . Durante el proceso de SLM, se promueve la disolución de Si en la red de Mg lo que favorece la formación de la fase Mg_2Si [1]. Debido al bajo contenido de Mg en el polvo y a la evaporación del Mg durante el proceso SLM, el contenido final de la fase Mg_2Si formada es muy bajo, debido a eso los picos de difracción son menores y a veces pueden ser difíciles de detectar. Cabe resaltar que, debido a la velocidad de enfriamiento extremadamente rápida en el proceso en SLM, la reacción *in situ* suele ser incompleta y una pequeña cantidad de SiC no fundido aún se distribuye en la matriz. Esta es la razón por la que aún se detectan picos de difracción débil del SiC en la lectura del nanocompuesto.

En el caso de los patrones DRX de las muestras tratadas térmicamente (Figuras 4.13 (b), (c) y (e)), los picos de Si tienen intensidades mayores que los de las muestras sin tratamiento térmico, lo cual indica una disminución significativa de la solubilidad del Si en la matriz de Al después de los tratamientos térmicos. Es importante señalar que, después del envejecimiento artificial a $180^{\circ}C$ durante 6 horas, se esperaría que la intensidad de los picos de Si aumentara aún más, debido a que una proporción adicional de átomos de Si se precipita fuera de la matriz de Al como resultado del envejecimiento artificial [4]; sin embargo, la intensidad de los picos de Si permanecieron casi sin cambios (Figura 4.13 (c)) y en algunos casos disminuyeron de intensidad, esto puede deberse a una re-precipitación, en donde empiezan a formarse intermetálicos de Si de menor tamaño en los límites de grano, evitando el efecto de coalescencia.

Además, solo las muestras que se les aplicó tratamiento térmico presentan una señal de Mg_2Si en $2\theta = 30.63$ aproximadamente (Figura 4.13 (b), (c) y (e)). Esto se debe principalmente a que el Si se precipita fuera de la matriz de Al tras el tratamiento térmico, y luego el Si separado reacciona con Mg para formar diferentes fases de Mg_2Si a las que ya se formaron por el mismo proceso en SLM [4]. Sin embargo, las señales de Mg_2Si en las muestras con envejecimiento artificial permanecen prácticamente sin cambios (Figura 4.13 (c)) en comparación con las muestras tratadas solamente con SHT. Esto se debe probablemente al bajo contenido de Mg (0.93 % en peso) en la aleación AlSi10Mg. Aunque

las muestras envejecidas artificialmente precipitan más Si, no queda suficiente Mg residual para formar más fase Mg_2Si , lo que indica que el Mg fue el reactivo limitante para la formación de dicha fase [4]. Asimismo, se visualiza la formación de intermetálicos de β – $AlFeSi$ en la mayoría de las muestras, siendo más intensas las señales en las que se trataron térmicamente, esto debido a la presencia de Fe como impureza en el polvo inicial de $AlSi10Mg$. Esto se corrobora más adelante por caracterización mediante MEB y EDX.

A manera de resumen, en la Figura 4.14 se muestran los patrones de difracción de rayos-X de todos los componentes manufacturados, así como los tratados térmicamente, con el fin de poder comparar visualmente las fases presentadas en cada material estudiado.

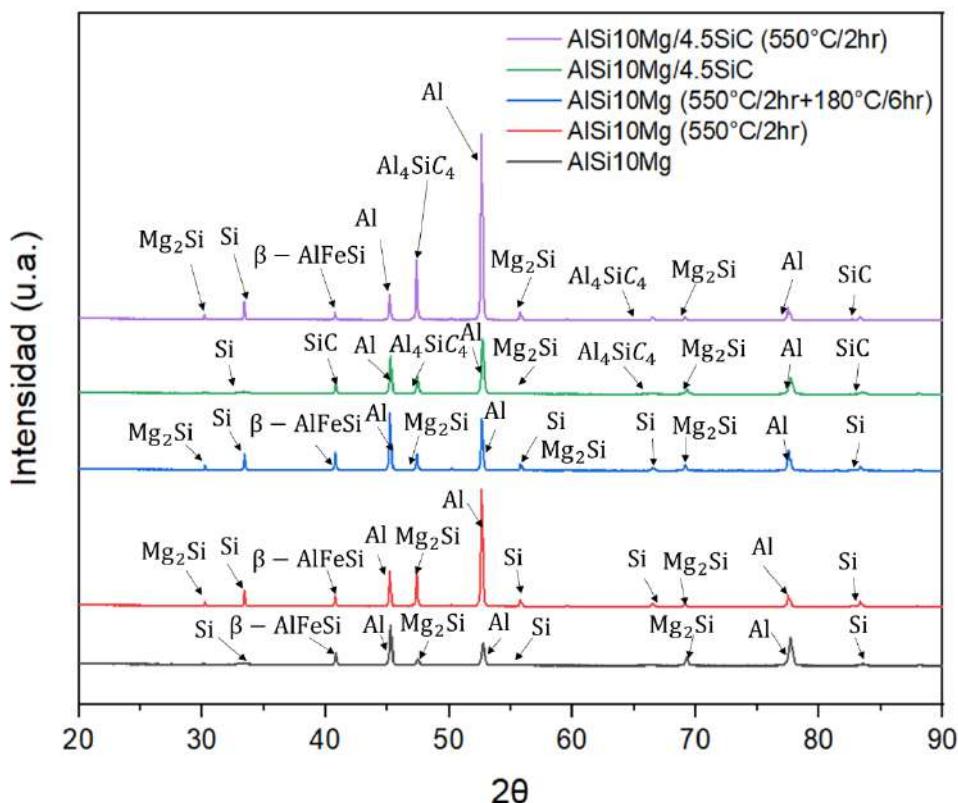


Figura 4.14. Patrones de difracción de rayos-X de los componentes manufacturados, así como los tratados térmicamente.

4.5 Caracterización microestructural de aleación $AlSi10Mg$

A continuación, se presentan las micrografías de la aleación $AlSi10Mg$ manufacturada por SLM a bajas magnificaciones de 100X (Figuras 4.15 (a), (c) y (e)) y 500 (Figuras 4.15 (b),

(d) y (f)). Estas imágenes fueron tomadas en la orientación XY (Fig. 4.15 (a) y (b)), ZX (Fig. 4.15 (c) y (d)) y ZY (Fig. 4.15 (e) y (f)) basándose en la Figura 3.10.

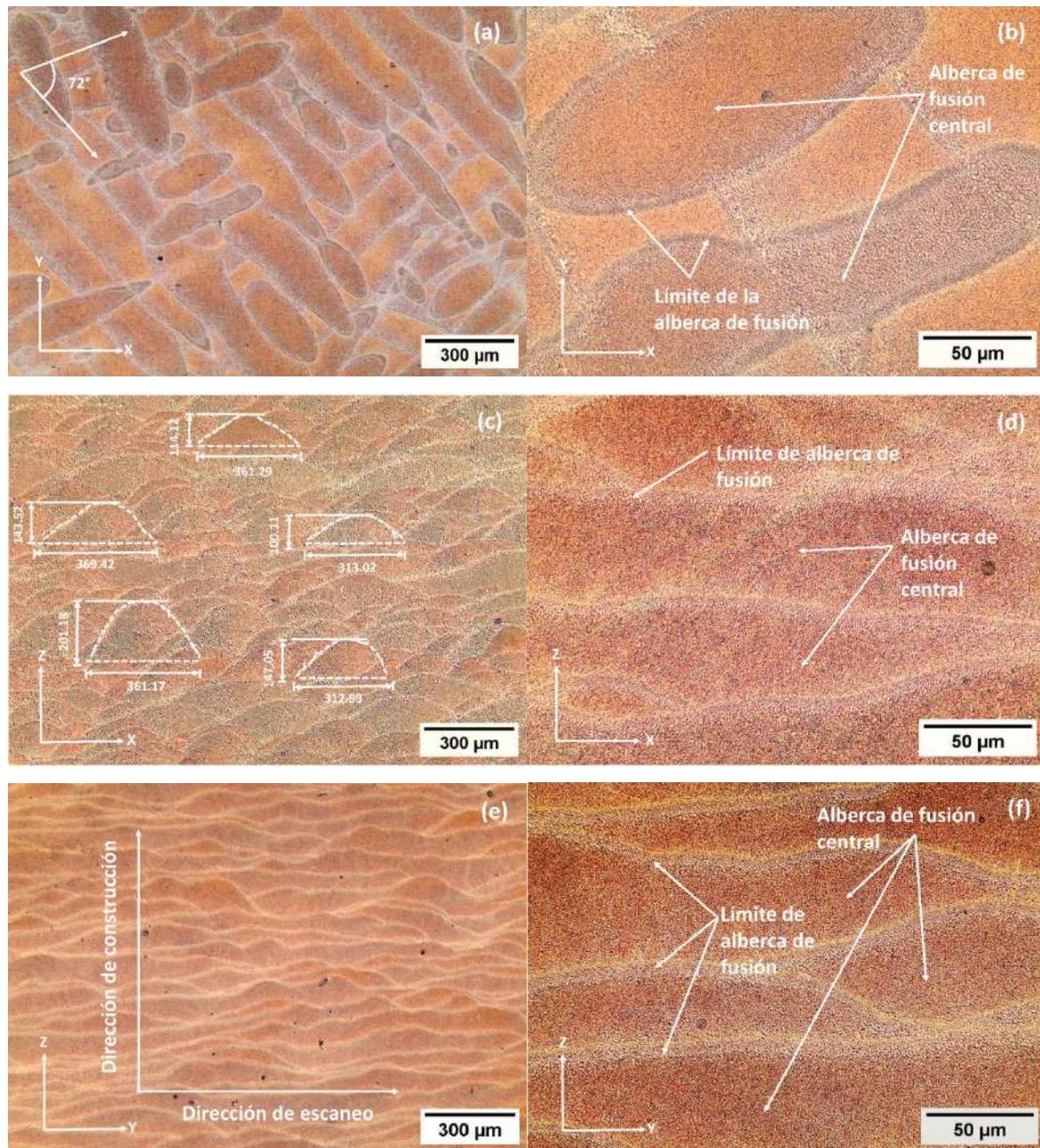


Figura 4.15. Microestructura de muestras de AlSi10Mg manufacturadas por SLM tomadas a 100 y 500 magnificaciones, en las orientaciones XY (a y b), ZX (c y d) y ZY (e y f).

Las micrografías exhiben la microestructura característica del proceso SLM compuestas de albercas de fusión con forma ovalada y semicilíndrica, dependiendo de la orientación, correspondientes a las regiones fundidas y rápidamente solidificadas, como se ha reportado

en literatura [5, 6, 7, 8]. De la orientación XY (vista superior) se revela la morfología de los segmentos de escaneo y un ángulo de rotación de la dirección del láser de 72°, lo cual es coherente a los parámetros anteriormente establecidos para la estrategia de escaneo. De la orientación ZX (vista transversal) se observa la morfología de las albercas de fusión superpuestas con forma semicilíndrica, de esta orientación se determinó una altura promedio de las albercas de fusión que van de los 100 a 200 μm , y con un ancho que va de los 310 a 370 μm , lo cual corresponde a lo reportado en literatura basándose en la densidad de energía utilizada en este estudio (56.98 J/mm^3) [5, 6, 7]. La distancia entre líneas de escaneo de 130 μm y el espesor de capa de polvo de 30 μm provocaron una superposición significativa entre albercas de fusión vecinas como se observa en la Figura 4.15 (c).

Por otra parte, la Figura 4.16 muestra las micrografías MEB de la aleación AlSi10Mg fabricada por SLM, tomadas a altas magnificaciones de 2500x y 5000x respectivamente, y de igual manera en las orientaciones XY (Figura 4.16 (a) y (b)), ZX (Figura 4.16 (c) y (d)) y ZY (Figura 4.16 (e) y (f)), con sus respectivos EDX realizados en cada dirección. Se puede observar claramente en todas las orientaciones los límites de las albercas de fusión, característica por ser una zona celular gruesa; conforme se acerca al centro de la alberca de fusión, pasa por una zona de transición que posteriormente se transforma en una zona celular fina. Cada una de estas tres regiones con microestructuras celulares de diferente tamaño han experimentado diferentes históricos térmicos [4]. Las zonas celulares gruesas y finas están compuestas por granos que corresponden a la matriz α -Al (región oscura), los cuales están rodeados por numerosas partículas finas de Si formando una red fibrosa (región clara). Estas partículas finas de Si conforman la microestructura eutéctica α -Al/Si en las regiones que solidificaron rápidamente. La dispersión fina y uniforme de la red fibrosa de Si en la matriz de Al tiene un efecto positivo en las propiedades mecánicas de las muestras de AlSi10Mg procesadas por SLM tal cual manufacturadas (as-built en inglés) [4].

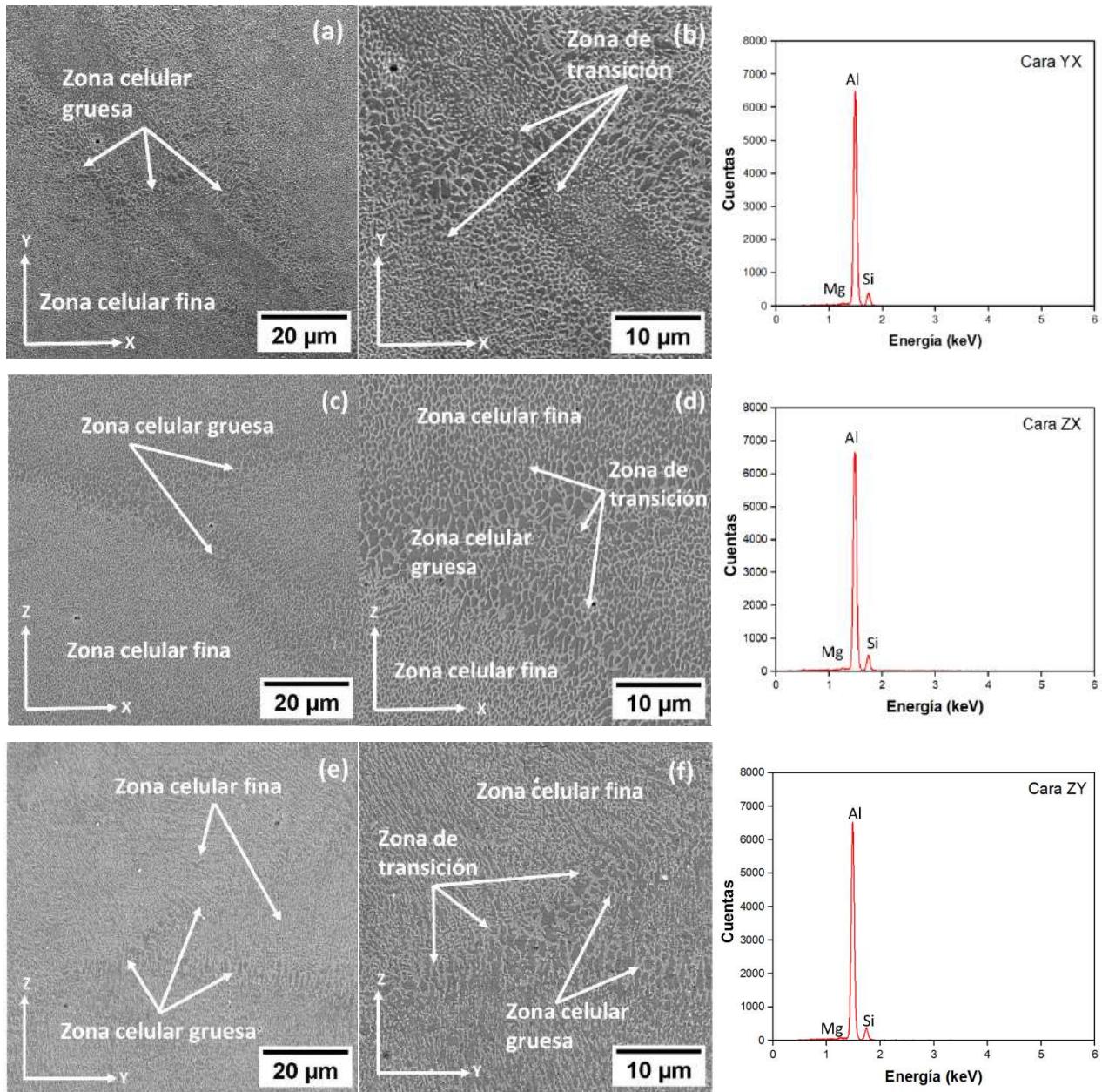


Figura 4.16. Micrografías MEB a de la aleación AlSi10Mg fabricada por SLM, tomadas a altas magnificaciones de 2500x (a, c y e) y 5000x (b, d y f), y tomadas en las orientaciones XY (a y b), ZX (c y d) y ZY (e y f),., con sus respectivos EDX.

En la Figura 4.17 se presentan las micrografías MEB de una de las caras transversales en la orientación ZY a mayor magnificación (15000x) con sus respectivos EDX, en donde se muestra la microestructura del límite de la alberca de fusión. Se observa que ésta consiste principalmente en una distribución con textura tipo granular, con un diámetro promedio de los granos en el límite de la alberca de fusión mayor a 1 μm y con forme se acerca al área

central de la alberca de fusión, el tamaño de grano disminuye con un tamaño de 500 nm en promedio. Según los resultados de la composición química obtenida por EDX, los granos correspondientes a la región oscura (Figura 4.17 (a)) están compuestos de una matriz de α -Al, en donde la mayoría del Mg presente se encuentra en esta zona, por otro lado, la red fibrosa que los rodea, es decir, la región clara (Figura 4.17 (b)), corresponde a α -Al/Si eutéctico. Además, se observa que la red eutéctica Al-Si se desintegra parcialmente en la zona de transición, como resultado del crecimiento del silicio en forma de partículas idiomórficas (de forma bien definida). Este fenómeno se atribuye a un incremento en la tasa de difusión del silicio, lo que favorece su redistribución y aglomeración, rompiendo así la morfología típica de la red eutéctica [4].

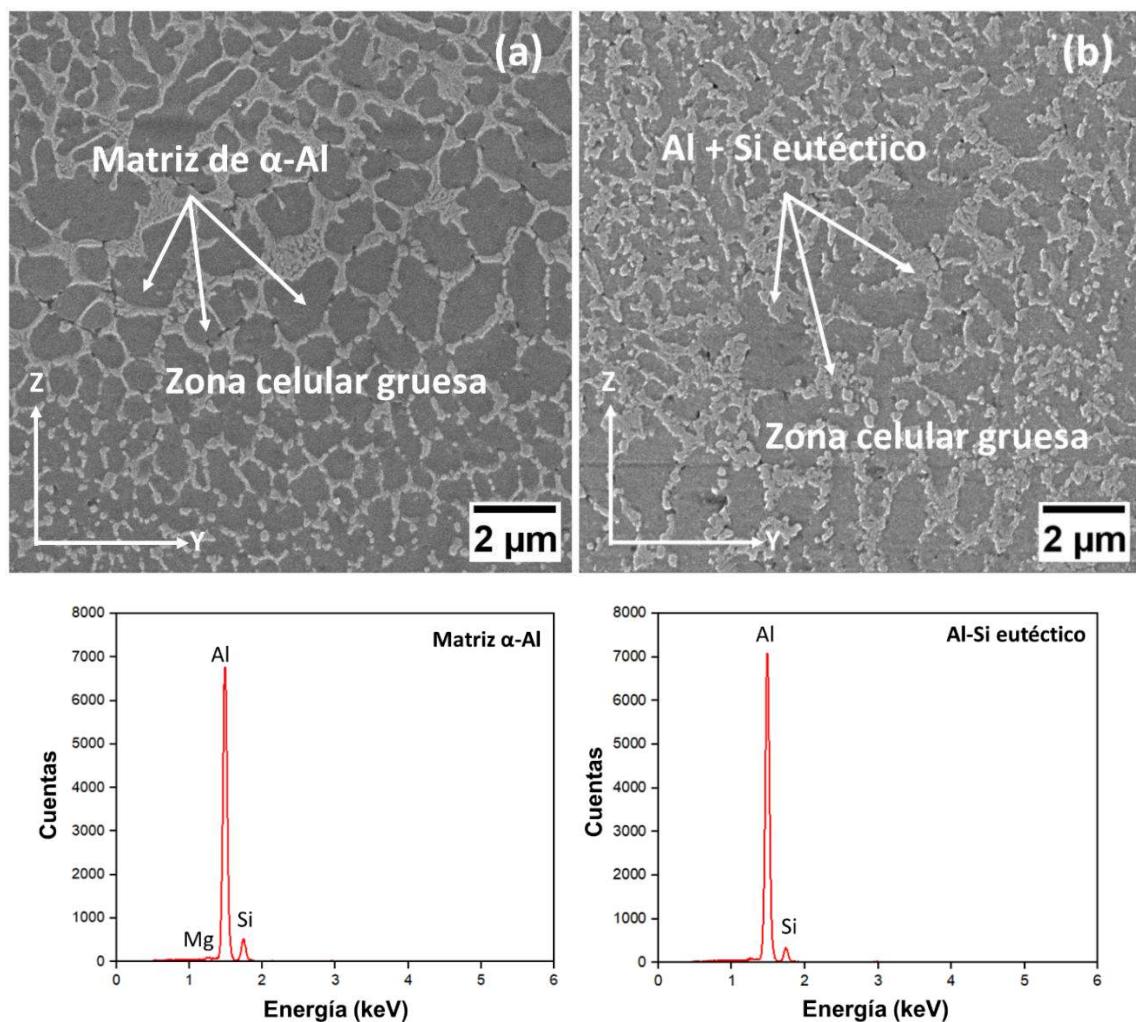


Figura 4.17. Micrografías MEB de la aleación AlSi10Mg tomadas en la orientación ZY a magnificación 15000X con sus respectivos EDX.

4.6 Caracterización microestructural de AlSi10Mg con SHT a 550°C

El efecto del tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs) sobre la microestructura del AlSi10Mg se muestra en la Figura 4.18. Tras este tratamiento se logró observar que las redes fibrosas del Si eutéctico se desvanecieron, además de desaparecer por completo las albercas de fusión características de la rápida solidificación en SLM. Gracias a diversas investigaciones previas, se ha comprobado que a partir de 535°C el Si eutéctico disminuye su solubilidad en la matriz α -Al y en consecuencia se precipita en la misma por completo [10]. Este proceso empieza con la formación de pequeñas partículas de Si, que posteriormente se precipitan principalmente a lo largo de los límites celulares Al-Si y crecen mientras su número disminuye significativamente con el paso del tiempo y el aumento de temperatura. Estos intermetálicos se caracterizan por tener una forma poligonal como se observa en la Figura 4.18. Además, se presenta una fase adicional, la cual se diferencia por su morfología en forma de agujas las cuales se observan en menor cantidad a los intermetálicos poligonales, y se encuentran distribuidas de manera uniforme por toda la matriz de α -Al.

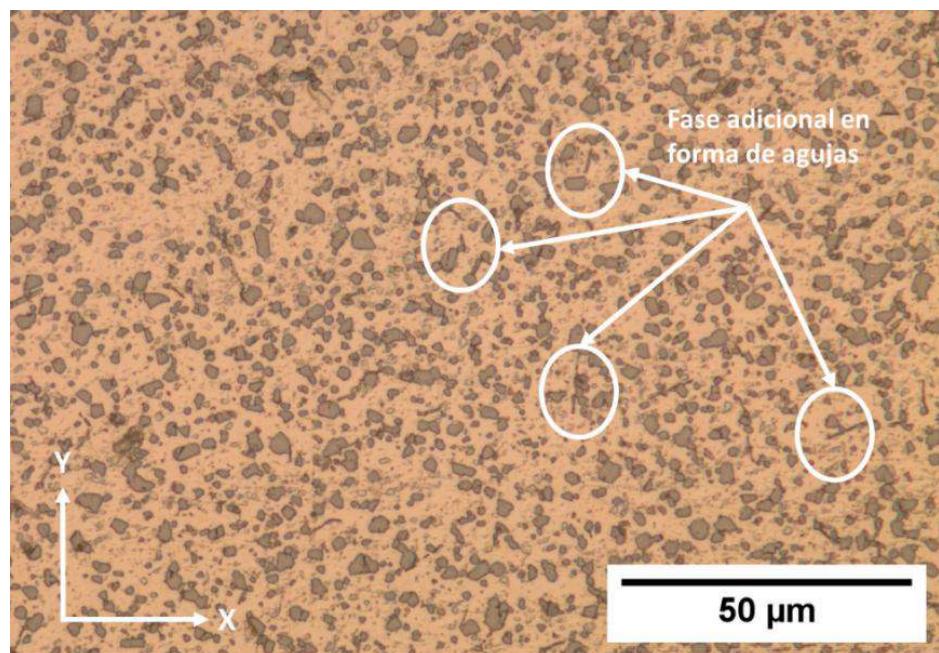


Figura 4.18. Micrografía de AlSi10Mg manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, tomada a 500X en orientación XY, donde se señala algunas de las fases en forma de agujas distribuidas en la matriz de Al.

Estas agujas pueden corresponder a intermetálicos β -AlFeSi, los cuales son los principales responsables, además de los intermetálicos de Si, del aumento en la resistencia a la tensión y microdureza en aleaciones fundidas de Al-Si-Mg y que se ha confirmado la formación de variantes de este compuesto en algunos estudios similares [2, 4, 9]. Las agujas de Mg_2Si también se suelen formar al reaccionar el poco contenido de Mg en la matriz con el Si a una temperatura de 550°C. Por otro lado, las agujas de β – AlFeSi se suelen formar igualmente a esta temperatura debido a que algunos polvos de manufactura aditiva como AlSi10Mg, no son totalmente puros y tienen en su contenido un bajo porcentaje de Fe (como ya se vio en la composición química del proveedor), el cual es suficiente para la formación de agujas de β – AlFeSi, las cuales pueden ser muy frágiles y contribuyen a formar grietas; aunque si aumentan la dureza local, suelen disminuir la tenacidad y ductilidad.

En la Figura 4.19 se presentan las micrografías MEB de AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución (SHT a 550°C) a cuatro diferentes magnificaciones. En la Figura 4.19 (a) y (b) claramente se visualizan los intermetálicos formados de Si, con una estructura poligonal bien definida. Además, en las Figuras 4.19 (c) y (d) se observaron de mejor manera las agujas y se logró observar otra fase en forma de hojuelas que con EDX se determinó que probablemente ambas corresponden al compuesto β – AlFeSi [7] como ya se ha reportado en otras investigaciones previas y se identificó por DRX. No se logró identificar la formación del compuesto Mg_2Si con EDX, aunque no se descarta su presencia ya que se observan mínimas señales en DRX. Por MEB convencional suele ser difícil detectar la formación de esta fase, según otros estudios realizados como el caso de Iturrioz *et al.* [9] quienes observaron la misma formación de esta fase, aunque no lograron identificar mediante DRX ni MEB si se trataba de Mg_2Si , sugiriendo que también pueden pertenecer a la fase β – AlFeSi.

