UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA

INGENIERIA MECÁNICA – METALMECÁNICA

ESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE MATERIALES COMPUESTOS AL- SiC_p Y ALEACIÓN 356-SiC_p, OBTENIDOS POR FUNDICIÓN

TESIS

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERÍA

PRESENTA:

DIEGO SÁNCHEZ GARCÍA

TUTOR PRINCIPAL

DR. ANDRÉS HERRERA VAZQUEZ, FES-CUAUTITLÁN

CIUDAD DE MEXICO ENERO 2017

Universidad Nacional Autónoma de México
UNAM
Biblioteca Central
Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

Presidente:	Dr. Arturo Barba Pingarrón
Secretario:	Dr. Jaime Hinojosa Torres
Vocal:	Dr. Andrés Herrera Vázquez
1 er. Suplente:	Dr. José Luis Velázquez Ortega
2 d o. Suplente:	Dra. Ana Leticia Fernández Osorio

Lugar o lugares donde se realizó la tesis: Facultad de Estudios Superiores de Cuautitlán y Facultad de Ingeniería de la UNAM

TUTOR DE TESIS: Dr. Andrés Herrera Vázquez

NOMBRE

_____

FIRMA

Agradecimientos

La presente sección está dedicada a reconocer y agradecer a todas las personas e instituciones que contribuyeron positivamente y con ello hicieron posible la elaboración de este proyecto de investigación.

Primeramente quiero agradecer a mi familia. A mi madre **María del Rocío García Topete** y a mi padre **Héctor Fernando Sánchez Cruz**, por los valores de perseverancia y responsabilidad inculcados a lo largo de toda mi vida, sin los cuales no sería la persona que soy hoy en día y por su apoyo incondicional en todos mis proyectos personales y profesionales. A mi hermano **Héctor Sánchez García** por compartir sus conocimientos y visiones y por su apoyo moral constante. A mi novia **Estefanía Segura Tejeda** por sus horas de apoyo moral incondicional y por sus consejos asertivos en mi vida y en especial en los momentos en los cuales pensé que no sería capaz de sobreponerme a los obstáculos que se presentaron durante este tiempo.

Agradezco al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT)**, por el apoyo económico suministrado, durante la realización de mis estudios de maestría. Sin el cual simple mente hubiera sido imposible culminar este proyecto.

De forma muy especial agradezco al **Dr. Andrés Herrera Vázquez**, tutor principal de esta investigación y profesor del posgrado en ingeniería mecánica de la UNAM, por su total apoyo tanto académico, económico y moral durante toda mi estadía en la realización de este proyecto, lo cual me ha llevado a considerar nuevos proyectos y nuevas estrategias para mi desarrollo personal y a quien considero un amigo y una persona muy significativa en mi vida.

Agradezco a las personas que colaboraron de forma profesional en este proyecto. A la **Dra. Ana Leticia Fernández Osorio**, FES-Cuautitlán, por su apoyo económico y académico en la caracterización por difracción de rayos X del SiC. Al **M.C. Jorge Romero**, Facultad de Ingeniería, por su valiosa colaboración en el análisis de las superficies de fractura por microscopia electrónica. Al **M en I. Noé Alberto Cortes Guerrero**, CAT FES-Cuautitlán, por su intensa y muy fortuita colaboración en el mantenimientos de los hornos empelados, en el maquinado de los especímenes de prueba, en el diseño de herramentales de fundición y la elaboración de ensayos mecánicos de este proyecto y a quien más que aun colega y profesor considero mi amigo.

Finalmente y no por eso menos importante agradezco a mis profesores de la maestría, **Dr. Jaime Hinojosa Torres**, **Dr. Armando Aguilar**, **Dr. Héctor Curiel Reyna** y al **M. en I. Juan José García** por su valiosa trasmisión de conocimientos que complementan y complementaran mi desarrollo profesional en el futuro.

Resumen:

En el trabajo presente se describe la metodología empleada y se muestran los resultados obtenidos del procesamiento de dos materiales compuestos con matriz metálica. El primero de ellos integrado de una matriz metálica de aleación de aluminio ASTM 356 y el segundo con una matriz de aluminio comercialmente puro ASTM 1050, ambos reforzados con partículas de carburo de silicio. Los compuestos fueron preparados usando el método de fundición y dispersión de partículas por agitación mecánica. La mezcla resultante fue colada en un molde de acero precalentado a tres diferentes temperaturas. Las muestras producidas, con forma de probeta de tensión, de acuerdo con la norma ASTM E8, contienen un 12% peso de SiC_p. Se utilizaron dos granulometrías de polvo de SiC, la primera de ellas correspondiente a un número de malla 320 y la otra a un número de malla 400. Las partículas de SiC fueron tratadas térmicamente previamente, para mejorar la mojabilidad con la aleación de aluminio líquida.

El molde permanente fue precalentado a diferentes temperaturas para registrar los tiempos de solidificación y evaluar su efecto en la distribución de las partículas, microestructura desarrollada y propiedades mecánicas de las muestras obtenidas. Específicamente se determinó la microdureza, las propiedades en tensión y la tenacidad a la fractura de las muestras. Esta última prueba fue realizada en base a los trabajos realizados por **Ibrahim *et al*.** [24] y **Bayram *et al*.** [26].

Finalmente, después del ensayo de tensión, las probetas fueron analizadas microscópicamente usando microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido, para determinar la distribución de las partículas de SiC y su interacción con la matriz metálica, como una función del contenido de SiC, el tamaño de partícula y el tiempo de solidificación.

Abstract:

The present research describes the employed methodology and the results obtained during the processing of two metal matrix composites. The first one was integrated with an aluminum alloy ASTM 356 as matrix and the second one was integrated with a commercial pure aluminum alloy ASTM 1050, both reinforced with silicon carbide powder. The composites were prepared using the casting and dispersion particles by mechanical stirring method; the resulted mixture was poured in a steel mold preheated at three different temperatures. The produced samples, with form of tensile specimen, according to ASTM Standard E8, contain 12 wt. % of SiC_p. Two different sizes of SiC powder were used, one of them corresponds to a grid number of 320 and the other one corresponds to 400 grid number. The SiC powders were previously heat treated to improve the wettability characteristics with the molten aluminum alloy.

The permanent casting mold was preheated at different temperatures to record the solidification times, evaluate its effect in the distribution of the particles, and study the developed microstructure and the mechanical properties of the samples. Specifically, the microhardness, tension properties and fracture toughness of the samples were tested. The fracture toughness test was done based on the previous works of **Ibrahim *et al*.** [24] and **Bayram *et al*.** [26].

Finally, after the tensile testing, the samples were microscopically analyzed, using optical and scanning electron microscopy to determine the distribution of the SiC particles and its interaction with the metal matrix, as a function of the content of SiC, the particle size and the solidification time.

Índice de contenido:

	Página
Anexo	**ii**
Agradecimientos	**iii**
Resumen	**iv**
Abstract	**v**
Índice de Contenido	**vii**
Índice de figuras	**viii**
Índice de tablas	**xiii**
1. Introducción	**1**
2. Estado del Arte	**3**
3. Objetivos del Proyecto	**12**
3.1. Objetivo General	12
3.2. Objetivo Específicos	12
4. Marco teórico.	**12**
4.1. Materiales compuestos	13
4.1.1. Materiales compuestos con matriz metálica (CMM).	17
4.1.2. Método de dispersión de partículas en estado líquido.	19
4.1.3. Mecánica de fluidos en el método de dispersión por agitación mecánica.	23
4.1.4. Solidificación de compuestos matriz metálica y partículas cerámicas.	24
4.1.5. Interacción termodinámica y química partícula-matriz.	33
4.1.6. Reacciones químicas en la intercara de los CMM SiC/Al fabricados por vía líquida.	40
4.1.7. Propiedades mecánicas de los materiales compuestos reforzados con partículas.	43
4.1.8. Comportamiento a la fractura de los materiales compuestos reforzados con partículas cerámicas.	47
4.2. Matriz metálica: el aluminio ASTM 1050 y la aleación de aluminio ASTM 356.	52
4.3. El carburo de silicio.	55
4.3.1. Oxidación Térmica del SiC.	59
4.3.2. Propiedades físicas y mecánicas del SiC.	60
5. Metodología	**61**
5.1. Materias primas usadas y su caracterización.	61
5.2. Oxidación térmica de las partículas de SiC.	66
5.3. Diseño de experimentos.	68
5.4. Procesamiento del material compuesto matriz metálica.	71
5.5. Medición de los tiempos de solidificación.	74

5.6. Preparación y maquinado de probetas para pruebas mecánicas. 76
5.7. Pruebas de tensión y tenacidad a la fractura. 78
5.8. Preparación y análisis microscópico de las muestras. 81
5.9. Ensayo de microdureza. 83
6. Resultados, Análisis y Discusión. 84
6.1. Curvas y tiempos de solidificación. 84
6.2. Ensayos de Tensión. 91
6.3. Tenacidad a la fractura. 99
6.4. Microdureza de los CMM obtenidos. 103
6.5. Superficies de Fractura. 106
6.6. Microestructuras obtenidas. 118
7. Conclusiones, comentarios y recomendaciones. 129
7.1. Conclusiones. 129
7.2. Comentarios y recomendaciones. 131
8. Referencias bibliográficas. 132

Apéndice A (dibujos técnicos detallados) 135

Índice de figuras:

	Página
Figura 1. *Relación y clasificación de los materiales compuestos en función de su grupo de material ingenieril y matriz.*	14
Figura 2. *Clasificación de los materiales compuestos en función del tipo y geometría de su fase dispersada o reforzante.*	15
Figura 3. *Clasificación de los procesos por fundición, para la fabricación de compuestos matriz metálica.*	20
Figura 4. *Esquematización simple del proceso de dispersión de partículas o fibras cortas mediante fuerzas mecánicas.*	21
Figura 5. *Posibles esquemas de distribución de partículas durante la solidificación de compuestos matriz metálica y partículas.*	32
Figura 6. *Experimento de mojabilidad. Metal líquido sobre un sustrato cerámico.*	36
Figura 7. *Distribución de esfuerzos térmicos en un material compuesto reforzado con partículas cerámicas.*	46
Figura 8. *Esquematización del tetraedro formado por el enlace Si-C en el carburo de silicio.*	56
Figura 9. *Esquematización de las celdas cubicas y hexagonales de los politipos de SiC más comunes.*	56
Figura 10. *Microscopio electrónico de barrido Philips XL20.*	62
Figura 11. *Difractómetro de rayos X, Siemens D5000.*	62
Figura 12. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC malla 320.*	63

Figura 13. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC malla 400.* 63

Figura 14. *Difractograma del carburo de silicio (malla 320) en condición de recibido, coincide con el politipo 6H de pureza comercial.* 64

Figura 15. *Difractograma del carburo de silicio (malla 400) en condición de recibido, coincide con el politipo 6H pureza comercial.* 64

Figura 16. *Espectrómetro de emisión óptica GNR Óptica modelo S4 Solaris CCDNF.* 65

Figura 17. *Oxidación térmica del SiC.* 66

Figura 18. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC después del tratamiento térmico de oxidación.* 67

Figura 19. *Difractograma del carburo de silicio (malla 320) después de la oxidación térmica a 1000°C por dos horas.* 67

Figura 20. *Difractograma del carburo de silicio (malla 400) después de la oxidación térmica a 1000°C por dos horas.* 68

Figura 21. *Horno vertical de resistencias eléctricas empleado para la fusión, incorporación y dispersión de las partículas de SiC.* 72

Figura 22. *Equipos secundarios de calentamiento.* 72

Figura 23. *Proceso de fundición y agitación para la obtención del CMM.* 73

Figura 24. *Diagrama de flujo del proceso de fabricación seguido para la obtención de los CMM.* 74

Figura 25. *Medición de tiempos de solidificación.* 75

Figura 26. *Esquematización de la colocación del termopar dentro del molde de colada.* 75

Figura 27. *Diagrama de operaciones de maquinado para la obtención de las probetas de tensión después del colado en el molde metálico.* 76

Figura 28. *Fotomicrografía obtenida por microscopia óptica, 50X. Medición indirecta del radio de curvatura de la punta de la muesca, en el lado derecho de la figura se muestra la escala objeto cuyas divisiones primarias corresponde a 0.1 mm o 100 µm.* 77

Figura 29. *Diagrama de la metodología seguida para la realización de pruebas de tensión y de tenacidad a la fractura.* 79

Figura 30. *Secciónamiento de probetas fracturadas para el análisis con MEB y MO.* 81

Figura 31. *Microscopio óptico Olympus MG con cámara digital y software AmScope 3.7.* 82

Figura 32. *Prueba de microdureza.* 83

Figura 33. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 sin SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde.* 84

Figura 34. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento el aluminio comercialmente puro sin SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde.* 85

Figura 35. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 con SiC_p malla 320 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde.* 86

Figura 36. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 con SiC_p malla 400 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde.* 87

Figura 37. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 1050 (aluminio comercialmente puro) con SiC_p malla 320 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde.* 88

Figura 38. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación1050 (aluminio comercialmente puro) con SiC_p malla 400 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde* 89

Figura 39. *Correlación entre la temperatura de precalentamiento del molde, el tamaño de la partícula y tipo de matriz sobre el tiempo de solidificación.* 90

Figura 40. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril de las aleaciones base a diferentes temperaturas de precalentamiento de molde.* 90

Figura 41. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 356/12%peso SiC_p 320.* 93

Figura 42. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 356/12%peso SiC_p 400.* 94

Figura 43. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 1050/12%peso SiC_p 320.* 95

Figura 44. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 1050/12%peso SiC_p 400.* 96

Figura 45. *Graficas de correlación de la resistencia máxima en tensión contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde.* 97

Figura 46. *Graficas de correlación del porcentaje de deformación promedio en tensión contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde.* 97

Figura 47. *Graficas de correlación de la tenacidad a la fractura promedio contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde.* 100

Figura 48. *Graficas de correlación de la dureza promedio contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde.* 103

Figura 49. *Mapeo de microdurezas sobre la matriz metálica cerca de las partículas de SiC.* 105

Figura 50. *Prueba de microdureza comparativa entre los componentes integradores del compuesto 356/SiC_p320/PCM 60°C.* 106

Figura 51. *Superficies de fractura vistas con MEB de la aleación 356 sin reforzamiento de partículas de SiC.* 107

Figura 52. *Superficies de fractura vistas con MEB de la aleación 1050 sin reforzamiento de partículas de SiC.* 108

Figura 53. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC_p400/PCM 60°C.* 109

Figura 54. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC_p400/PCM 200°C.* 110

Figura 55. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC_p320/PCM 60°C.* 111

Figura 56. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC_p320/PCM 200°C.* 112

Figura 57. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$320/PCM 350°C.* 113

Figura 58. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC$_p$400/PCM 60°C.* 114

Figura 59. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC$_p$400/PCM 200°C.* 115

Figura 60. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC$_p$400/PCM 350°C.* 116

Figura 61. *Fotomicrografía aleación 356 sin SiC$_p$.* 118

Figura 62. *Fotomicrografía aleación 1050 sin SiC$_p$.* 119

Figura 63. *Fotomicrografías del compuesto 356/12%peso SiC$_p$ 320.* 121

Figura 64. *Fotomicrografías del compuesto 356/12%peso SiC$_p$ 400.* 122

Figura 65. *Fotomicrografías del compuesto 1050/12%peso SiC$_p$ 320.* 125

Figura 66. *Fotomicrografías del compuesto 1050/12%peso SiC$_p$ 400.* 126

Índice de tablas.

	Página
Tabla 1. *Ángulo de contacto en diferentes sistemas aluminio-cerámico.*	37
Tabla 2. *Valores de K_{IC} de diversos materiales CMM reforzados con partículas y fibras cortas, no metálicas.*	49
Tabla 3. *Nomenclatura de aleaciones de aluminio bajo el sistema de la asociación de aluminio de aleaciones y temples.*	54
Tabla 4. *Composición química nominal de las aleaciones ASTM 1050 y ASTM 356.*	54
Tabla 5. *Principales propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones ASTM 1050 y ASTM 356.*	55
Tabla 6. *Principales propiedades físicas y mecánicas del carburo de silicio.*	60
Tabla 7. *Tamaño de partícula calculado en base al método de intersección lineal.*	64
Tabla 8. *Composición química porcentual de las aleaciones empleadas como matriz.*	65
Tabla 9. *Diseño de experimentos y nomenclatura de probetas.*	69
Tabla 10. *Peso de los componentes del material compuesto, en base a la tabla 9.*	71
Tabla 11. *Resultados de los cálculos realizados para la obtención de K_{IC} de los metales base y los compuestos obtenidos.*	102
Tabla 12. *Microdureza de los CMM colados a una temperatura de PCM de 60°C.*	103
Tabla 13. *Microdureza de los CMM colados a una temperatura de PCM de 200°C.*	103
Tabla 14. *Microdureza de los CMM colados a una temperatura de PCM de 350°C.*	103

1. Introducción.

La continua necesidad del hombre por obtener nuevos y mejores materiales, ha llevado a la ciencia e ingeniería de materiales a buscar nuevas alternativas, para desarrollar materiales que cubran las crecientes necesidades tecnológicas y economías de la humanidad. Desde tiempos prehistóricos el desarrollo tecnológico de materiales con fines bélicos y económicos marcaba la superioridad de un grupo sobre otro, esto continúa siendo determinante hoy en día. Si bien no todo el desarrollo de materiales tiene fines bélicos, por lo menos, la gran mayoría fueron investigados y desarrollados con ese fin para posteriormente extender su uso en otras aplicaciones más cotidianas y comerciales.

Actualmente, se tiene un nuevo objetivo para el desarrollo de novedosos materiales, el cual está determinado por la escasez y consecuencia de ello, el encarecimiento de los combustibles. Es por esta razón que se desea procesar materiales que cumplan con una mayor relación resistencia-peso, para poder construir y crear aeronaves, automóviles y nuevos conductores que incrementen la eficiencia del uso de energía.

Un punto central de la ingeniería mecánica requiere que los nuevos materiales empleados en el diseño, fabricación de maquinaria y componentes especializados sean más ligeros y resistentes; además se desea que tengan buena resistencia al desgaste, a la corrosión y sean malos propagadores de vibraciones. Como respuesta a estos requerimientos han sido desarrollados nuevos materiales, sin embargo, debido a las características multipropósito deseadas, es difícil usar materiales convencionales, por lo que se han creado materiales compuestos. Este tipo de materiales emplean las características de dos o más materiales diferentes para mejorar alguna o algunas propiedades deseadas en un material integrado.