En la Figura 4.20 se muestran los EDX de las zonas señaladas en la micrografía. P1 corresponde al intermetálico en forma de hojuela del compuesto β – AlFeSi. En la Tabla 4.3 se muestra el análisis de composición química de una de las agujas de β – AlFeSi obtenido por EDX en el microscopio electrónico.

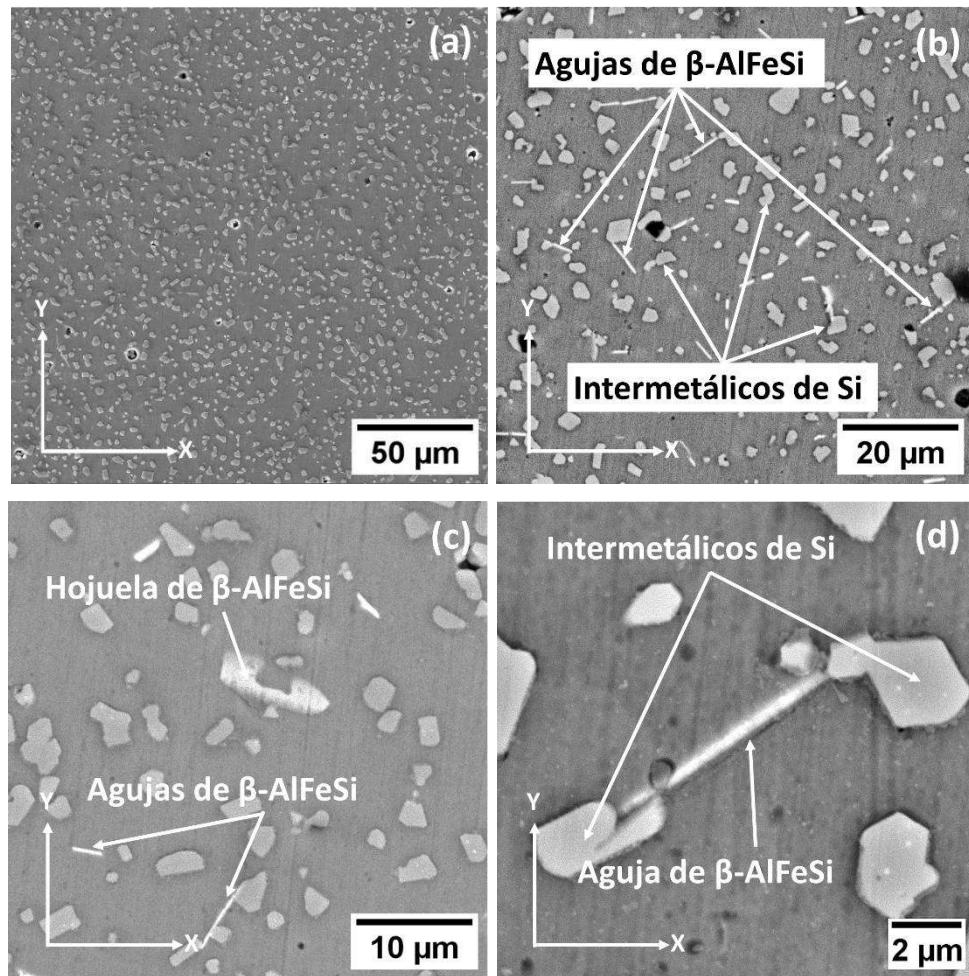


Figura 4.19. Micrografías MEB de AISi10Mg manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, tomadas a diferentes magnificaciones, en la orientación XY.

Debido al porcentaje atómico y las lecturas de energía de diferentes Fe en el EDX se puede suponer que las agujas pertenecen al compuesto β – AlFeSi. Por otro lado, P2 corresponde a la matriz α -Al conformada principalmente de aluminio como se vio anteriormente y en la Tabla 4.4 se muestra su composición química. Por su parte, P3 señala el intermetálico en forma de aguja que de manera similar muestra la misma composición química que la hojuela, suponiendo que ambas fases corresponden al mismo compuesto. Finalmente, P4 corresponde a un intermetálico de forma poligonal que según el análisis EDX está compuesto principalmente de Si como ya se esperaba y en la Tabla 4.5 se muestra su composición química.

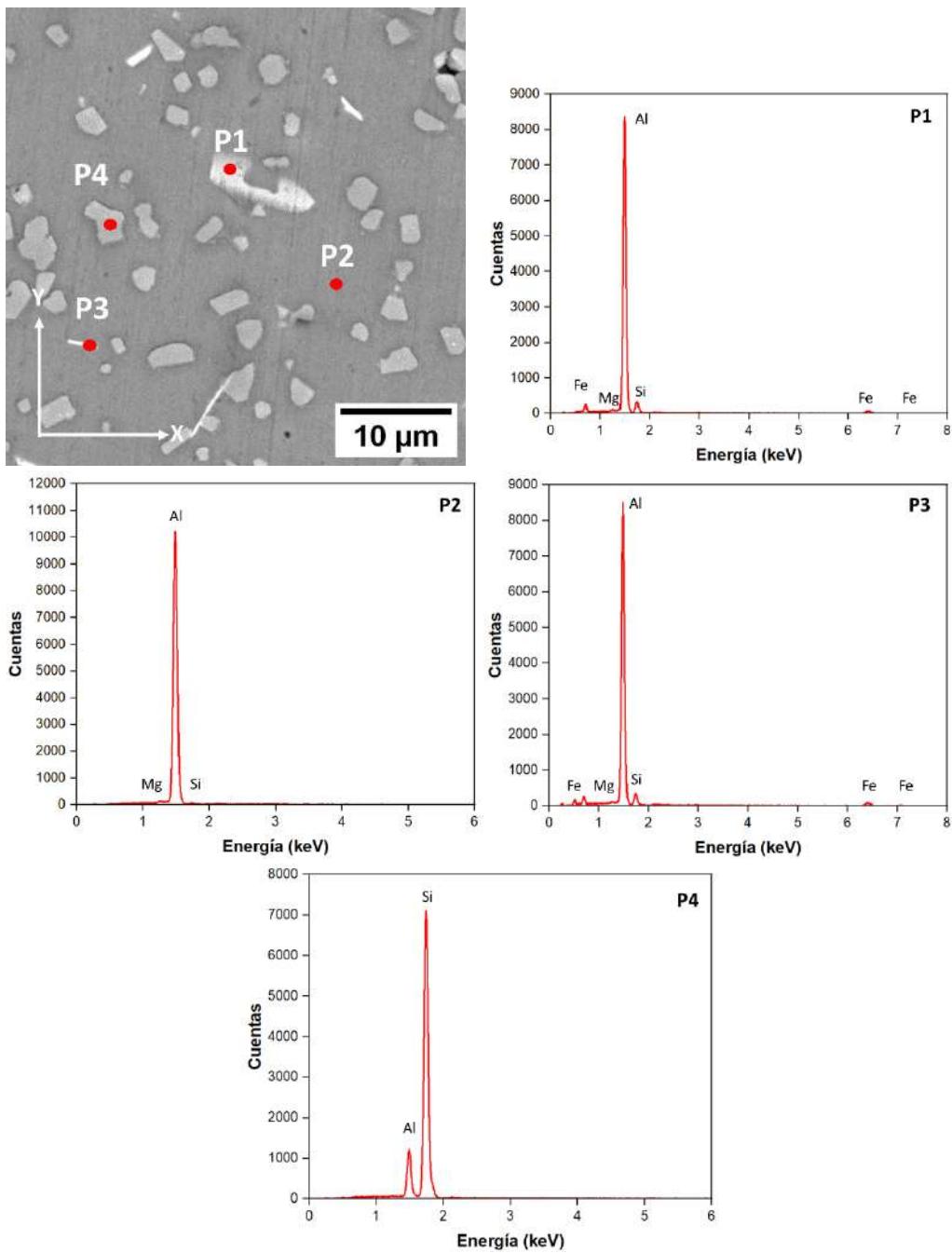


Figura 4.20. Micrografía MEB de AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, con sus respectivos EDX en cada zona señalada.

Tabla 4.3. Composición química del intermetálico β – AlFeSi.

Elemento	C	O	Al	Si	Fe
% Peso	0.27	0.44	88.87	5.82	4.60
% Atómico	0.62	0.76	90.65	5.70	2.27

Tabla 4.4. Composición química de la matriz

Elemento	Al	Si	Mg
% Peso	98.41	0.76	0.83
% Atómico	98.35	0.73	0.92

Tabla 4.5. Composición química del intermetálico de Si

Elemento	Al	Si
% Peso	11.85	88.15
% Atómico	88.15	87.72

4.6.1 Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C

En la Tabla 4.6 se presenta un análisis superficial de los intermetálicos en las tres orientaciones (XY, ZX y ZY) de una muestra de AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs), en la cual para cada orientación se analizaron tres áreas al azar y de las cuales se obtuvieron el número de intermetálicos, área total que abarcan, tamaño promedio de los mismos y porcentaje abarcado en cada sección analizada.

Tabla 4.6. Análisis superficial de intermetálicos en las tres diferentes orientaciones de una muestra AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs)

Orientación	Área analizada	No. de intermetálicos	Área total de intermetálicos (μm^2)	Tamaño promedio de intermetálicos (μm^2)	% Intermetálicos
XY	1	2478	4383.665	1.769	24.063
	2	1294	8130.864	6.284	20.201
	3	1267	7718.721	6.092	18.864
ZY	1	1110	12472.925	11.237	30.367
	2	959	17443.913	18.19	42.562
	3	1033	14842.73	14.369	36.173
ZX	1	404	20186.408	49.966	49.402
	2	1046	14070.894	13.452	34.339
	3	2089	11066.629	5.298	26.944

En la Figura 4.21 se presentan las micrografías de AlSi10Mg con SHT a 550°C en las orientaciones XY (Fig. 4.19 (a)), ZX (Fig.4.19 (b)) y ZY (Fig.4.19 (c)) con su análisis de imagen.

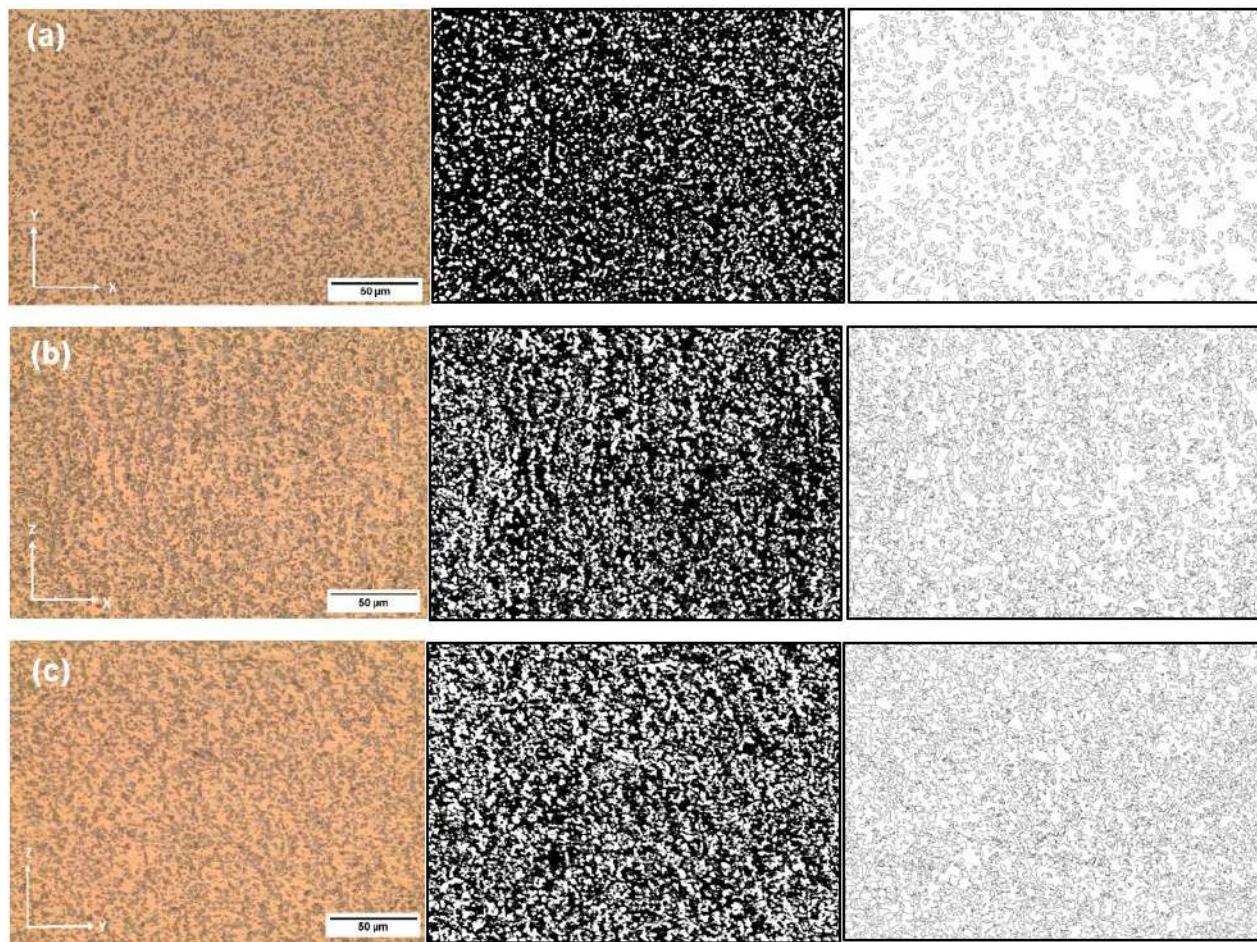


Figura 4.21. Micrografías de AISi10Mg con SHT a 550°C en las orientaciones XY (a), ZX (b) y ZY (c).

Se visualiza que en la orientación XY, el número de intermetálicos es mayor en comparación con las vistas laterales (ZY y ZX), por esta misma razón, el tamaño promedio de los intermetálicos es menor, abarcando menos área en la matriz y en consecuencia se tiene un menor porcentaje de intermetálicos en esta orientación. Por otro lado, en las orientaciones ZY y ZX, el número de intermetálicos es mayor debido a que tienen un mayor tamaño promedio, lo cual hace que estén presentes en mayor área en la matriz y por lo tanto un mayor porcentaje. Este comportamiento se puede deber a los gradientes térmicos en cada orientación; durante el tratamiento térmico, en la muestra cúbica el calor por convección se distribuye de manera más rápida hacia las vistas laterales en comparación a la vista superior. Esto ocasiona que existan intermetálicos más grandes y que abarquen más área en las orientaciones ZY y ZX, en comparación con la orientación XY.

4.7 Caracterización microestructural de AlSi10Mg con SHT a 550°C + AA a 180°C

El efecto del tratamiento térmico de solución más el envejecimiento artificial (550°C/2hrs + 180°C/6hrs) sobre la microestructura del AlSi10Mg se muestran en las micrografías MEB en la Figura 4.22.

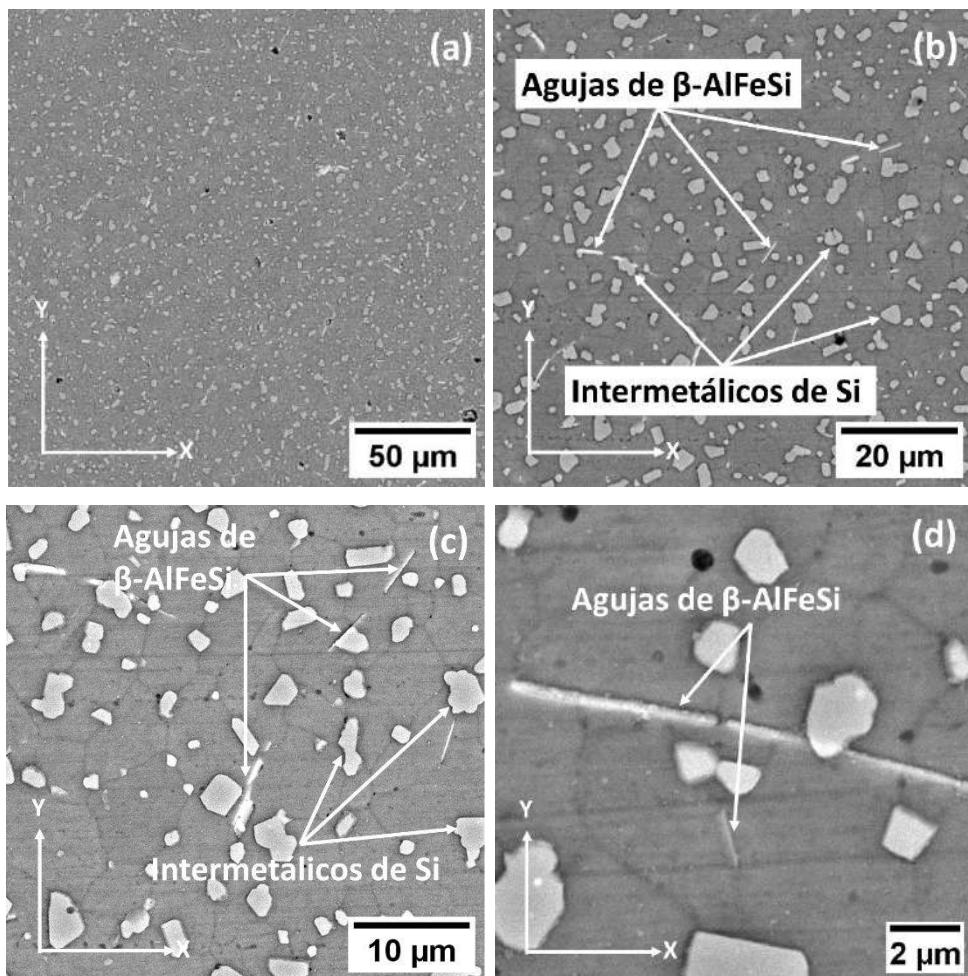


Figura 4.22. Micrografías MEB de AlSi10Mg manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C y envejecimiento artificial a 180°C, tomadas a diferentes magnificaciones, en la orientación XY.

Tras haber sometido las muestras al envejecimiento a 180°C durante 6 horas, se observó una mejor definición de los intermetálicos de Si en la matriz sin engrosamiento significativo en los intermetálicos de Si, además, la cantidad de agujas de β – AlFeSi se mantuvo aparentemente constante, esto se puede deber a que ya había reaccionado todo el Mg y Fe disponible en la matriz, por lo que fue el agente limitante para la reacción. Es importante

mencionar que diversos estudios han señalado que las grietas o fracturas tienden a seguir el camino eutéctico, es decir, las redes fibrosas de Si, ya que estas suelen ser más frágiles en comparación a la matriz de aluminio. De esto se rescata que es importante el análisis del tamaño de los intermetálicos en ambos tratamientos, ya que un tamaño mayor del intermetálico poligonal de Si puede ser perjudicial para el desempeño mecánico de la aleación por SLM.

Se midieron los diámetros de cierto número de precipitados con el fin de comparar si existe un aumento o disminución en el tamaño de las partículas de Si. En el caso del tratamiento térmico de solución se visualizaron precipitados más gruesos con un diámetro promedio de 2.22 μm , mientras que el tratamiento térmico de solución con el envejecimiento artificial generó una ligera disminución en el diámetro promedio pasando a 1.68 μm . Este análisis se realizó solamente a las micrografías MEB que se muestran en las Figuras 4.19 (b) y 4.22 (b). Más adelante se muestra el análisis superficial de los intermetálicos realizado a micrografías tomadas por microscopio óptico donde se abarca más área.

Otra característica importante de mencionar es que en las Figuras 4.22 (c) y (d) se visualizan unos límites de grano que antes no eran visibles en las micrografías del tratamiento térmico de solución. Estos límites de grano pueden pertenecer a las zonas donde se encontraba el Si eutéctico, que con el tratamiento térmico fue expulsado de la matriz de Al sobresaturada para empezar a formar las partículas de Si que suelen precipitar principalmente a lo largo de estos límites celulares Al-Si y crecen con el aumento de temperatura, disminuyendo significativamente en número [4]. Por su parte, en la Figura 4.23 se muestran de igual manera los EDX de la micrografía de AISi10Mg con tratamiento térmico SHT, con sus respectivas zonas señaladas.

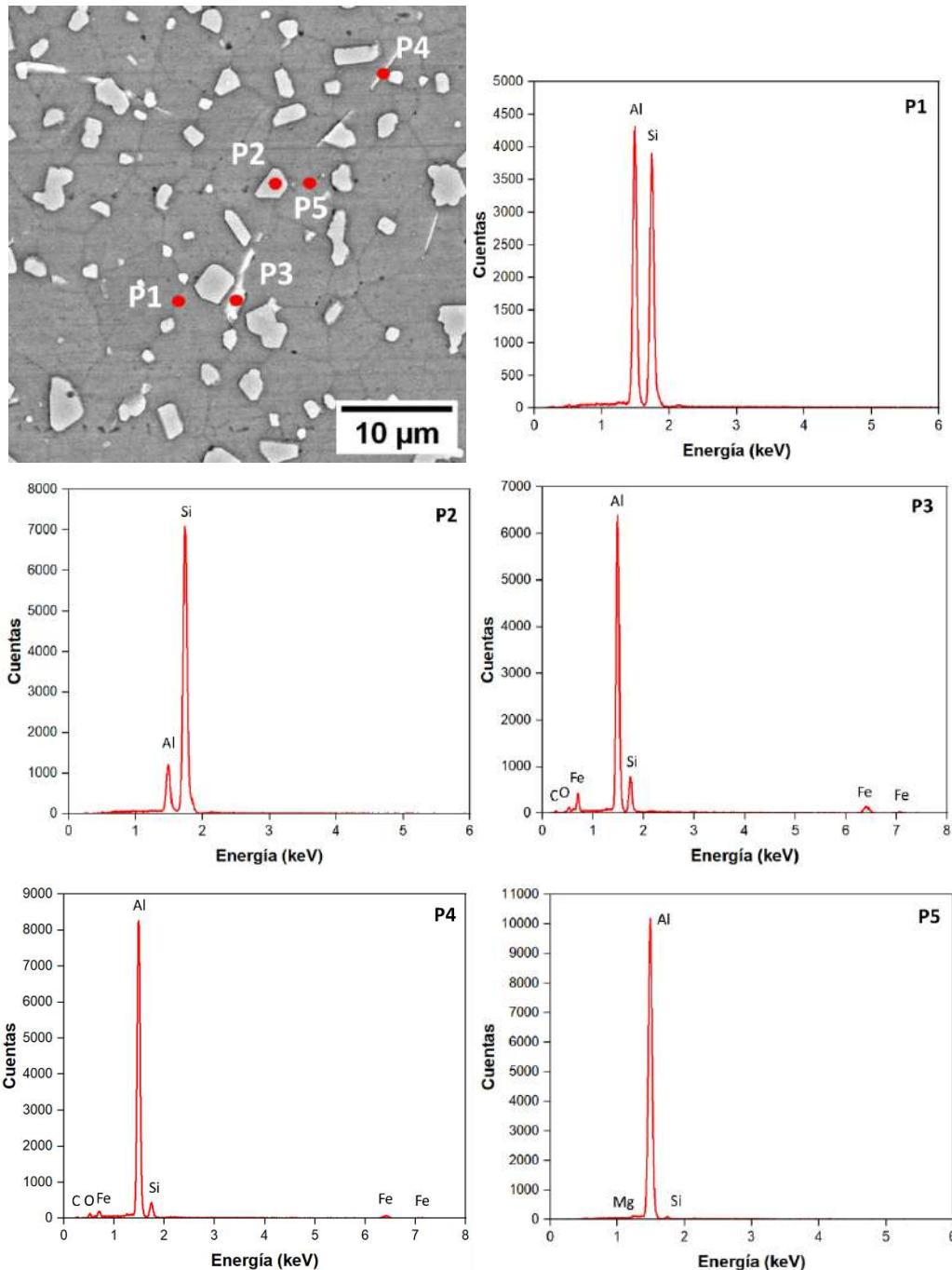


Figura 4.23. Micrografía MEB de AISi10Mg con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C + Envejecimiento artificial a 180°C, con sus respectivos EDX en cada zona señalada.

El puntual P1 muestra en este caso el “límite de grano” de la misma matriz de aluminio, el cual muestra la Tabla 4.7 que tiene mayor contenido de Si del comúnmente encontrado en esa zona, esto puede deberse a que en esos límites se esté concentrando el Si que posteriormente forma los intermetálicos que van creciendo. Esto se está suponiendo ya que

se observa que la mayoría de los intermetálicos de menor tamaño se encuentran incrustados en estos límites de grano. Por otro lado, P2 señala un intermetálico de Si de mayor tamaño conformado casi en su totalidad de Si (Tabla 4.8). P3 y P4 señalan intermetálicos en forma de aguja que según el análisis EDX pertenece al compuesto Fe (β – AlFeSi), con un ligero contenido de oxígeno el cual puede deberse a la oxidación por el ataque químico previamente realizado (Tabla 4.9). Por último, P5 corresponde a otro límite de grano de la matriz, sin embargo, en este caso, la composición de Si es baja (Tabla 4.10), siendo similar a la comúnmente encontrada para la matriz α -Al, ya que no en todas las zonas de los límites de grano se puede encontrar concentraciones de Si suficientes como para conformar los intermetálicos poligonales de Si.

Tabla 4.7. Composición química de límite de grano de matriz

Elemento	Al	Si
% Peso	24.42	75.58
% Atómico	25.16	74.84

Tabla 4.8. Composición química de intermetálico de Si

Elemento	Al	Si
% Peso	11.85	88.15
% Atómico	88.15	87.72

Tabla 4.9. Composición química de intermetálico β – AlFeSi.

Elemento	C	O	Al	Mg	Si	Fe
% Peso	1.01	0.56	87.28	0.27	3.86	7.02
% Atómico	2.65	1.10	87.64	0.35	4.31	3.95

Tabla 4.10. Composición química de la matriz

Elemento	Al	Si	Mg
% Peso	76.71	22.75	0.54
% Atómico	77.36	22.04	0.61

4.7.1 Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C + AA a 180°C

En la Tabla 4.11 se presenta el análisis superficial de los intermetálicos en las tres orientaciones de una muestra de AlSi10Mg con tratamiento térmico de solución más envejecimiento artificial (550°C/2hrs + 180°C), en la cual para cada orientación se

analizaron las mismas características que para las muestras con el tratamiento térmico de solución.