En el campo de la metalmecánica el uso de materiales compuestos con matriz metálica de aluminio o aleaciones de aluminio, reforzadas con partículas cerámicas ha sido contundente en el desarrollo global en la industria aeroespacial y automotriz. No obstante, hay fenómenos inherentes a su procesamiento que aún no han sido estudiados y comprendidos del todo; por lo anterior este es un campo potencial para el desarrollo de la investigación. La comercialización de estos materiales actualmente ya se lleva a cabo, pero se ha visto limitada su explotación industrial debido a la complejidad para la obtención de productos con una buena homogeneidad, esto se debe a la falta de control en las variables del proceso y a la naturaleza propia de los materiales utilizados. Una de las empresas que ya comercializa materiales compuestos con matiz metálica (CMM) y partículas cerámicas embebidas, a un alto precio, es Duralcan® en San Diego CA.

Debido a que actualmente existen diversos métodos para el procesamiento de este tipo de materiales, es más probable que se pueda desarrollar e investigar alguna metodología, que sea versátil y económicamente viable para la obtención de productos de calidad que satisfagan las demandas industriales y con ello se explote completamente el potencial de los materiales compuestos de matriz metálica y partículas cerámicas. Dentro de los diferentes métodos de procesamiento que existen, mismos que se detallaran en las siguientes secciones, partícularmente se destaca el procesamiento materiales compuestos por vía líquida. En esta categoría se encuentra el procesamiento de compuestos con el elemento matriz en estado semisólido (entre las líneas liquidus y solidus) y en estado líquido (por arriba de la línea liquidus). Este tipo de procesamiento es de interés ya que se pueden obtener con relativa facilidad una gran cantidad de productos funcionales, sin la necesidad de procesos secundarios de forja, extrusión y/o maquinado. Sin embargo, estos procesos presentan ciertas dificultades, las cuales tienen que ser evitadas o minimizadas para la obtención de productos funcionales de buena calidad. Entre las dificultades principales, se encuentran la baja mojabilidad de partículas cerámicas con el metal líquido, la formación de fases secundarias producto de la interacción y descomposición de los reforzantes con la matriz metálica fundida y los problemas de baja homogeneidad atribuidos a la segregación de partículas. Si se desea poner a punto el proceso de industrialización de estos materiales usando los métodos de producción por vía líquida, los problemas anteriormente mencionados deben ser resueltos; es por esta razón que el presente trabajo se enfocó en la obtención de compuestos matriz metálica de aleación de aluminio ASTM 356 y aluminio comercialmente puro ASTM 1050 reforzados con partículas de carburo de silicio, procesados por fundición y colado en un molde permanente de acero precalentado a diferentes temperaturas, evaluando el efecto sobre la microestructura y las propiedades mecánicas como una función del contenido de SiC, el tamaño de partícula y la temperatura de precalentamiento del molde.

2. Estado del Arte.

Dentro de la literatura internacional especializada se pueden encontrar un gran número de investigaciones enfocadas al procesamiento de materiales compuestos con matriz metálica y partículas de carburo de silicio como agente reforzante, obtenidos por fundición y dispersión de partículas por agitación mecánica.

Rabindra [1] obtuvo un material compuesto con matriz metálica BS LM6 (AA 413.2) y polvo de carburo de silicio (SiC) colado en un molde rectangular de arena con tres diferentes secciones transversales con el fin de investigar la distribución de partículas en cada sección transversal. Produjo distintas mezclas, 5, 7.5, 10 y 12.5 %peso de polvo de SiC con un tamaño de partícula equivalente a malla 400 y con una adición de 3% peso de Mg para mejorar la mojabilidad. Las partículas de SiC fueron previamente precalentadas a temperaturas entre 800-900°C. Las muestras obtenidas se ensayaron en tensión. En este trabajo se concluye que la dispersión heterogénea de las partículas en el material solidificado afectan las propiedades mecánicas, lo que limita la aplicación de estos materiales. Debido a la geometría del molde de arena un gran número de partículas se acumuló en la sección transversal intermedia. La dureza de los CMM es mayor que en el material base sin refuerzo e incrementa de forma lineal con el contenido de SiC en el compuesto. La resistencia a la tensión incrementa al incrementar la fracción en peso de SiC, reduciéndose el porcentaje de elongación. **Surappa y Rohatgi** [2] desarrollaron una investigación similar, produjeron compuestos con diferentes aleaciones de aluminio como matriz y tres diferentes partículas cerámicas, γ-Al_2O_3, α-SIC e illita, concluyendo que un precalentamiento previo de las partículas de refuerzo a 900°C por una hora ayuda a la incorporación de las mismas en el metal líquido. Fundiciones de aleación de aluminio con partículas suspendidas de alúmina, SiC e illita pueden ser coladas en una variedad de formas en moldes permanentes con una distribución homogénea de las partículas cerámicas; a una escala microscópica estas partículas cerámicas son presentadas generalmente en los límites de grano en el aluminio puro y en las últimas regiones interdendríticas enfriadas en aleaciones hipoeutécticas, además se encontró que compuestos de Al-16% peso de Si y partículas cerámicas, cuboides primarios de silicio frecuentemente nuclean de forma preferencial alrededor las partículas de SIC dispersas, por último, se demostró que el desgaste adhesivo del aluminio disminuyo de $3.62x10^{-8}$ cm^3/cm a $2.0x10^{-8}$ cm^3/cm, respectivamente debido a la adición de 3% peso de partículas de alúmina. **Kevorkijan** [3] hace una revisión a detalle de los principales obstáculos y fenómenos presentes en el proceso de fabricación de compuestos de aluminio y SiC, dentro de las conclusiones de este artículo, se mencionaba que un procesamiento viable a escala industrial de CMM reforzados con SiC podría darse por medio de las técnicas de procesamiento por

vía líquida o semilíquida; también se da una primera clasificación de los CMM en función del tamaño de partícula y sus propiedades mecánicas; dentro de dicha clasificación se encuentran los compuestos resistentes al desgaste que contienen partículas grandes (20μm < d < 60μm) con una fracción volumétrica de 10-15 %vol. resulta en un alto desempeño, y en CMM estructurales conteniendo partículas más finas (<10μm), a volúmenes más altos (20-25%).

Compuestos con matriz metálica también han sido obtenidos con métodos de agitación modificados como es el caso de **Jasmi** [4] donde la agitación fue realizada con un dispositivo mecánico a un promedio de 100 rpm en dos etapas, la primera de estas en estado semisólido y la segunda a 50-70°C por arriba de la línea liquidus de una aleación A359 con 1.1 % peso de Mg con contenidos de 5,10 y 25% vol. de SiC, se obtuvieron muestras cilíndricas de 20 mm de diámetro y 150mm de largo coladas en un molde de grafito las cuales fueron ensayadas en tensión y microdureza, posteriormente las muestras fueron analizadas con microscopia electrónica de barrido (MEB) concluyendo que la agitación en estado semisólido reduce el tamaño de grano en comparación con las muestras agitadas en estado totalmente líquido, ya que se rompe con la estructura dendrítica; las condiciones de las partículas en combinación con la reducción del tamaño de grano mejoran las propiedades mecánicas del compuesto. Otro proceso de agitación en estado semisólido fue usado por **Prasad** [5], para la obtención de compuestos híbridos, usando composiciones iguales de 2,4,6 y 8% peso de cascarilla de arroz calcinada y SiC en una matriz de aleación de aluminio A 356.2, en este artículo se comparan las propiedades mecánicas entre los compuestos y la matriz metálica sin refuerzo mostrando que al igual que **Rabindra** [1] el esfuerzo máximo en tensión y la resistencia a la cedencia aumenta de forma lineal al aumentar el contenido de partículas de SiC, mientras la elongación decrece, las muestras obtenidas fueron sometidas a tratamientos térmicos de envejecimiento y posteriormente fueron ensayados en dureza Brinell encontrando que el tiempo de envejecimiento para obtener la máxima dureza se redujo. Las muestras fueron solidificadas en un molde metálico para la obtención de probetas de tensión, precalentado a 500°C en esta investigación se concluye que la densidad de los compuestos decrece mientras la porosidad y la dureza aumentan al incrementar el porcentaje de partículas de refuerzo, el coeficiente de expansión térmica decrece al aumentar el contenido de partículas de refuerzo; de igual forma la resistencia a la cedencia y el UTS (Ultimate Tensile Strength) incrementa al aumentar la proporción de partículas de refuerzo. **Tzamtzis *et al.*** [6] obtuvieron CMM usando un equipo innovador que consiste en un cilindro que contiene dos tornillos sin fin entre lazados que someten a la mezcla de aleación de aluminio 356 líquido y partículas de SiC a altos esfuerzos cortantes con el objetivo de distribuir homogéneamente las partículas y destruir las fuerza cohesivas que forman

aglomerados, ya que esto disminuye las propiedades mecánicas de los compuestos obtenidos, se realizaron comparaciones con muestras procesadas por el método de compocolado y por el nuevo método denominado MCAST (Melt Conditioning by Advanced Shear Tecnology) desarrollado por el Centro de Tecnología Avanzada en Solidificación de la Universidad de Brunel, encontrando por medio de metalografía cuantitativa que la distribución de las partículas mejoró y la presencia de aglomerados fue reducida con el uso de este nuevo método de procesamiento. Estas mejoras se reflejaron en un incremento de las propiedades en tensión de estos especímenes.

La mojabilidad de las partículas de SiC también ha sido uno de los principales casos de estudio para el procesamiento de este tipo de materiales. **Hashim *et al.*** [7] realizaron un revisión de los principales factores que contribuyen a la baja mojabilidad de las partículas cerámicas en el metal líquido, también se hace una revisión de los métodos que se han desarrollado para mejorar la mojabilidad de las partículas, se concluye en este artículo, que tanto factores químicos como mecánicos afectan la mojabilidad de las partículas de refuerzo cerámicas en el metal fundido durante la solidificación de CMM. La naturaleza química de la intercara matriz-partícula no determina únicamente la mojabilidad, sino que también determina la resistencia y estabilidad de la misma, un buen mojado promueve una unión fuerte entre las partículas de refuerzo y la matriz. Sin embargo, la contaminación, la presencia de la capa de gas, o la formación de la capa de óxido en la superficie del baño metálico pueden ser factores que afectan la mojabilidad; las conclusiones de este artículo incluyen la exposición de tres métodos para mejorar la mojabilidad que son de gran utilidad. **Kobashi y Choh** [8] analizaron la mojabilidad, el proceso de incorporación y la reactividad del sistema de aleaciones de aluminio y SiC, midiendo los tiempos de incorporación y obteniendo gráficos del tiempo de agitación contra temperatura del metal líquido, se encontró que el titanio, el litio y el magnesio acortan el tiempo de agitación debido a su fuerte afinidad por el SiC, lo que no ocurre en la presencia de Cu, Zn, Pb y Bi. **Hashim *et al.*** [9] propusieron un enfoque innovador en la fabricación de CMM por fundición mejorando la mojabilidad de la partículas con la matriz metálica de aleación A359, mediante una serie de cinco experimentos de mojabilidad que posteriormente fueron analizados para determinar su efecto en la mojabilidad de las partículas de refuerzo, las cinco pruebas de mojabilidad fueron: 1) Uso de partículas tratadas térmicamente, sin agitación mecánica. 2) Agitación en estado completamente líquido. 3) Agitación es estado semi-sólido. 4) Adición de Mg y 5) Serie de experimentos con temperatura de agitación, condiciones de agitado y fracción volumétrica de SiC, se determinó el porcentaje de encapsulamiento en cada compuesto obtenido como medida de la mojabilidad, de este trabajo se concluye que para la fabricación de CMM por fundición se necesita de la agitación

mecánica para promover la mojabilidad, la agitación en estado completamente liquido no es favorable para la incorporación de las partículas, sin importar la velocidad de agitación, agitar mientras el metal va solidificando mejora la incorporación de las partículas, el uso de magnesio mejora la mojabilidad, sin embargo adiciones de más del 1% en peso incrementan la viscosidad de la mezcla afectando de forma negativa la distribución de la partículas; de igual forma a mayor porcentaje partículas menor es la mojabilidad. **Xu *et al.*** [10] realizaron experimentos de mojabilidad reactiva evaluando los ángulos de contacto entre aluminio 99.9% de pureza y aleación 5083 en tres sustratos cerámicos con diferentes contenidos de aluminio-silicio, alúmina y carburo de silicio, esto se realizó mediante el experimento de la gota sésil y también mediante ensayos dinámicos, se encontró que hay un cambio en el ángulo de contacto, pasando de un ángulo obtuso a un ángulo agudo en función del tiempo. El sustrato que no contenía SiC presentó el ángulo más grande por lo tanto es el menos adecuado para lograr condiciones de mojabilidad, mientras que los otros dos sustratos presentaron una disminución del ángulo en ambos metales resaltando una mejora en la mojabilidad de la aleación 5083 debido al magnesio propio de la aleación. **Montoya-Davila *et al.*** [11] evaluaron el efecto de la composición de aleaciones con diferentes relaciones molares de silicio y magnesio sobre el ángulo de contacto sobre un sustrato de SiC, aplicando el método de la gota sésil, se encontró que la composición de la aleación modifica el ángulo de contacto en tres diferentes etapas del experimento, correspondientes al calentamiento, permanencia y final de la permanencia, se encontró que los cambios más evidentes se dan en la etapa de permanencia, esto como resultado del incremento de silicio en la aleación debido a la disolución del siliciuro de magnesio, Mg_2Si; también se encontró que el ángulo de contacto en las cuatro aleaciones producidas corresponde a condiciones de mojabilidad nula, sin embargo, una examinación microscópica a altas magnificaciones reveló que la aleación de aluminio forma un ángulo menor de 90° con el sustrato cerámico, sugiriendo que durante la prueba de mojabilidad es posible la obtención de condiciones de mojado, pero debido al inherente dilatación y contracción de los metales es difícil de observar y medir el verdadero ángulo de contacto durante la prueba. **Mohammadpour *et al.*** [12] estudiaron el efecto de la adición de 1% en peso de Ca, Si, Mg, Ti, Zn y Zr que son elementos de activación de intercara, en la incorporación de partículas de SiC de tamaño micrométrico en aluminio puro fundido, se encontró que solo el Mg y el Ca mejoraron la incorporación de forma efectiva; en el caso de la adición de Ti y Zr se encontraron compuestos intermetálicos Al3Ti y Al3Zr produciendo compuestos híbridos de gran dureza, dichos resultados se obtuvieron con un intensivo estudio microscópico de la intercara matriz-partícula, pruebas de microdureza y análisis de energía dispersiva de rayos X.

En otras investigaciones se han evaluado propiedades como la resistencia al desgaste de los compuestos en función de la mojabilidad de las partículas de refuerzo con la matriz metálica líquida, como es el caso de **Ureña *et al.*** [13], en donde se realizaron recubrimientos electrolíticos de cobre y níquel-fosforo sobre fibras cortas de carbono y de silicio sobre partículas de SiC por medio de la técnica de sol-gel, promoviendo la mojabilidad de éstos con la matriz líquida de aleación ASTM 6061, se produjeron compuestos 6061-20%SiC y 6061-20%SiC-2%C, comparando su resistencia de intercara matriz-refuerzo y su efecto en las propiedades de desgaste, se encontró que el efecto de los recubrimientos tiene un efecto positivo en la mojabilidad que a su vez favoreció la adecuada distribución de las partículas lo cual se vio reflejado en una mejora apreciable de la tenacidad de los compuestos y en las propiedades al desgaste, obteniendo regímenes bajos de desgaste; el compuesto hibrido SiC con fibras de carbono presento el mejor desempeño al desgaste ya que las fibras de carbono actúan como lubricante.

La importancia de la intercara partícula-matriz ha dado lugar a la realización de diversas investigaciones, como por ejemplo la de **Shorowordi *et al.*** [14] en donde se realizaron análisis comparativos entre la microestructura y características de la intercara de compuestos de aluminio reforzados con composiciones entre 0-20% vol. de B_4C, SiC (6, 13 y 20% vol.) y Al_2O_3, los compuestos estudiados fueron procesados por medio de fundición de aluminio de pureza 99.99%, agitación de partículas con un tamaño promedio de 40 µm y extrusión en caliente a 420°C con el fin de reducir la porosidad, se observó claramente una capa en la intercara Al-SiC a tiempos de procesamiento mayores a 30 min, esta capa producto de reacción nociva para el compuesto con un espesor aproximado de 3 µm a un tiempo de interacción de 105 min., por medio de un análisis microscópico se observó que la mejor distribución de partículas se dio en el compuesto con carburo de boro debido a las características favorables de interacción con la matiz metálica que desarrolla este carburo a altas temperaturas, no se encontró evidencia de reacciones en la intercara matriz-partícula en los compuestos de Al-B_4C y Al_2O_3; dos fases secundarias fueron encontradas en la matriz de aluminio de los compuestos Al-B_4C, las cuales se piensa que son Al_2O_3 y $Al_3BC.B_4C$ y que promueven la fuerza de enlace en comparación con los otros compuestos producidos. **Ureña *et al.*** [15] estudiaron las condiciones óptimas para lograr el mejor tratamiento de oxidación de partículas de SiC para mejorar la mojabilidad con el aluminio fundido y con ello mejorar las propiedades mecánicas de estos compuestos, en esa investigación se realizó un tratamiento térmico a la partículas de SiC para formar de una capa continua de SiO_2 que ayudara a reemplaza las reacciones de descomposición propias del sistema Al-SiC, por otras reacciones que favorecen la resistencia de la intercara matriz-partícula, se concluye que a una temperatura de 1200°C por un periodo de 2 a 8 horas se genera una capa

homogénea sobre las partículas de SiC que retarda las formación de las reacciones de descomposición, la presencia de la capa de óxido mejoro de forma importante la mojabilidad y también las propiedades mecánicas de la intercara matriz-partícula.

A pesar que los procesos de infiltrado, corresponden a un método diferente de obtención de CMM, las investigaciones centradas en este método han aportado una gran cantidad de conocimiento referente a la interacción de las partículas y la matriz metálica fundida, es por tal razón que es conveniente mencionar algunos trabajos desarrollados con esta técnica de procesamiento. **Pech-Canul *et al*.** [16] determinaron los parámetros óptimos para la obtención de CMM por medio de la infiltración de aluminio en preformas porosas de SiC sin la aplicación de presión externa para el llenado de la mismas, se analiza el efecto que tienen el tamaño de partícula, la altura de la preforma, el porcentaje de SiC de la preforma y el recubrimiento de las partículas con Si, sobre la variación de la densidad, modulo elástico, módulo de ruptura. La riqueza en conocimiento que este artículo aporta radica en que explica de forma detallada y clara, las reacciones secundarias que se producen en el sistema Al-SiC a las temperaturas habituales de procesamiento de estos materiales, se concluye que los parámetros óptimos y su efecto en la densidad, modulo elástico y de ruptura fueron determinados mediante un análisis de experimentos por medio del método de Taguchi, encontrando que la condición superficial de las partículas afecta la porosidad retenida de los compuestos, el recubrimiento de Si en las partículas favorece la mojabilidad y reduce de forma importante la porosidad; en lo que respecta al efecto sobre el modulo elástico este se ve afectado por el tiempo de infiltración y este último en conjunto con la altura de la preforma afectan el módulo de ruptura. **Pech-Canul *et al.*** [17] estudiaron el efecto del silicio en el infiltrado de preformas sin la aplicación de presión, aquí se demuestra que la presencia del silicio retarda la cinética de reacción de la descomposición del SiC con el aluminio disminuyendo la presencia de carburo de aluminio en el compuesto, lo que se ve fuertemente reflejado en propiedades mecánicas superiores que los compuestos hechos con aleaciones sin Si y sin recubrimiento de las partículas de refuerzo; en este artículo se explica que la energía libre asociada con la disolución del recubrimiento de silicio, de las partículas de SiC, en la aleación de aluminio contribuye a la fuerza impulsora para la mojabilidad.

Los procesos de filtración de metal líquido a través materiales cerámicos también han contribuido importantemente al entendimiento de la interacción del metal líquido y partículas cerámicas en los CMM, por lo tanto artículos como el de **Bao *et al.*** [18] han sido considerado, en dicho artículo se determinaron los ángulos de contacto entre aluminio fundido y grafito, carburo de silicio y alúmina que son

materiales cerámicos comúnmente empleados en los procesos de filtrado antes del colado del metal líquido, los ángulos de contacto fueron medidos utilizando el experimento de la gota estática o gota sésil a condiciones de alto vacío, entre 8 y10 bar a un rango de temperaturas de 1000-1300°C, posteriormente se realizaron cálculos de forma empírica para determinar los mismos ángulos de contacto a condiciones operativas reales, esto es a 700°C, encontrándose un ángulo de contacto de 126° para el grafito, 79° para el SiC y 97° para la alúmina, estos resultados revelan que los filtros hechos de grafito y alúmina requieren la aplicación de una fuerza externa (succión) para filtrar de forma adecuada el aluminio fundido a 700°C, por otra parte los filtros fabricados de SiC podrán filtrar el metal sin la necesidad de succión, debido a la buena mojabilidad entre ambos materiales. Se concluye que a medida que aumenta la temperatura va disminuyendo el ángulo de contacto entre el aluminio líquido y el sustrato cerámico, por lo tanto aumenta la mojabilidad.

Trabajos de investigación como el de **Alo *et al.*** [19] se han enfocado en la caracterización microestructural, térmica y de dureza de compuestos Al-Si-SiC; mediante el análisis térmico diferencial se identificaron los cambios endotérmicos y exotérmicos que sufre el compuesto a un intervalo de temperatura de entre 50°C y 650°C; se concluye que variando el contenido de Si y SiC se afecta el comportamiento térmico, la dureza y la microestructura de los compuestos Al-Si-SiC, se encontró que la contribución en el aumento de dureza esta mayormente asociada al contenido de carburo de silicio que al contenido de silicio.

Investigaciones centradas en el comportamiento del mecanizado por descarga eléctrica de este tipo de materiales también han sido llevadas a cabo, por ejemplo **Kathiresan y Sornakumar** [20] obtuvieron un compuesto de aleación BS LM4 y SiC por medio de la técnica de vórtice y colado en molde permanente bajo presión, se evaluó la medición de la rapidez de remoción de material, MRR por sus siglas en inglés y la rugosidad superficial, se encontró que ambas cuantificaciones aumentan proporcionalmente al incrementar la corriente; en el caso de la rugosidad superficial, esta disminuye al aumentar el contenido porcentual en peso de SiC, por lo que el acabado superficial de las piezas mejora.

La creciente demanda y uso de los CMM han llevado a desarrollar un campo de investigación correspondiente al comportamiento a la fractura de estos materiales. Un ejemplo de estos es el trabajo de **Davidson** [21] en donde se estudió la rugosidad de la superficie de fractura de materiales compuestos por partículas de SiC embebidas en diferentes matrices de aleación de aluminio procesadas por aleado mecánico y por fundición como medida de la tenacidad a la fractura, la vinculación de la rugosidad superficial de fractura con los valores de tenacidad a la fractura se intentó llevar a cabo mediante un dimensionamiento fractal usando

técnicas de metalografía cuantitativa, sin embargo ninguna medida de tenacidad a la fractura pudo ser correlacionada con la rugosidad superficial debido a que la tenacidad a la fractura de los materiales estudiados se relaciona principalmente con el trabajo realizado dentro de la zona plástica de la grieta, ya que mientras esta crece a través del material, el trabajo disipado en la formación de las superficies que pueden ser analizadas, a pesar de ser ásperas, es muy pequeño en comparación con la disipación de trabajo en los procesos de deformación plástica. **Manzano *et al.*** [22] analizaron las topografías de fractura de compuestos formados por partículas de SiC y matriz de aleación de aluminio 319, obtenidos a tres diferentes velocidades de agitación, se midió el grado de incorporación por medio de metalografía y también se realizaron análisis topográficos detallados usando microscopia de fuerza atómica. Se encontró que la cantidad de partículas insertadas en la matiz incrementa al aumentar la velocidad de agitación debido a una efectiva acción de limpieza de las superficie de las partículas ejercida por la renovación constante de metal líquido.

Otros trabajos como el de **Ling *et al.*** [23] han evaluado la influencia que tiene un procesamiento termomecánico (extrusión) de estos materiales, en las propiedades en tensión y el comportamiento en fractura, los compuestos estudiados en este trabajo fueron obtenidos por medio de una técnica de atomización y sinterizado de aluminio comercialmente puro 1050 y partículas de SiC, se realizaron análisis con microscopia electrónica de barrido en las probetas fracturas, analizando las probetas que no fueron extruidas y las que si lo fueron, se encontró que el proceso de extrusión ayuda a reducir el promedio de grano y mejora la distribución del SiC en el aluminio, se mejoran sustancialmente las propiedades mecánicas dando una mejor homogeneidad en la microestructura y reduciendo la porosidad. En lo que respecta al modo de falla se encontró que en las probetas extruidas se mejoró la unión matriz-partícula, por lo que la falla fue dominante por fractura de partículas y por micro-deformación plástica localizada; mientras que en las probetas no extruidas se encontró desunión de las partículas de SiC con la matriz.

Debido a que la metodología a desarrollar para evaluar la tenacidad a la fractura en condiciones de deformación plana propuesta en la norma ASTM E-399 es complicada y bastante laboriosa, algunos investigadores han optado por desarrollar métodos más sencillos para la obtención del valor de K_{IC}. **Ibrahim y Stark** [24]**, Alaneme** [25] **y Bayram *et al*.** [26] realizaron mediciones experimentales del K_{IC} en diferentes materiales metálicos usando probetas cilíndricas con una muesca o entalle que actúa como concentrador de esfuerzos y promueve condiciones de máximo esfuerzo y deformación plana, los resultados obtenidos fueron comparados valores previos o con resultados reportados por otros investigadores usando la norma ASTM E-399. En general los resultados son

bastante similares, por lo que se concluye que este método es efectivo para determinar un valor de K_{IC} de forma rápida y sencilla en materiales metálicos de naturaleza frágil con condiciones de deformación plana.

Pocas investigaciones han sido desarrolladas entorno a los fenómenos de solidificación que se presentan en la obtención de CMM y su efecto en la microestructura y propiedades mecánicas de los mismos, sin embargo, se han desarrollado algunos trabajos como el de **W.R. Loué** [27], en donde se estudian estos efectos en compuestos 6061/SiC; se hace una comparación entre el procesamiento por compocolado y por solidificación rápida encontrándose que no hay diferencias microestructurales ni de distribución entre ambos métodos, caso contrario al efecto del reforzamiento por la adición de las partículas de SiC ya que en las muestras obtenidas por solidificación rápida se encontró un reforzamiento considerablemente mayor, lo que no se presentó en las muestras obtenidas por compocolado. También fue evidente que la perdida de ductilidad al aumentar el contenido de SiC es menos severa en la solidificación rápida. A pesar de que en ambos casos se encontró una buena unión matriz-partícula, las superficies de fractura de las muestras solidificadas rápidamente presentaron una distribución más homogénea de cavidades finas en comparación con las otras muestras, por lo que esto pudiera contribuir a las diferencias observadas en el reforzamiento.

3. Objetivos

3.1. Objetivo General

Investigar la microestructura obtenida, la distribución de las partículas de SiC, las propiedades en tensión, la dureza y la tenacidad a la fractura de compuestos Al-356/SiC_p y Al-1050/SiC_p colados en molde permanente, como una función del tamaño de partícula y el precalentamiento del molde.

3.2. Objetivos Específicos

a) Evaluar la dureza, las propiedades en tensión y la tenacidad a la fractura en la aleación 356 y aluminio comercialmente puro realizando una comparación de estas propiedades con los compuestos obtenidos con las mismas matrices metálicas con adiciones del 12% peso de SiC_p malla 320 y 400.
b) Evaluar la dureza, propiedades mecánicas en tensión y tenacidad a la fractura entre los materiales base y los compuestos obtenidos en función del precalentamiento del molde a 60, 200 y 350°C.
c) Estudiar y reportar microestructuralmente, en los compuestos obtenidos, la distribución de partículas y la interacción matriz-partícula y sus posibles efectos en las zonas de fractura de los especímenes de prueba.
d) Definir en base a las pruebas realizadas el grado de reforzamiento logrado en cada compuesto en función de sus variables de procesamiento.

4. Marco Teórico

En esta sección se presentan algunos de los conceptos que se han desarrollado a lo largo del tiempo y que son aplicables a la fabricación de materiales compuestos con matriz metálica y partículas cerámicas. De igual forma se presentan algunos fundamentos con el fin de complementar la descripción de las propiedades mecánicas y térmicas, de estos materiales ya que la intensificación de su aplicación ingenieril podría ser la solución a muchos requerimientos, que se tienen actualmente en el diseño y producción de componentes y maquinaria especializada.

4.1. Materiales compuestos.

Como punto de partida es conveniente establecer una definición adecuada de lo que se entiende por material compuesto. Por ejemplo la **Sociedad Americana de Metales ASM** [28], por sus siglas en inglés, define a un material compuesto o compuesto como la combinación macroscópica de dos o más materiales diferentes teniendo una intercara reconocible entre ellos.

Jones [29] define la palabra compósito como la combinación de dos materiales a una escala macroscópica para formar un tercer material útil, cuyos componentes pueden ser identificados a simple vista o a bajos aumentos. **Nishida** [30] lo define como un material que se constituye de una matriz y agente reforzante que pueden ser fibras o partículas, los materiales constituyentes poseen su propia microestructura, propiedades y forma incluso dentro del compuesto. Estos materiales se mantienen en contacto por medio de sus intercaras y su estructura microscópica es diferente a la estructura de aleaciones y compuestos intermetálicos que interactúan a un nivel atómico. **Natarajan *et al.*** [31] consideran a un material compuesto como un material estructural, en el cual se combinan dos o más constituyentes con el fin de obtener propiedades que no podrían obtenerse con la acción de uno solo de los constituyentes; la combinación de los constituyentes se da a un nivel macroscópico y no se presenta solubilidad de uno en otro. Al igual que los constituyentes las intercaras son reconocibles claramente; las propiedades y comportamiento de estas regiones son las que controlan las propiedades del compuesto. Por último **Chawla** [32] propone una "definición operacional" en la cual el material debe satisfacer tres diferentes condiciones que se en listan a continuación:

1) Es fabricado, es decir es producido por el hombre y los compuestos que se presentan en la naturaleza están excluidos.
2) Este consiste de dos o más fases físicamente y/o químicamente distintas, dispuestas o distribuidas con una intercara separándolas.
3) Tiene características que no poseen ninguno de los componentes de manera aislada.

Se podría llegar a pensar que los materiales compuesto son relativamente nuevos en la historia de la evolución humana sin embargo esto no es así, ya que desde tiempos ancestrales se hacía uso de diferentes materiales en combinación para mejorar algunas propiedades físicas, como por ejemplo el adobe compuesto de arcilla, arena y paja, con lo cual se mejoraba la resistencia de las construcciones antiguas. Los egipcios notaron que al disponer diversas capas de madera en diferentes orientaciones se mejoraban propiedades como la resistencia, la expansión térmica y el hinchamiento debido a la humedad. Durante la edad media

algunas espadas y armaduras se hacían combinado capas de diferentes metales, o bien mediante la forja rudimentaria de estas armas y herramientas se iban incorporando partículas exógenas a la matriz metálica que las dotaban de una mayor resistencia [28].

.

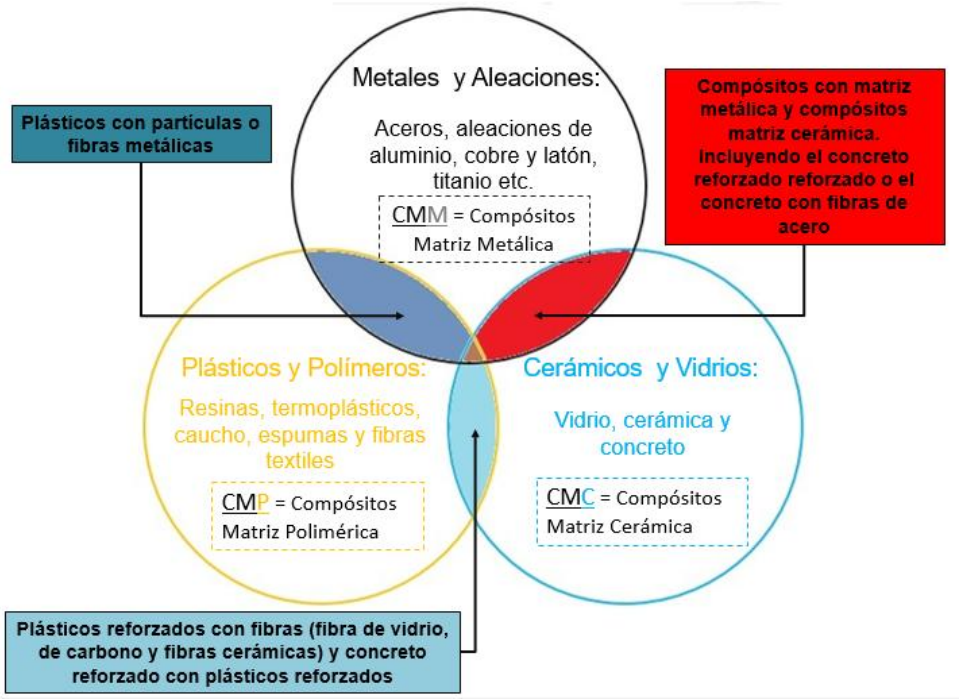


Figura 1. *Relación y clasificación de los materiales compuestos en función de su grupo de material ingenieril y matriz. Adaptado de* **Harris *et al*.** [33].

Dejando de lado la definición de que los materiales compuestos son producidos exclusivamente por los seres humanos, podemos encontrar dentro de la naturaleza una gran cantidad de materiales compuestos, por ejemplo, las conchas marinas están formadas por capas de diferentes de carbonatos, calcita y aragonito que respectivamente forman la capa exterior e interior de las conchas. La madera es otro buen ejemplo, esta se compone de fibras de celulosa embebidas en un matriz de lignina; por último, los huesos cuya función estructural es de suma importancia, para los vertebrados, están constituidos de fibras cortas de colágeno en una matriz de un compuesto mineral llamado apatita **Chawla** [32].

La diversificación de los materiales compuestos y sus procesos de fabricación es tan amplia que dentro de la literatura se proponen diferentes clasificaciones. En general y de forma práctica, los materiales compuestos se clasifican en función de la matriz empleada; del tipo y geometría del refuerzo o fase dispersada. En las figuras 1 y 2 se esquematizan dichas clasificaciones.

Por otra parte **Nielsen** [34] propone una clasificación más compleja con el fin de poder analizar la influencia que tienen sus geometrías internas (distribución de fases reforzantes y poros) sobre las propiedades mecánicas y físicas del compuesto. Sin embargo, esta clasificación es compleja y especializada por lo que, para fines del presente trabajo, basta con citarla.

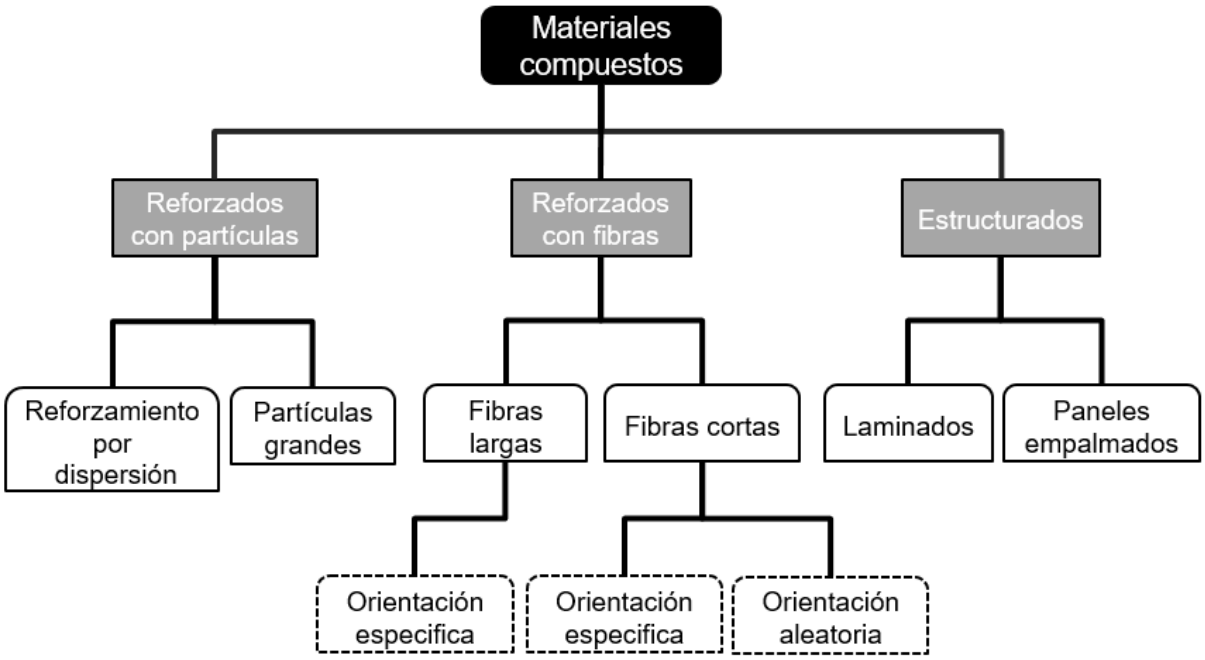


Figura 2. *Clasificación de los materiales compuestos en función del tipo y geometría de su fase dispersada o reforzante. Adaptado de* ***Callister y William D.*** [35].