Tabla 4.11. Análisis superficial de intermetálicos en las tres diferentes orientaciones de una muestra AISi10Mg con tratamiento térmico de solución más envejecimiento artificial (550°C/2hrs + 180°C/6hrs)

Orientación	Área analizada	No. intermetálicos	Área intermetálicos (μm^2)	Total de intermetálicos (μm^2)	Tamaño promedio de intermetálicos (μm^2)	% Intermetálicos
XY	1	1249	7064.837	5.656	17.162	
	2	1344	8801.26	6.549	21.518	
	3	1224	6593.705	5.387	16.107	
ZY	1	2028	13338.272	6.577	32.52	
	2	2129	11355.051	5.334	27.723	
	3	1990	10442.646	5.248	25.496	
ZX	1	1159	17494.99	15.095	42.714	
	2	1115	19471.447	17.463	47.519	
	3	2060	10949	5.315	26.657	

En la orientación XY el número de intermetálicos disminuyó ligeramente en comparación al tratamiento térmico de solución, además, el tamaño promedio de las partículas se mantuvo prácticamente sin cambios, y, por último, el porcentaje de partículas disminuyó mínimamente. Por otro lado, en las orientaciones ZY y ZX, el número de partículas aumentó en comparación al primer tratamiento, sin embargo, el área total de intermetálicos y su tamaño promedio disminuyó en ambas vistas laterales, volviéndose más finos los intermetálicos, teniendo en consecuencia un menor porcentaje de intermetálicos en cada área analizada. En la Figura 4.24 se muestran el análisis superficial de las micrografías de AISi10Mg con SHT a 550°C + envejecimiento artificial a 180°C en las orientaciones XY (Fig. 4.24 (a)), ZX (Fig.4.24 (b)) y ZY (Fig.4.24 (c)).

Con base en este análisis, se observa que los intermetálicos disminuyeron de tamaño y aumentó la cantidad de estos distribuidos en la matriz, lo cual corrobora y se complementa con la medición previa de los diámetros promedio de los intermetálicos en cada tratamiento.

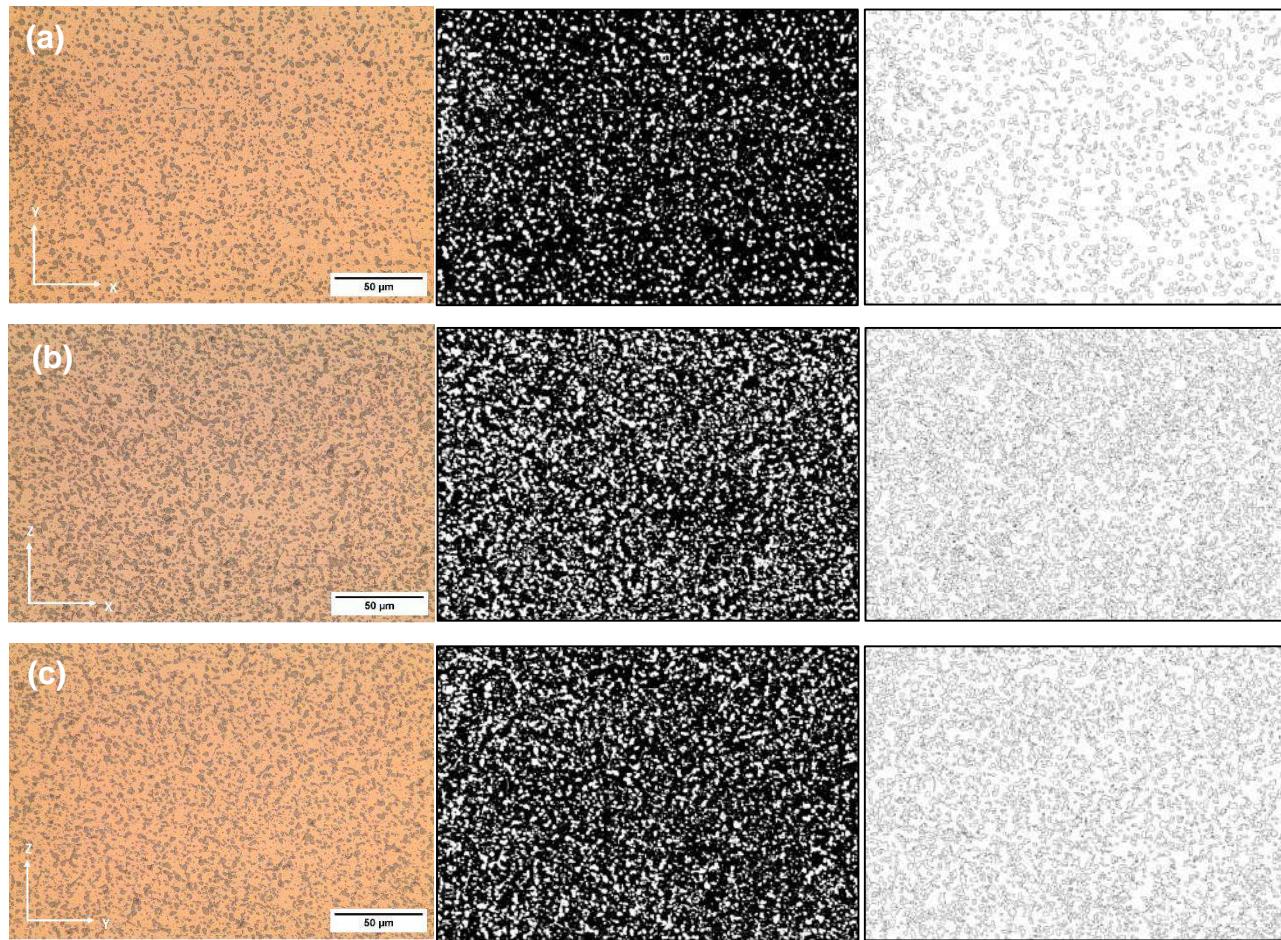


Figura 4.24. Análisis superficial de las micrografías de AlSi10Mg con SHT a 550°C + Envejecimiento artificial a 180°C en las orientaciones XY (a), ZX (b) y ZY (c) a magnificación 500X.

Este comportamiento es inusual en comparación con lo reportado en la literatura al aplicar un tratamiento térmico T6, ya que después del envejecimiento artificial, los precipitados suelen crecer ligeramente y disminuir su número debido a la maduración de Ostwald y a la coalescencia de las partículas pequeñas de Si [4]. Sin embargo, debido a que la temperatura de 180°C es relativamente baja y se acortó el tiempo a 6 horas, cuando la mayoría de los envejecimientos artificiales se llevan a cabo por 12 horas, es posible que se detuviera la maduración de Ostwald, e incluso se formaran nuevas partículas más finas en lugar de crecer las existentes, a este fenómeno se le conoce como re-precipitación, es decir, en lugar de un engrosamiento o “coarsening” en inglés, se dio un refinamiento secundario. Otro factor que también pudo haber afectado es que el enfriamiento después del envejecimiento se realizó rápidamente en agua a temperatura ambiente, haciendo imposible que ciertas fases tuvieran tiempo de crecer [4].

4.8 Caracterización microestructural de AlSi10Mg/4.5SiC

A continuación, se presentan las micrografías de la microestructura del nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC manufacturado por SLM a bajas magnificaciones de 100 (Figuras 4.25 (a), (c) y (e)) y 500 (Figuras 4.25 (b), (d) y (f)). Estas imágenes fueron tomadas en la orientación XY (Fig. 4.25 (a) y (b)), ZX (Fig. 4.25 (c) y (d)) y ZY (Fig. 4.25 (e) y (f)) basándose en la Figura 3.10. Las micrografías exhiben de manera similar la microestructura característica del proceso SLM compuestas de albercas de fusión con forma ovalada y semicilíndrica, dependiendo de la orientación. En la orientación XY o vista superior se visualiza la morfología de los segmentos de escaneo bien definidos y en una sola dirección sin observar subcapas que muestren el ángulo de rotación del láser. El ancho de los segmentos de escaneo o albercas de fusión ronda de los 120 a 180 μm en promedio, correspondiente a la distancia entre líneas de escaneo utilizada.

En la orientación ZX se observan albercas de fusión semicilíndricas bien formadas, con alto y ancho promedio de 143.67 μm y 380.84 μm respectivamente, aunque es importante señalar que la variación en tamaño es amplia, como se observa en la Figura 4.25 (c). En comparación con las micrografías de AlSi10Mg de la misma orientación ZX (Figura 4.15 (c) y (d)), las albercas de fusión del nanocompuesto son más anchas en general (hasta 450 μm) en contraste con AlSi10Mg (hasta 370 μm), disminuyendo su altura ligeramente, donde la mayor altura medida de las albercas del nanocompuesto fue de 188 μm , y la de la aleación AlSi10Mg alcanzaron más de los 200 μm . Esta mínima variación en las medidas de las albercas de fusión se debe al cambio de los parámetros de fabricación para el nanocompuesto. Estos cambios se realizaron debido a que la adición de nanopartículas cerámicas, modifican significativamente el comportamiento térmico del sistema durante la fabricación, ya que en este caso el SiC muestra una alta reflectancia y mayor conductividad que la matriz de Al, lo que reduce la absorción del láser y acelera la disipación del calor, además de que incrementa la viscosidad al fundirse, disminuyendo su fluidez. Por esa razón, se disminuyó la potencia del láser de 400 a 310 W y la velocidad de escaneo de 1800 mm/s a 1000 mm/s, aumentando así la energía lineal y asegurar una mejor fusión. Además, la distancia entre líneas de escaneo también se modificó de 130 a 100 μm para mejorar la superposición entre capas, evitando que queden huecos o poros entre ellas y así

compensar el efecto térmico adverso del refuerzo. Por otro lado, en las Figuras 4.25 (d) y (f) se señalan el centro y límite de las albercas de fusión. Finalmente, en la Figura 4.25 (e) se muestra la dirección de construcción y escaneo en la orientación ZY.

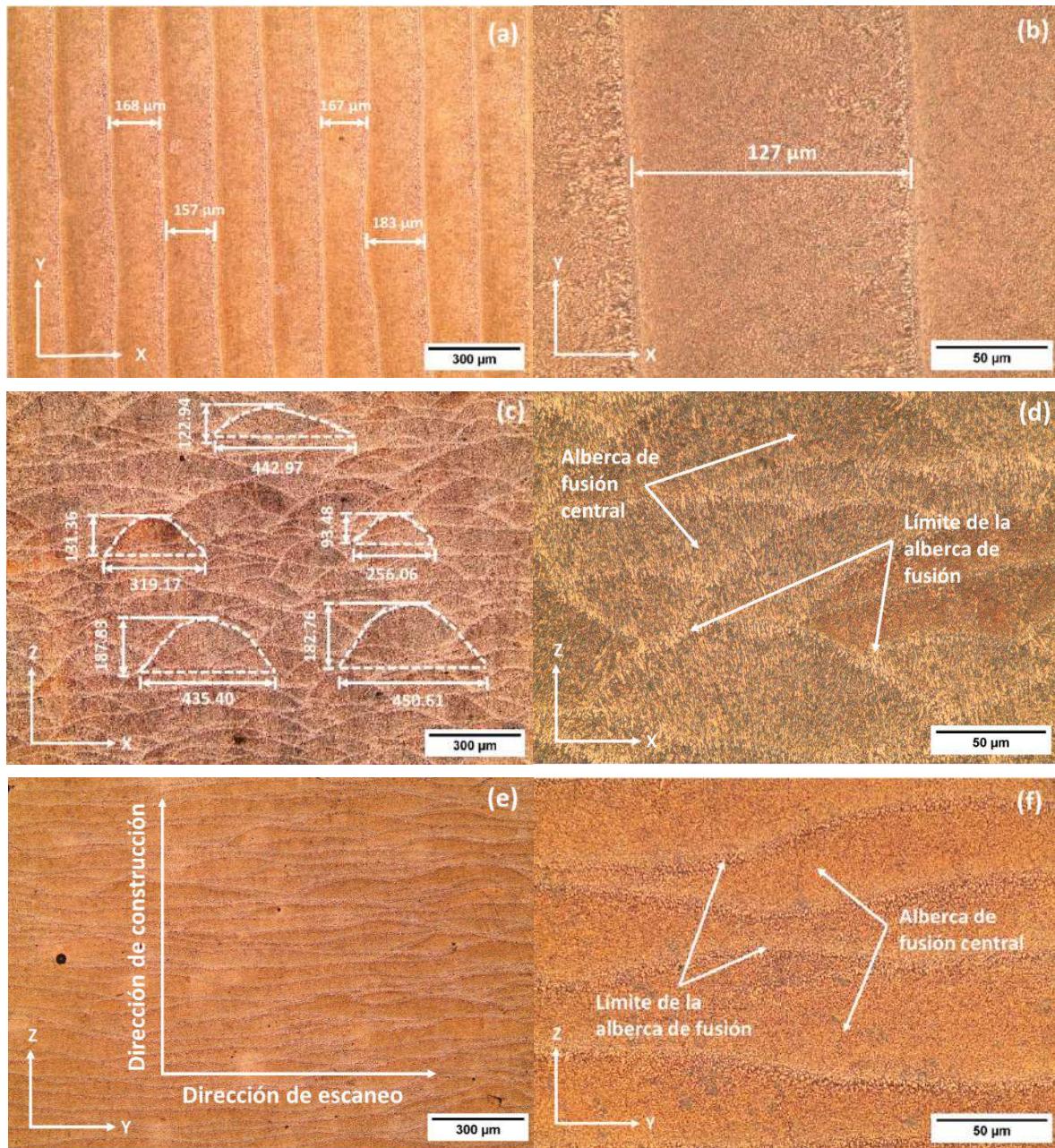


Figura 4.25. Microestructura de muestras de nanocomuesto AlSi10Mg/4.5SiC manufacturadas por SLM tomadas a 100 y 500 magnificaciones, en las orientaciones XY (a y b), ZX (c y d) y ZY (e y f).

En la Figura 4.26 se presentan las micrografías MEB de AlSi10Mg/4.5SiC a altas magnificaciones y tomadas con detector ES, en la orientación XY (Figura 4.26 (a) y (b)),

orientación ZX (Figura 4.26 (c) y (d)) y orientación ZY (Figura 4.26 (e) y (f)). En las tres orientaciones se señala las zonas celulares finas y gruesas de igual manera que con la aleación AISi10Mg. Se puede observar que la forma de los granos difiere en cada orientación, siendo más alargado en la dirección ZX, esto se debe al gradiente térmico que se da en cada dirección.

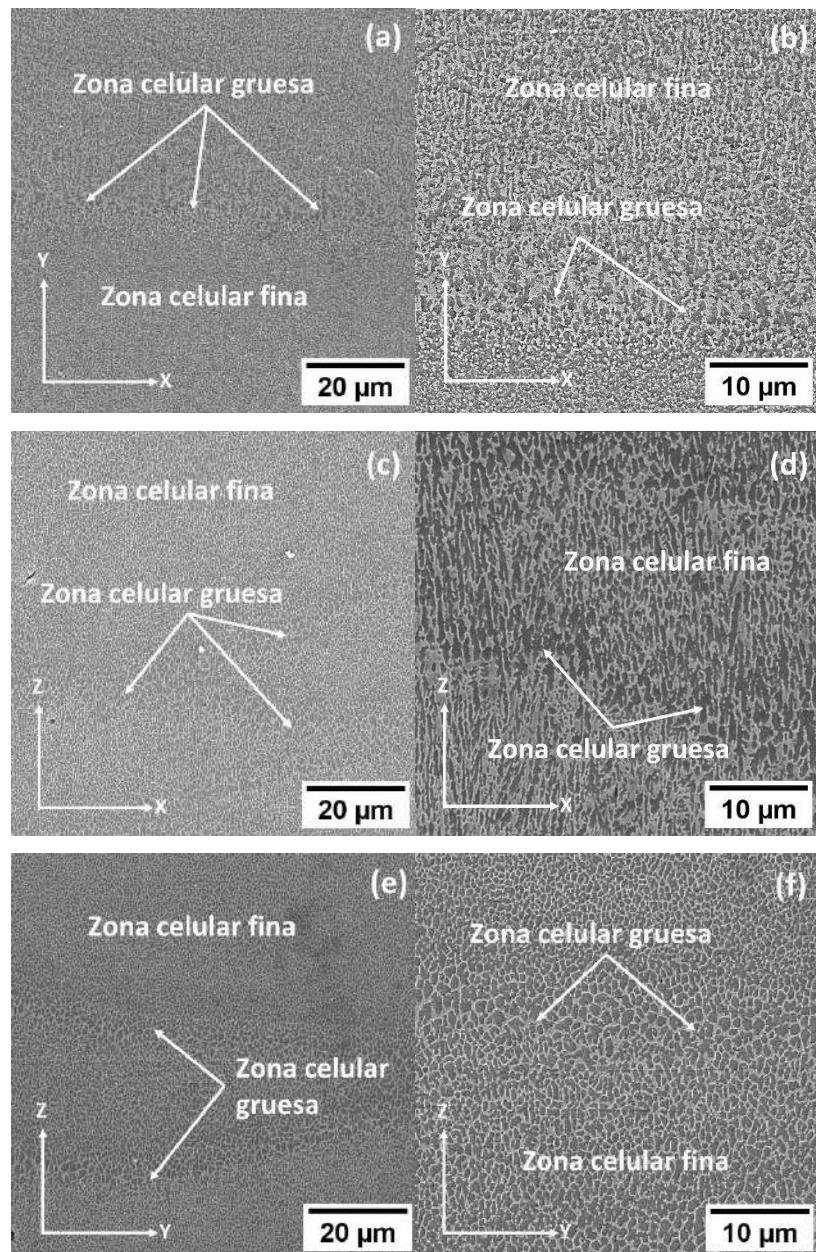


Figura 4.26. Micrografías MEB de nanocompuesto AISi10Mg/4.5SiC a diferentes magnificaciones donde se observan las zonas celulares finas y gruesas.

Una característica importante de señalar es que se observa un cambio en la estructura de las columnas celulares en el nanocompuesto. La Figura 4.27 muestra una comparativa a gran magnificación de la forma de la zona celular gruesa de la cara transversal ZX de AlSi10Mg/4.5SiC (Figura 4.27 (a)) y como cambia en AlSi10Mg (Figura 4.27 (b)), observando en el nanocompuesto un alargamiento en el eje Z y disminución del ancho de las columnas celulares en el eje X (0.45-0.65 μm de ancho), además de una menor definición de los límites celulares en comparación a la aleación sin refuerzo, que posee límites celulares más claros y con un mayor tamaño de grano (0.95 -1.45 μm de diámetro). Esta diferencia se atribuye como ya se mencionó antes a la modificación de los parámetros de fabricación, además de que se da un refinamiento de grano debido a la adición del refuerzo. Las nanopartículas de SiC se colocan principalmente en los límites de grano, actuando como una barrera física que impide el crecimiento de los granos (Efecto Hall-Petch) [1,9,16,17]. Estas regiones son más débiles debido a la desalineación atómica y defectos cristalinos, por esa razón es más fácil que si existe porosidad se dé la aparición de fracturas.

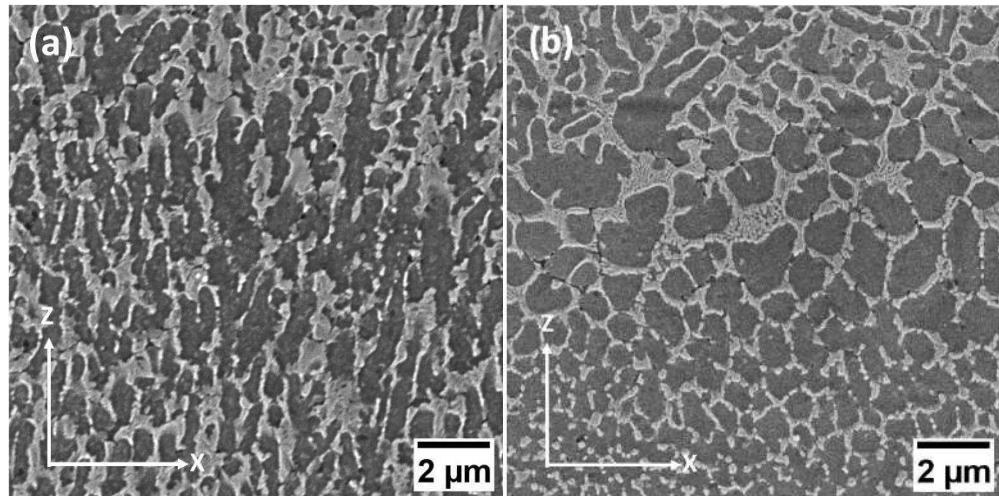


Figura 4.27. Micrografías MEB de (a) AlSi10Mg/4.5SiC y (b) AlSi10Mg de la zona celular gruesa en orientación ZX.

Por otro lado, con el fin de favorecer la reacción *in situ* entre el refuerzo de las nanopartículas de SiC y la matriz de Al en el baño de fusión, se seleccionó una densidad de energía mayor en comparación a la establecida para la aleación de AlSi10Mg. Esta alta densidad de energía lineal del láser favoreció la formación de la fase Al_4SiC_4 durante el

proceso de manufactura, como se pudo corroborar por DRX. Las partículas finas de SiC y la fase Al_4SiC_4 se distribuyen de manera uniforme gracias a que son impulsadas por la convección de Marangoni [1].

Con el fin de corroborar la distribución de las nanopartículas, en la Figura 4.28 se presenta el análisis lineal de la micrografía de la Figura 4.26 (a), donde se muestra la variación de la concentración de los elementos presentes en el nanocompósito a lo largo de la distancia señalada. Este análisis se realizó en uno de los límites de la alberca de fusión donde la zona celular es más gruesa y donde se quería corroborar si se presentaba mayor cantidad de C y Si que indique la presencia de aglomeraciones de las nanopartículas de SiC, ya que a esta magnificación no son visibles.

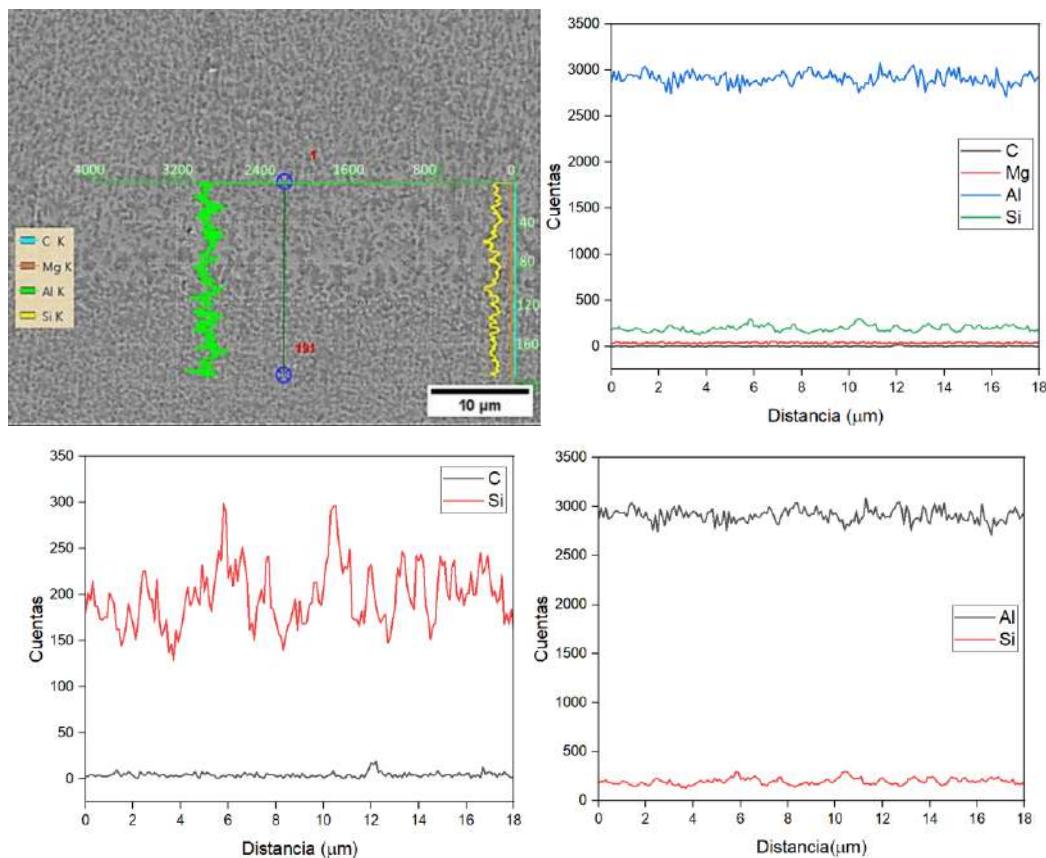


Figura 4.28. Análisis lineal de micrografía MEB de nanocompósito AISi10Mg/4.5SiC en la orientación XY.

Según las gráficas de la Figura 4.27, en las zonas donde hay menor concentración de aluminio, existe mayor contenido de silicio, sin embargo, la concentración de carbono es mínima y con poca variación en comparación al Si, aunque no se descarta la presencia del

carburo en un minimo porcentaje. Las gráficas solo abarcan una distancia que va desde los 0 a 18 μm , con el fin de visualizar a menor escala el cambio de concentración.

De la misma manera en la Figura 4.29 se presenta el análisis lineal de la micrografía de la Figura 4.26 (c), que corresponde a la dirección ZX. En este caso las gráficas abarcan desde los 0 a 35 μm , aunque se visualiza de mejor manera en la micrografía que existe un ligero aumento en la concentración de Si al acercarse a las zonas celulares gruesas, sin embargo, la concentración de carbono parece mantenerse sin cambios a lo largo de toda la distancia analizada al igual que en la Figura 4.28.

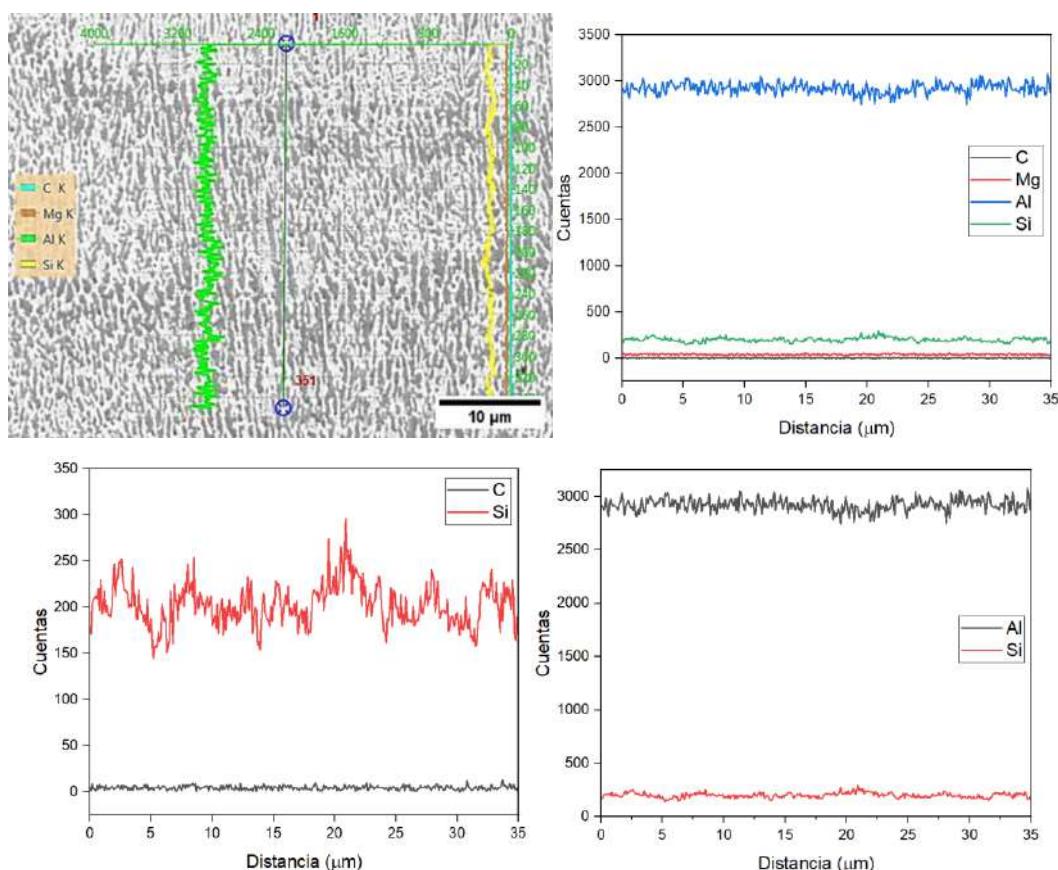


Figura 4.29. Análisis lineal de micrografía MEB de nanocomuesto AISi10Mg/4.5SiC en la orientación ZX.