En el diseño y desarrollo de los materiales compuestos se busca mejorar alguna o algunas de sus propiedades. A continuación, se enlistan algunas propiedades mejoradas con la integración de diversos materiales en un compuesto:

- Resistencia
- Rigidez
- Resistencia a la fatiga
- Peso
- Resistencia al desgaste
- Resistencia a la corrosión
- Comportamiento térmico
- Aislamiento térmico
- Aislamiento acústico
- Conductividad térmica y eléctrica

Partiendo de la figura 2 y siendo restrictivo en los objetivos de este trabajo de investigación, es conveniente precisar la clasificación de los materiales compuestos reforzados mediante partículas. Se ve que existen dos subclases, la primera de ellas se refiere al reforzamiento mediante una fase reforzante por dispersión uniforme, en estos compuestos las partículas se encuentran dentro de

un intervalo de tamaño de 0.01 a 0.1µm por lo que la interacción del refuerzo con la matriz, se dan a un nivel atómico y molecular, similar al que se presenta en los materiales que son endurecidos por tratamientos térmicos de envejecimiento o precipitación. Por otra parte, la diferencia entre los materiales endurecidos por precipitación y los endurecidos por dispersión de partículas radica en que por lo general la fase reforzante no tiene reactividad con la matriz, por lo tanto, el mejoramiento de propiedades mecánicas debido a la acción de las partículas persiste a altas temperaturas ya que la fase reforzante no se sobreenvejece o se disuelve en la matriz. Cuando a estos materiales se les aplican cargas, la matriz soporta mayormente la carga y hay muy poca o nula trasferencia de carga a la fase dispersada. El efecto de estas partículas se manifiesta macroscópicamente en un incremento en la resistencia de cedencia, esfuerzo máximo en tensión y dureza, debido a las interacciones partícula-dislocación que restringen el flujo plástico de la matriz [35].

En el caso de los materiales compuestos reforzados con partículas grandes las interacciones partícula-matriz no pueden ser consideradas, en principio, a un nivel atómico y/o molecular por lo que usualmente se aplica mecánica del medio continúo. Sin embargo, se pueden presentar casos más complejos en los que la interacción a nivel molecular o atómico también se puede llevar a cabo, un ejemplo de esto son los compuestos matriz metálica reforzados con partículas obtenidos por procesos de fundición, en este caso cuando se aplica carga a estos compuestos, cuya fase reforzante por lo general es más dura y rígida, la matriz transfiere una fracción de la carga aplicada a las partículas, las cuales restringen el movimiento de la matriz alrededor de cada partícula; el mejoramiento de las propiedades mecánicas depende de la fuerza de enlace (adherencia) o intercara partícula-matriz. Lo cual se explica de forma más amplia en las siguientes secciones.

La investigación y aplicación de los compuestos reforzados con partículas no ha sido desarrollado con tanto ímpetu como en los compuestos que emplean fibras de alta resistencia embebidas en diferentes matices. Este tipo de compuestos por lo general tienen un alto grado de anisotropía, es decir las propiedades físicas varían en diferentes direcciones, esto se ve marcadamente en los compuestos que presentan fibras largas alineadas, ya que el mejoramiento de las propiedades mecánicas es mayor en la dirección paralela al eje de simetría de las fibras. En contraste con lo anterior, en la dirección perpendicular al eje de simetría de las fibras, el mejoramiento de las propiedades mecánicas es menor, ya que se depende del grado de cohesión entre las fibras y la matriz; por ello la trasferencia de carga hacia la fibra es nula, por consecuente las características mecánicas del refuerzo, no son aprovechadas en su totalidad. Este comportamiento se puede ver

como una adversidad sin embargo el diseño de compuestos y materiales especializados han optimizado estas características mitigando este efecto o bien aprovechándolo para logran satisfacer necesidades específicas. A partir de este comportamiento anisotrópico es razonable formular la obtención de compuestos con comportamiento isotrópico, es decir que sus propiedades físicas sean las mismas en cualquier dirección en la que sean medidas, lograr desarrollar dicha isotropía en los compuestos fabricados podría ampliar su uso, sin tener que precisar el estado de esfuerzos al cual será sometido, esto a su vez permitiría una mayor libertad en el diseño de máquinas y sus componentes. El desarrollo de un comportamiento isotrópico, integrando las mejores propiedades de dos o más materiales diferentes en uno solo, es la respuesta a la pregunta ¿Por qué desarrollar investigación en compuestos reforzados con partículas?

4.1.1. Compuestos matriz metálica (CMM).

El descubrimiento y aplicación de los materiales metálicos tuvo un papel muy importante en la historia de la humanidad, cambió la forma de vivir de los pueblos antiguos e influyó en la creación de grandes civilizaciones e imperios; de hecho en la actualidad siguen siendo materiales fundamentales para el desarrollo humano. En algunas aplicaciones y campos de la ingeniería los materiales metálicos han sido sustituidos por plásticos y cerámicos de nueva generación, no obstante, propiedades partículares de los metales como: la resistencia a altas temperaturas, maleabilidad, tenacidad, brillo, plasticidad, coformabilidad, endurecimiento por deformación, conductividad térmica y eléctrica, soldabilidad y maquinabilidad, que los han situado como uno de los materiales de ingeniería más preferentes, son difíciles de sustituir por estos materiales. Por lo tanto, los ingenieros e investigadores en materiales han buscado la manera de disminuir sus limitaciones, mejorarlos y aprovechar sus propiedades integrando un compuesto con propiedades especializadas bien desarrolladas que se apliquen a alguna situación o proceso en partícular. En la siguiente lista se muestran algunas de las aplicaciones que tienen los CMM en diferentes áreas de la ingeniería [31]:

- Química: Contenedores para combustible alternativo de vehículos como el gas natural líquido, Estantes para el almacenamiento de tanques contra incendios o de almacenamiento.
- Construcción: Soportes para túneles, instalaciones aeroportuarias, estructuras viales, instalaciones de plantas de energía y estructuras marítimas.

- Naval: Propelas, ventiladores y sopladores, cajas de engranaje, válvulas, filtros y carcasas de condensadores.
- Automotriz: Monobloques de motor, vástagos, trasmisiones, chasis, bielas, frenos para automóviles de carrera y brazos de suspensión.
- Aeronáutica: Timones, compuertas del tren de aterrizaje, elevadores, paneles y pisos de las aeronaves.
- Aeroespacial: Estructuras de brazos robóticos, puertas de las bahías de carga, antenas y puntales para antena.

Los compuestos matriz metálica pueden ser clasificados según el tipo de fase reforzante, de igual forma que la que se mostró en la figura 2. En términos generales la proliferación de los CMM se ha visto limitada debido a la relativa dificultad de procesamiento que impacta directamente en costo y lo que así mismo limita su comercialización y su explotación productiva.

A continuación, se enlistan las mejorías o ventajas que se logran obtener cuando se procesan compuestos matriz metálica [31]:

- Alto desempeño.
- Excelente relación resistencia-peso.
- Mejor resistencia a la fatiga
- Baja rapidez de fluencia.
- Mejor resistencia al desgaste.
- Durabilidad.
- Bajos coeficientes de expansión térmica.
- Mejor resistencia a la radiación.

Algunas de las limitaciones que tienen este tipo de compuestos son:

- Homogeneidad en las propiedades.
- Dificultad para operaciones de maquinado (acabado superficial y disminución de la vida útil del herramental).
- Alto impacto ambiental (dificultad para ser reciclados).
- Limitación del mercado debido a costos de producción e insumos.

La forma en que los compuestos matriz metálica son procesados da lugar a una nueva clasificación. Principalmente estos materiales se procesan de dos maneras:

a) Estado sólido: Metalurgia de polvos y enlazamiento por difusión.
b) Estado líquido: Matriz metálica completamente líquida y en estado pastoso o semisólido.

Ambas clasificaciones han sido bien desarrolladas y actualmente ambas son empleadas en la fabricación de componentes con este tipo de compuestos. Sin embargo, en los últimos 50 años se ha incrementado el uso del procesamiento en estado líquido ya que es más económicamente viable y más manejable en comparación con su contraparte de procesamiento sólido. El hecho de procesar compuestos en estado líquido, empleando las técnicas que han sido desarrolladas, permiten obtener piezas con una gran diversidad de geometrías.

Algunos de los grandes problemas de procesar CMM en estado líquido, es que a menudo los materiales obtenidos carecen de reproducibilidad debido a la falta de control en los parámetros de procesamiento y la formación de productos originados por reacciones indeseables que se dan entre la matriz metálica líquida y la fase reforzante. Otra limitante es la fuerte dependencia que se tiene de usar aleaciones que sean sencillas de fundir y manejar en estado líquido.

En la figura 3 se muestra un esquema de algunos de los principales procesos productivos de CMM vía líquida o por fundición. Se desarrolla detalladamente, en la siguiente sección, el método de dispersión de partículas, ya que es el que se utilizó para obtener las muestras del material compuesto aleación de aluminio-carburo de silicio que se estudiaron en el presente trabajo.

4.1.2. Método de dispersión de partículas en estado líquido.

Para realizar una buena selección del método de fabricación de un material compuesto se tienen que tomar en cuenta diversos aspectos, como por ejemplo la geometría y propiedades físicas de la fase reforzante, así como también las propiedades físicas del material matriz y la cantidad de material que puede ser producida. Con base en lo anterior, al emplear una fase reforzante con geometría de fibras cortas o partículas, en donde es deseable una buena distribución del refuerzo, uno de los métodos más sencillos y económicamente viables es el de dispersión en estado líquido.

Por otra parte, también se debe considerar la interacción entre la fase reforzante y la matriz durante y después del procesamiento. En el particular caso de una matriz metálica reforzada con materiales cerámicos se tiene que librar una serie de dificultades inherentes al procesamiento de estos compuestos en estado líquido, las cuales serán detalladas en las siguientes secciones. La primera y la más importante es la mojabilidad, que se refiere a la capacidad que tiene un líquido de recubrir una superficie sólida, en este caso alguna de las dos aleaciones de aluminio líquidas sobre la fase reforzante cerámica que es el carburo de silicio. La

segunda son las reacciones indeseables producto de la descomposición del refuerzo debido a las altas temperaturas y a la interacción refuerzo-metal líquido y la tercera corresponde a los problemas de fluidez que se refiere al aumento de la viscosidad de la mezcla que dificulta el proceso de colado y afecta la eficiencia de la dispersión de la fase reforzante. Dichas dificultades son tratadas y minimizadas en cada uno de los métodos de procesamiento vía líquida, además que en ocasiones es necesario realizar tratamientos adicionales.

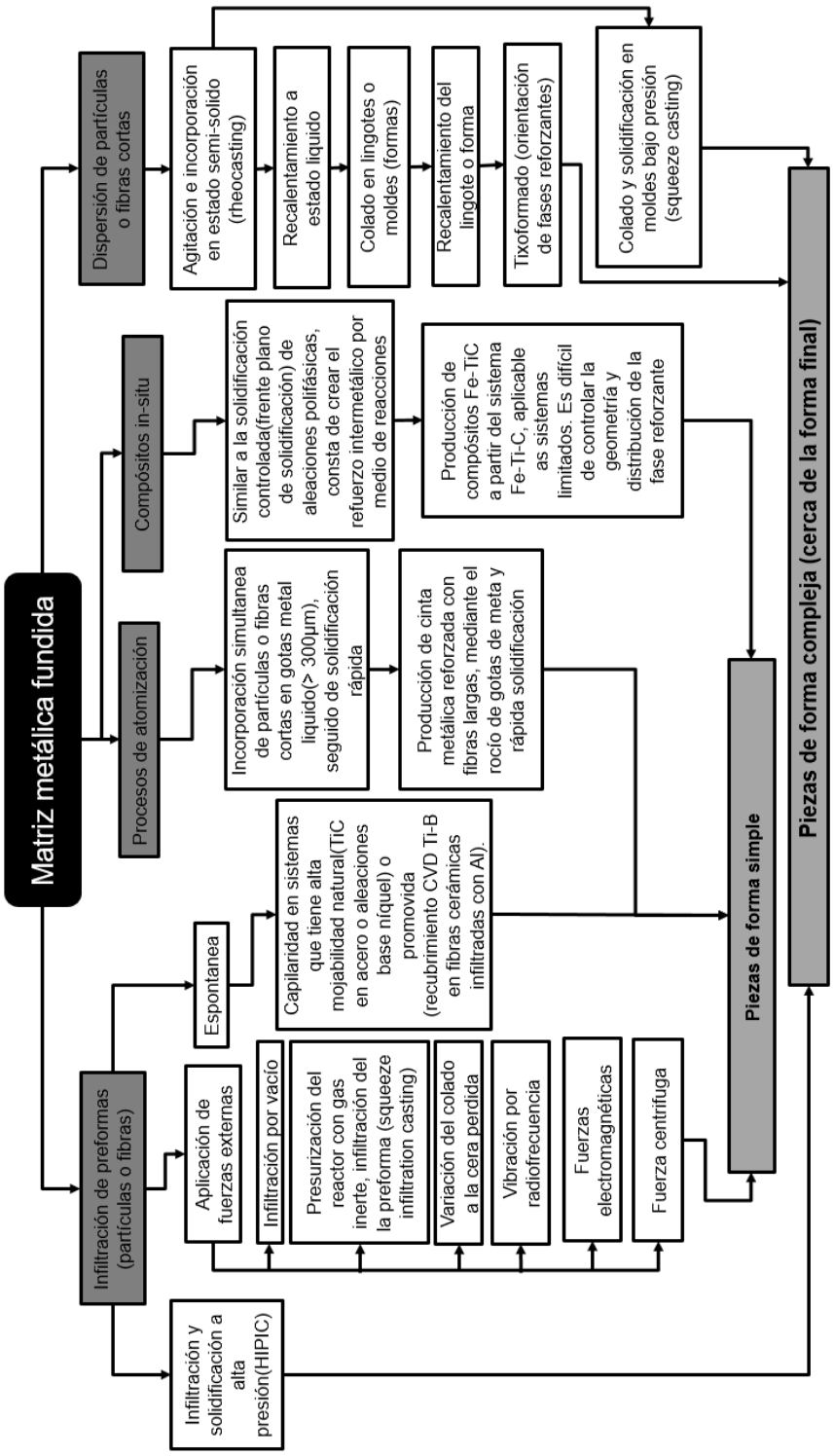


Figura 3. *Clasificación de los procesos por fundición, para la fabricación de compuestos matriz metálica (CMM).*

El método de dispersión de partículas o fibras cortas también es conocido como el método de vórtice, ya que mediante la aplicación de fuerzas externas, mecánicas o magnéticas, se generan esfuerzos cortantes en el metal líquido promoviendo la formación de un vórtice en donde usualmente se incorpora la fase reforzante dentro la matriz líquida.

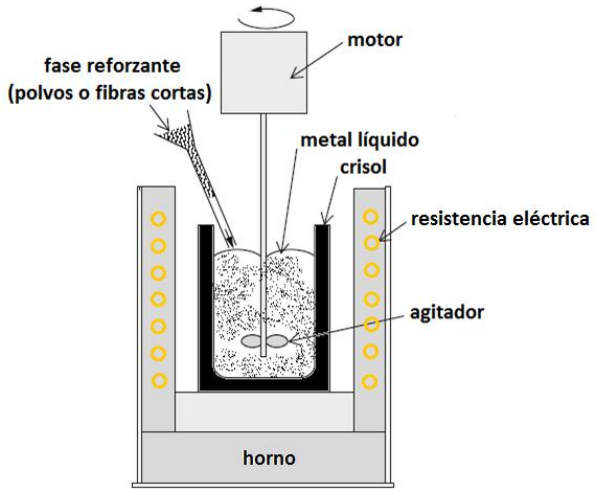


Figura 4. *Esquema del proceso de dispersión de partículas o fibras cortas mediante fuerzas mecánicas. Adaptado de* **Harris *et al*.** [33].

Este vórtice rompe la capa superficial de óxido que se forma sobre el metal fundido y que es una barrera para la incorporación de la fase reforzante, también promueve la mojabilidad y la distribución homogénea de las partículas o fibras cortas en la matriz. Usualmente se adiciona la fase reforzante en forma suelta, por adición mecánica controlada directamente en el vórtice o bien dentro del metal líquido, sumergiendo lanzas acarreando la fase reforzante con ayuda de gases "inertes" como nitrógeno gaseoso (N_2) o argón (Ar). En la siguiente figura 4 se esquematiza un arreglo elemental de este método. Mismo, que con ligeras modificaciones fue empleado en la parte experimental.

Este proceso por si solo y como ha sido explicado hasta el momento tiene grandes limitaciones y su efectividad tiene que ser promovida mediante la adición de elementos promotores de la mojabilidad, tratamientos superficiales a las fases reforzantes y protección contra la incorporación de óxidos, partículas exógenas y atrapamiento de gas producto de la agitación.

Otros problemas fundamentales en este método son la eyección de partículas debido a la baja mojabilidad y la sedimentación/eyección debido a la diferencia de densidades entre la matriz y la fase reforzante. Sin embargo, variaciones de este método han sido desarrolladas e investigadas para atender estos inconvenientes. Como se muestra en la figura 3, las variaciones de este método corresponden al

llamado rheocasting y composcasting que básicamente consisten en incorporar y agitar la partículas o fibras en estado semilíquido, para ello se emplea una de las características fundamentales de las aleaciones, la cual es, que estas solidifican dentro de un intervalo de temperatura a diferencia de los metales puros que solidifican a una temperatura determinada, con esto se puede controlar la cantidad de sólido y líquido que coexiste a determinada temperatura como producto de esto se manifiestan cambios en la viscosidad de la matriz metálica semilíquida. Diversos investigadores han demostrado que con estos métodos la retención de las fases reforzantes es mayor, lo cual es sinónimo de un incremento en la eficiencia de incorporación además que se presentan otro tipo de beneficios, los cuales se mencionan a continuación [30]:

a) Se obtiene una estructura de grano homogénea y la macrosegregación es reducida en comparación con otros productos colados en molde metálico.
b) Antes de ser vaciada la mezcla, se tiene cierto porcentaje de sólido, lo cual reduce la contracción al momento de la solidificación en comparación con las mezclas cuya matriz metálica está completamente líquida. Esto aumenta la precisión dimensional de los productos obtenidos.
c) La descomposición de los moldes y herramientas de colado es menor dado que un porcentaje del calor latente de fusión ha sido liberado, el choque térmico que experimenta el molde es menor en comparación con el experimentaría si el metal estuviera completamente líquido.
d) La deformación puede ser llevada a cabo más fácilmente debido a que los esfuerzos de flujo son más bajos en esta condición que en estado completamente sólido.
e) Debido a la viscosidad de la aleación semisólida la dispersión homogénea de las partículas o fibras cortas cerámicas se logra más fácilmente.

En el caso de los metales puros como sería el caso aproximado del aluminio ASTM 1050 (con una pureza del 95%) no existe un amplio intervalo de temperatura para la solidificación para aplicar de forma sencilla estos métodos. Sin embargo, se puede controlar la rapidez de extracción de calor para poder generar un estado semisólido similar al de las aleaciones, para poder llevar acabo la incorporación de los agentes reforzantes.

4.1.3. Mecánica de fluidos en el método de dispersión de partículas por agitación mecánica.

Un primer análisis simple del fenómeno que gobierna este método de procesamiento de CMM es el balance de fuerzas verticales que experimenta una partícula inmersa en un metal fundido agitado. Este balance se ve de forma clara en la siguiente ecuación [36]:

$$\sum F = F_B + F_G + F_H + F_S + F_E \quad \textbf{(1)}$$

En donde F_B es fuerza empuje que experimenta la partícula inmersa en el metal, F_G es la fuerza gravitacional en la partícula, F_H es la presión hidrostática que ejerce el metal liquido directamente sobre el área de contacto de la partícula, F_S es la componente vertical de la tensión superficial en la interfase sólido-líquido y F_E es la fuerza de arrastre debida al movimiento del fluido.

El signo de la suma algebraica de esta ecuación determina si la partícula se hundirá o será eyectada. Este análisis es insuficiente ya que no se toma en cuenta la geometría de las fases reforzante o la interacción entre ellas (aglomeramiento), ni la presencia de las capas de óxido en la superficie de las partículas o fibras cortas.

Diversas investigaciones han demostrado que al generar grandes esfuerzos de corte en el metal líquido cercano a las partículas de refuerzo se promueven en gran medida el atrapamiento y la mojabilidad de las partículas cerámicas, ya que se eliminan los óxidos presentes en la superficie de las partículas permitiendo el contacto del metal sobre la superficie de la partícula. En base a esto se han desarrollado dispositivos complejos como los utilizados por **Tzamtzis *et al.*** [6] que han dado resultados sobresalientes en la eficiencia de procesamiento de este tipo de materiales.

Los metales en su estado completamente líquido y sin la presencia de agentes reforzantes presentan un comportamiento de fluido newtoniano, específicamente en su viscosidad, ya que esta es independiente a la rapidez de cizallamiento o corte y varía en función de la temperatura. Al momento de adicionar partículas cerámicas al metal líquido se ve afectada la viscosidad aparente, ya que esta aumenta debido a la interacción partículas-matriz líquida y entre partícula-partícula, esta condición crea una mayor resistencia a los esfuerzos de corte por lo tanto afectan la fluidez de la mezcla, lo que es una limitante para obtener piezas por colada en molde metálico sin la acción de fuerzas externas. Algunos de los valores de viscosidad típicos en compuestos matriz aluminio con un 15% en volumen de partículas de SiC son de 10 a 20 Poise [36]. Esto depende de la

fracción volumétrica del refuerzo, su geometría y tamaño. La temperatura del metal también tiene un papel importante en la eficiencia del mezclado por dispersión. Las aleaciones en estado semisólido o completamente líquidas con partículas incorporadas presentan un comportamiento tixotrópico lo que significa que cuando la masa liquida sufre cambios repentinos en la rapidez de corte se produce un cambio progresivo de la viscosidad hasta alcanzar el valor de estado estacionario de la nueva rapidez de corte. Las diferentes propiedades de los productos de reacción química entre las partículas y la matriz líquida también afectan la viscosidad de la mezcla, debido a la diferencia en densidad, al aglomeramiento y al cambio de morfología de las partículas.

Cuando la aleación se encuentra en el rango de temperaturas liquidus-solidus, el comportamiento de las mezclas de materiales compuestos es similar al de las aleaciones sin refuerzo; el efecto de los esfuerzos de corte tiene una influencia notable sobre la morfología de las partículas sólidas (primeros sólidos o cristales) y la distribución de las partículas reforzantes, esto se debe diversos fenómenos producidos algunos de ellos son: el rompimiento del crecimiento dendrítico y la abrasión, colisión y coalescencia de las partículas sólidas. Científicos como **Moon *et al.*** [36] han encontrado que la viscosidad de mezclas de aleaciones de aluminio, similar a la ASTM 356, con partículas de SiC en estado semisólido bajo condiciones de agitación, es menor que en su contraparte sin refuerzo, pero con la misma cantidad de sólido, esto se debe a que las partículas de SiC tienden a alojarse en los brazos dendríticos evitando el contacto interdendrítico limitando con ello su crecimiento.

4.1.4. Solidificación de compuestos matriz metálica y partículas cerámicas.

En esta sección se presentan y se analizan brevemente los fenómenos de solidificación de los materiales compuestos constituidos por una matriz metálica y partículas sólidas.

El análisis de la solidificación de un material compuesto puede ser analizada con respecto a:

a) Comportamiento de micro y macrosegregación de la fase reforzante en el material solidificado.
b) Efecto que producen las partículas sobre la morfología del frente de solidificación.
c) Interacción de las partículas con el campo de difusión de soluto delante del frente de solidificación.

Diversas investigaciones han sido desarrolladas en cuanto a la solidificación de metales puros y aleaciones que contienen partículas sólidas, en dichas investigaciones se ha evaluado el efecto de las partículas en el frente de solidificación; en solidificación controlada o direccional, diversos investigadores han coincidido en que existe una velocidad de solidificación critica (**V_{CR}**). Si la velocidad de solidificación es menor a **V_{CR}** las partículas son empujadas y si es mayor las partículas son envueltas en la matriz metálica. Sin embargo, en la mayoría de los casos prácticos o industriales la solidificación no es direccional o en términos más específicos no se genera un frente plano de solidificación por lo que la solidificación en estos casos es más complicada y la interacción de las partículas con la interfase liquido-sólido es diferente. A altas velocidades de solidificación y a bajos gradientes de temperatura se desarrolla una solidificación de tipo celular/dendrítica, en donde las puntas de las células o de las dendritas pueden envolver las partículas. Por otro lado, se puede llevar a cabo un incremento de soluto entre la partícula y la intercara de solidificación, lo cual puede llegar a cambiar la curvatura de la intercara a tal grado que puede cambiar de signo, resultando en una bipartición de la punta de la célula o dendrita, seguida del envolvimiento de la partícula. Debido a que la convección natural mueve las partículas hacia las regiones interdendriticas, es común que las partículas queden atrapadas entre los brazos dendríticos. En términos generales es mucho más probable que las partículas queden atrapadas a que sean envueltas y la física involucrada en ambos fenómenos de atrapamiento y envolvimiento es ligeramente diferente [37].

La velocidad critica de solidificación de una mezcla de partículas y metal líquido con frente plano de solidificación puede ser defina con la siguiente ecuación:

$$V_{CR} = \left(\frac{\Delta\gamma_0 a_0^2}{6\eta k^* r_p}\right)^{1/2} \quad \textbf{(2)}$$

En donde **V_{CR}** es la velocidad critica de solidificación para de atrapamiento de partículas en la matriz en [µm/s], **$\Delta\gamma_0$** es el cambio total de energía libre en la intercara de la partícula-metal sólido y partícula- metal líquido en [J/m^2], **a_0** es el diámetro atómico del metal o matriz en [m], **η** es la viscosidad dinámica en [Pa.s], **k^*** es la relación de conductividad térmica de la partícula (k_P) y la conductividad térmica de la matriz líquida (k_L) expresada en [W/m.K] y **r_p** es el radio de la partícula [m] [37]. En el momento que una partícula se aproxima al frente de solidificación la diferencia entre la conductividad térmica de partícula (k_P) y la de la matriz líquida (k_L) impone una curvatura en la intercara de solidificación. Lo cual deriva en las siguientes condiciones:

- Si $k^*=k_P/k_L > 1$, se formará un canal en el frente solidificación.

- Si $k^*=k_P/k_L < 1$, se formará una protuberancia en el frente solidificación, que para dar lugar al envolvimiento tendrá que formar subsecuentemente un canal.

Se ha demostrado que en metales puros la geometría del frente de solidificación no solo depende de la relación de conductividades térmicas, sino que también tiene efecto la presión local y en el caso de aleaciones el campo de soluto remitido que también perturba la geometría del frente.

La condición de envolvimiento o eyección de partículas también se ve afectada por el flujo de fluidos en la interfase generada durante la solidificación y por el flujo paralelo con velocidad V_L atribuido a la convección natural. Se pueden identificar cuatro fuerzas principales:

a) Fuerza repulsiva o de interacción (F_I): fuerza de interacción entre la partícula y el frente de solidificación.
b) Fuerza de arrastre (F_D): Fuerza ejercida por la solidificación y el flujo de líquido alrededor de la partícula cuando se encuentra cerca del frente.
c) Fuerza de levantamiento (F_L): Fuerza ejercida por la convección natural, tiende a apartar las partículas del frente de solidificación.
d) Fuerza gravitacional (Fg).

Una de las aportaciones más importantes que ha arrojado la experimentación con solidificación controlada en presencia de partículas, es la del efecto de la convección, cuando la convección es baja o prácticamente nula, la transición de envolvimiento o de eyección de partículas está regulada por la interacción de la intercara solidificación-partícula, de tal modo que si la velocidad del frente de solidificación $\boldsymbol{V_{SL}}$ es lenta se produce eyección de las partículas y si $\boldsymbol{V_{SL}}$ es rápida, se produce una incorporación efectiva de las partículas. En el caso en que la convección se elevada, no se produce una interacción intercara-partícula y sin importar la velocidad de solidificación, las partículas siempre son eyectadas y nunca son tragadas o envueltas por la matriz metálica sólida.

Diversas teorías se han desarrollado para entender los hallazgos experimentales. Estas teorías pueden ser categorizadas de dos formas: i) teorías que establecen que la transición de envolvimiento o empuje dependen de la selección de propiedades de los materiales, como energía superficial o propiedades térmicas y ii) teorías que contemplan el papel de la solidificación y la cinética de partículas.

Los modelos basados en las propiedades de los materiales parten de que el cambio total de energía libre de una simple partícula que se mueve del líquido al sólido se debe de dar en base a la siguiente ecuación:

$$\Delta\gamma_0 = \gamma_{PS} - \gamma_{PL} < 0 \quad \textbf{(3)}$$

Donde γ_{PS} y γ_{PL} son las energías de intercara partícula-sólido y partícula-liquido, respectivamente, **Stefanescu**[37] estable que si $\Delta\gamma_0$<0 se genera un atrapamiento de partículas, de lo contrario son empujadas. Otros investigadores han propuesto contemplar k* en el anterior modelo, estableciendo que si $\Delta\gamma_0$>1, se formara un canal o sumidero en la interfase liquido-sólido que envolverá las partículas, sin embargo, si $\Delta\gamma_0$<1 se formara una protuberancia que empujara continuamente las partículas de la intercara de solidificación. Siguiendo este análisis se propuso otro modelo notable que propone un criterio de difusividad térmica, este establece que el envolvimiento de partículas se da si la siguiente desigualdad se cumple:

$$\frac{k_P c_P \rho_P}{k_L c_L \rho_L} < 1 \quad \textbf{(4)}$$

Donde c y ρ son el calor y densidad especifico de las partículas y del metal liquido respectivamente.

En lo que respecta a los modelos cinéticos, son intentos complejos de describir la naturaleza física de la transición envolvimiento-eyección de las partículas e incluyen trasferencia de masa y energía, movimiento de las partículas y fuerzas de interacción entre las partículas y la intercara de solidificación, sin embargo, aún no se ha encontrado una completa solución que se apegue adecuadamente a los resultados experimentales.

La ecuación que gobierna la transición envolvimiento-eyección es la siguiente y parte de un balance de fuerzas similar al que se presentó en la ecuación (1) y que involucra las fuerzas descritas anteriormente:

$$F_I + F_L - F_D - F_g - F_0 = m\frac{dV_P}{dt} \quad \textbf{(5)}$$

De donde F_0 es la fuerza necesaria para acelerar el líquido adherido a la partícula, m es la masa de la partícula y $\frac{dV_P}{dt}$ es la aceleración de la partícula. Esta ecuación puede ser simplificada para desarrollar los modelos estáticos o estacionarios.

A continuación, se presenta una breve definición de las fuerzas tomadas en cuenta en los modelos cinéticos:

a) **Fuerza (repulsiva) de intercara:** en principio se creyó que esta fuerza es resultado de la variación de la energía superficial con respecto a la distancia con la intercara de solidificación (d_{gap}), lo cual se expresa de la siguiente manera:

$$\Delta\gamma = \Delta\gamma_0 \left({}^{d_0}\!/_{d_{gap}} \right)^n \quad \textbf{(6)}$$

De donde $\Delta\gamma_0 = \gamma_{PS} - \gamma_{PL} - \gamma_{LS}$, γ es la tensión superficial, d_0 es la distancia mínima entre la partícula y el sólido. Los subíndices P,S y L corresponden a la partícula ,al metal sólido y al metal liquido respectivamente. Es evidente ver que si d_{gap} adquiere valores grandes $\Delta\gamma \rightarrow \Delta\gamma_0$, posteriormente asumiendo que el valor de n=2 y fuerzas de interacción no retardada de Van der Vaals, **Stefanescu** [37] derivó la fuerza de interacción de la siguiente forma:

$$F_I = 2\pi\Delta\gamma_0 d_0^2 \frac{r_P}{d_{gap}^2}\xi \quad \textbf{(7)}$$

Donde ξ, es un factor de corrección para la curvatura de la intercara de solidificación; cuando $d_{gap} << r_p$, la fuerza repulsiva de intercara es:

$$F_I = 2\pi r_P \Delta\gamma_0 \left(\frac{a_0}{a_0+d}\right)^2 \frac{r_I}{r_I - r_P} = 2\pi r_p \Delta\gamma_0 \left(\frac{a_0}{a_0+d}\right)^2 k^* \quad \textbf{(8)}$$

Donde r_I es el radio de curvatura de la interfase sólido-liquido, a_0 es el diámetro atómico del metal y d_{gap} es la distancia de equilibrio entre la partícula y la intercara de solidificación. La ecuación anterior presenta dificultades para ser aplicada ya que resulta complicado obtener los datos de tensión superficial, por lo que otros investigadores han propuesto otro tipo de modelos, como es el de Ode *et.al*. [37] en 1999, este enfoque consiste en considerar una intercara de solidificación de tipo sinosoidal de la siguiente forma:

$$F_I = \pi^2 \gamma_{SL} \sqrt{(r_P + d_{gap})l} \left(\frac{d_0}{d_{gap}}\right)^2 \quad \textbf{(9)}$$

Donde l es la amplitud de la función seno.

b) **Fuerza de arrastre:** Con el propósito de mantener un flujo continuo de líquido entre la distancia de la interfase de solidificación y la partícula durante la eyección de las partículas, es necesario que se mantenga el flujo de líquido entre dicha distancia, d_{gap}, el gradiente de presión detrás de la partícula es la fuerza impulsora para el flujo de líquido, esto induce la fuerza de arrastre sobre la partícula. En su forma más general la fuerza de arrastre sobre una partícula de radio r_P puede ser expresada de la siguiente forma:

$$F_D = \frac{1}{2} C_D \rho_L V_P^2 \pi r_P^2 \quad \textbf{(10)}$$

Donde C_D, es el coeficiente de arrastre. Stokes formuló una ecuación sencilla para determinar la fuerza de arrastre que experimente una partícula esférica sin adherencia de fluido, la ecuación es: $F_D = 6\pi\eta V_P r_P$, donde η es la viscosidad dinámica, sin embargo, esta ecuación solo es válida si se tiene baja turbulencia o un numero de Reynolds $(Re = V_P r_P \rho/\eta)$ menor a 0.5. Cuando la partícula está cerca de la interfase de solidificación la suposición de no adherencia de fluido sobre la partícula pierde efecto y es necesario hacer suposiciones diferentes, las cuales se basan en que el proceso es controlado por el flujo de líquido en la distancia o brecha que existe entre la interfase y la partícula. Para una brecha de espesor mucho más pequeño que r_P, la primera aproximación de la fuerza de arrastre sobre una partícula circular puede ser calculada en base a la siguiente expresión:

$$F_D = 2\pi\eta V_P \frac{{r_P}^2}{d} \quad \textbf{(11)}$$

Donde η es la viscosidad dinámica, los valores obtenidos de esta ecuación son aproximaciones de la suma de la distribución de presiones dentro de la brecha que hay entre la partícula y la intercara de solidificación y no de todo el alrededor de la partícula.

Una de las muchas modificaciones que se han realizada sobre la ecuación anterior y que contempla la curvatura del frente de solidificación es la siguiente:

$$F_D = 2\pi\eta V_P \frac{{r_P}^2}{d}\left(\frac{r_I}{r_I - r_P}\right)^2 = 2\pi\eta V_P \frac{{r_P}^2}{d} k^{*2} \quad \textbf{(12)}$$

El uso de esta ecuación tiene valores similares con los experimentales cuando k*<1, cuando se forma un canal en la intercara, pero cuando k*≥1, los valores calculados tienen mayor congruencia con los experimentales cuando se suponen valores de k*=1, esto mismo se puede aplicar para la ecuación **(8)**.

El problema fundamental para el cálculo de la fuerza de arrastre radica en la selección del verdadero valor de viscosidad empleado en cualquier ecuación ya que a medida que la brecha partícula-interfase de solidificación es del orden de una distancia interatómica la viscosidad será significativamente diferente a la del resto del metal líquido.

c) **Fuerza de levantamiento o sustentabilidad:** La ecuación para el cálculo de esta fuerza es similar a la ecuación **(10)** solo que el coeficiente de arrastre C_D, se sustituye por el coeficiente de levantamiento C_L. Usando el método de emparejamiento de expansión asintótico, se determinó la siguiente ecuación para calcular las fuerzas de levantamiento que

experimenta una esfera rígida trasladándose paralelamente a las líneas de flujo de un campo de flujo unidireccional cortante:

$$F_D = 6.46\eta V_{rel} {r_P}^2 \sqrt{\frac{\rho_L}{\eta}\left(\frac{dV_{Lx}}{dy}\right)_{avg}} \quad \textbf{(13)}$$

Donde V_{rel} es la velocidad relativa de la partícula con el metal líquido, y $\left(\frac{dV_{Lx}}{dy}\right)_{avg}$ es el gradiente de la velocidad promedio del metal liquido sobre el diámetro de la partícula. Una vez más esta formulación solo es válida cuando los niveles de turbulencia son bajos. Cuando la partícula experimenta rotación la fuerza Magnus debe ser calculada de igual forma que en la ecuación **(10)**, solo que se debe considerar un coeficiente el cual se expresa de la siguiente forma:

$$C_{LM} = 2r_p \frac{\omega}{V_{rel}} \quad \textbf{(14)}$$

De donde ω es la velocidad angular experimentada por la partícula.

d) **Fuerza gravitacional:** el total de la fuerza gravitacional que actúa sobre la partícula se puede determinar usando la siguiente ecuación:

$$F_g = \frac{4}{3}\pi r_P^3 (\rho_L - \rho_P) g \quad \textbf{(15)}$$

Finalmente se presenta, a continuación, un modelo matemático dinámico (modelo Catalina-Stefanescu) que contempla flujo de líquido y todas las fuerzas anteriormente mostradas en la ecuación (5):

$$\frac{4}{3}\pi\rho_P r_P^3 \frac{dV_P}{dt} = 2\pi r_p \Delta\gamma_0 \left(\frac{d_0}{d}\right)^2 k^* - 6\pi\eta V_P \frac{{r_P}^2}{d}\left(\frac{r_P}{d}\right)^{0.423} k^{*2} - \frac{4}{3}\pi\rho_L r_P^3 \frac{dV_P}{dt} + 6.46\eta V_{rel} {r_P}^2 \sqrt{\frac{\rho_L}{v}\left(\frac{dV_{Lx}}{dy}\right)_{avg}} + r_P^3 \rho_L \omega V_{rel} \quad \textbf{(16)}$$

Donde el primer término de la izquierda corresponde a la fuerza sobre la partícula, el primer término de la derecha corresponde fuerza de intercara, el segundo a la fuerza de arrastre, el tercero es la fuerza necesaria para acelerar la masa virtualmente añadida, el cuarto término es la fuerza Safmann y el quinto termino es la fuerza magnus. ω es la velocidad angular y V_{rel} es la velocidad relativa de la partícula con el metal líquido. Posteriormente se expresó la aceleración de la partícula en términos de los números de Reynolds y Weber, lo cual dio una gran cantidad de información para determinar la velocidad crítica de envolvimiento de la partícula en la matriz. En resumen, se encontró lo siguiente:

i) No se encontró efecto de nivel de convección en la velocidad crítica de envolvimiento en un régimen de baja convección.
ii) En un régimen moderado de convección, es decir cuando $0.1<Re<0.6$, la velocidad critica de envolvimiento se incrementa significativamente con el incremento del número de Reynolds.
iii) Cuando $Re>0.6$, cuando un régimen de alta convección, no hay interacción entre la partícula y la interfase de solidificación, debido a que las partículas son retiradas de la interfase por las fuertes velocidades de convección.