Según los resultados del análisis lineal, se pudo corroborar la presencia constante de carbono a lo largo de las zonas celulares (tanto gruesas como finas), lo que puede indicar que las nanopartículas se distribuyeron de manera uniforme en algunas zonas, aunque se teoriza que solo en los límites de grano es donde se encuentra mayor concentración de las

mismas debido a la tendencia que tienen a alojarse en esas zonas y al refinamiento de grano ya observado.

Cabe señalar que la mínima cantidad de Si y C presente puede deberse a que cuando el SiC se calienta a temperaturas extremadamente altas, una parte de este se descompone completamente en vapor de Si y C durante el proceso de manufactura SLM, lo que resulta en una reducción de su contenido, además que un 4.5% en peso de SiC no se considera una gran cantidad de refuerzo agregado. La descomposición del SiC se debe a que este absorbe una gran cantidad de radiación laser cuando el haz interactúa con él (tiene una tasa de absorción aproximadamente del 78%) [1].

En la Figura 4.30 se presentan las micrografías MEB del nanocompuesto a una mayor magnificación, en las orientaciones XY (Figura 4.30 (a) y (b)) y ZX (Figura 4.30 (c) y (d)). Aquí se señalan las zonas de transición entre la zona celular fina y la zona celular gruesa, donde la red fibrosa del Si eutéctico se va alargando hasta generar granos de la matriz de Al de mayor tamaño. De igual manera que se señaló para la aleación AlSi10Mg, las zonas claras corresponden a la red fibrosa compuesta en su mayoría de Al y Si, con una presencia mínima de C según el análisis EDX; las zonas oscuras corresponden a la matriz α -Al y aquí es donde se concentra la mayor cantidad de Mg, además que también existe la presencia de C. En ambos EDX se observa la presencia de O que se asocia a la oxidación por el ataque químico.

Cuando el láser incide sobre la capa de polvo compuesta por AlSi10Mg y nanopartículas de SiC, su distribución de energía en forma de campana (gaussiana) provoca un gradiente de temperatura en el material. Esta diferencia de temperatura genera el llamado efecto Marangoni, que induce movimiento en el material fundido. Como resultado, tanto el aluminio como el SiC se mezclan en un mismo baño de fusión, por lo cual el SiC se encuentra disuelto tanto en la matriz de Al como en la red fibrosa de Si eutéctico, explicando su presencia en ambos EDX, aunque existirá mayor contenido en los límites de grano.

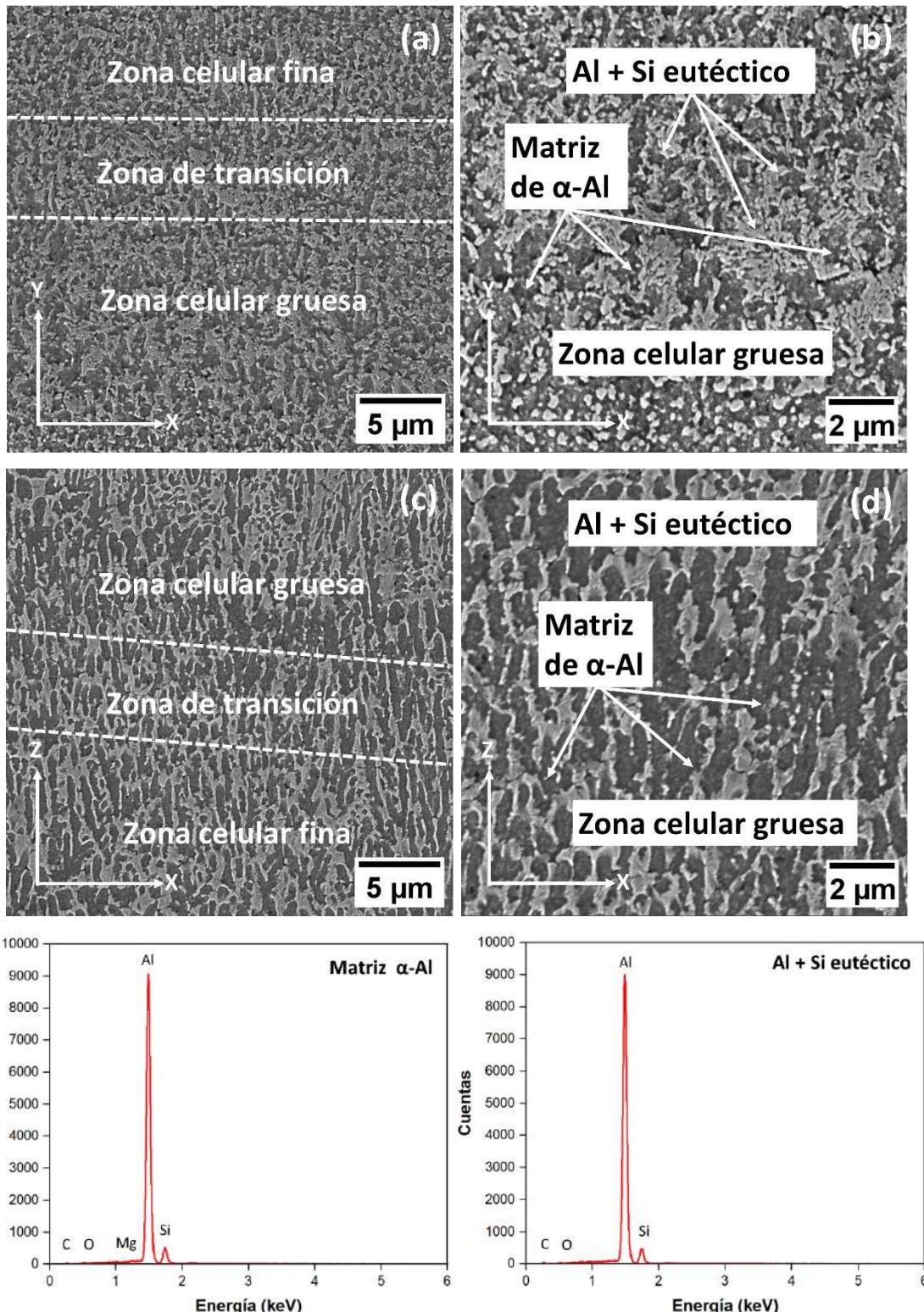
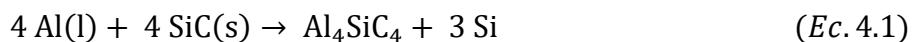


Figura 4.30. Micrografía MEB de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC, con sus respectivos EDX en cada zona señalada.

Además, el efecto Marangoni combinado con el efecto de la alta densidad de energía láser seleccionada, genera que una vez que el aluminio líquido entra en contacto con el SiC, ocurre una fuerte reacción “*in situ*” y se producen varios productos de reacción [1]. Cuando la temperatura supera los 1670 °K, el producto de la reacción *in situ* es el carburo ternario Al_4SiC_4 , y la fórmula de reacción se muestra en la ecuación 4.1. Como resultado, el SiC se disuelve parcialmente como se mencionó anteriormente y la fase granular de Al_4SiC_4 aumenta, mientras que las partículas de SiC parcialmente disueltas se distribuyen sobre la matriz [1].



A pesar de la evidencia teórica de la formación de esta fase a temperaturas superiores a 1670 °K, no se logró identificar visualmente en las micrografías MEB, esto debido a que posiblemente las fases formadas fueron muy finas o a escala nanométrica, lo cual es difícil detectar por MEB debido al límite de resolución. Otra razón es que las fases de Al_4SiC_4 pudieran tener una distribución muy dispersa o un solapamiento con otras fases en el contraste del equipo, lo que dificulta su visualización directa. Sin embargo, se logró identificar con el análisis DRX, aunque en cantidades extremadamente pequeñas, debido a lo explicado anteriormente.

4.9 Caracterización microestructural de AlSi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C

El efecto del tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs) sobre la microestructura de AlSi10Mg/4.5SiC se muestra en la Figura 4.31, donde se presentan las micrografías MEB del nanocompuesto a diferentes magnificaciones en la orientación XY. Tras este tratamiento se logró observar que las redes fibrosas del Si eutéctico se desvanecieron de igual manera que sucedió con AlSi10Mg, además de desaparecer por completo las albercas de fusión características de la rápida solidificación en SLM. La adición de nanopartículas cerámicas puede modificar el tiempo necesario para la precipitación del Si como para su coalescencia, además de la secuencia de envejecimiento, reduciéndolo generalmente.

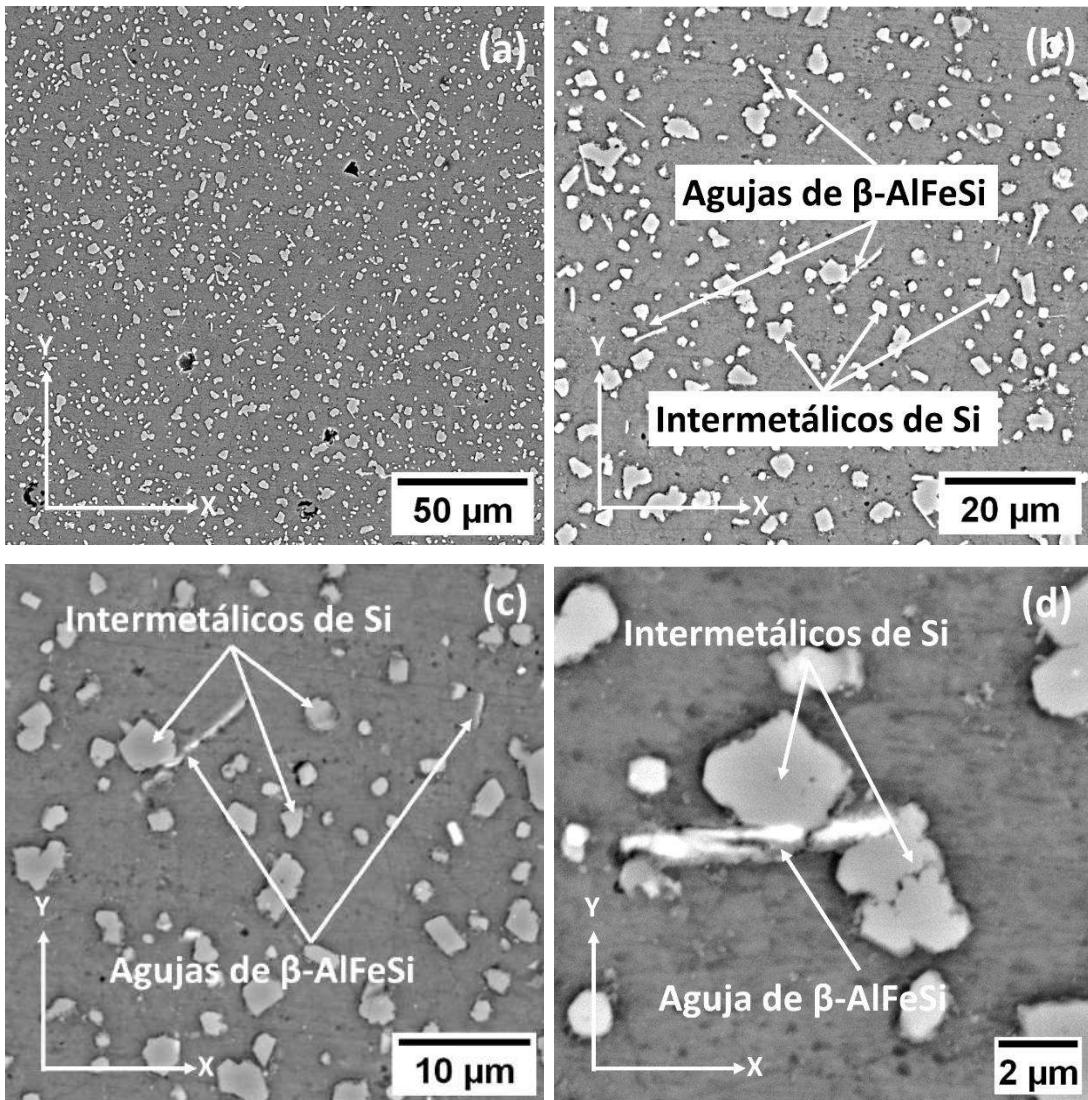


Figura 4.31. Micrografías MEB de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución (SHT a 550°C) a diferentes magnificaciones.

En la Figura 4.31 (a) se observa una distribución uniforme de los intermetalícos poligonales de Si, aparentemente con un tamaño promedio similar al que se obtuvo para la aleación. En la Figura 4.31 (b) se visualizan mejor los intermetalícos en forma de aguja que corresponden al compuesto β – AlFeSi según el análisis EDX en P3 que se presenta en la Figura 4.32. Además, se observa que las agujas se forman tanto en la matriz como pegados a los intermetalícos de Si. Como ya se mencionó, en la Figura 4.31 se muestran los análisis EDX realizados a la micrografía de la Figura 4.31 (d).

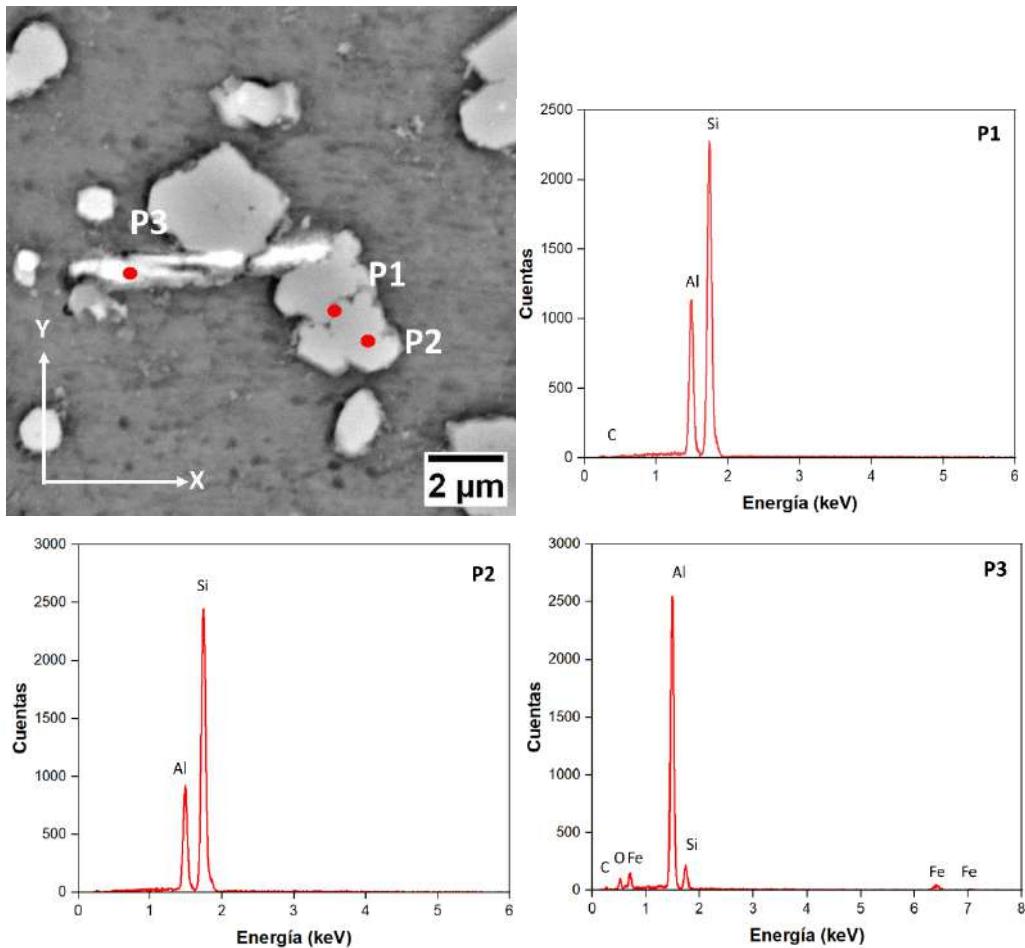


Figura 4.32. Micrografía MEB de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, con sus respectivos EDX en cada zona señalada.

En este caso, P1 señala una porosidad dentro de un intermetálico de silicio, el cual presenta una mínima cantidad de carbono (1.27% atómico según Tabla 4.12); se considera que aquí pudo haberse concentrado cierto contenido de las nanopartículas disueltas de SiC, ya que en otras zonas con porosidades dentro del intermetálico se observa el mismo resultado. Por otro lado, P2 señala la zona del intermetálico de Si sin porosidad visible, en el cual no hay presencia de carbono y en su mayoría se conforma de Si con un 77.10% en peso y Al con un 22.90%. Por último, P3 señala el intermetálico en forma de aguja, el cual según la gráfica se observa la presencia de tres diferentes Fe, dando en su totalidad 4.52% en peso, con esto se puede deducir que corresponde al intermetálico β – AlFeSi; igualmente hay mínima presencia de C (0.92% atómico según Tabla 4.14).

Tabla 4.12. Composición química de P1 en intermetálico de Si.

Elemento	Al	Si	C
% Peso	29.15	70.30	0.55
% Atómico	29.76	68.97	1.27

Tabla 4.13. Composición química de P2 en intermetálico de Si.

Elemento	Al	Si
% Peso	22.90	77.10
% Atómico	23.61	76.39

Tabla 4.14. Composición química de P3 de intermetálico β – AlFeSi.

Elemento	C	O	Al	Si	Fe
% Peso	0.81	1.34	78.94	14.39	4.52
% Atómico	0.92	2.76	80.08	4.52	2.21

4.9.1 Análisis superficial de intermetálicos por SHT a 550°C

En la Tabla 4.15. se presenta un análisis superficial de los intermetálicos en las tres orientaciones (XY, ZX y ZY) de una muestra de AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs), en la cual para cada orientación se analizaron tres áreas al azar y de las cuales se obtuvieron el número de intermetálicos, área total que abarcan, tamaño promedio de los mismos y porcentaje abarcado en cada sección analizada.

Tabla 4.15. Análisis superficial de intermetálicos en las tres diferentes orientaciones de una muestra de AlSi10Mg/4.5SiC con tratamiento térmico de solución (550°C/2hrs)

Orientación	Área analizada	No. de intermetálicos	Área total de intermetálicos (μm^2)	Tamaño promedio de intermetálicos (μm^2)	de % Intermetálicos
XY	1	5420	9587.391	1.769	23.246
	2	4584	9591.557	2.092	23.272
	3	5865	12093.315	2.062	29.261
ZY	1	5989	13533.896	2.26	32.792
	2	6058	13113.329	2.165	31.73
	3	6150	16155.737	2.627	39.183
ZX	1	5028	14159.612	2.816	34.261
	2	4999	13604.623	2.721	32.873
	3	5300	13900.817	2.623	33.589

Comparando los resultados de este análisis con los realizados a la aleación AlSi10Mg con el mismo tratamiento, se observa que en la orientación XY el número de intermetálicos fue mucho mayor, tomando en cuenta que su tamaño se redujo en promedio de $6 \mu\text{m}^2$ a $2 \mu\text{m}^2$,

manteniéndose casi sin cambios el porcentaje de intermetálicos que se abarca en el área. En la Figura 4.33 se muestran un ejemplo el análisis superficial de las micrografías de AISi10Mg con SHT a 550°C en las orientaciones XY (Fig. 4.33 (a)), ZX (Fig. 4.33 (b)) y ZY (Fig. 4.33 (c)).

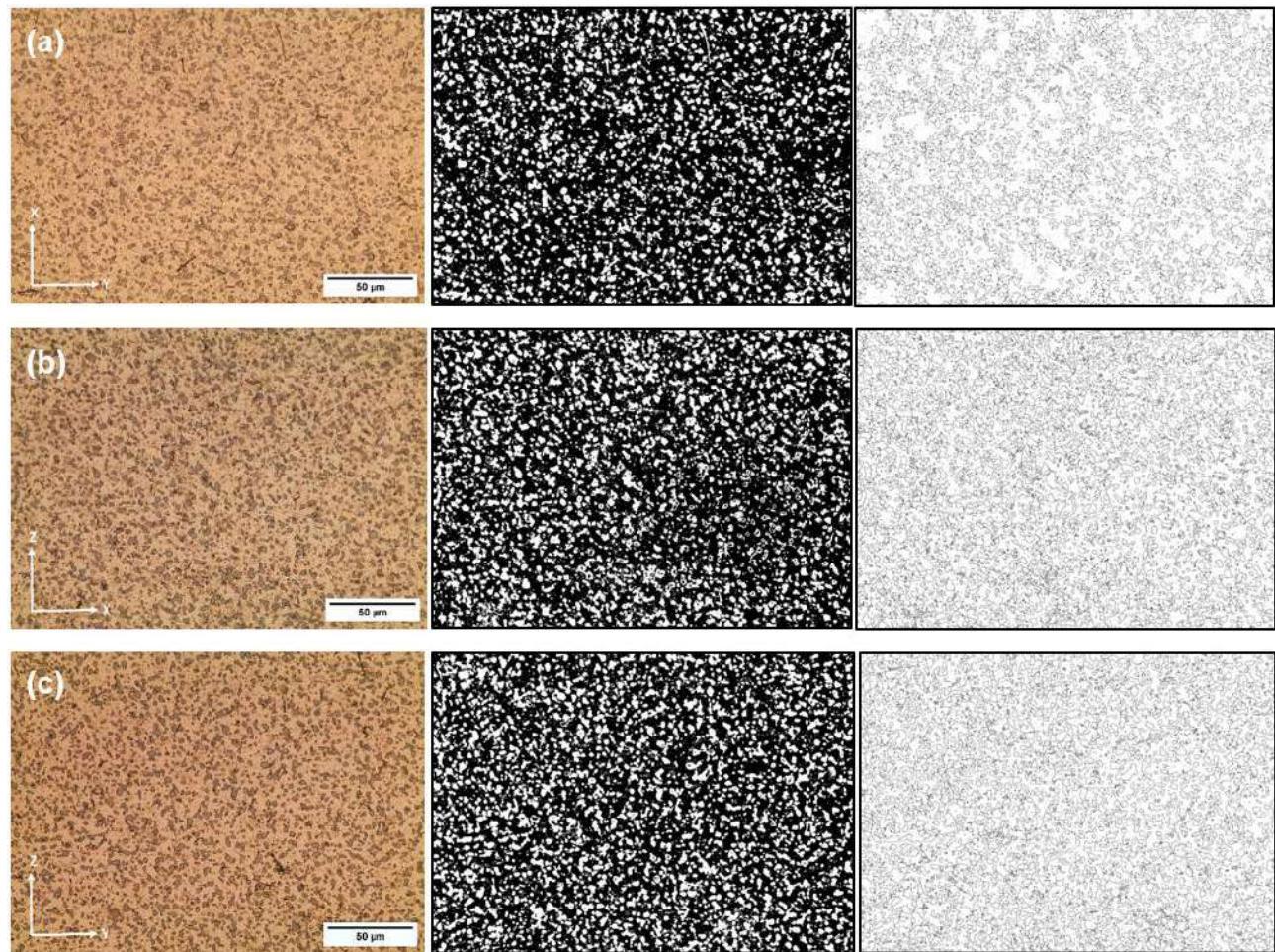


Figura 4.33. Micrografías de AISi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C en las orientaciones XY (a), ZX (b) y ZY (c) a magnificación 500X.

En el caso de las orientaciones ZY y ZX, también presentan el mismo comportamiento que en la orientación XY, los intermetálicos disminuyen de tamaño considerablemente manteniéndose en promedio en $2 \mu\text{m}^2$ en todas las orientaciones. Sin embargo, el número de intermetálicos aumenta ligeramente en comparación a la vista superior, incrementando así el porcentaje de estos que abarcan el área analizada. Este es el mismo comportamiento visualizado en las muestras de la aleación sin refuerzo, aunque en el caso del nanocompuesto, estos intermetálicos están mucho más pequeños y definidos. Esta

disminución de tamaño se debe a que las nanopartículas de SiC actúan como sitios de nucleación, generando que se forme una mayor cantidad de precipitados de menor tamaño, en lugar de pocos y de mayor tamaño, limitando su crecimiento. Además, el SiC restringe el movimiento de los átomos durante la solidificación, impidiendo que los intermetálicos de Si se coalescan o crezcan mucho más. La mayor presencia de intermetálicos en las orientaciones ZY y ZX está relacionado con la anisotropía por dirección de construcción, teniendo condiciones térmicas distintas dependiendo de la orientación. Las vistas transversales (ZY y ZX) atraviesan varias capas de solidificación, por lo que presentan mayor gradiente térmico, lo que induce mayores sitios de nucleación secundaria, a diferencia de la vista superior que solo presenta una capa superficial (XY). Por esa razón, las caras laterales presentan mayor número de intermetálicos, aumentando su porcentaje de área ocupada.

4.10 Determinación de densidad relativa por datos óptimos

Se calculó la densidad relativa (RD) a partir de los datos óptimos del procesamiento SLM, tanto para la aleación AlSi10Mg como para el nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC. Se utilizó la Ecuación 3.4 que se muestra en la sección de metodología y posteriormente se hizo una comparativa de los valores obtenidos con los RD experimentales. Los tres factores óptimos considerados fueron la potencia del láser (P), la velocidad de escaneo (V) y el plano focal del láser (F). En la Tabla 4.16 se presentan los resultados de este cálculo para ambos compuestos manufacturados.

$$RD = 98.98 + 8.63 \times 10^{-4} P + 1.56 \times 10^{-4} V - 0.384 F \quad (Ec. 3.4)$$

Tabla 4.16. Densidades relativas óptimas basadas en los parámetros utilizados para cada compuesto manufacturado.

Compuesto manufacturado	Potencia del láser (W)	Velocidad de escaneo (mm/s)	Foco del láser (mm)	RD óptima (%)
AlSi10Mg	400	1800	0	99.606
AlSi10Mg/4.5SiC	310	1000	0	99.40353

Como se puede observar, las densidades relativas obtenidas a partir del uso de los parámetros óptimos seleccionados dan teóricamente piezas de AlSi10Mg y AlSi10Mg/4.5SiC altamente densas y con muy baja porosidad, 99.606% y 99.40353%, respectivamente. Este cálculo se realizó para tener una referencia de los valores que se esperan obtener en el método Arquímedes.