A diferencia de la solidificación controlada, la interacción de partículas y una matriz metálica bajo solidificación en solidificación dendrítica o celular ha sido menos estudiada y por ello es que la información es algo escasa. No obstante, diferentes investigaciones han arrojado información valiosa que ayuda a entender este comportamiento. Algunas investigaciones han sido llevadas en metales que han sido súbitamente enfriados y los resultados obtenidos no han sido del todo confiables, por lo que se han desarrollado investigaciones usando materiales trasparentes orgánicos. Las investigaciones realizadas por Seknar y Trivedi [37] en 1990 donde demostraron que el envolvimiento de las partículas por las células y dendritas se lleva de forma similar al que se presenta en solidificación plana. El envolvimiento de las partículas por la punta de la dendrita causa una partición de estas y también se observó que hay atrapamientos de partículas en los brazos secundarios. Trabajos más recientes como el de Stefanescu [37] en 2000 reveló diversos comportamientos durante experimentos bajo microgravedad de sistemas succiononitrilo con partículas de poliestireno con intercaras de solidificación celular y dendrítica, se observó que en algunos casos las partículas eran envueltas de forma similar que el frente plano de solidificación con una deformación de la punta celular o dendrítica, en otros casos, el aumento de soluto en la brecha entre la interfase de solidificación y la partícula disminuye la curvatura de la interfase hasta el punto de hacer que cambie de signo, esto significa que la punta de la dendrita o célula se parte, lo cual resulta en un envolvimiento de la partícula. Sin embargo, en gravedad normal el tiempo de residencia de las partículas, enfrente de la punta de las células o dendritas, es corto debido a los efectos de la convección y aun bajo microgravedad, las dendritas y células empujan poco a poco a las partículas hasta que quedan atrapadas en las regiones interespaciales de las células o dendritas, por lo consecuente un gran número de las partículas se encontraran alojadas en las regiones interganulares, interdendríticas o intercelulares.

La perturbación del campo de soluto por efecto de la partícula cambia el radio de curvatura de la punta y su temperatura. Cuando la partícula se aproxima a la interfase el gradiente de soluto disminuye por lo que el radio de curvatura será

mayor, ya que el radio de la punta, r_t depende del gradiente de temperatura liquidus, G_L, producido por el soluto, este efecto puede ser expresado de la siguiente manera:

$$r_t = 2\pi\sqrt{\Gamma/(G_L - G_T)} \quad \textbf{(17)}$$

Donde Γ es el coeficiente de difusión y GT es el gradiente de térmico. Por lo tanto, puede darse una transición dendrítica-celular, esto es más factible de suceder cuando el número de partículas enfrente de la intercara de solidificación es grande.

Basado en el balance total de fuerzas, como el de la ecuación **(5)** se han propuesto varios mapas de distribución de partículas dentro de compuestos matriz metálica durante solidificación dendrítica. En siguiente figura se presentan estos mapas en forma resumida:

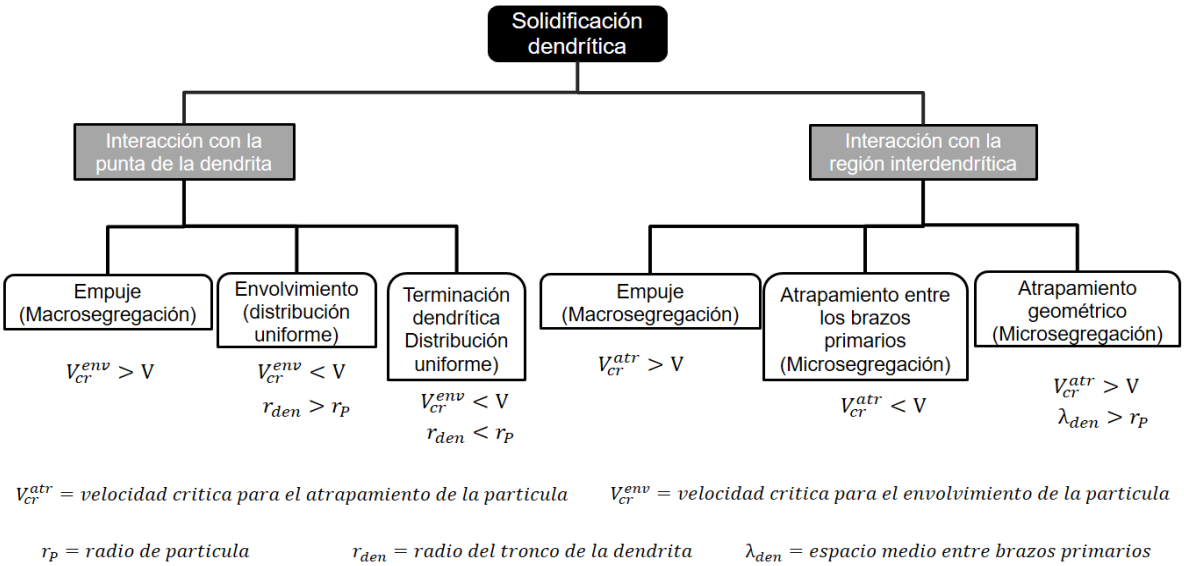


Figura 5. *Posibles esquemas de distribución de partículas durante la solidificación de compuestos matriz metálica y partículas.*

En términos generales el efecto que tiene la presencia de partículas en un metal solidificando, sobre la morfología de la interfase de solidificación y sobre la segregación de soluto, son las siguientes:

- La presencia de partículas en la parte superior de las piezas de fundición, cambian la naturaleza del crecimiento de columnar-dendritico a celular-dendrítico o a equiaxial-dendritico.
- En el caso de colado en molde permanente se observa una formación de grano equiaxial. El crecimiento columnar es suprimido.

- El tamaño de grano equiaxial en el caso de los compuestos es más grande que en las aleaciones libres de refuerzo.

4.1.5. Interacción termodinámica y química partícula-matriz [30].

Como ya ha sido mencionado, uno de los puntos fundamentales en la fabricación de materiales compuestos es propiciar una buena interacción entre las partes integradoras, logrando una buena adherencia y evitando la formación de reacciones adversas, esto se sobreentiende como la buena formación de una intercara, por medio de la cual la matriz trasfiere la carga al elemento de refuerzo, ya sean partículas, fibras largas o fibras cortas.

Cuando dos materiales diferentes con diferente estructura cristalina, material A y un material B, entran en contacto, pareciera ser que no hay manera de cuantificar teóricamente la energía de intercara, pero es posible considerar que dicha energía se compone de dos términos, un término energético geométrico (ΔH_g) y un término energético químico (ΔH_c), de esto la energía intercara entre los dos materiales está dada por:

$$\gamma_{AB} = \Delta H_g + \Delta H_c \quad \textbf{(18)}$$

La energía asociada a la geometría crece debido a la diferencia cristalina entre ambos materiales, por otro lado, si ambos tienen buena afinidad química, el térmico energético químico será negativo y la energía de intercara disminuirá. El término energético asociado a la geometría será aproximadamente igual a la suma de las energías superficiales de ambos materiales. Usualmente es esperado que se cumpla la siguiente desigualdad:

$$\gamma_{AB} \leq \gamma_A + \gamma_B \quad \textbf{(19)}$$

Cuando los materiales tienen muy poca afinidad, la energía de intercara formada en ambos materiales tendera a ser igual a la suma de las dos energías superficiales. Existen dos formas de obtener la energía de intercara, la primera de ellas es por medios teóricos, usando la ecuación de Girifalco y Good[30]:

$$\gamma_{AB} = \gamma_A + \gamma_B - 2\phi(\gamma_A\gamma_B)^{1/2} \quad \textbf{(20)}$$

En donde ϕ es una constante determinada por las características del sistema. Algunos valores de ϕ son 1, para sistema agua/liquido orgánico, 0.7 para mercurio/liquido no metálico y 0.4 para sal fundida/aluminio fundido. Cuando la

afinidad de los materiales es baja, se crea un gran ángulo de contacto y el valor de $\boldsymbol{\phi}$ es cercano a 0.

El segundo método es usando la ecuación de Young y el criterio de los ángulos de contacto que se describirán más adelante. Pero antes es conveniente definir termodinámicamente que es la energía superficial, ya que se ha mencionado con gran recurrencia en las secciones anteriores.

Cuando un cristal es fracturado, se generan nuevas superficies, átomos que se encontraban internamente pasan a formar átomos de la nueva superficie, perdiendo enlaces con otros átomos. Si se asume que todo el trabajo realizado al sistema fue usado en la formación de la nueva superficie por la fractura se tiene la siguiente ecuación:

$$dW = -\gamma dA \tag{21}$$

Donde dA es el aumento de área de la superficie del cristal y γ es la energía superficial del cristal, el término negativo, es porque comúnmente se asume que el trabajo aplicado es negativo. De la primera ley de la termodinámica y considerando que el trabajo es reversible se obtiene la siguen te ecuación:

$$dE = TdS + \gamma dA \tag{22}$$

Usando la definición de entalpia en su forma diferencial $dH = dE + PdV + VdP$ y considerando que el volumen es constante por tratarse de un cristal sólido y todo el proceso se lleva a cabo a presión atmosférica se obtiene que el cambio de entalpia es igual al cambio de energía $dH = dE$. Usando la ecuación de la energía libre de Gibb´s en forma diferencial para sustituir las ecuaciones anteriores se obtiene la siguiente ecuación:

$$dG = \gamma dA \tag{23}$$

El valor de γ depender del plano cristalino, sin embargo, si se toma un valor promedio se tiene que $\boldsymbol{G = \gamma A}$, de esta ecuación se puede ver que la energía libre superficial es igual a la energía superficial por unidad de área.

Realizando un análisis del cambio de entropía al generar una nueva superficie en un sólido, suponiendo un rango de presión limitado y considerando que el cambio de energía superficial por efecto de la presión es despreciable, la relación entre el cambio de la energía libre por unidad de área y el cambio de entropía es el siguiente:

$$\Delta S = -\left(\frac{\partial \Delta G}{\partial T}\right)_p = -\left(\frac{d\gamma}{dT}\right) \tag{24}$$

Para obtener el cambio de entropía cuando se forma una nueva superficie se debe calcular el calor de sublimación y el cambio de parámetro de red con respecto a la temperatura, se emplean las siguientes expresiones:

$$\Delta H_v = \Delta H_v^0 - C_s(T - T_a) \quad \textbf{(25)}$$

$$d = d_0\{1+\propto (T - T_a)\} \quad \textbf{(26)}$$

Donde ΔH_v^0 y d_0 son el calor de sublimación y el parámetro de red a 25°C respectivamente y $\propto$ es el coeficiente expansión lineal. El valor para d_0 para el aluminio es comúnmente reportados como: 4.0496×10^{-10} m. Se puede obtener el valor de la energía superficial de la siguiente ecuación:

$$\gamma = \frac{DN'\{\Delta H_v^0 - C_s(T-T_a)\}}{N_0 Z\{1+\propto(T-T_a)\}} \quad \textbf{(27)}$$

D es el número de enlaces libres y N´ es el número de átomos en la superficie del cristal, Z es el número de coordinación y N_0 es el número de Avogadro (6.023×10^{23} mol^{-1}), el valor de N´ para materiales con estructura cubica centrada en las caras se calcula de la siguiente forma:

$$\{plano\ 111\} = N' = \frac{4}{\sqrt{3d_0^2}} \quad \textbf{(28)}$$

$$\{plano\ 100\} = N' = \frac{2}{d_0^2} \quad \textbf{(29)}$$

Derivando la ecuación y considerando el proceso a temperatura ambiente se obtiene la siguiente ecuación:

$$\Delta S = -\left(\frac{d\gamma}{dT}\right)_{T=T_a} = -C_S - 2\alpha\Delta H_v^0 \quad \textbf{(30)}$$

Realizando los cálculos para un ejemplo se puede observar que la aportación del termino de entropía es mucho menor que el término de la energía superficial en la ecuación **(22)**.

El efecto de la energía superficial se ve claramente en la fabricación de compuestos por vía líquida, en la mojabilidad, esta propiedad se define como la compatibilidad entre dos materiales, en este caso en particular es un metal fundido sobre un sustrato de material cerámico, diversos experimentos han sido llevados a cabo para evaluar la mojabilidad de diferentes sistemas; por lo general se evalúa el ángulo de contacto que se forma entre el sustrato y una línea tangente a la curvatura de una gota de metal líquido, figura 6. Este experimento es comúnmente conocido como gota sessil y se realiza en estado estático con una atmósfera

saturada por vapor del líquido para disminuir la presión parcial de vapor y con ello la evaporación de la gota.

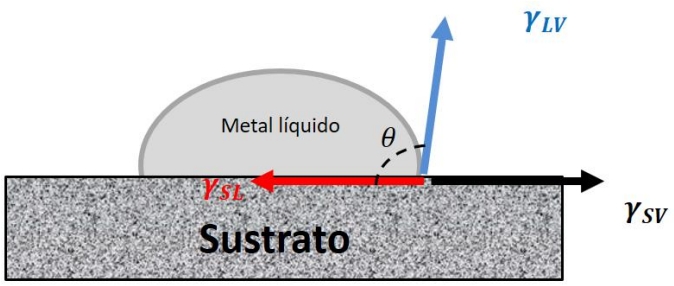


Figura 6. *Experimento de mojabilidad. Metal líquido sobre un sustrato cerámico.*

El equilibrio de las energías superficiales (γ_{LV}, energía de intercara liquido-vapor y γ_{SV}, energía de intercara sólido-vapor) y de la energía de intercara (γ_{SL}) determinan la forma de la gota mediante la siguiente ecuación, conocida como ecuación de Young:

$$\gamma_{SL} = \gamma_{SV} - \gamma_{LV}\, cos\theta \tag{31}$$

Cuando la atmósfera no está saturada con vapor del líquido la gota se evaporará continuamente y la geometría de la gota ira cambiando con el tiempo. La aplicación de la ecuación en diferentes sistemas determina si hay mojabilidad o no, el criterio de mojabilidad es el siguiente:

- Si 0°<θ<90° el líquido moja espontáneamente al sólido.
- Si 90°<θ<180° el líquido no moja fácilmente al sólido.

La energía libre tiene un valor mínimo en esta geometría de equilibrio. Si se establece que el ángulo de contacto como θ_0, cuando las fuerzas están en equilibrio, Si la superficie del líquido en el punto de intersección avanza un poco, el anglo de contacto será θ_0-dθ una pequeña porción de área será cubierta, dA y un incremento de la superficie liquido-vapor de la gota será cos(θ_0-dθ), entonces el cambio de energía libre estará dado por la siguiente ecuación:

$$\frac{dG}{dA} = \gamma_{SL} - \gamma_{SV} + \gamma_{LV}\, cos(\theta - d\theta) \tag{32}$$

De forma análoga se puede obtener la ecuación similar para cuando el ángulo de contacto es mayor a 90°, cuando no hay condición de mojabilidad.

Para la fabricación de compuestos, es necesario obtener valores experimentales del ángulo de contacto de los sistemas que se planea emplear en la tabla se muestran algunos valores reportados por diversos investigadores:

Tabla 1. *Angulo de contacto en diferentes sistemas aluminio-cerámicos* [30].

Matriz /Refuerzo	Angulo de contacto, (Temperatura)
Al/MgO	130, (900°C)
	120, (1000°C)
	110, (1060°C)
Al-9.98 %peso Mg/grafito	116, (650°C)
Al-5%peso Cu/ grafito	140(650°C)
Al-2.58%peso Si/grafito	155 (650°C)
Al/αSiC	155 (1100°C)
Al/Al_2O_3	155 (800°C)
Al-1.1%peso Ca/Al_2O_3	110 (700°C)
Al-1.1%peso Ca/SiO_2	110 (700°C)
Al-Si_3N_4	120 (900°C)

De la tabla 1 se puede observar que hay elementos de aleación, como el magnesio, que reducen la energía superficial por lo tanto mejoran la mojabilidad de refuerzo por la matriz metálica. Una mayor temperatura también tiende a disminuir el ángulo de contacto. Sin embargo, estas medidas muchas veces tienen efectos adversos sobre las propiedades mecánicas del compuesto, ya que efectivamente se mejora la mojabilidad, pero por otro lado se generan compuestos indeseables producto de reacciones indeseables entre el refuerzo y la matriz líquida. Más adelante se detallarán estas reacciones para el sistema aluminio/SiC.