4.11 Determinación de densidad relativa experimental por Método Arquímedes

Se realizó una prueba preliminar con el fin de determinar qué norma se debía utilizar dependiendo de los resultados de la porosidad de una muestra de AlSi10Mg, como ya se explicó anteriormente en la metodología. En la Tabla 4.17 se presentan los resultados obtenidos de la prueba preliminar, realizados a una misma muestra de AlSi10Mg sin impregnación de aceite y con impregnación de aceite, para determinar cuál prueba estándar utilizar posteriormente.

Tabla 4.17. Densidades relativas obtenidas de prueba preliminar por Método Arquímedes para una misma muestra utilizando ambas normas.

Prueba Estándar	A (g)	B (g)	F (g)	ρ_w ($\frac{g}{cm^3}$)	ρ_r ($\frac{g}{cm^3}$)	ρ_n ($\frac{g}{cm^3}$)	RD (%)
ASTM B962	1.9983	2.02589	1.2523	0.9968	2.68	2.5748	96.077
ASTM 311	1.9983	1.25214	-	0.9968	2.68	2.667	99.515

De los resultados obtenidos anteriormente se puede visualizar que la densidad relativa determinada con impregnación de aceite arroja un valor de 96.07% teniendo por lo tanto un porcentaje de porosidad mayor al 2%. En el caso de la determinación de la densidad relativa sin impregnación con aceite para la misma muestra, se observa un valor mayor de 99.51%. Esto significa que la muestra cúbica manufacturada por SLM a los parámetros mencionados anteriormente cuenta con porosidad interconectada en la superficie, teniendo un aumento en su masa por la filtración de agua a su interior por medio de las porosidades superficiales.

Con base en estos resultados se seleccionó la prueba preliminar estándar ASTM B962 [11] para las mediciones posteriores, haciendo valido el resultado de la densidad relativa

obtenida con impregnación de aceite, siendo su densidad relativa experimental la de 96.07%, menor a la calculada a partir de los parámetros óptimos seleccionados inicialmente, con un porcentaje de error de 3.54%. Esto puede deberse a que al momento de la impresión se aumentó la velocidad del wiper con el fin de que la impresión pudiera finalizar, ya que se presentaron algunas fallas en la impresión al iniciar el proceso. En la Tabla 4.18 se presentan los valores de las densidades relativas experimentales de los componentes manufacturados y los tratados térmicamente, utilizando la prueba preliminar estándar ASTM B962 [11], que se basa en el método Arquímedes para piezas con porosidad conectada a la superficie.

Tabla 4.18. Densidades relativas experimentales de los componentes manufacturados y tratados térmicamente determinados por la norma ASTM B962.

<i>Componente manufacturado</i>	<i>A(gr)</i>	<i>B(gr)</i>	<i>F(gr)</i>	$\rho_w \left(\frac{g}{cm^3} \right)$	$\rho_r \left(\frac{g}{cm^3} \right)$	<i>RD%</i>
<i>AlSi10Mg</i>	1.9983	2.02589	1.2523	0.9968	2.68	96.0778%
<i>AlSi10Mg (550°C)</i>	2.34888	2.36316	1.44422	0.99509	2.68	94.9077%
<i>AlSi10Mg (550°C+180°C)</i>	2.04417	2.05742	1.26943	0.99509	2.68	96.3216%
<i>AlSi10Mg/4.5SiC</i>	2.34969	2.36429	1.44529	0.99509	2.7000612	94.2288%
<i>AlSi10Mg/4.5SiC (550°C)</i>	2.34369	2.38726	1.45371	0.99509	2.7000612	92.5233%

Como se puede observar, el tratamiento térmico por solución aumentó aproximadamente 1.5% de porosidad tanto en la aleación sin refuerzo como con el refuerzo. En el caso del tratamiento térmico de solución con envejecimiento artificial, este tuvo un efecto positivo en la densidad de la muestra de AlSi10Mg aumentándola aún más que la porosidad inicial del componente tal cual manufacturado, por lo cual, pudiera presentar el mismo comportamiento que en el nanocompuesto. El nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC presentó una densidad relativa de 94.23%, de igual manera menor al calculado con los datos óptimos, obteniendo un porcentaje de error del 5.21%. Esto se atribuye a que las nanopartículas de SiC suelen aumentar la reflectancia y reducen la absorción de energía del láser. Esto puede causar fusión incompleta, especialmente en el interior del

componente, dando como resultado una mayor porosidad interna y, por tanto, menor densidad relativa. Además, las nanopartículas de SiC afectan la fluidez y humectación del baño de fusión, provocando formación de defectos internos como porosidad alta o como ya se mencionó falta de fusión en cortas capas internas.

4.12 Análisis de porosidad superficial

En la Tabla 4.19 se presenta el resumen de los resultados del análisis de porosidad superficial para cada una de las condiciones aplicadas a las muestras procesadas en SLM. Para todas las muestras se seleccionó de forma aleatoria una cara lateral (orientación ZX o ZY). Como ejemplo representativo, la Figura 4.34 muestra una micrografía de AlSi10Mg en la orientación transversal, donde se visualiza alta porosidad superficial con diámetros de hasta 82 μm . Cabe mencionar que este nivel de porosidad no fue generalizado en todas las muestras.

Tabla 4.19. Resultados del análisis de porosidad superficial para cada componente manufacturado y tratado térmicamente.

Componente manufacturado	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	Porcentaje de porosidad (%)
AlSi10Mg	166.5	21,266.09	153.56	0.4953
AlSi10Mg (SHT 550°C)	884.25	27,792.93	48.59	0.6427
AlSi10Mg (SHT 550°C + AA 180°C)	518.06	20,469.24	72.45	0.4761
AlSi10Mg/4.5SiC	274.19	17,122.77	117.89	0.3998
AlSi10Mg/4.5SiC (SHT 550°C)	356.44	50,516.25	327.82	1.1657
AlSi10Mg/4.5SiC (SHT 550°C + AA 180°C)	289.25	22,570.97	143.66	0.5237

Los valores de porosidad aquí reportados corresponden al promedio de las múltiples zonas analizadas para cada condición, las cuales se presentan en las gráficas de la Figura 4.35. Esta porosidad superficial e interna presentada en los materiales fabricados se asocia a defectos de fabricación inherentes del procesamiento en SLM, como la absorción de hidrógeno, salpicaduras del baño fundido o el efecto Marangoni durante la fabricación del material y depende en gran medida de los parámetros del proceso [7]. Además, en la Figura

4.36 se muestra de manera gráfica una comparativa de los valores del porcentaje de porosidad para cada condición aplicada, con el fin de visualizarlo con mayor claridad.

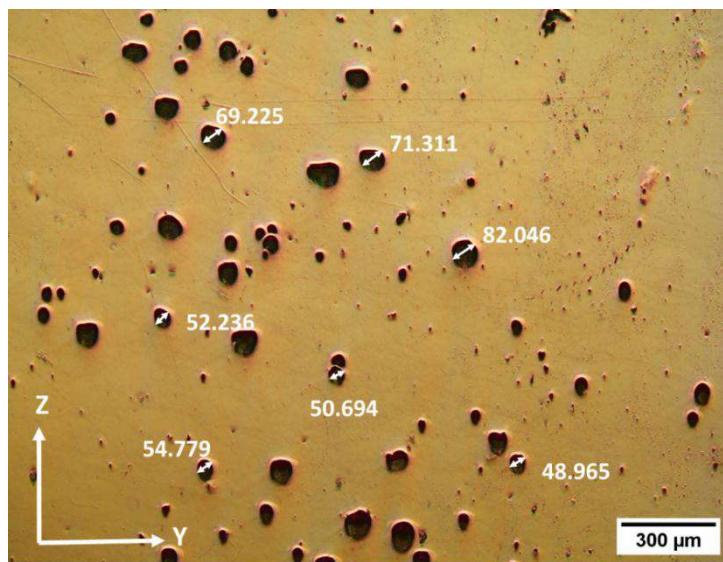


Figura 4.34. Microestructura de la aleación AlSi10Mg en la orientación transversal ZX, donde se hace visible alta porosidad superficial.

Se observa que la aleación AlSi10Mg tal cual fabricada en SLM presenta un valor bajo de porosidad superficial del 0.4953%. Con el tratamiento térmico de solución (SHT a 550°C/2h), la porosidad aumentó a 0.6426%, con un tamaño promedio de poro de 48.586 μm^2 , esto se esperaba debido al efecto de la temperatura sobre la presión del gas atrapado en las porosidades. Es decir, el gas presente en el entorno de fabricación, ya sea hidrógeno o argón, queda atrapado en el material durante la rápida solidificación. A temperaturas elevadas, este gas se expande y deforma el material circundante al superar su límite elástico [7].

Con el segundo tratamiento de SHT a 550°C/2h + AA a 180°C/6h, la porosidad en la superficie se redujo a 0.4761%, teniendo un tamaño promedio de poros de 72.44 μm^2 . Esta disminución del porcentaje de porosidad puede explicarse por la precipitación de fases secundarias durante el envejecimiento artificial, las cuales ayudan a cerrar o estabilizar defectos preexistentes al reducir la movilidad atómica, además de inducir cierta compactación microestructural.

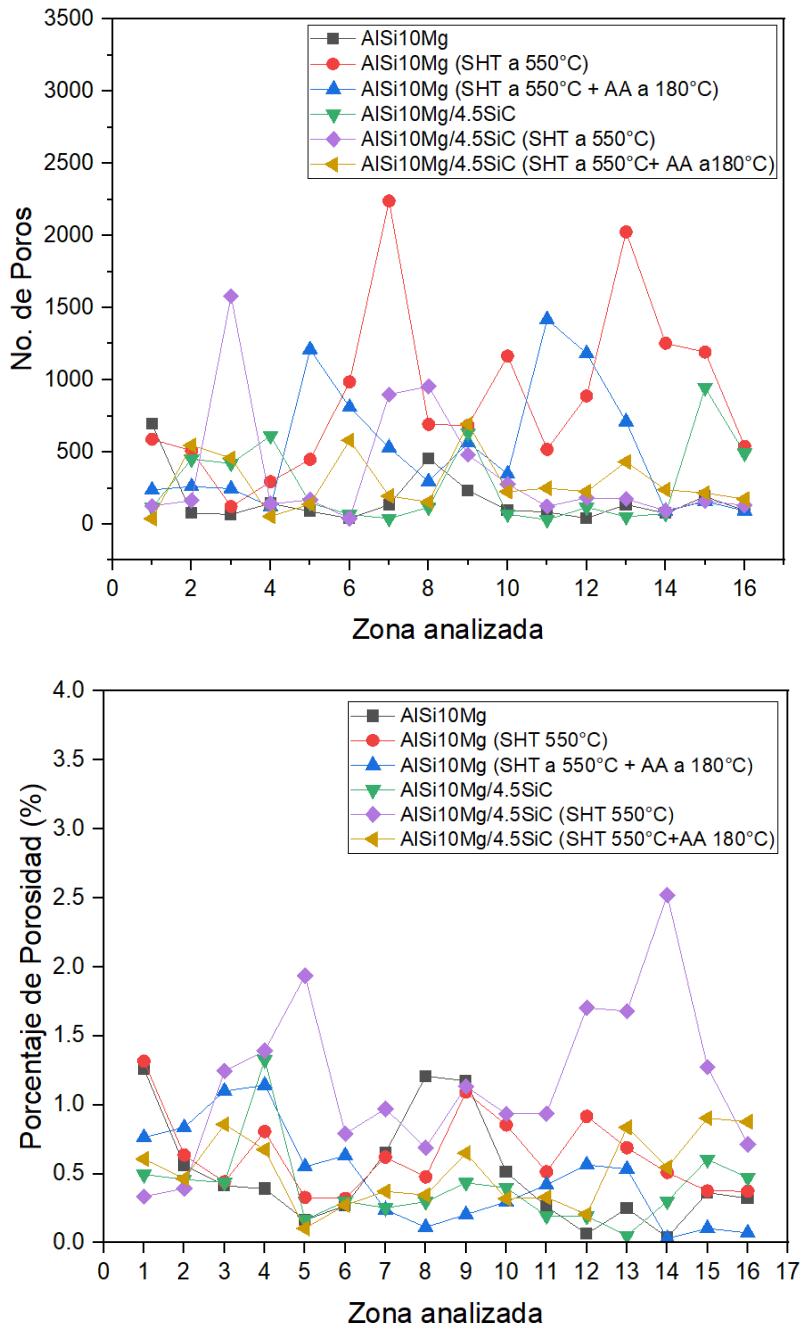


Figura 4.35. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada una de las muestras.

El nanocompuesto AISi10Mg/SiC presentó la menor porosidad superficial de todas las condiciones analizadas, con un valor de 0.3998%, aunque con un tamaño promedio de poros mayor de $117.89 \mu\text{m}^2$ en comparación a la aleación AISi10Mg con los dos tratamientos térmicos realizados. Esto concuerda con los parámetros seleccionados para la fabricación de las piezas, sin embargo, su porosidad interna si es mayor en comparación

a AISi10Mg. Esto significa que la adición de las nanopartículas de SiC tuvo una buena contribución a la compactación superficial, posiblemente al estabilizar el baño de fusión o favorecer una mejor humectación.

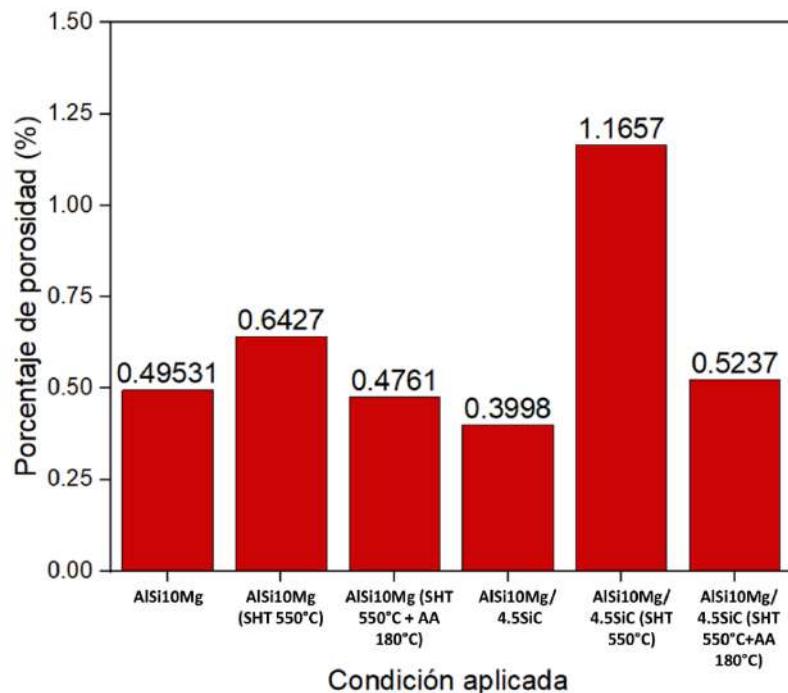


Figura 4.36. Porcentaje de porosidad en cada condición aplicada.

El nanocompuesto con SHT a 550°C/2h presentó un porcentaje de porosidad superficial mayor con un valor de 1.1657%, siendo el valor más alto de todas las muestras analizadas, y teniendo un mayor tamaño promedio de poros de $327.82 \mu\text{m}^2$, debido igualmente a la expansión del gas atrapado en las porosidades debido a las altas temperaturas y a la interacción con la microestructura reforzada.

Con el tratamiento SHT a 550°C/2h + AA a 180°C/6h aplicado al nanocompuesto, este tuvo un efecto en la disminución de la porosidad superficial en comparación al primer tratamiento de solución pasando de 1.1657% a 0.5237%, representando una reducción del 55.07%. Esto se atribuye a que el envejecimiento artificial facilita una redistribución de tensiones internas y posibles procesos de cierre parcial de microdefectos, además de minimizar la difusión adicional del gas, estabilizando las cavidades existentes.

4.13 Determinación de Microdureza

A continuación, se muestran los resultados de la microdureza obtenida en $\text{HV}_{0.1}$ en la Tabla 4.20 para cada uno de los componentes manufacturados, así como los tratados térmicamente, dispuestos en las tres diferentes orientaciones (XY, ZX y ZY) previamente establecidas en la Figura 3.10, así como su respectiva desviación estándar. En general, los valores de microdureza de las muestras tratadas térmicamente son inferiores a los de las muestras en estado original. Tanto la aleación AISi10Mg como el nanocompuesto AISi10Mg/4.5SiC muestran los valores de microdureza más altos, esto debido al efecto Hall-Petch [9] y su microestructura fina.

Tabla 4.20. Valores de microdureza de cada uno de los componentes manufacturados medidas en las tres diferentes orientaciones.

Componente manufacturado	Microdureza ($\text{HV}_{0.1}$) en orientación:		
	XY	ZX	ZY
AISi10Mg	124.43 ± 1.58	119.23 ± 2.31	113.45 ± 2.13
AISi10Mg (550°C)	82.48 ± 2.13	80.92 ± 2.94	76.94 ± 5.26
AISi10Mg (550°C + 180°C)	99.49 ± 3.86	98.55 ± 3.40	96.26 ± 3.06
AISi10Mg/4.5SiC	133.5 ± 4.90	134.6 ± 6.39	118.7 ± 7.67
AISi10Mg/4.5SiC (550°C)	75.86 ± 1.97	73.2 ± 5.68	70.55 ± 6.53
AISi10Mg/4.5SiC (550°C + 180°C)	103.27 ± 3.72	102.65 ± 4.12	101.23 ± 3.02

Se observa que la microdureza de la aleación AISi10Mg es alta y está dentro del rango reportado en la literatura, siendo mayor en la orientación XY. Este mismo comportamiento de presentar una microdureza mayor en la orientación XY se observa en su mayoría para el resto de las piezas, esto debido a la anisotropía. Para el caso de la aleación AISi10Mg tratada térmicamente con SHT a 550°C, muestra una disminución de la microdureza de hasta 40 $\text{HV}_{0.1}$ (disminución de un 33.7%), este comportamiento ya se esperaba debido a la desaparición de las albercas de fusión características de la rápida solidificación en la fabricación por SLM. Esto se traduce en el ablandamiento del material y por lo tanto aumento en su ductilidad. La alta microdureza de las piezas tal cual fabricadas se atribuye a su microestructura fina, con una buena dispersión de todos los elementos de la aleación. Como ya se mencionó anteriormente en la sección de caracterización del material, la

aleación fabricada en SLM está compuesta por granos columnares de α -Al (dendritas) con Si interdendrítico segregado en los límites de los granos. Toda esta microestructura cambia con el tratamiento térmico de solución, presentando una transformación de fases en donde el Si segregado se difunde y forma intermetálicos poligonales, causando un engrosamiento microestructural. La disminución de la microdureza tras el tratamiento de SHT se atribuye a los cambios en los mecanismos de endurecimiento relacionado a estas modificaciones microestructurales. En la Figura 4.37 se muestran las indentaciones realizadas a AlSi10Mg con SHT a 550°C/2hrs en la orientación ZX.

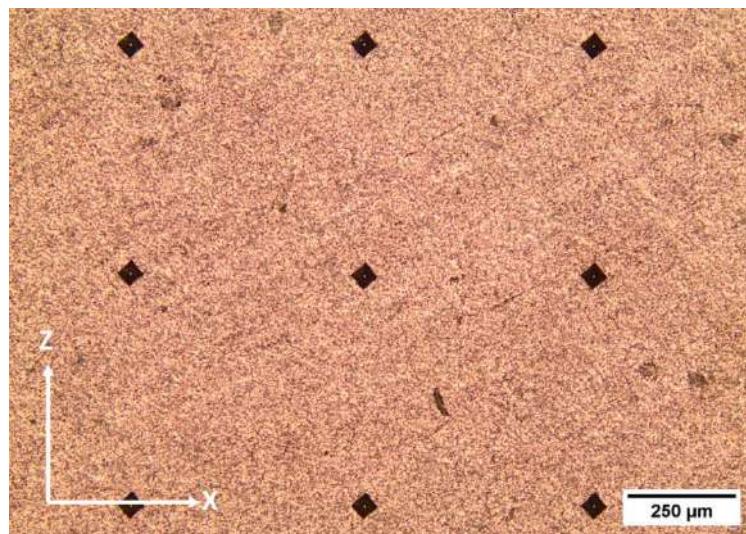


Figura 4.37. Micrografía de AlSi10Mg con SHT a 550°C/2hrs en orientación ZX con indentaciones.

Con el tratamiento térmico SHT a 550°C + AA a 180°C, la microdureza aumentó casi 20 HV_{0.1} (aumentó un 20 % respecto al tratamiento SHT y disminuyó solo un 20 % respecto a la pieza sin tratamiento), esto no se esperaba, ya que según la literatura, muchos estudios coinciden en que con el envejecimiento artificial, los intermetálicos o precipitados de silicio suelen aumentar de tamaño y disminuir su número, lo cual no sucedió en este estudio, sino todo lo contrario, los precipitados disminuyeron de tamaño y el análisis mostró un aumento en el número de estos. Como ya se explicó anteriormente en el análisis de intermetálicos, debido al corto tiempo del envejecimiento y el rápido enfriamiento, la maduración de Ostwald se detuvo y se produjo una re-precipitación (puede considerarse como un envejecimiento óptimo o “peak aging” en inglés) [9]. Por su parte, el polvo contenía un 0.33% en peso de Mg, suficiente para la formación de precipitados finos o incluso nanométricos de Mg₂Si, que no fueron visibles en el MEB utilizado. Estos precipitados

suelen tener un efecto importante en el fortalecimiento de Orowan. Además, otra posibilidad es que la aleación pudo resistir más la indentación si existió menor tensión residual tras el envejecimiento ya que la microestructura se volvió más homogénea, es decir, se observó una distribución más uniforme de los intermetálicos de Si en toda el área evaluada.

El nanocomuesto AlSi10Mg/4.5SiC presentó la mayor microdureza de todos los componentes analizados, presentando $133.5 \text{ HV}_{0.1}$ en la orientación XY, representando un aumento del 7.28 % en la microdureza con respecto a la aleación sin refuerzo nanométrico. En este caso se considera que se añadió un bajo contenido de SiC (4.5% en peso), y la presencia de estas nanopartículas ayudó a reforzar la matriz de AlSi10Mg al impedir el movimiento de dislocaciones, mejorando la microdureza. En la Figura 4.38 se muestran las indentaciones realizadas para AlSi10Mg/4.5SiC para la orientación XY y ZY respectivamente, formando una matriz con una distancia aproximada entre indentaciones de 5 veces la longitud de la huella, con el fin de evitar errores en la medición. Se considera que una adición de refuerzo mayor al 10% en peso incrementa en gran medida la interfaz matriz-refuerzo, generando zonas frágiles y obstáculos para que las dislocaciones se muevan, disminuyendo la ductilidad. Además, existe mayor posibilidad de aglomeración, degradando el efecto por refinamiento de grano y el fortalecimiento por Orowan.

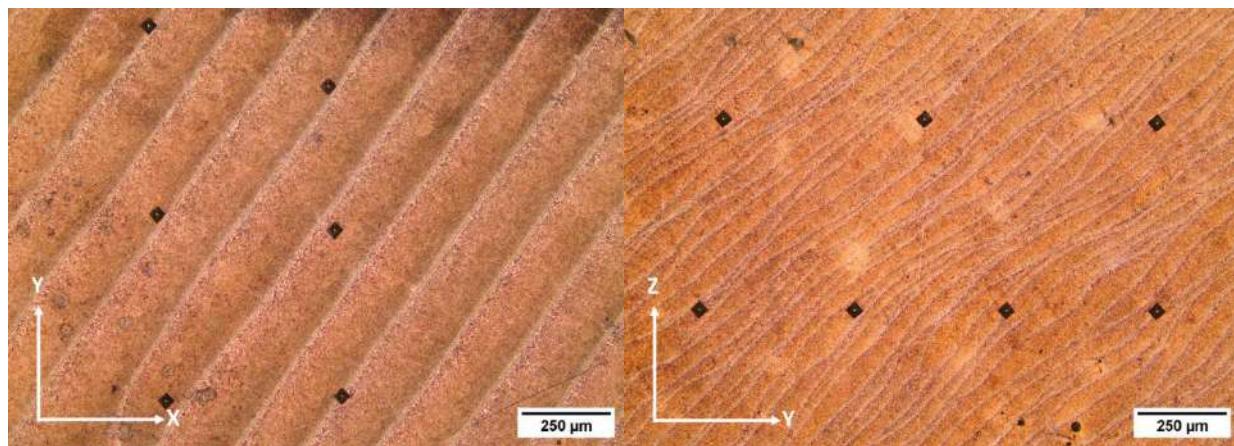


Figura 4.38. Micrografías de nanocomuesto AlSi10Mg/4.5SiC en orientación XY y ZY con indentaciones.

Al haber aplicado el mismo tratamiento térmico SHT al nanocomuesto, se presentó igualmente una disminución en la microdureza, pero ahora del 43.17% respecto a la muestra no tratada térmicamente. Cabe señalar que el análisis de intermetálicos mostró que, aunque el porcentaje de precipitados es similar tanto para la aleación como para el

nanocompuesto con el tratamiento SHT, el número de precipitados es mucho mayor en el nanocompuesto, siendo en estos mucho más pequeños. En base a esto se considera que posiblemente el mecanismo de endurecimiento no se dio de la misma manera incluso en las mismas condiciones, lo cual debe estar afectado por el refuerzo de SiC. Sin embargo, el envejecimiento artificial aplicado a esta muestra causó un aumento significativo de la microdureza, pasando de 75.86 a 103.27 HV_{0.1}, representando un aumento del 36.13 %, esto se debe probablemente a una mayor formación de intermetálicos nanométricos de Mg₂Si [9] (lo que representa un fortalecimiento tipo Orowan como ya se ha mencionado), los cuales no pudieron ser identificados en MEB ni en DRX. En la Figura 4.39 se muestra un resumen de la microdureza registrada para cada componente analizado, así como su tratamiento aplicado. Se consideraron los valores promedio en la orientación XY para una mejor comparativa.

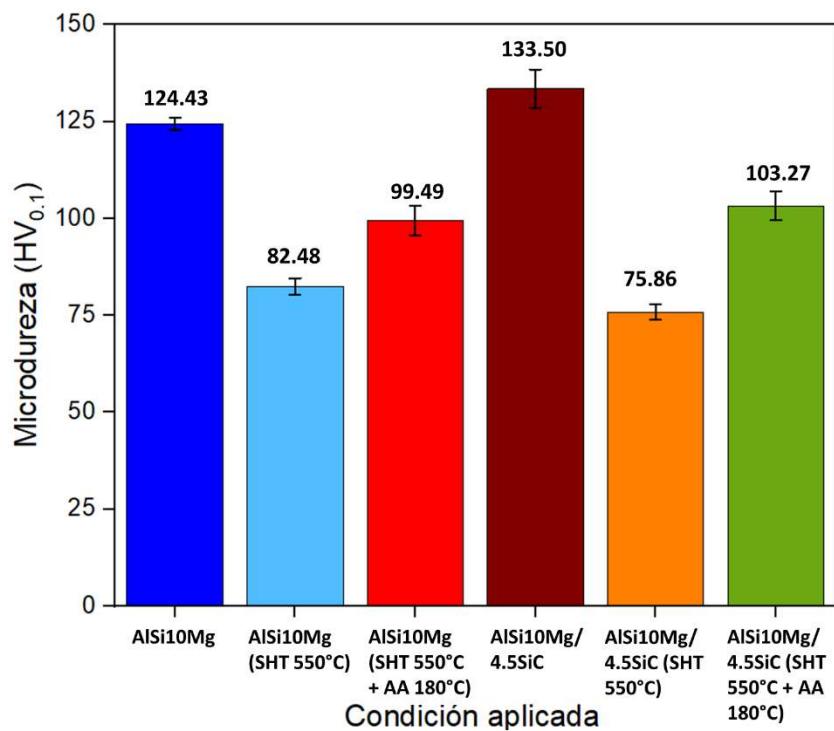


Figura 4.39. Comparativa de los valores de microdureza para cada condición estudiada (Orientación XY).

Por último, en la Figura 4.40 se muestra la relación que existe entre el porcentaje de porosidad superficial presentado en cada condición estudiada y la microdureza específica en esa cara analizada. Se observa claramente que hay una tendencia de aumento en la microdureza conforme disminuye el porcentaje de porosidad superficial.

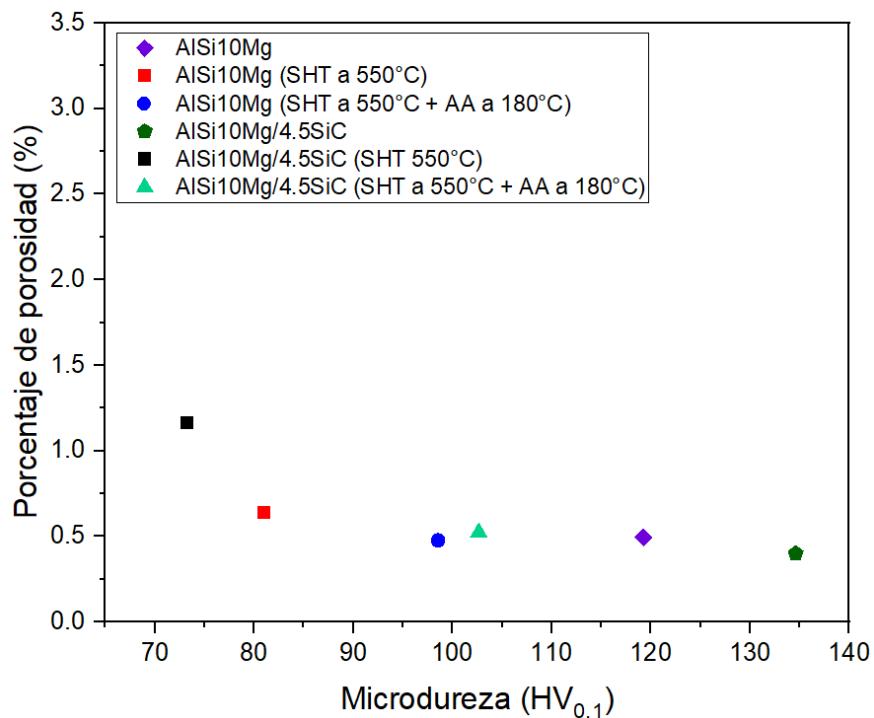


Figura 4.40. Relación entre porcentaje de porosidad y Microdureza en cada uno de los componentes estudiados.

La porosidad presente puede reducir los valores de microdureza obtenidos en la zona donde se realiza la indentación, afectando el resultado final. La Figura 4.40 muestra que el nanocompuesto presentó la mayor microdureza, esto coincide con su valor mínimo en porosidad en la superficie obtenida anteriormente.

4.14 Determinación de resistencia a la tensión

Los resultados obtenidos a partir de los ensayos de tensión en las muestras de AlSi10Mg en estado tal como se fabricaron y con los dos tratamientos térmicos aplicados (SHT a 550°C/2hr y SHT a 550°C/2hr + AA a 180°C/6hr), así como de las muestras del nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC se muestran en la Tabla 4.21. Se presenta el Esfuerzo ultimo (σ_{ult}), Módulo elástico (E), Deformación Máxima (ε_{max}), y Esfuerzo de cedencia (σ_y) de cada una de las pruebas de tensión realizadas. En la Figura 4.41 se presentan las curvas esfuerzo-deformación de las muestras de AlSi10Mg (a) y AlSi10Mg/4.5SiC (b).

Tabla 4.21. Resultados de los ensayos de tensión en las muestras de AISi10Mg y sus contrapartes tratadas térmicamente, además de la aleación con refuerzo AISi10Mg/4.5SiC.

Componente manufacturado	No. De Prueba	Esfuerzo último (σ_{ult})	Módulo elástico (E)	Deformación máxima (ϵ_{max})	Esfuerzo de cedencia (σ_y)
		MPa	GPa	%	MPa
AISi10Mg	1	367.56	58.7	4.91	117.4
	2	361.04	61.3	4.58	122.6
	3	356.74	59.6	4.2	119.2
	4	364.2	63.1	4.77	126.2
	Promedio	362.385	60.68	4.615	121.35
AISi10Mg (SHT a 550°C/2hr)	1	176.68	32.07	5.42	64.14
	2	193.06	59.05	2.48	118.1
	Promedio	184.87	45.56	3.95	91.12
AISi10Mg (SHT a 550°C/2hr + AA a 180°C)	1	246.94	49.66	0.71	99.32
	2	216.03	23.94	0.73	47.88
	Promedio	231.485	36.8	0.72	73.6
AISi10Mg/ 4.5SiC	1	217.57	45.07	0.982	90.14
	2	228.52	52.9	1.206	105.8
	3	213.29	53.7	0.683	107.4
	4	206.86	59.5	0.753	119
	5	203.74	51.2	0.654	102.4
	Promedio	213.996	52.47	0.8556	104.95

Como se puede visualizar en la Tabla 4.21, las probetas tal cual fabricadas por SLM de AISi10Mg exhiben la mayor resistencia a la tensión con un valor promedio de esfuerzo último y módulo elástico de 362.385 MPa y 60.68 GPa respectivamente. Además, también se observa que presenta la mayor deformación máxima (% ductilidad) con un 4.615% y un límite elástico (esfuerzo de cedencia) alto de 121.35 MPa, lo que significa que resiste mucho más antes de deformarse plásticamente.

En la Figura 4.41, se visualiza que la prueba de tensión 1 presentó la mayor elongación y desplazamiento con un valor máximo de resistencia a la tensión de 367.56 MPa, comparado con la prueba 3 que presentó el valor más bajo de resistencia (356.74 MPa). Esto se puede atribuir a distintos factores, como la velocidad de deformación, condiciones de ensayo, anisotropía o si las probetas presentaban algún tipo de defecto o porosidad inherente de la fabricación en la SLM. Otro dato por considerar es que la gráfica de las curvas esfuerzo-

deformación de AlSi10Mg de la Figura 4.41 (a), son curvas ingenieriles, en las cuales solo se tomó el área inicial para la prueba.

La alta resistencia que presentan las probetas de AlSi10Mg tal cual manufacturadas en SLM, se atribuye al refinamiento de grano característico del proceso. El efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas se suele explicar por el fenómeno de Hall-Petch [9,13], el cual dice que, entre más pequeño es el grano, hay mayor resistencia, esto debido a que las dislocaciones se acumulan en los límites de grano y eso dificulta su desplazamiento. El refinamiento de grano reduce la distancia que hay entre las partículas de Si, generando una mayor interfaz entre la matriz de Al y la fase eutéctica de Si que también actúa como obstáculo al movimiento de dislocaciones, fortaleciendo aún más el material. Además, la red eutéctica de Si de tamaño nanométrico ayuda a distribuir los esfuerzos localizados, evitando fallas prematuras y aumentando la resistencia [9,13].

El tratamiento térmico de solución (SHT a 550°C/2hrs) tuvo una influencia negativa en la resistencia a la tensión, reduciendo la máxima tensión soportada (σ_{ult}) hasta 184.87 MPa, esto debido a la coalescencia de Si y el reblandecimiento de la matriz; además se redujo del módulo elástico a 45.56 GPa. La ductilidad también se redujo a 3.95%, esto puede deberse al engrosamiento de la microestructura, formación de fases grandes y frágiles como pueden ser las agujas de β – AlFeSi. La resistencia y ductilidad después del tratamiento térmico de solución dependen de varios factores, como la cantidad, forma y tamaño de las partículas de silicio (Si), así como de la velocidad con la que el material se endurece o se recupera. Estos dos últimos procesos están relacionados con la cantidad de elementos disueltos en la matriz. Además, el tratamiento térmico SHT ayuda a aliviar esfuerzos residuales generados por el rápido enfriamiento durante la fabricación por SLM, causando un ablandamiento del material [9].

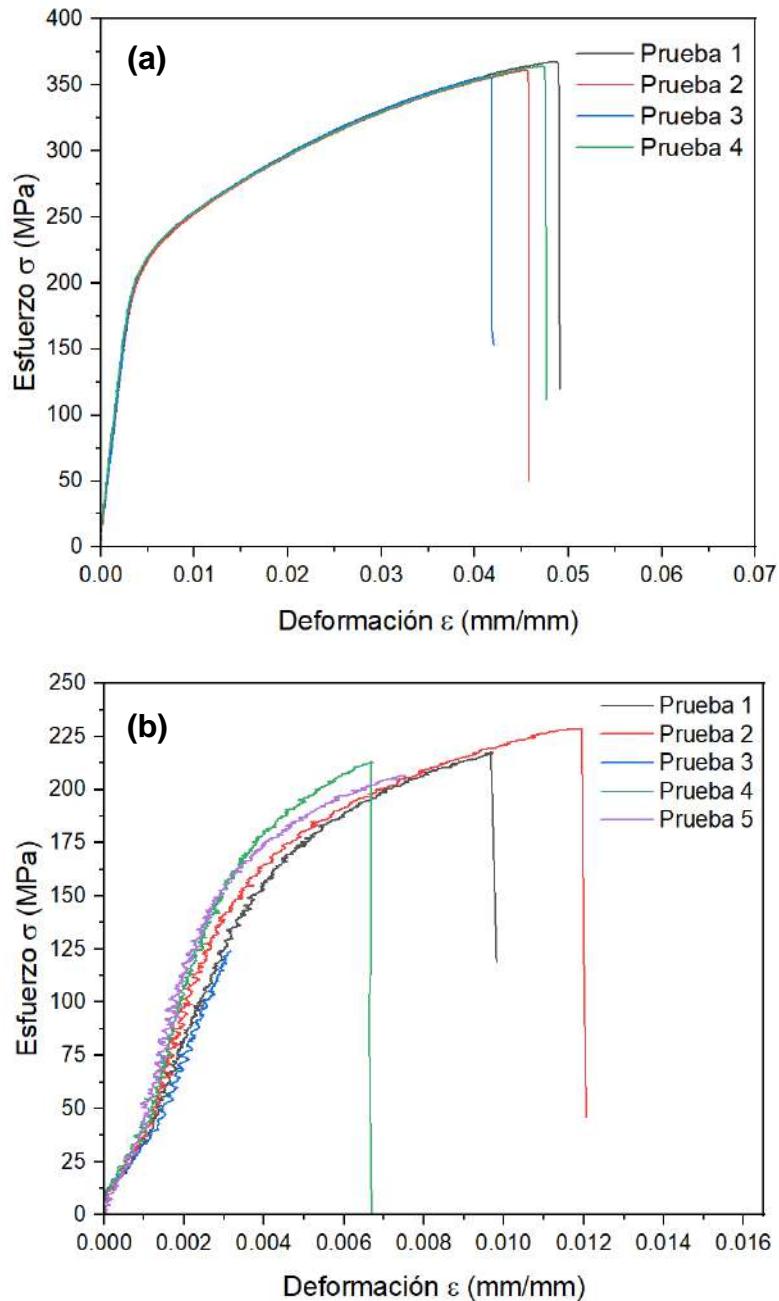


Figura 4.41. Curvas Esfuerzo vs Deformación de las probetas de (a) AISi10Mg y (b) AISi10Mg/4.5SiC.

Para las probetas sometidas tanto a tratamiento térmico de solución (SHT a 550 °C/2 hr) como a envejecimiento artificial (AA a 180 °C/6 hr), se observa que la resistencia a la tensión aumenta ligeramente a 231.485 MPa, esto se atribuye al endurecimiento por precipitación de la fase Mg₂Si, sin embargo, el módulo elástico disminuye a 36.8 GPa. La ductilidad se reduce notablemente a un 0.72%, esto ya se esperaba debido al efecto de sobre-envejecimiento y a la presencia de la fase Mg₂Si, responsable de reducir el ablandamiento

del material, generando un endurecimiento (esto es consistente con el aumento en la microdureza). El esfuerzo de cedencia (límite elástico) disminuye aún más hasta alcanzar el valor más bajo de 73.6 MPa, lo cual coincide con el valor de ductilidad. Varios estudios han confirmado que, después del tratamiento en solución y el envejecimiento artificial, los átomos de silicio que estaban disueltos en la matriz de aluminio se precipitan rápidamente sobre la red eutéctica de Si ya existente. Esto reduce el refuerzo por solución sólida. Además, las partículas de silicio quedan más separadas entre sí, lo que también disminuye la resistencia a la tensión y el límite elástico [9].

Las pruebas de tensión realizadas a las muestras del nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC se presentan en la Figura 4.41 (b) y muestran una disminución en la resistencia a la tensión en comparación a la aleación AlSi10Mg, dando un valor promedio de 213.99 MPa y una ligera disminución del límite elástico de 60.68 a 52.47 GPa. La ductilidad es bastante baja en contraste a la de AlSi10Mg, con una deformación máxima de 0.8556%. Finalmente, el esfuerzo de cedencia solo disminuyó ligeramente a 104.95 MPa. Esta mejora en el límite elástico se debe probablemente al efecto barrera de las nanopartículas de SiC al movimiento de dislocaciones. Una de las razones de la disminución de la resistencia a la tensión puede deberse a la incompatibilidad en el coeficiente de expansión térmica CET entre la matriz de Al y las nanopartículas de SiC (para la matriz Al es de $24 \times 10^{-6} K^{-1}$ y para SiC es de $4.9 \times 10^{-6} K^{-1}$), lo que genera una alta densidad de dislocaciones ya que la matriz de aluminio se contrae más rápido que las nanopartículas, favoreciendo la formación de defectos (grietas o vacantes) alrededor de las nanopartículas (interface refuerzo/matriz) para compensar esta diferencia [13, 14, 15].

Otra explicación a la falla prematura se atribuye a la baja densidad relativa obtenida (alta porosidad interna), posiblemente a la fractura de partículas de SiC [18] y evidentemente a la mala distribución del refuerzo nanométrico en la matriz de Al debido al método de preparación utilizado, esto posiblemente generó aglomerados en ciertas zonas del material fabricado, generando la pérdida del efecto del refuerzo por Orowan que solo se da a tamaños nanométricos, y, por el contrario, se generaron interfaces gruesas y débiles entre matriz/refuerzo, lo cual suele ser perjudicial, ya que no hay una transferencia de carga eficiente desde la matriz hacia los refuerzos [13, 14, 15, 18]. Este fenómeno también

explicaría porque no se detectaron las interfaces entre SiC y Al, aunque posiblemente la mayoría de SiC se diluyó y se acumuló en los límites de grano. La morfología irregular y afilada de las nanopartículas pudieron también tener un papel importante en la baja densidad relativa, además de causar fuertes concentraciones de esfuerzos, actuando como fuentes de grietas durante las pruebas [18].

Finalmente, en las Figuras 4.42, 4.43 y 4.44 se muestran los resultados graficados para cada estado del material, siendo el esfuerzo último, el módulo elástico y el esfuerzo de cedencia respectivamente, con el fin de visualizar de mejor manera los resultados.

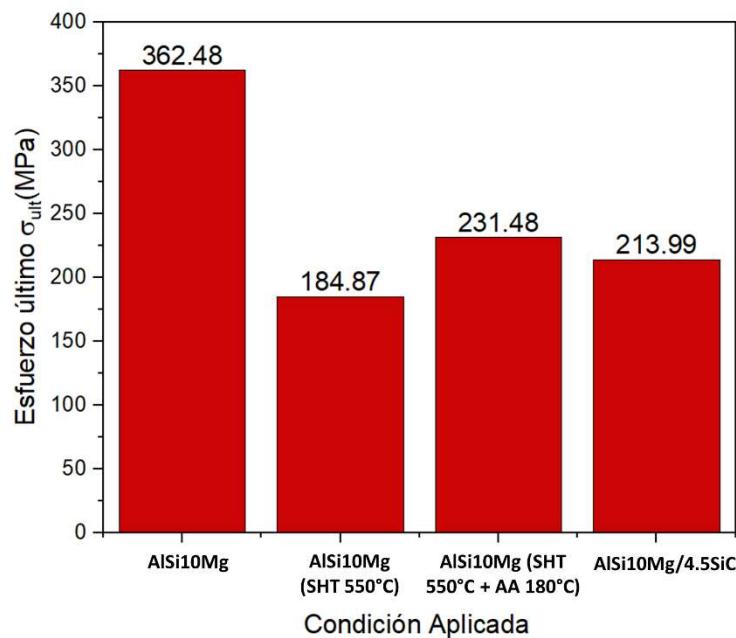


Figura 4.42. Esfuerzo último obtenido en cada condición del material.

En la Figura 4.39, claramente se observa que la mayor resistencia a la tensión la presentó las muestras de AISi10Mg, seguido de las que se les realizó tratamiento térmico de solución y envejecimiento. Algunos de los valores obtenidos para el nanocompuesto estuvieron dentro del rango de la aleación tratada con SHT + AA. El valor más bajo de resistencia lo presentó AISi10Mg con tratamiento de solución a 550°C.

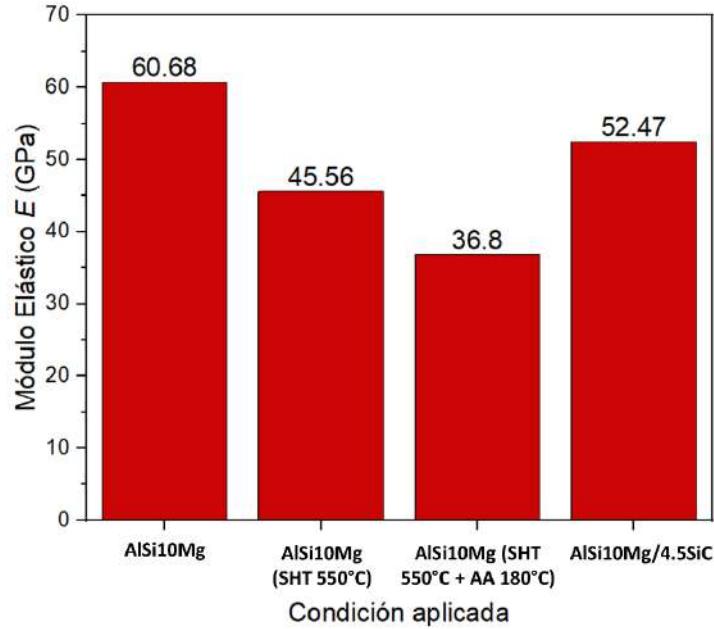


Figura 4.43. Módulo elástico obtenido para cada condición del material.

De igual manera, el módulo elástico más alto lo presentó AlSi10Mg tal cual fabricada, seguido del nanocompuesto y siendo el valor más bajo AlSi10Mg con SHT + AA. Esto significa que AlSi10Mg, fue el material con mayor rigidez y que menos se deformó con la misma carga aplicada.

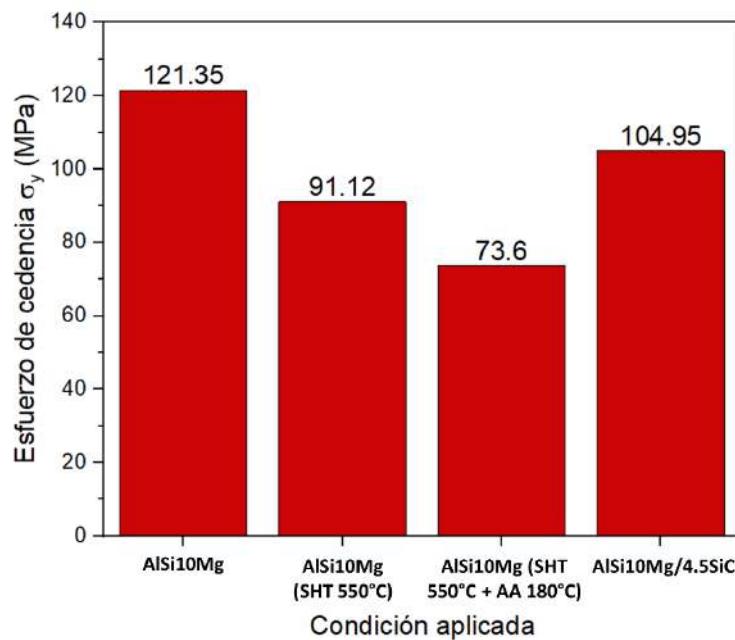


Figura 4.44. Esfuerzo de cedencia para cada condición del material.

El límite elástico presentó un comportamiento similar siendo el valor más alto AlSi10Mg tal cual fabricada, seguido del nanocompuesto y siendo el valor más bajo AlSi10Mg con tratamiento de solución más envejecimiento artificial.

Estudios previos reportan resultados similares [18, 19, 20, 21], donde la incorporación de nanopartículas mejora la microdureza, pero reduce la resistencia a la tensión y afecta la ductilidad, debido a defectos internos y la distribución heterogénea del refuerzo, resaltando que es necesario optimizar la metodología para la preparación del polvo y ajustar los parámetros de manufactura, con el fin de evitar una baja densidad relativa ya que tiene mucha influencia en la resistencia a la tensión, entre otras propiedades.

- 1) Qinghua Lu, Yangling Ou, Peilei Zhang, Hua Yan, (2022). Fatigue performance and material characteristics of SiC/AlSi10Mg composites by selective laser melting, Materials Science and Engineering: A, 858, 144163, ISSN 0921-5093, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144163>
- 2) Zhou, L., Mehta, A., Schulz, E., McWilliams, B., Cho, K., & Sohn, Y. (2018). Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment. Materials Characterization, 143, 5-17. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022>
- 3) Chang, F., Gu, D., Dai, D., & Yuan, P. (2015). Selective laser melting of in-situ Al₄SiC₄+ SiC hybrid reinforced Al matrix composites: Influence of starting SiC particle size. Surface and Coatings Technology, 272, 15-24. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.04.029>
- 4) Li, W., Li, S., Liu, J., Zhang, A., Zhou, Y., Wei, Q., ... & Shi, Y. (2016). Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. Materials Science and Engineering: A, 663, 116-125. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088>
- 5) Mfusi BJ, Tshabalala LC, Popoola API, Mathe NR (2018) The effect of selective laser melting build orientation on the mechanical properties of AlSi10Mg parts. IOP Conf Ser: Mater Sci Eng 430(1):012028. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/430/1/012028>

6) Hyer H, Zhou L, Park S et al (2020) Understanding the laser powder bed fusion of AlSi10Mg alloy. *Metallogr Microstruct Anal* 9(4):484–502. <https://doi.org/10.1007/s13632-020-00659-w>

7) Takata, N., Kodaira, H., Sekizawa, K., Suzuki, A., & Kobashi, M. (2017). Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 704, 218-228. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029>

8) Rosenthal, I., Shneck, R., & Stern, A. (2018). Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process. *Materials Science and Engineering: A*, 729, 310-322. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.074>

9) Iturrioz, A., Gil, E., Petite, M.M. et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure. *Weld World* 62, 885–892 (2018). <https://doi.org/10.1007/s40194-018-0592-8>

10) Wang, L. F., Sun, J., Yu, X. L., Shi, Y., Zhu, X. G., Cheng, L. Y., ... & Guo, L. J. (2018). Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 734, 299-310. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>

11) American Society for Testing and Materials. (2023). ASTM B962-23. *Standard Test Methods for Density of Compacted or Sintered Powder Metallurgy (PM) Products Using Archimedes Principle*. ASTM International. <https://www.astm.org/b0962-23.html>

12) American Society for Testing and Materials. (2007). ASTM E407-07: Standard practice for microetching metals and alloys. ASTM International. <https://www.astm.org/Standards/E407.htm>

13) Yu, W. H., Sing, S. L., Chua, C. K., Kuo, C. N., & Tian, X. L. (2019). Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review. *Progress in Materials Science*, 104, 330-379. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.006>

14) Fereiduni, E., Ghasemi, A. & Elbestawi, M. (2020). Selective Laser Melting Of Aluminum And Titanium Matrix Composites: Recent Progress And Potential

Applications In The Aerospace Industry. Department of Mechanical Engineering, McMaster University, Hamilton, ON L8S 4L7, Canada; elbestaw@mcmaster.ca. doi:10.3390/aerospace7060077

- 15) Lakshmikanthan, A., Angadi, S., Malik, V., Saxena, K. K., Prakash, C., Dixit, S., & Mohammed, K. A. (2022). Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites. *Materials* MDPI, 15, 6111, (pp. 1-26). <https://doi.org/10.3390/ma15176111>
- 16) Yu, W. H., Sing, S. L., Chua, C. K., Kuo, C. N., & Tian, X. L. (2019). Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review. *Progress in Materials Science*, 104, 330-379. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.006>
- 17) Zhang, D., Yi, D., Wu, X., Liu, Z., Wang, W., Poprawe, R., ... & Zieglerd, S. (2022). SiC reinforced AlSi10Mg composites fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 894, 162365. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162365>
- 18) Wang, Z., Zhuo, L., Yin, E., & Zhao, Z. (2021). Microstructure evolution and properties of nanoparticulate SiC modified AlSi10Mg alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 808, 140864. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140864>
- 19) Ji, X., Li, S., Zhang, X., Liu, L., Li, S., Gao, L., ... & Wang, S. (2023). Influence of characteristic parameters of SiC reinforcements on mechanical properties of AlSi10Mg matrix composites by powder metallurgy. *Journal of Materials Research and Technology*, 24, 6843-6853. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.262>
- 20) Subramani, M., Huang, S. J., & Borodianskiy, K. Effect of SiC nanoparticles on AZ31 magnesium alloy. *Materials*. 2022; 15 (3): 1004. <https://doi.org/10.3390/ma15031004>
- 21) Wang, Y., & Shi, J. (2020). Effect of hot isostatic pressing on nanoparticles reinforced AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 788, 139570. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139570>

CONCLUSIONES

En este trabajo de investigación se obtuvieron resultados interesantes y satisfactorios en las condiciones analizadas, en donde el objetivo fue desarrollar una aleación de AlSi10Mg con refuerzo de nanopartículas de SiC, fabricada mediante tecnología de fusión selectiva por láser (SLM) y evaluar su desempeño mecánico comparándola con: la aleación de AlSi10Mg fabricada por el mismo método y dos tratamientos térmicos T6 aplicados a ambas aleaciones. Se analizó como las nanopartículas y el método de preparación afectaba el comportamiento mecánico. De acuerdo con los resultados obtenidos en la caracterización y pruebas mecánicas realizadas a ambas aleaciones y sus contrapartes tratadas térmicamente, se concluye que:

- ❖ El análisis de DRX permitió identificar las fases presentes en los diferentes componentes manufacturados (AlSi10Mg y AlSi10Mg/4.5SiC), tanto en su estado inicial como tras los tratamientos térmicos. Se observaron picos de alta intensidad de Al, con variaciones asociadas a un crecimiento cristalino preferente por los gradientes térmicos durante la manufactura. En el nanocompuesto, por otro lado, se confirmó la presencia de la fase Al_4SiC_4 , evidenciando la reacción *in situ* esperada entre el refuerzo y la matriz. Tras los tratamientos térmicos se logró identificar la formación de las fases Mg_2Si y $\beta - \text{AlFeSi}$, con señales de alta intensidad, lo que indica mayor precipitación de Si y menor solubilidad en la matriz de Al; aunque también se presentaron en el resto de las muestras, pero con menor intensidad. Sin embargo, en las muestras con envejecimiento, no hubo aumento en la intensidad de las señales de Mg_2Si ni de Si, posiblemente por el limitado contenido de Mg y la re-precipitación de estos intermetálicos.
- ❖ La caracterización microestructural de AlSi10Mg y del nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC, fabricados por SLM, confirma la morfología característica del proceso, con albercas de fusión semicilíndricas en la orientación ZX y ovaladas en la orientación XY, resultado de la estrategia de escaneo y los parámetros utilizados, generando una estructura densamente consolidada. Mediante MEB, en AlSi10Mg se logró distinguir claramente la zonificación térmica dentro de cada alberca: región celular gruesa en los bordes, zona de transición y zona celular fina hacia el centro, con una microestructura

conformada por una matriz α -Al y una red eutéctica α -Al/Si asociada a la rápida solidificación; el Mg se encuentra principalmente en la matriz de α -Al. Los tamaños de grano varían desde $> 1 \mu\text{m}$ de diámetro en los límites de la alberca hasta $\sim 500 \text{ nm}$ en el centro. En el nanocomuesto, además de la morfología SLM, se identificó variación en tamaño en las albercas de fusión en orientación ZX y en su estructura de grano por efecto Marangoni y los parámetros modificados, existe una distribución relativamente uniforme de las nanopartículas SiC con algunas aglomeraciones y baja concentración de C atribuida a la descomposición térmica parcial del refuerzo. Aunque por MEB no se identificó la fase Al_4SiC_4 , DRX confirmó su formación en mínimas cantidades, favorecida por la alta densidad de energía utilizada.