Conocer la fuerza o la energía que se requiere para romper la unión del refuerzo con la matriz metálica es otro de los factores que se deben tomar en cuenta al diseñar un CMM. Cuando dos materiales diferentes están en contacto cercano, los procesos de interacción tenderán a disminuir la energía total del sistema. Esta cantidad de energía representa la fuerza impulsora para generar el enlace en la intercara matriz partícula y el trabajo de adhesión (W_{ad}), que es la energía necesaria para producir desprendimiento del sólido o refuerzo de la matriz. Procesos de disipación de energía, como lo es el calor, sonido, microgrietas y deformación plástica no son tomadas en cuenta, durante la separación del refuerzo, los enlaces producidos pueden ser de naturaleza física o química, siendo los últimos los que poseen una mayor energía de enlace. El nivel de energía de enlace entre un metal y un cerámico, se ve fuertemente influenciado por las impurezas y por los procesos químicos que ocurren en la intercara. Actualmente no se cuenta con ninguna teoría que pueda ser empleada de forma generalizada a todos los sistemas metal-cerámico, pero existen estudios fundamentales que han ayudado a predecir el tipo y el nivel de energía de adhesión. Para determinar de

forma práctica la cantidad de energía necesaria para lograr la separación de una gota de líquido de un sólido se aplica la siguiente ecuación:

$$W_{ad} = \gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL} \quad \textbf{(33)}$$

Combinando la ecuación anterior con la ec. **(31)** se tiene que:

$$W_{ad} = \gamma_{LV}(1 + \cos\theta) \quad \textbf{(34)}$$

Es prioritario aclarar que la mojabilidad y el grado de unión o enlace que hay entre los elementos de refuerzo y la matriz son conceptos diferentes, la mojabilidad describe la extensión del contacto íntimo entre el sólido y el líquido y no necesariamente significa que se obtenga un enlace fuerte en la intercara. Un ángulo de contacto bajo significa buena mojabilidad, pero no es la única condición para lograr un enlace fuerte entre el refuerzo y la matriz.

En la práctica la mojabilidad se ve afectada por los siguientes factores:

- Tiempo y temperatura de contacto.
- Reacciones a la intercara.
- Estequiometria.
- Geometría y rugosidad de la superficie.
- Calor de formación.
- Configuración electrónica.

El efecto de la rugosidad de la superficie tiene un efecto importante ya que las superficies de los agentes reforzantes tienen algún grado de rugosidad, el cual puede ser medido con ayuda de microscopia de fuerza atómica, al haber irregularidades en la superficie de las fibras o partículas de refuerzo, el nivel de contacto puede verse comprometido, es por esta razón que es necesario que se promueva de una forma la buena mojabilidad del refuerzo por la matriz líquida, ya sea adicionando elementos acopladores a la matriz o recubriendo los elementos reforzantes. Wenzel **[30]** propuso una función para cuantificar la mojabilidad tomando en cuenta el perfil de rugosidad en la superficie de fibras de alúmina, medido con microscopia de fuerza atómica, proponiendo la siguiente ecuación:

$$\cos\theta_0 = r\frac{\gamma_{SV} - \gamma_{LS}}{\gamma_{LV}} \quad \textbf{(35)}$$

De donde r es la relación entre el área real y el área proyectada de la intercara, r= $A_{real}/A_{pro.}$ Si θ_0<90°, la mojabilidad es incrementada por la rugosidad y si θ_0>90°, mojabilidad baja, la rugosidad de la superficie puede reducir el área unida y hay posibilidad de la formación de huecos y concentración de esfuerzos.

Analizando la naturaleza cristalográfica de la intercara, es posible tener una intercara coherente, semicoherente o incoherente. La coherencia de una intercara (Zonas G-P) se refiere a que los átomos de esta pueden formar parte de ambas redes cristalinas, esto es que existe una correspondencia uno a uno entre los planos de la red cristalina en ambos lados de la intercara. A pesar de la coherencia es inherente tener cierto tipo de esfuerzos debido a la deformación elástica de los planos cristalinos para lograr la coherencia, sin embargo, el nivel de energía debido a estas deformaciones es mucho menor del que se presentaría en un intercara incoherente.

Con el crecimiento de los cristales la energía de deformación elástica es mayor que la energía a la intercara, dando lugar a una disminución de la energía libre del sistema mediante la introducción de dislocaciones en la intercara, estas crean una intercara semi-incoherente (intercara entre precipitados y matriz e intercara entre algunos eutécticos) en las que no se tiene una gran discrepancia de red entre ambas fases, por lo que la pequeña discrepancia presentada es acomodada introduciendo dislocaciones en la intercara. Con un crecimiento cristalino aun mayor la densidad de dislocaciones se incrementa aún más y eventualmente ya no es posible especificar sus posiciones atómicas en la intercara y como resultado se genera una intercara incoherente, en la cual, un severo desordenamiento atómico sucede con la incongruencia de los planos cristalinos a lo largo de la intercara, los átomos en esta intercara no corresponden con ninguna de las dos estructuras cristalinas. Cristalográficamente, la mayoría de las intercaras que se forman en los compuestos reforzados con fibras largas, fibras cortas y/o partículas son incoherentes.

Recordando que un material compuesto, en la mayoría de los casos, es un sistema termodinámicamente en desequilibrio, es natural que se generen reacciones, productos de reacción o efectos térmicos (esfuerzos térmicos) que tiendan a equilibrar el sistema. Información de este tipo de reacciones se puede obtener de diagramas de equilibrio, cinética de reacción o bien realizando pruebas para determinar la compatibilidad de los elementos involucrados.

Existen diversos tipos de enlaces que pueden presentarse en la intercara matriz-refuerzo, en los CMM es deseable que se presente un enlace mecánico en conjunto con un enlace químico. A continuación, se presenta una breve descripción de los enlaces que se presentan en los materiales compuestos:

- **Enlace mecánico:** Contracción de la matriz sobre el refuerzo, generando un envolvimiento del refuerzo. O también se puede generar este enlace por el llenado de grietas en la superficie del refuerzo con matriz líquida. Por lo general la resistencia del enlace mecánico es menor que la resistencia

presentada en un enlace químico. La rugosidad del material de refuerzo es favorable para dar lugar a este tipo de enlaces, si la matriz líquida presenta buena mojabilidad sobre el refuerzo. (Al_{puro}/Al_20_3).

- **Enlace físico:** Se refiere a cualquier enlace débil como fuerzas de Van der Waals, interacción dipolar y puentes de hidrogeno con una energía de enlace baja de alrededor de 8-16 kJ/mol.
- **Enlace químico**: Se refiere al transporte atómico o molecular por procesos difusivos. Soluciones solidas o formación de compuestos resultan en la formación de cierto espesor de una intercara refuerzo-zona de reacción de la matriz. Aquí se involucran todos los tipos de enlaces covalentes, iónicos, metálicos. La energía de este tipo de enlace se encuentra aproximadamente en el rango de 40-400 kJ/mol. Existen dos tipos de enlace químico, el primero de ellos corresponde al *enlace por disolución*, en el cual los componentes en contacto íntimo y libres de contaminantes o perturbaciones a una escala atómica actúan a una escala electrónica. El segundo de ellos es el *enlace por reacción*, en donde se da el trasporte de átomos y/o iones en uno o en ambos componentes formando una intercara; este trasporte de materia es controlado por procesos de difusión.

4.1.6. Reacciones químicas en la intercara de los CMM SiC/Al fabricados por vía líquida.

Para la manufactura, por fundición, de compuestos con matriz de aluminio y SiC, es importante considerar la necesidad de lograr la mojabilidad del material base líquido sobre el SiC, ya que generalmente el ángulo de contacto del aluminio líquido sobre el SiC es mayor de 90°C por lo que se presenta una condición de baja mojabilidad. Promover una condición adecuada de mojabilidad puede ser lograda de tres formas, las cuales ser implementadas una a una o en conjunto. La primera de ellas consiste en generar esfuerzos cortantes para asegurar que el contacto entre el refuerzo y el líquido, rompiendo posibles capas de gas y renovando el líquido alrededor del refuerzo, sin embargo este solo es aplicable para compuestos reforzados discontinuamente y no es aplicable para fibras largas y continuas, esta técnica es efectiva siempre y cuando se logren un estado de esfuerzos de corte elevados entre el metal líquido y cada elemento de refuerzo, lo anterior no siempre es suficientemente efectivo ya que a pesar de que el SiC es un material resistente tanto físicamente como químicamente, suelen presentarse reacciones de descomposición del SiC por el efecto abrasivo del aluminio a altas temperaturas (temperatura del aluminio líquido); es por esta razón que es recomendable usar cuando menos una de las otras dos técnicas para obtener compuestos con cierto grado de mejoramiento de sus propiedades mecánicas.

La segunda técnica empleada para mejorar la mojabilidad es modificar ligeramente la composición química de la matriz con elementos promotores de la mojabilidad, que mejor dicho son elementos que disminuyen la energía de intercara ente el refuerzo y la matriz. En las aleaciones de aluminio se suele adicionar hasta 1% peso de Mg, Li, Ti, Ca y Zr, siendo el Mg el más efectivo. Algunas investigaciones como las de **Pech-Canul, M.I *et al.*,**[17] han revelado que es más efectivo adicionar estos elementos, que emplear aleaciones que ya los contengan.

La tercera técnica es recubrir la fase reforzadora con algún metal, ya que el ángulo de contacto entre un metal líquido y un metal sólido es <90°. Recubrimientos de Ni, Cu o Si, son frecuentemente usados. Por otro lado, también se pueden generar recubrimientos de compuestos no metálicos, lo cuales además de promover la mojabilidad limitan o eliminan la reactividad con la matriz líquida. En el sistema SiC-Al se suele recubrir el SiC con óxidos de Si, principalmente SiO_2, el cual puede ser creado con un tratamiento térmico o bien puede ser depositado por técnicas como CVD, PVD, Sol-Gel o ablación laser de un compuesto de SiO o SiO_2. La técnica de tratamiento térmico se detalla en la sección 4.3.1.

Dado que los compuestos de Al/SiC son sistemas en desequilibrio, consecuentemente existe un gradiente de potencial químico en la intercara. Este gradiente es fuerza impulsora para las reacciones de intercara que pueden ocurrir en la manufactura de estos compuestos a alta temperatura. Las reacciones químicas más comunes que se presentan en este tipo de compuestos obtenidos por vía líquida son:

$$4Al + 4SiC \leftrightarrow Al_4SiC_4 + 3Si \text{ (malo)} \quad \textbf{(36)}$$

Se ha encontrado que la presencia de esa fase Al_4SiC_4, formada en la intercara es frágil ya que se han encontrado fisuras en esta zona.

A temperaturas por arriba del punto de fusión del aluminio y a presión atmosférica el SiC comienza a volverse termodinámicamente inestable y reacciona con el aluminio para formar carburo de aluminio de acuerdo con la siguiente ecuación:

$$Al + 3SiC \rightarrow Al_4C_3 + 3Si \text{ (muy malo)} \quad \textbf{(37)}$$

Esta reacción es una de las más nocivas que pueden ocurrir en la fabricación de compuestos Al/SiC ya que no solo causa la disolución de las partículas de refuerzo, sino que también resulta en un debilitamiento del compuesto. Se observa que dentro de los productos generados por las dos reacciones anteriores, se encuentra el Si metálico, esto incrementa la concentración de Si en las zonas adyacentes a la intercara Al/SiC, pudiéndose alcanzar la composición eutéctica

(12.6% peso de Si) o precipitación de Si primario; debido a la alta fragilidad de esto productos se degradan las propiedades mecánicas del compuesto.

Por otra parte, el carburo de aluminio es inestable y reacciona con la humedad de la atmósfera para dar lugar a la formación de hidróxido de acuerdo con la siguiente ecuación.

$$Al_4C_3 + 12H_2O \rightarrow 3CH_4 + 4Al(OH)_3 \quad \textbf{(38)}$$

Ha sido documentado por diversos investigadores que el uso de aleaciones con silicio retarda la cinética de formación de estos compuestos, pero se debe tener cuidado para no exceder el contenido de silicio, ya que esto también resultará en la precipitación de cristales de silicio en la intercara que fragilizará el material.

Es usual que en el procesamiento industrial de este tipo de materiales se use nitrógeno gaseoso para proteger la superficie del metal liquido de la oxidación con el medio ambiente, también se ha encontrado que el nitrógeno reincorpora el Mg evaporado durante procesamiento a altas temperaturas. Sin embargo, se ha reportado que esto puede llevar a la formación de nitruro de aluminio (AlN), que al igual que los compuestos producto de la descomposición de los refuerzos, afectan de forma importante las propiedades mecánicas de la intercara y del compuesto en general, por lo que, si se desea evitar este efecto, sería conveniente usar vacío o una atmósfera protectora de argón (Ar).

Las reacciones de evaporación de Mg, de reincorporación de Mg y formación del AlN son las siguientes:

$$Al_{(l)} + Mg_{(g)} \leftrightarrow Al[Mg]_{(l)} + \Delta T \quad \textbf{(39)}$$

$$AlMgSi \overset{\Delta T}{\rightarrow} Al[Si]_l + Mg_{(g)} \quad \textbf{(40)}$$

$$6Al_2O_{3(s)} + 3Mg_{(g)} \rightarrow MgAl_2O_{4(s)} + 2Al_2O_{3(s)} + Al_{(l)} \quad \textbf{(41)}$$

$$3Mg_{(g)} + 2N_{(g)} \rightarrow Mg_3N_{2(s)} \quad \textbf{(42)}$$

$$2Al_{(l)} + N_{2(g)} \rightarrow 2AlN_{(s)} \quad \textbf{(43)}$$

$$Mg_3N_{2(s)} + 2Al_2O_{3(s)} \rightarrow 2MgAl_2O_{4(s)} + 2AlN_{(s)} + MgO_{(s)} \quad \textbf{(44)}$$

$$2Al_{(l)} + Mg_3N_{2(s)} \rightarrow 2AlN_{(s)} + 3Mg_{(g)} \quad \textbf{(45)}$$

Es importante mencionar que el Mg_2Si presente en las aleaciones Al-Si-Mg, no se disuelve completamente hasta por arriba de los 1065°C por lo tanto limita de cierta manera el contenido de estos elementos libres en la aleación. Sin embargo,

también la formación del MgO y la espinela limitan la mojabilidad de las partículas de SiC por la aleación de aluminio líquida.

El Mg además de mejorar la mojabilidad, es un elemento surfactante por lo que reduce óxidos de aluminio, ya que el Al_2O_3 es termodinámicamente estable en contacto con Al fundido, cuando la aleación contiene cantidades de Mg hay varias reacciones para reducir la alúmina. También es posible que el magnesio forme magnesio aluminio espiniodal o (espinela) ($MgAl_2O_4$). Cuando se emplea más del 1.1% de Mg se crean aglomerados de partículas, dando lugar a la formación de compuestos de bajo punto de fusión que deterioran las propiedades mecánicas del material compuesto, un ejemplo de estos compuestos es el Mg_5Al_8.

El tratamiento a altas temperaturas de las partículas, retira la humedad, gases y otros contaminantes de superficie, además se forma una delgada capa de SiO_2 que permite una mejor reactividad, dando lugar a la siguiente reacción promotora de la mojabilidad:

$$4Al_{(l)} + 3SiO_{2(s)} \rightarrow 2\ Al_2O_{3(s)} + 3\ Si_{(s)} \quad \textbf{(46)}$$

4.1.7. Propiedades mecánicas de los CMM reforzados con partículas.

Planear y diseñar un material compuesto es importante y es posible gracias a diversos métodos que han sido desarrollados a lo largo del tiempo. Predecir propiedades como la densidad es relativamente fácil si se aplica la regla de las mezclas, estar regla contempla peso y volumen promedio de cada una de las fases integradoras del compuesto, es por esta razón, que cuando se habla de materiales compuestos es común emplear un porcentaje peso o un porcentaje volumen de la fase reforzadora; así de esta manera se puede ver que la densidad de un material compuesto, puede ser expresada de la siguiente forma en función de esta regla:

$$\rho_c = \rho_r V_r + \rho_m V_m \quad \textbf{(47)}$$

Donde los subíndices c, r y m denotan respectivamente al compuesto, el refuerzo y la matriz. V_f y V_m son las fracciones de volumen del refuerzo y de la matriz. El uso de este método para predecir las propiedades mecánicas de los compuestos no es eficiente ya que no se contemplan factores importantes en las propiedades mecánicas, como lo son la geometría del refuerzo, sus coeficientes de expansión térmica y los esfuerzos trasversales, en el caso del uso de fibras largas o cortas.

Para poder hacer una predicción más real de las propiedades mecánicas del compuesto es necesario aplicar modelos que parten de la teoría de la elasticidad,

estos modelos son a menudo complejos y emplean matemáticas tensoriales, las cuales no se abordaran detalladamente en este trabajo. Dichos modelos se han desarrollado más hacia los compuestos reforzados con fibras continuas o largas que para los compuestos reforzados discontinuamente, es por esta razón que la literatura especifica en este segundo grupo de materiales compuestos es escaza, sin embargo, existen desarrollos importantes que pueden aplicarse de forma estrecha al caso de estudio de esta investigación y mostrar el efecto de un reforzante discontinuo en la trasferencia de carga. El Modelo de Eshelby es un modelo importante que contempla el efecto de la trasferencia de carga hacia partículas elípticas dentro de una matriz.

Además de la trasferencia de carga de la matriz hacia los elementos de refuerzo se puede analizar el efecto que tiene la discrepancia en los coeficientes de dilatación térmica que hay entre la matriz y el refuerzo durante la fabricación del material (en este caso desde la solidificación, esfuerzos de Contracción), como se ha mencionado en las secciones anteriores, esto genera que la densidad de dislocaciones alrededor de refuerzo aumente, los esfuerzos generados bajo estas situaciones son comúnmente conocidos como esfuerzos térmicos y dependen en gran medida de fracción volumétrica de reforzamiento, su geometría, la discrepancia térmica entre los coeficientes de dilatación y la relación de módulos elásticos (E_r/E_m), esto crea un estado de esfuerzos diferente que puede ser analizado en compuestos reforzados con partículas, de la siguiente forma:

Considerando un compuesto reforzado con pequeñas partículas elásticas de geometría esférica (radio a) y uniforme, embebidas en una esfera del material (de radio b) empleado como matriz, se puede ver de la teoría de la elasticidad que se desarrollara un sistema axial de distribución de esfuerzos alrededor de cada partícula. Dado que todo el problema tiene geometría esférica es conveniente desarrollar los modelos en coordenadas esféricas r, θ y ϕ. Las componentes de esfuerzo (σ), deformación (ϵ) y desplazamiento (u) son las siguientes:

$$\sigma_r, \sigma_\theta = \sigma_\phi \quad \textbf{(48)}$$

$$\varepsilon_r, \varepsilon_\theta = \varepsilon_\phi \quad \textbf{(49)}$$

$u_r = u$, es independiente de θ y ϕ **(50)**

La ecuación de equilibrio a este problema es:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{2}{r}(\sigma_r - \sigma_\theta) = 0 \quad \textbf{(51)}$$

Las relaciones deformación-desplazamiento son:

$$\varepsilon_r = \frac{du}{dr}\ , \varepsilon_\theta = \frac{u}{r} \tag{52}$$

Sustituyendo es las relaciones en la ecuación **(51)** se obtiene la ecuación diferencial que gobierna el problema:

$$\frac{d^2u}{dr^2} + \frac{2}{r}\frac{du}{dr} - \frac{2}{r^2}u = 0 \tag{53}$$

Cuya solución es:

$$u = Ar + \frac{C}{r^2} \tag{54}$$

Empleando la figura 7 y aplicando las siguientes condiciones de frontera:

1) El esfuerzo desaparece en la superficie libre (r=b)
2) El esfuerzo radial en la intercara (r=a) es la presión P. $\sigma_r(a) = -P$,

Dado que la partícula sufre un esfuerzo hidrostático debido a la Contracción de la matriz sobre ella $\sigma_{rp} = -P = Cte = \sigma_{\theta p}$. Mientras que en la matriz los esfuerzos son:

$$\sigma_{rm} = \frac{P}{1-V_p}\left[\frac{a^3}{r^3} - V_P\right] \tag{55}$$

$$\sigma_{\theta m} = \frac{P}{1-V_p}\left[\frac{1}{2}\frac{a^3}{r^3} - V_P\right] \tag{56}$$

$$P = \frac{(\alpha_m - \alpha_p)\Delta T}{\left[\frac{0.5(1+v_m)+(1-2v_m)V_p}{E_m(1-V_p)} + \frac{1-2v_p}{E_p}\right]} \tag{57}$$

$$V_p = \left(\frac{a}{b}\right)^3 \tag{58}$$

Donde V_p es la fracción de volumen de la partícula, ***a*** es el radio de la partícula, ***b*** es el radio de la matriz, α_m y α_p son los coeficientes expansión térmica de la matriz y la partícula respectivamente v_m y v_p son el volumen de la matriz y la partícula respectivamente. En la figura 7 se puede observar el estado de esfuerzos de este modelo cuando se enfría el compuesto desde su temperatura de fabricación.