- ❖ El tratamiento térmico de solución (SHT a $550^\circ\text{C}/2\text{h}$) aplicado tanto a AlSi10Mg como a AlSi10Mg/4.5SiC eliminó las albercas de fusión típicas del proceso SLM y disolvió la red fibrosa de Si eutéctico, evidenciando la disminución de su solubilidad en la matriz y originando partículas poligonales de Si. En ambas aleaciones se identificó la fase β – AlFeSi en forma de aguja y hojuelas mediante MEB y EDX. En AlSi10Mg, los intermetálicos variaron según la orientación: mayor cantidad, pero más pequeños en XY y más grandes en ZX y ZY, atribuible a que en las vistas laterales existe una mayor difusión térmica. El DRX confirmó la presencia de Mg_2Si , no visible en MEB por su posible tamaño nanométrico y bajo contenido de Mg. En el nanocomuesto, además de la β – AlFeSi, se detectaron pequeñas cantidades de carbono en porosidad localizada, posiblemente por acumulación de nanopartículas de SiC no disueltas. Con el tratamiento, los intermetálicos en AlSi10Mg/4.5SiC fueron más pequeños (6 a $2 \mu\text{m}^2$) y numerosos que en AlSi10Mg, debido a que las nanopartículas actúan como sitios de nucleación y limitan el crecimiento y coalescencia de los precipitados de Si.
- ❖ El tratamiento térmico combinado (SHT a $550^\circ\text{C}/2\text{h} + \text{AA a } 180^\circ\text{C}/6\text{h}$) aplicado tanto a AlSi10Mg como a AlSi10Mg/4.5SiC generó un refinamiento de los intermetálicos de Si en AlSi10Mg, sin un aumento significativo en su tamaño según el análisis superficial, con una distribución más homogénea de las agujas de β – AlFeSi, esto debido al corto tiempo del envejecimiento y el rápido enfriamiento que se les dieron a las piezas,

generando que la maduración de Ostwald no sucediera y se produjera una re-precipitación en lugar del “coarsening”. Este fenómeno se puede considerar como un envejecimiento óptimo, observando límites de grano definidos en las micrografías MEB. La re-precipitación se confirma con el análisis superficial y las micrografías MEB, en donde se presenta el crecimiento de intermetálicos más finos en los límites de grano, especialmente en las orientaciones ZX y ZY, esto debido a la difusión por convección durante el tratamiento.

- ❖ La densidad relativa teórica, calculada a partir de los parámetros óptimos para AlSi10Mg y los seleccionados de literatura para AlSi10Mg/4.5SiC, fue alta (99.606% y 99.403%, respectivamente). Sin embargo, los valores experimentales medidos por el método de Arquímedes (ASTM B962) fueron menores, evidenciando porosidad conectada a la superficie: 96.07% para AlSi10Mg y 94.23% para el nanocompuesto, con errores del 3.54% y 5.21% respecto a los valores teóricos. Esta diferencia podría deberse, en AlSi10Mg, al aumento de velocidad del *wiper* durante la impresión, y en el nanocompuesto a que los parámetros utilizados no fueron óptimos y a la aglomeración de las nanopartículas y su forma irregular, degradando su fluidez y, por lo tanto, generando mayor porosidad y defectos. El tratamiento de solución aumentó la porosidad, mientras que el envejecimiento artificial en AlSi10Mg mejoró la densidad, lo que podría tener un efecto similar en el nanocompuesto. Se recomienda evaluar en el futuro el efecto del tratamiento combinado (SHT 550 °C + AA 180 °C) sobre la densidad relativa del nanocompuesto.
- ❖ El análisis de porosidad superficial mostró que el tratamiento de solución (SHT 550 °C) incrementa la porosidad en AlSi10Mg y AlSi10Mg/4.5SiC por la expansión de gas atrapado, mientras que el envejecimiento artificial posterior la reduce, posiblemente por estabilización microestructural y precipitación de fases secundarias. Esta tendencia coincide con los resultados de densidad relativa. Aunque el nanocompuesto presentó la menor densidad, su porosidad superficial fue la más baja, atribuible al efecto estabilizador de las nanopartículas durante la solidificación superficial. Esto sugiere que una buena distribución de nanopartículas, combinada con SHT + AA, puede mejorar la calidad superficial en piezas SLM.

- ❖ Las mediciones de microdureza mostraron variaciones según la orientación, los tratamientos térmicos y la adición del carburo nanométrico. La orientación XY presentó los valores más altos por la anisotropía de SLM. Tanto AlSi10Mg como AlSi10Mg/4.5SiC mostraron alta microdureza por su microestructura fina, siendo mayor en el nanocompuesto (+7.28% con respecto a AlSi10Mg) gracias al endurecimiento por SiC y la restricción al movimiento de dislocaciones. El tratamiento de solución redujo la microdureza (-33.7% en AlSi10Mg y -43.17% en el nanocompuesto) por el engrosamiento microestructural y la difusión de Si. El envejecimiento artificial posterior recuperó parte de la dureza (+20% y +36.13%, respectivamente) mediante re-precipitación de Si fino y formación de Mg₂Si nanométrico, fortaleciendo por el mecanismo de Orowan. Se observó relación inversa entre microdureza y porosidad superficial, indicando que una superficie más densa mejora la dureza y la integridad del componente.
- ❖ Las pruebas de tensión mostraron que AlSi10Mg en estado SLM alcanzó los mejores valores mecánicos (362.4 MPa, 60.7 GPa, 4.6% ductilidad) gracias a su microestructura fina. El tratamiento de solución redujo notablemente estas propiedades por el engrosamiento microestructural y la precipitación de Si, mientras que el envejecimiento artificial posterior elevó la resistencia a 231.5 MPa debido a la precipitación de Mg₂Si y al refinamiento de los intermetálicos por re-precipitación, aunque tuvo una fuerte pérdida de ductilidad (0.72%) y menor módulo (36.8 GPa). En AlSi10Mg/4.5SiC se obtuvo resistencia intermedia (213.9 MPa), ductilidad baja (0.86%) y leve aumento en el límite elástico (104.95 MPa) por el efecto barrera del SiC. La menor resistencia se asoció a la diferencia de coeficiente de expansión térmica matriz-refuerzo, la mala distribución y aglomeración de SiC y la baja densidad relativa (debido a parámetros y morfología de SiC); la baja ductilidad, al endurecimiento por Al₄SiC₄ y las propiedades inherentes del SiC. Los resultados confirman que el SiC aporta rigidez y dureza, pero su distribución y estabilidad interfacial son críticas para mantener o mejorar el desempeño mecánico.

En relación a la hipótesis planteada, los resultados obtenidos permiten sustentarla parcialmente. La incorporación de nanopartículas de SiC como refuerzo en la aleación

AISi10Mg durante la manufactura por SLM permitió mejorar notablemente la microdureza (incremento del 7.28% respecto a la aleación sin refuerzo), atribuible tanto a las propiedades del refuerzo cerámico como a la formación de Al_4SiC_4 confirmada por DRX. Asimismo, el nanocompuesto presentó la menor porosidad superficial, lo que respalda la parte de la hipótesis relacionada con estos parámetros (microdureza y porosidad), aunque su densidad interna es baja. Sin embargo, la resistencia a la tensión presentó una reducción significativa (213.9 MPa frente a 362.4 MPa en la aleación sin refuerzo), acompañada de un aumento en el módulo elástico (104.95 GPa frente a 60.7 GPa) lo que contradice la expectativa de mejora en este aspecto. Esta disminución en resistencia se asocia principalmente a la aglomeración de las nanopartículas y a la formación de defectos internos que redujeron la densidad relativa, lo cual puede estar vinculado tanto a la preparación de la mezcla como a parámetros de procesamiento no optimizados para materiales reforzados. Factores como la alta energía superficial de las nanopartículas de SiC, su distribución heterogénea en la matriz, deformación en la morfología del polvo de alimentación, la posible generación de concentradores de esfuerzos y la presencia de óxidos o impurezas superficiales pudieron contribuir a este comportamiento.

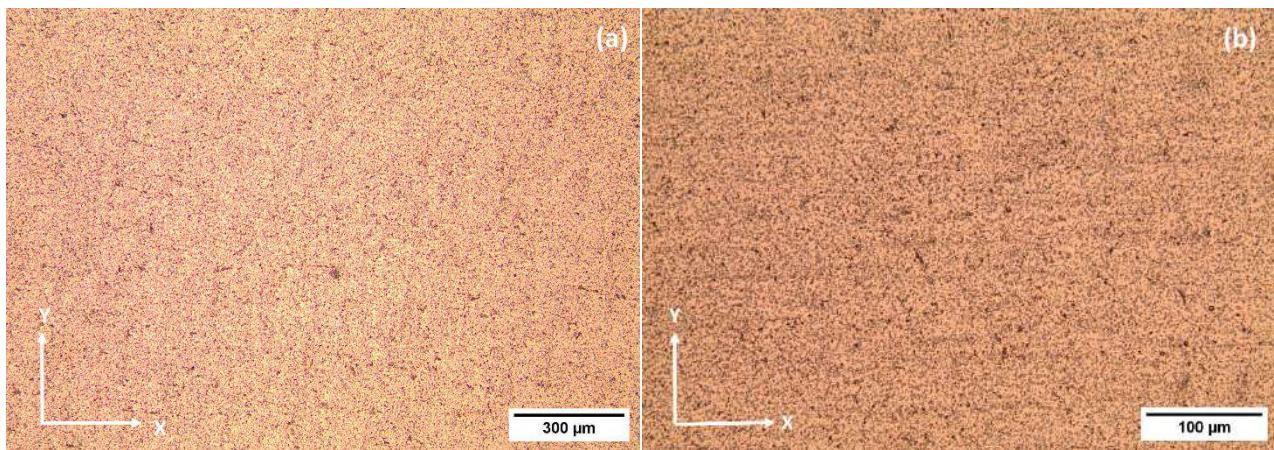
De manera general, se concluye que, en términos de microdureza, el mejor desempeño mecánico se alcanzó en el nanocompuesto, mientras que la mayor resistencia a la tensión se obtuvo en la aleación AISi10Mg, en estado tal cual fabricado por SLM, atribuible a la microestructura fina característica de este proceso, mientras que entre los tratamientos térmicos evaluados, el tratamiento térmico combinado T6₂ (solución a 550 °C/2 h + envejecimiento artificial a 180 °C/6 h) fue el más efectivo para optimizar propiedades, gracias a la re-precipitación y refinamiento de intermetálicos de Si inducidos por el envejecimiento óptimo.

Como recomendación para futuras investigaciones y con el objetivo de validar completamente la hipótesis, se sugiere desarrollar un método de preparación de la mezcla AISi10Mg/SiC que minimice la aglomeración, explorando alternativas como molienda de alta capacidad con control de tiempo para evitar cambios morfológicos adversos, o mezclas húmedas asistidas por vibración ultrasónica con surfactantes adecuados, seguidas de secado controlado. Paralelamente, se recomienda ajustar parámetros de SLM (potencia de

láser y velocidad de escaneo) para optimizar la densidad relativa en materiales reforzados. La optimización simultánea de la preparación del polvo, su morfología inicial, distribución de tamaño y los parámetros de impresión es clave para aprovechar el potencial de los nanocomuestos metálicos en manufactura aditiva para su futura aplicación a nivel industrial.

Anexos

En este apartado se presenta información complementaria que respalda los resultados y el contenido desarrollado a lo largo de este trabajo. Los anexos incluyen micrografías obtenidas mediante microscopía óptica a diferentes magnificaciones para ambos tratamientos térmicos aplicados, así micrografías con su respectivo análisis de superficie correspondiente a cada muestra estudiada. También se presentan las tablas con los datos completos del análisis de porosidad superficial de cada área analizada para cada condición, en conjunto con los datos más representativos (Porcentaje de porosidad y numero de poros por área), los cuales se graficaron para poder visualizar su variación. Finalmente, se incluyen las curvas de esfuerzo-deformación correspondientes a cada prueba realizada tanto para AISi10Mg como para AISi10Mg/4.5SiC.



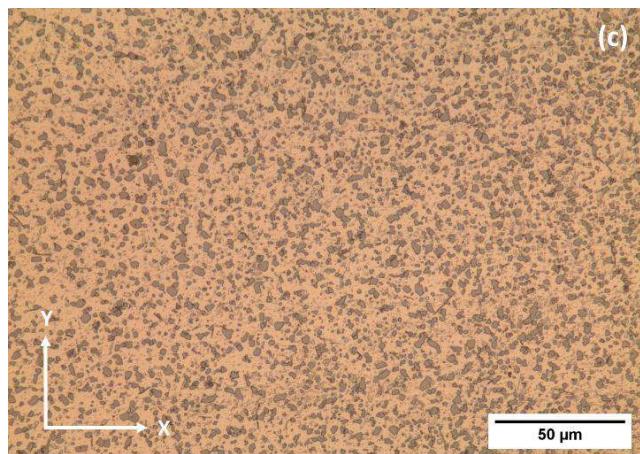


Figura 6.1. Microestructura de AlSi10Mg manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, tomadas a 100 (a), 200(b) y 500(c) magnificaciones, en la orientación XY.

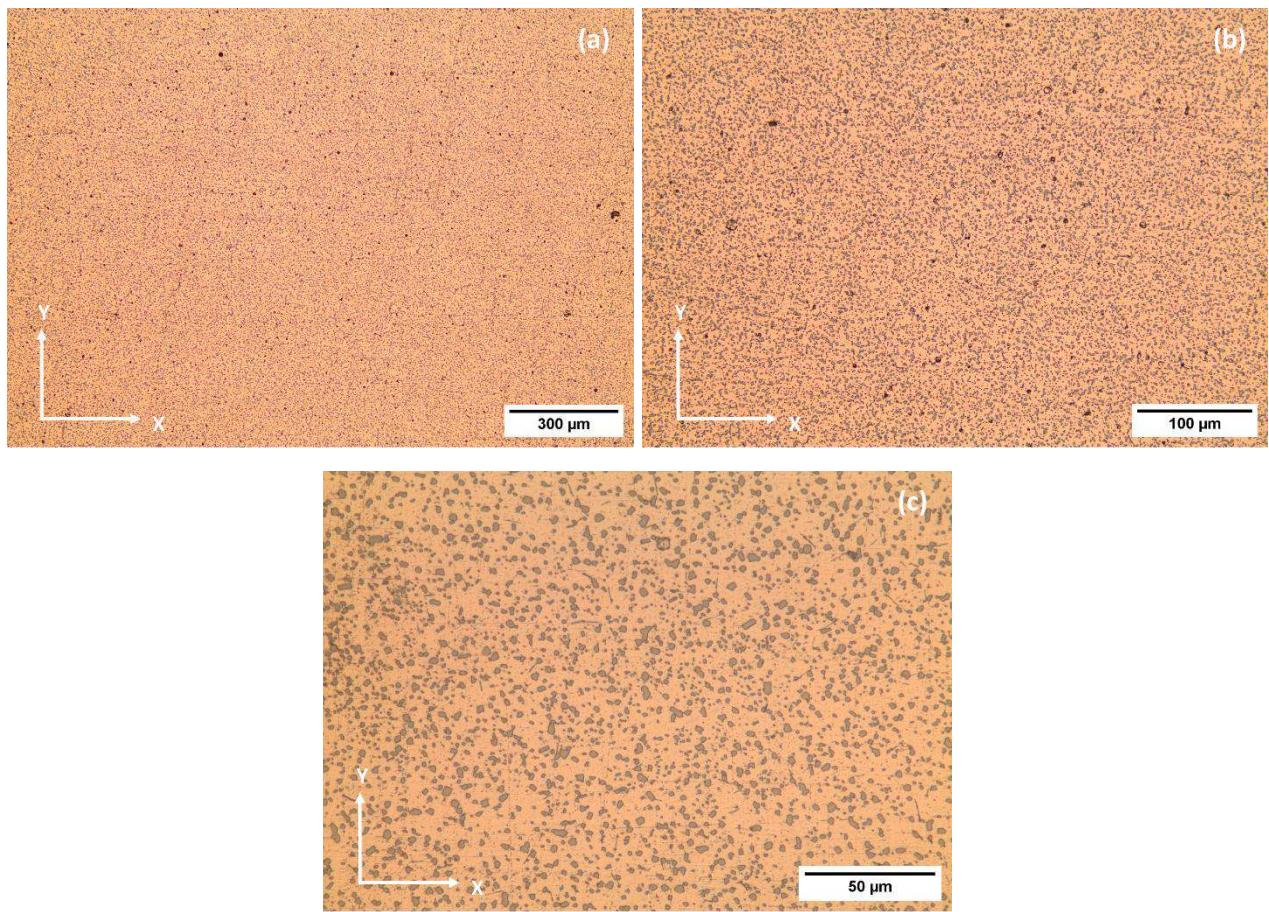


Figura 6.2. Microestructura de AlSi10Mg manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C + envejecimiento artificial a 180°C, tomadas a 100 (a), 200(b) y 500(c) magnificaciones, en la orientación XY.

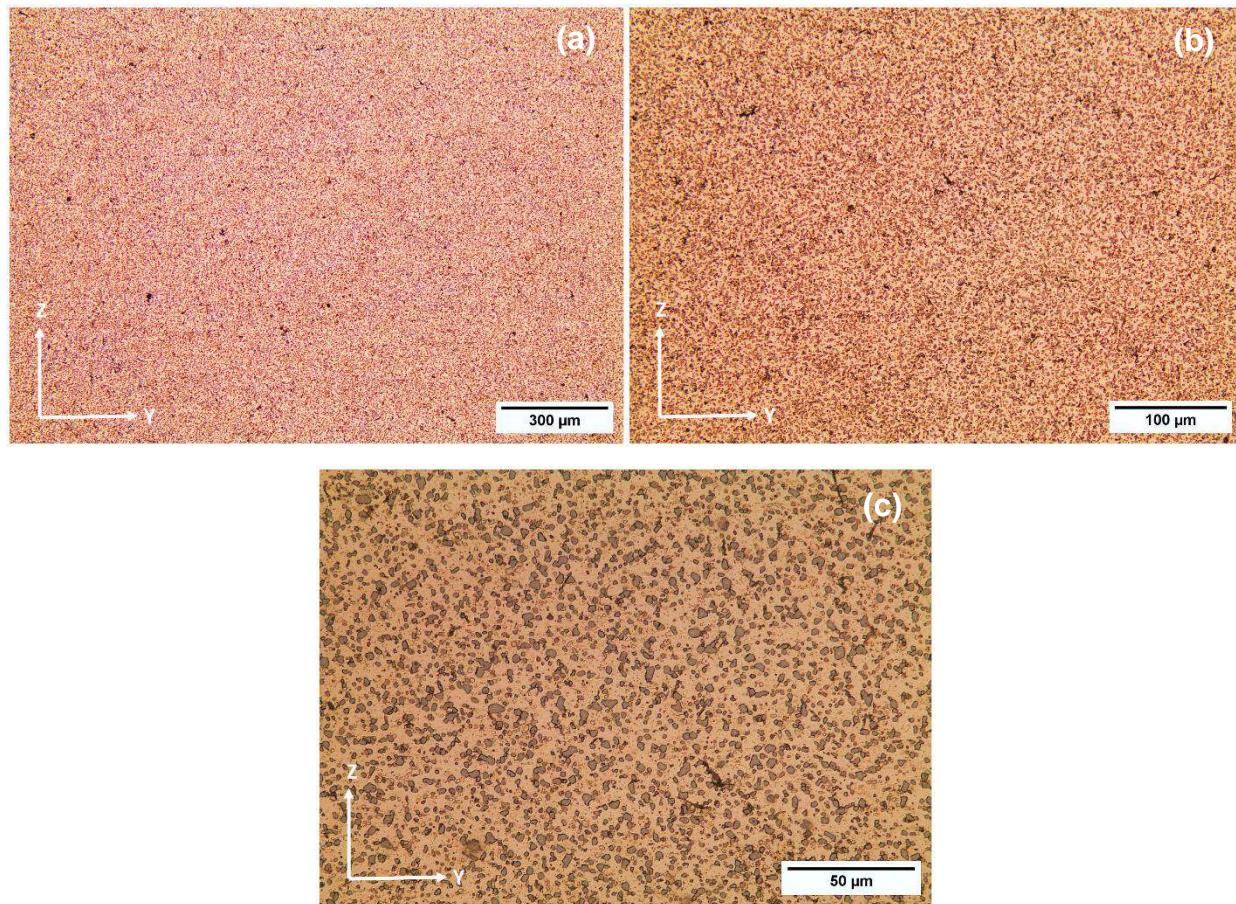


Figura 6.3. Microestructura de AISi10Mg/4.5SiC manufacturada por SLM con tratamiento térmico de solución SHT a 550°C, tomadas a 100 (a), 200(b) y 500(c) magnificaciones, en la orientación ZY.

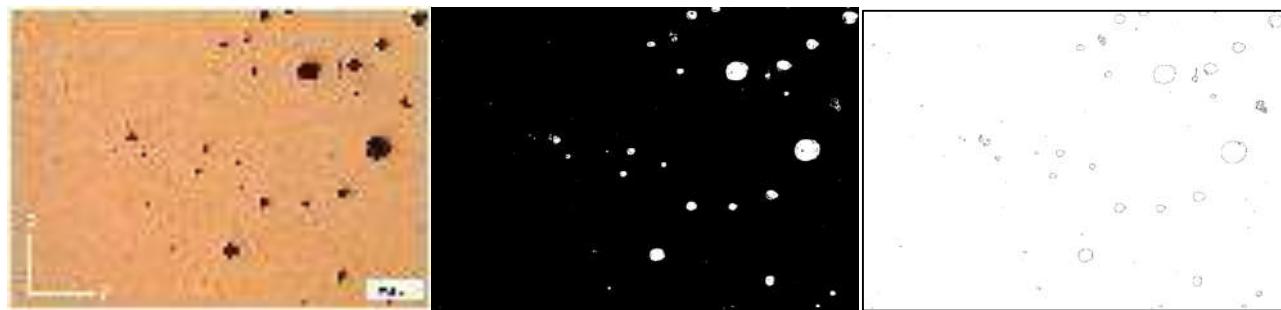


Figura 6.4. Análisis de porosidad en micrografía con orientación ZY de aleación AlSi10Mg.



Figura 6.5. Análisis de porosidad en micrografía con orientación ZY de aleación AlSi10Mg con SHT a 550°C.



Figura 6.6. Análisis de porosidad en micrografía con orientación ZY de aleación AlSi10Mg con SHT a 550°C
+ envejecimiento artificial 180°C.



Figura 6.7. Análisis de porosidad en micrografía con orientación ZY de nanocomuesto AlSi10Mg/4.5SiC



Figura 6.8. Análisis de porosidad en micrografía con orientación ZY de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC + SHT a 550°C.

Tabla 6.1. Análisis de porosidad en cara transversal de muestra AlSi10Mg

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	693	51088.856	73.721	1.261
2	77	24679.965	320.519	0.564
3	68	18206.822	267.747	0.415
4	145	16573.784	114.302	0.392
5	90	7069.121	78.546	0.165
6	41	11884.148	289.857	0.271
7	135	28794.276	213.291	0.654
8	457	51923.815	113.619	1.208
9	234	50330.607	215.088	1.175
10	98	22502.582	229.618	0.512
11	84	11566.982	137.702	0.264
12	42	2884.001	68.667	0.066
13	136	10804.308	79.443	0.25
14	76	1740.727	22.904	0.04
15	193	16097.297	83.406	0.365
16	95	14110.213	148.529	0.323
Promedio	166.5	21266.094	153.5599375	0.4953125

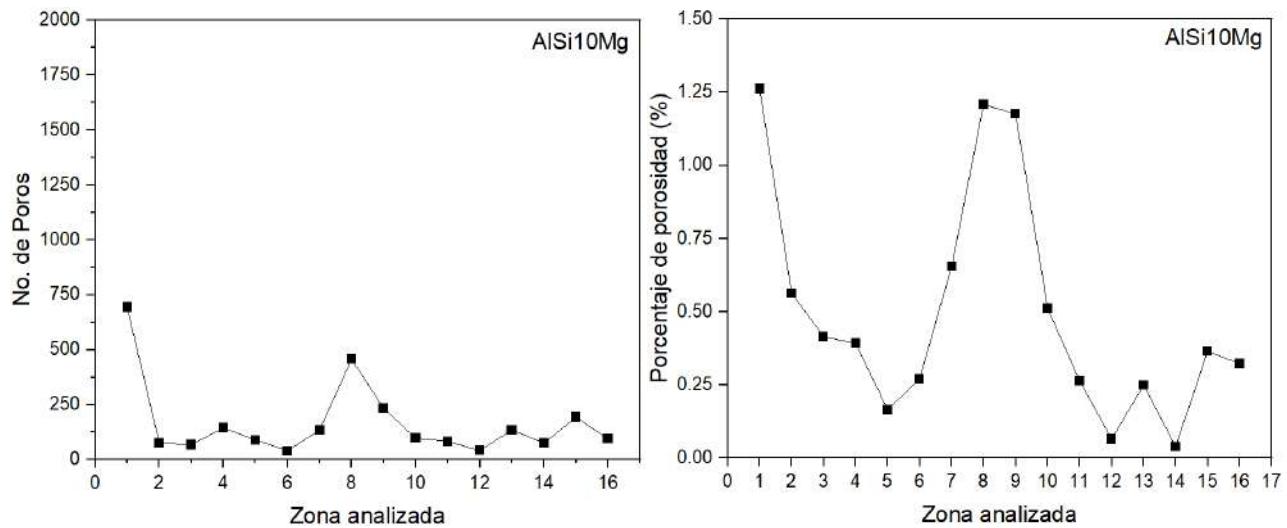


Figura 6.9. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en la aleación AlSi10Mg.

Tabla 6.2. Análisis de porosidad en cara transversal de muestra AlSi10Mg con SHT a 550°C

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	588	56195.409	95.57	1.318
2	510	27842.057	54.592	0.636
3	122	19224.977	157.582	0.442
4	294	34485.95	117.299	0.807
5	449	14261.892	31.764	0.329
6	986	14091.46	14.292	0.323
7	2239	27211.754	12.154	0.621
8	691	20901.377	30.248	0.478
9	685	47570.983	69.447	1.092
10	1166	36752.984	31.521	0.855
11	518	21663.912	41.822	0.515
12	889	39665.014	44.618	0.917
13	2025	30029.752	14.83	0.689
14	1254	22031.221	17.569	0.51
15	1192	16380.532	13.742	0.376
16	540	16377.594	30.329	0.375
Promedio	884.25	27792.92925	48.5861875	0.6426875

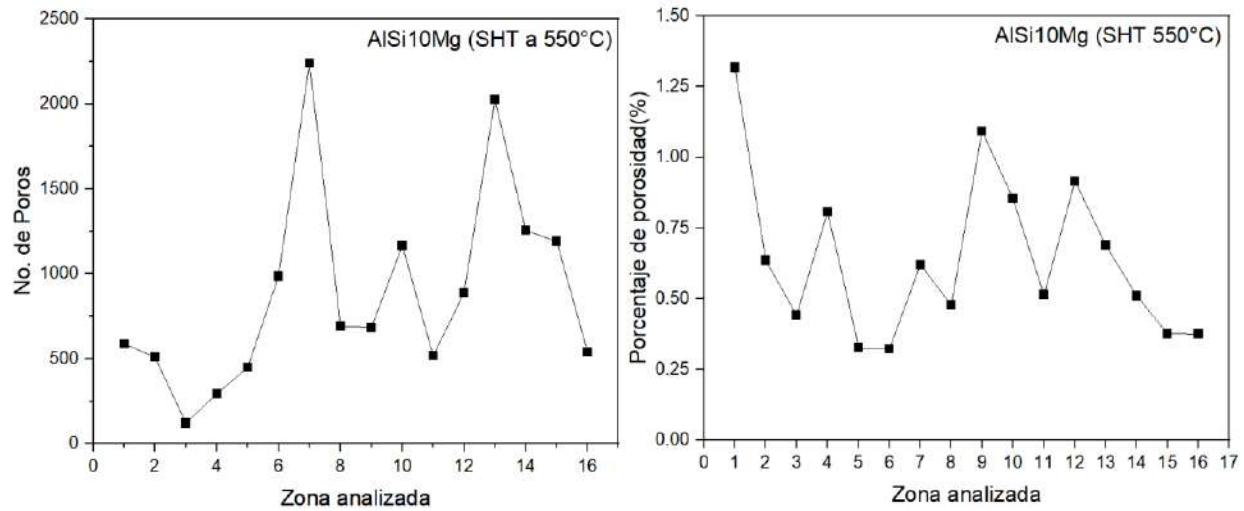


Figura 6.10. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en la aleación AlSi10Mg con SHT a 550°C.

Tabla 6.3. Análisis de porosidad en cara transversal de muestra AlSi10Mg con SHT a 550°C + envejecimiento artificial AA a 180°C.

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	238	30818.732	129.49	0.765
2	261	36275.483	138.987	0.837
3	247	47363.82	191.756	1.1
4	121	49930.578	412.649	1.143
5	1211	24091.093	19.894	0.552
6	811	27561.432	33.985	0.633
7	531	10459.504	19.698	0.24
8	297	4955.739	16.686	0.114
9	566	8565.657	15.134	0.206
10	349	13055.647	37.409	0.298
11	1419	18308.172	12.902	0.42
12	1184	23785.491	20.089	0.566
13	711	23224.243	32.664	0.535
14	92	1386.96	15.076	0.032
15	157	4559.045	29.039	0.105
16	94	3166.208	33.683	0.073
Promedio	518.0625	20469.23775	72.4463125	0.4761875

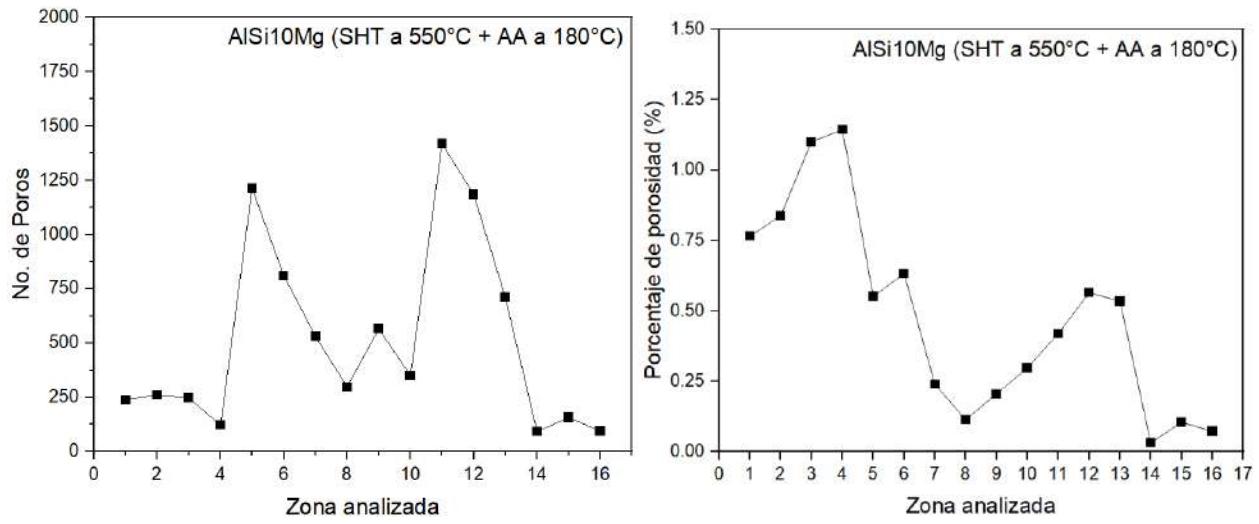


Figura 6.11. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en la aleación AISi10Mg con SHT a 550°C + Envejecimiento Artificial a 180°C

Tabla 6.4. Análisis de porosidad en cara transversal en muestra de nanocompuesto AISi10Mg/4.5SiC.

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	116	20626.629	177.816	0.496
2	451	20044.812	44.445	0.461
3	422	18650.505	44.196	0.437
4	612	57422.222	93.827	1.327
5	147	6708.54	45.636	0.167
6	68	13052.709	191.952	0.301
7	40	11044.261	276.107	0.254
8	117	11756.841	100.486	0.299
9	632	18616.713	29.457	0.436
10	70	17295.868	247.084	0.399
11	31	8561.249	276.169	0.196
12	117	7922.13	67.711	0.193
13	52	2271.442	43.682	0.053
14	74	13187.879	178.215	0.302
15	946	26262.626	27.762	0.604
16	492	20539.945	41.748	0.473
Promedio	274.1875	17122.77319	117.8933125	0.399875

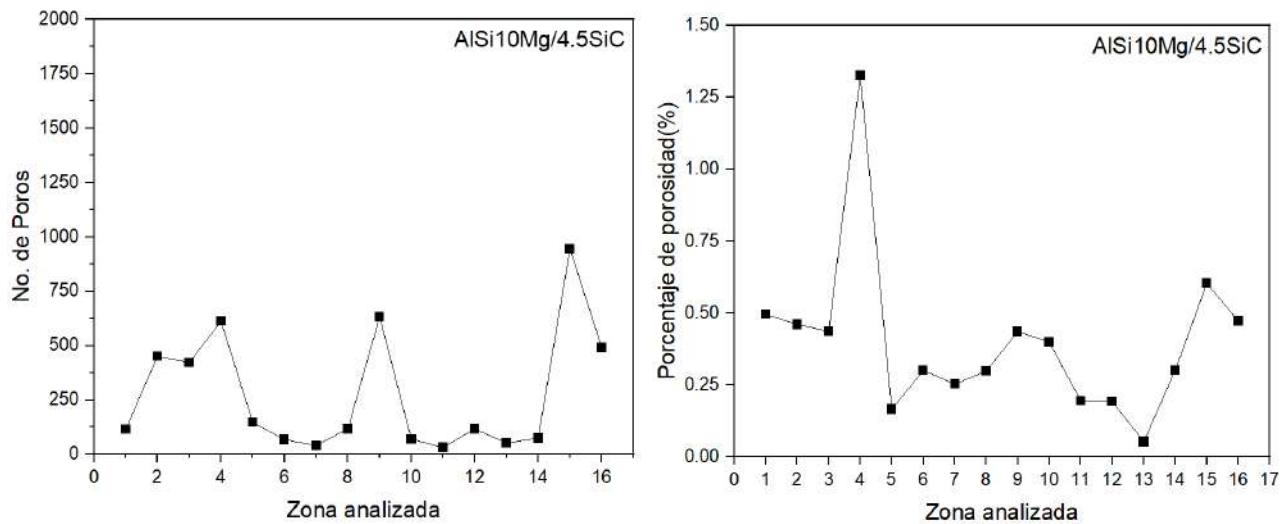


Figura 6.12. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en el nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC.

Tabla 6.5. Análisis de porosidad en cara transversal en muestra de nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C.

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	127	13653.627	107.509	0.336
2	165	17044.628	103.301	0.394
3	1580	53912.212	34.122	1.246
4	141	60672.176	430.299	1.392
5	169	82509.458	488.222	1.935
6	40	34647.566	866.189	0.791
7	899	42477.135	47.249	0.972
8	955	30048.852	31.465	0.689
9	481	49552.984	103.021	1.134
10	278	40775.757	146.675	0.935
11	124	40819.834	329.192	0.937
12	183	72872.727	398.212	1.703
13	174	72027.915	413.954	1.68
14	95	110370.614	1161.796	2.519
15	161	55673.829	345.8	1.274
16	131	31200.735	238.174	0.715
Promedio	356.4375	50516.25306	327.82375	1.16575

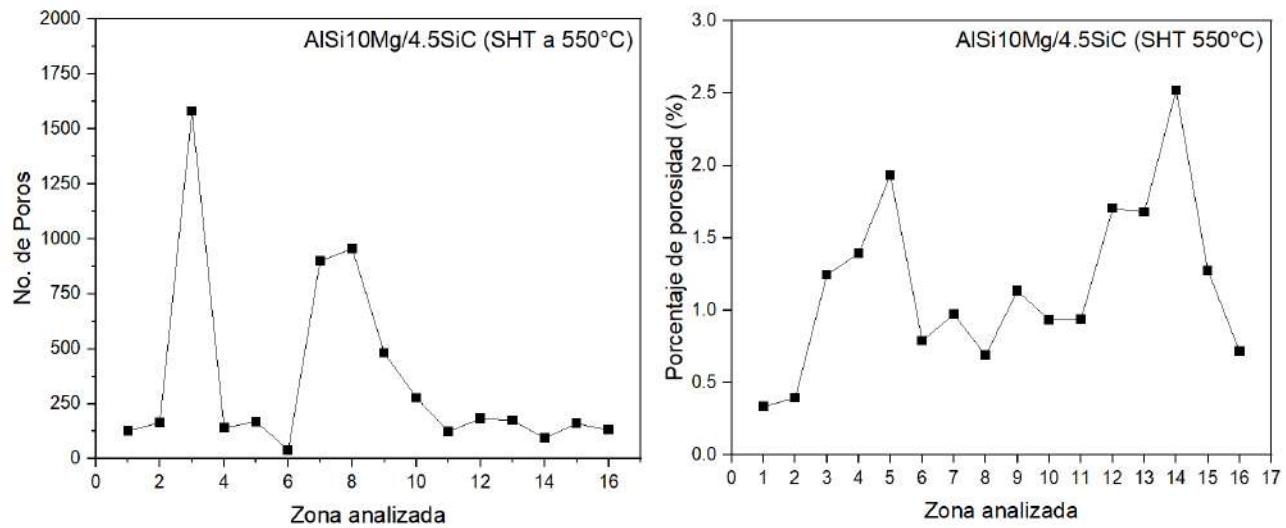


Figura 6.13. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en el nanocompuesto AISi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C.

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	39	26045.993	667.846	0.608
2	547	20437.313	37.363	0.465
3	459	35102.198	76.475	0.859
4	55	27035.847	491.561	0.676
5	139	4542.117	32.677	0.105
6	582	12089.2	20.772	0.274
7	196	16455.769	83.958	0.374
8	154	15252.012	99.039	0.346
9	694	27884.083	40.179	0.651
10	225	14026.127	62.338	0.32
11	250	14459.834	57.839	0.33
12	226	9059.155	40.085	0.207
13	432	36778.016	85.134	0.837
14	239	24157.747	101.078	0.547
15	217	39475.119	181.913	0.904
16	174	38335.001	220.316	0.877
Promedio	289.25	22570.97069	143.6608125	0.52375

Área analizada	No. de poros	Área Total de porosidad (μm^2)	Tamaño promedio de poros (μm^2)	% Porosidad
1	39	26045.993	667.846	0.608
2	547	20437.313	37.363	0.465
3	459	35102.198	76.475	0.859
4	55	27035.847	491.561	0.676

5	139	4542.117	32.677	0.105
6	582	12089.2	20.772	0.274
7	196	16455.769	83.958	0.374
8	154	15252.012	99.039	0.346
9	694	27884.083	40.179	0.651
10	225	14026.127	62.338	0.32
11	250	14459.834	57.839	0.33
12	226	9059.155	40.085	0.207
13	432	36778.016	85.134	0.837
14	239	24157.747	101.078	0.547
15	217	39475.119	181.913	0.904
16	174	38335.001	220.316	0.877
Promedio	289.25	22570.97069	143.6608125	0.52375

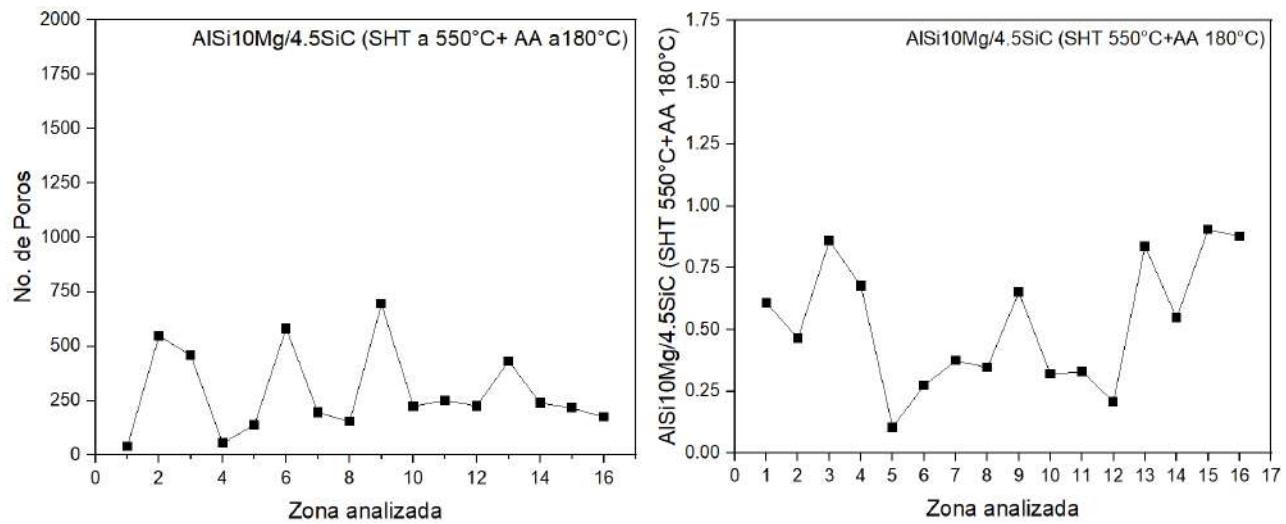
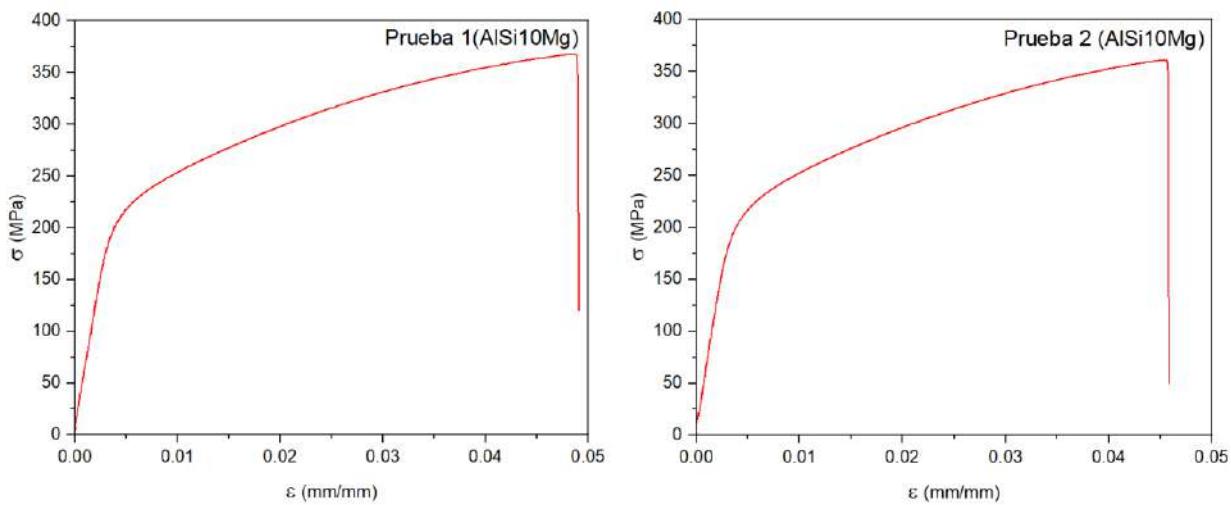


Figura 6.14. Comparativa de la cantidad de porosidad presente y su porcentaje en cada zona analizada en el nanocompuesto AlSi10Mg/4.5SiC con SHT a 550°C + AA a 180°C.



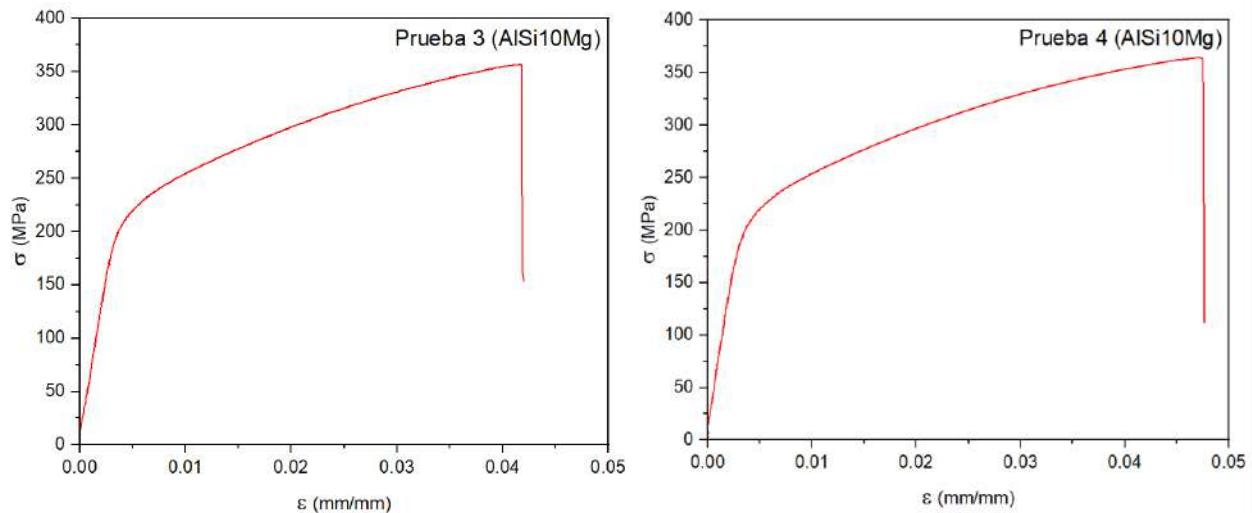
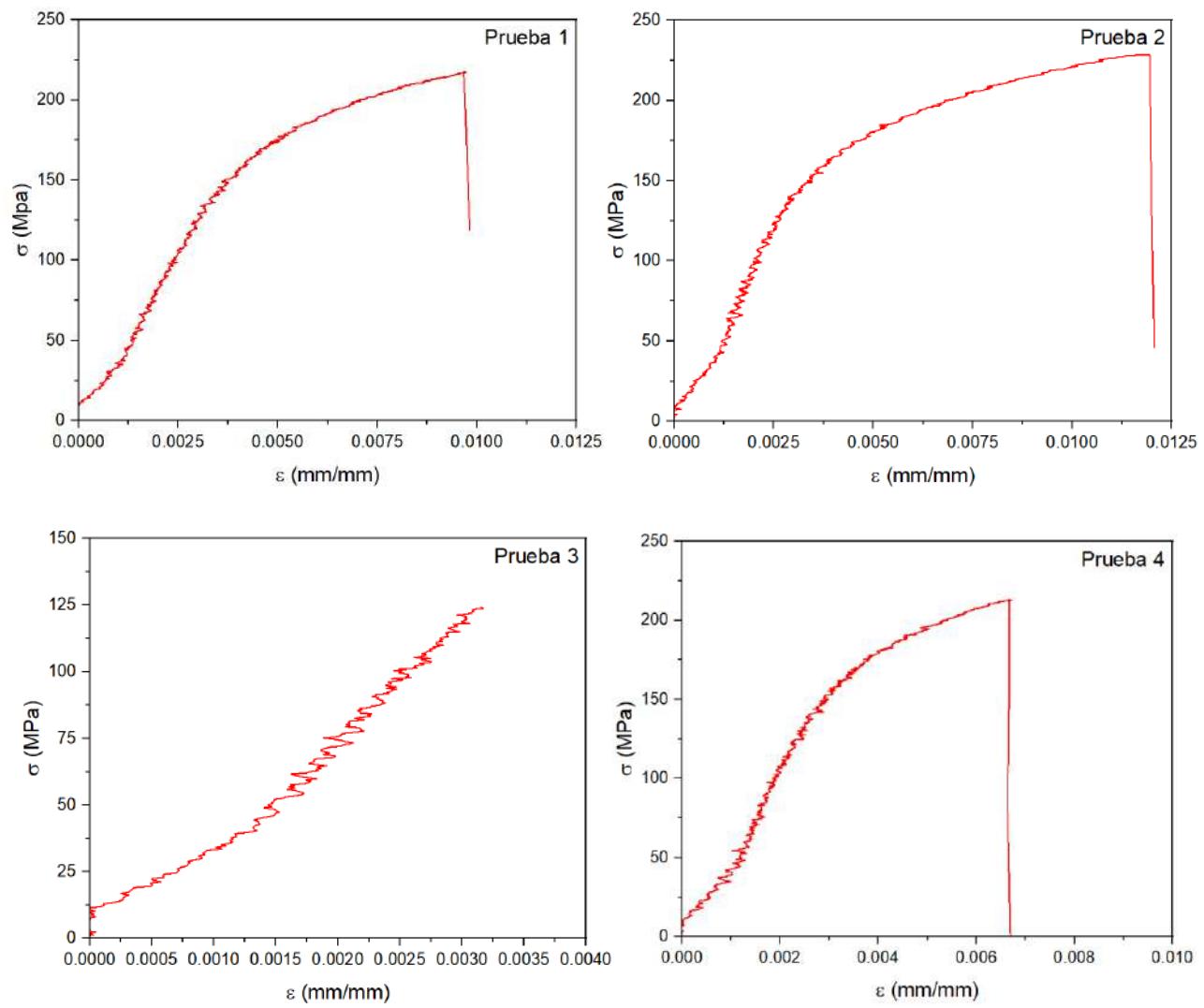


Figura 6.15. Gráficas esfuerzo vs deformación individuales de AlSi10Mg.



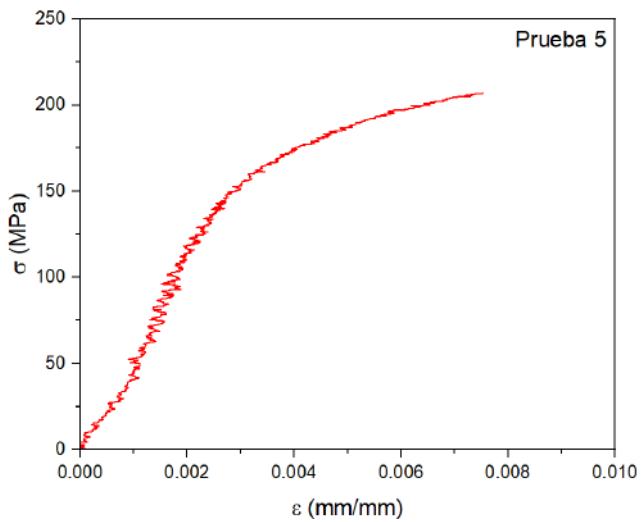


Figura 6.16. Gráficas esfuerzo vs deformación individuales de AlSi10Mg/4.5SiC