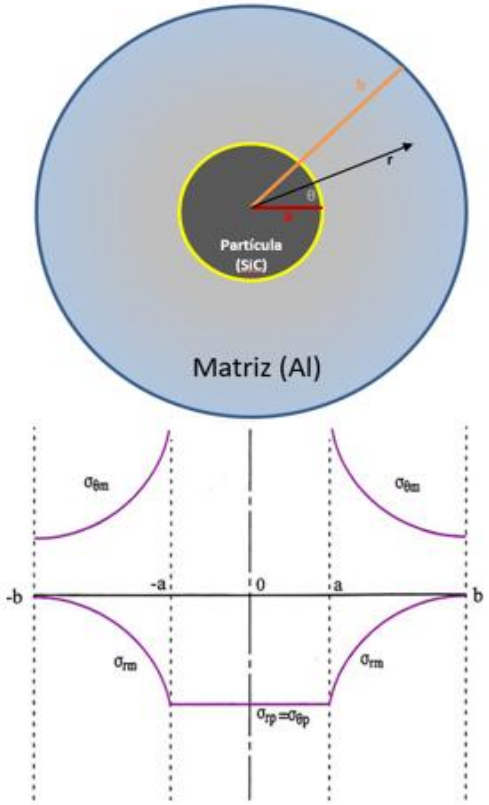


Figura 7. *Distribución de esfuerzos térmicos en un material compuesto reforzado con partículas cerámicas* [32].

El concepto de transferencia de carga es quizá uno de los más importantes y por el cual se justifica la aplicación de materiales compuestos en aplicaciones mecánicas específicas. En términos generales se han desarrollado diversos modelos los cuales contemplan fibras continuas y largas, fibras cortas y partículas embebidas en una matriz dúctil. La transferencia de carga se da de forma indirecta de la matriz a los elementos de refuerzo por medio de esfuerzos de corte originados en la intercara matriz-refuerzo, es por esto que nuevamente se ve que lograr una buena intercara es fundamental en estos materiales. En estos modelos simples es importante aclarar que se desprecia el endurecimiento por flujo plástico que se presenta en los metales. Los modelos de corte diferido pueden dar una buena idea del efecto y de relación aspecto (l/d) que deben de tener las fibras de refuerzo, para lograr la máxima trasferencia de carga y así alcanzar el esfuerzo de falla de la fibra y con ellos incrementar sustancialmente la resistencia del compuesto, sin embargo, estos modelos aun no contemplan geometrías complejas, tamaño de partícula, ni otros factores microestructurales. Es por esta razón que la implementación de simulaciones numéricas debe ser llevada cabo para lograr una mejor predicción de las propiedades mecánicas locales de los materiales compuestos.

En términos generales se ve que los compuestos con reforzamiento continuo tienen mayor resistencia que los compuestos reforzados discontinuamente. La trasferencia de carga en materiales compuestos por partículas puede ser explicada mediante un modelo de corte diferido modificado por Fukuda y Chou en 1981 y por Nardone y Prewo en 1986 [32], en este modelo se establece que el esfuerzo de cedencia del compuesto está en función de la siguiente ecuación:

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym}[1 + (L + t)/4L]V_p + \sigma_{ym}(1 - V_p) \quad \textbf{(59)}$$

En donde σ_{ym} es el esfuerzo de cedencia de la matriz, V_p es la fracción volumétrica de partículas, *L* es la longitud de la partícula perpendicular a la aplicación de la carga y *t* es la longitud de la partícula paralela a la dirección de aplicación de la carga. Cuando las partículas tienen una relación aspecto = 1 la ecuación se reduce de la siguiente forma:

$$\sigma_{yc} = \sigma_{ym}(1 + 0.5V_p) \quad \textbf{(60)}$$

De las ecuaciones se observa que el esfuerzo de cedencia aumenta ligeramente al aumentar considerando únicamente la fracción volumétrica de partículas. Otras investigaciones que contemplan modelos más complejos y estadística de Weibull ha demostrado que además del incremento de V_p, también un incremento en la relación aspecto de las partículas aumenta el esfuerzo de cedencia, mientras que un incremento en el tamaño de las partículas disminuye el esfuerzo de cedencia.

4.1.8. Comportamiento a la fractura de los CMM reforzados con partículas cerámicas.

Hoy en día el uso intensificado del aluminio y sus aleaciones con sus diversos tratamientos térmicos en componentes de trasporte aeroespacial, terrestre y marítimo; así como en aplicaciones de almacenamiento, han llevado a una intensa investigación y estudio de la resistencia a la fractura de estos materiales, esto con el fin de anticipar y/o evitar las fallas catastróficas en dichos componentes, este objetivo es extrapolable al desarrollo de nuevos materiales, aleaciones, tratamientos térmicos y procesos de manufactura; con ello se busca brindar materiales con la mayor resistencia a la fractura posible, de tal forma que el estudio de fractura es de gran importancia para la selección de materiales y diseño, ya que es vital establecer niveles seguros de resistencia a los esfuerzos y predecir tamaños críticos de grietas y discontinuidades bajo condiciones específicas de operación.

El aluminio puro y algunas de sus aleaciones, poseen una gran tenacidad por lo que la fractura frágil no es usual que ocurra, sin embargo, existen algunas aleaciones de alta resistencia que presentan una baja ductilidad y por lo tanto es evidente que se pudiera presentar una fractura frágil; si a estos materiales se les adiciona un reforzamiento con fibras y/o partículas cerámicas, con alta rigidez, se genera un caso de estudio favorable para la aplicación de las teorías de mecánica de fractura frágil, pudiéndose obtener información sobre las propiedades de fractura de estos compuestos mediante la aplicación de pruebas mecánicas para obtener medidas de tenacidad a la fractura, la cual es una propiedad del material que describe la resistencia inherente a fallar en presencia de un defecto que actúa como concentrador de esfuerzos. Cotidianamente el maquinando de muescas en las muestras ensayadas arroja información sobre resistencia al desgarre, y sobre la cantidad de energía absorbida al impacto, obteniéndose datos cualitativos del comportamiento a la fractura del material.

Existen aleaciones y tratamientos, frecuentemente usados en la industria aeroespacial, cuyo objetivo primordial es lograr una máxima resistencia; donde las consecuencias de una falla de baja ductilidad deben de ser consideradas. Para estos fines es necesario contar con información más precisa, la cual puede ser obtenida con pruebas más elaboradas, como el ensayo de tenacidad a la fractura en donde las condiciones de operación reales pueden ser simuladas con gran exactitud.

Específicamente la determinación de la llamada tenacidad a la fractura bajo condiciones de esfuerzo y deformación planos mediante la apertura de la grieta (modo de fractura tipo I, K_{IC}) es contundente y es comúnmente aceptada como una propiedad de resistencia a la fractura en materiales con poca ductilidad, sin embargo, la correcta determinación de esta propiedad del material, bajo la norma ASTM E-399, puede llegar a ser tediosa y complicada; es por esta razón que se han propuesto nuevos métodos para realizar una rápida determinación del K_{IC}, algunos ejemplos de estos métodos son propuestos por Ibrahim *et al*. [24] y Bayram *et al*. [26]. En estos trabajos se ha demostrado que los valores de K_{IC} obtenidos en probetas cilíndricas con una muesca a 60°C tienen una gran correlación con los valores obtenidos aplicando la norma ASTM E-399, dicho método se describirá más adelante en la sección de metodología experimental ya que se siguió esta metodología para la obtención del K_{IC} de los compuestos obtenidos.

En lo que respecta a la mecánica de fractura de los materiales compuestos obtenidos por fundición, con matriz metálica de aluminio y sus aleaciones reforzados con partículas cerámicas, la información en la literatura es escaza. En la siguiente tabla se presentan algunos datos de tenacidad a la fractura de algunos

compuestos matriz metálica de aluminio reforzados con partículas y fibras cerámicas cortas y sin refuerzo.

Tabla2. *Valores de K_{IC} de diversos CMM reforzados con partículas y fibras cortas, no metálicas* [36].

Material	Tenacidad a la fractura (K_{IC}) [MPa$\sqrt{m}$]	% de Elongación a la fractura [%]
Al 1100	-	35
Al 1100 + 20% SiC	-	10 – 15
Al 6061	-	12
Al 6061 + 20% SiC	-	5 – 6
Al 2024	-	10
Al 2024 + 20% SiC	-	3 - 4
Al 7075	-	12
Al 7075 +20% SiC	-	3 - 4
Al 8090	-	6
Al 8090 + 20% SiC	-	2 - 3
Al 2024	-	21.0
Al 2024 + 2% Al_2O_3	16.5	12.0
Al 2024 + 5% Al_2O_3	15.8	9.0
Al 2024 + 20% Al_2O_3	12.2	4.3
Al 2024	21.0	-
Al 2024	36.0	-
Al 2024 + 15% SiC	14.7	-
Al 2024 + 15% SiC	17.7	-

El comportamiento especifico a la fractura de materiales compuestos reforzados discontinuamente con partículas, al igual que en los materiales metálicos, se puede dividir convenientemente en tres etapas:

a) Nucleación de huecos.
b) Crecimiento.
c) Coalescencia.

Nucleación de huecos: Los modelos de descripción de fractura dúctil en metales y aleaciones son aplicables a los compuestos discontinuamente reforzados. El fenómeno de fractura dúctil inicia con la nucleación de huecos por lo que este es el proceso regulador de la ductilidad en los CMM. En 1973 Brown y Embury [36] propusieron un modelo simple para describir la coalescencia de huecos en un proceso de fractura dúctil, el planteamiento es que dicho fenómeno ocurre debido a una falla en estado de esfuerzos en corte dentro la matriz entre huecos contiguos cuando la constricción para el flujo plástico localizado es removida. Estos ocurren cuando la altura del hueco es igual al espacio entre huecos. Esta condición es cumplida cuando los sitios de nucleación de huecos incrementan a 0.16; por esta razón se esperaría que en los CMM comercialmente atractivos el

proceso de nucleación de huecos fuera dominante en la o las fases reforzantes, es por ello que es importante aislar e identificar el proceso de nucleación de huecos y considerar los parámetros microestructurales que lo influencian [36].

Diversos autores han asumido que el comportamiento a la fractura de dichos materiales compuestos, se lleva a cabo de forma similar a la de aleaciones con precipitación de fases secundarias duras y que la nucleación de huecos por lo general ocurre cerca de las fases secundarias o en el de caso los CMM cerca de las partículas de refuerzo, estos huecos posteriormente darán lugar a la fractura mediante la coalescencia de huecos a través de la matriz metálica. Dos modos predominantes de nucleación de huecos han sido observados en estos compuestos, el primero de ellos debido a la fractura de las partículas de refuerzo y el segundo debido a la desunión en la intercara matriz/partícula, se ha observado que el tamaño de partícula tiene gran influencia sobre el modo de nucleación de huecos, pasando de un modo de desunión de intercara a un rompimiento de partículas a medida que el tamaño de partícula aumenta, esta transición se atribuye ya que el esfuerzo de falla promedio disminuye a medida que aumenta el tamaño de partícula. El análisis de estos modos de nucleación de huecos puede ser realizado con estudios de fractografía en ambos lados de las superficies fracturadas usando microscopia electrónica de barrido. En cuanto a la desunión entre el refuerzo y la matriz, como ya se ha mencionado anteriormente esto se evita o se limita promoviendo la buena mojabilidad entre ambos materiales. Finalmente se puede observar que a medida que la ductilidad decrece la rapidez de nucleación de huecos incrementa; también se ha encontrado que el tamaño de partícula y la cantidad volumétrica de partículas tiene un efecto predominante en la nucleación de huecos y que la resistencia a la cedencia y el tratamiento térmico de la matriz tiene un efecto más notable en el crecimiento y coalescencia de huecos que llevaran a la eventual fractura del compuesto, por lo tanto la ductilidad del compuestos está gobernada por procesos de la matriz que son afectados por la presencia de los agentes reforzantes de tal forma que todos los aspectos mencionados anteriormente contribuyen individualmente en la capacidad de resistencia a la fractura del compuesto.

Crecimiento de huecos y coalescencia: Estos dos aspectos han sido ignorados comúnmente debido a que han sido considerados poco importantes y difíciles de monitorear experimentalmente. Sin embargo, mediante el análisis microestructural de las zonas cercanas a la zona de falla final en muestras sometidas a tensión han revelado información acerca de estos dos fenómenos. En compuestos con matriz de aluminio dúctil se ha revelado que a medida que el porcentaje de partículas se incrementa, se llevara a cabo fractura de las partículas, mientras que, a un menor contenido de partículas, se promueve el crecimiento de huecos en la misma

dirección de la aplicación de la tensión, promoviendo una nucleación de huecos debido a la fractura de partículas que impide la coalescencia debido a la constricción de flujo pastico de la matriz, permitiendo incrementar la elongación a la falla con ello la tenacidad. A medida que los huecos han nucleado dentro de la matriz, la constricción del flujo pastico ha disminuido, lo cual permite la coalescencia de huecos a deformaciones más bajas, esto justifica la baja ductilidad que tienen los CMM con matrices con alta resistencia a la cedencia y no por la alta rapidez de nucleación de huecos como se había pesado anteriormente.

Para realizar la trazabilidad de la mecánica de daño, en ocasiones es necesario emplear novedosas técnicas para poder estudiar la acumulación y la iniciación del daño dentro de una pieza sometida a estados de esfuerzo críticos que la llevaran a su eventual falla. Algunas de estas técnicas consisten en mediciones de emisión acústica o en obtención de imágenes de microscopia electrónica de barrido o trasmisión in situ, durante la deformación de los materiales de interés. En diversos estudios de este tipo, usando compuestos con diversas matrices de aluminio y refuerzo con SiC, bajo la aplicación de una carga monotonica, se ha encontrado que la nucleación de huecos se da en la fase reforzante antes de que se establezca la falla de la matriz.; si la deformación continúa se producen grietas de tamaño macroscópico. Se han encontrado microgrietas delante y cerca de la punta de la grieta cuya extensión puede llegar a ser de varias decenas del espaciamiento que hay entre partículas, esto ha sido asociado a regiones con una alta intensidad de deformación, la propagación de las grietas se da por un proceso por el cual algunas de ellas se unen por medio de la falla localizada de la matriz delante de la punta de la grieta original, este tipo de propagación dentro de los materiales compuestos, durante su análisis, han revelado que existen dos fenómenos importantes los cales son: el puenteo y ramificación de grietas. En otro tipo de estudios en donde especímenes más masivos, sometidos bajo desplazamiento constante revelaron que no hay ramificación de grietas en frente de la punta de la grieta y que el daño en esta región fue fuertemente reducido, esto se debe a que la región plástica delante de la punta de la grieta es mayor en esfuerzo plano que en deformación plana. Esta reducción de la región daño implica que las intercaras matriz-partícula son cargadas mediante esfuerzos de corte, ejercidos por la deformación plástica de la matriz alrededor de las partículas. Otros estudios han revelado que cuando se incrementa el factor de intensidad de esfuerzos (K), esto mediante un incremento de la zona plástica asociada con el frente de la grieta, esto mediante fatiga, la región afectada es mayor presentándose un puenteo y ramificación de grietas, lo cual es consistente con las observaciones in-situ, por lo que es necesario tener cuidado al momento de interpretar estos estudios post-fractura.

A pesar de que este tipo de materiales presentan bajos valores de tenacidad a la fractura se ha encontrado que su respuesta a la aplicación de cargas cíclicas, fatiga, es buena. Estudios que toman en cuenta el efecto del tamaño de partícula y la fracción volumétrica del agente reforzante, han demostrado que el cierre de grieta incrementa el umbral para la iniciación de grietas y produce bajos incrementos en el crecimiento de las mismas, en comparación con los materiales sin reforzamiento. El cierre de grieta ha sido asociado con la defección de la grieta alrededor de las partículas y con la aspereza causada por la superficie de fractura, por lo tanto, se esperaría que al aumentar el tamaño de partícula se aumenten las propiedades en fatiga del material, siempre y cuando el modo de fatiga no fracture las partículas. Cuando el factor de intensidad de esfuerzos aumenta se promueve la fractura de las partículas y la influencia de cierre de grieta sobre el aumento de resistencia es nulo, bajo este régimen los compuestos tienen valores de rapidez al crecimiento de grietas similares a los de sus contrapartes sin reforzamiento. Por otra parte, también se han encontrado otro tipo de mecanismos que limitan la rapidez de crecimiento de grietas o propagación de grietas, el cual consiste en un tipo de puenteo que se genera por elementos libres de fisuras detrás de la punta de la grieta; se han observado dos tipos de puenteo, el primero de ellos es el de ligamentos coplanares, donde el ligamento se encuentra en el mismo plano por el cual avanza la grieta y segundo consiste en un traslapamiento de ligamentos donde se dio un desarrollo de la grieta fuera de un mismo plano de avance, se ha demostrado que el primero de ellos tiene menor influencia que el segundo en el aumento de la resistencia a la rapidez de propagación de grietas.

4.2. Matriz metálica: el aluminio ASTM 1050 y la aleación de aluminio ASTM 356.

El aluminio y sus aleaciones son ampliamente usados en la ingeniería debido a sus propiedades físicas, mecánicas, abundancia y su facilidad para ser reutilizado. Su baja densidad de aproximadamente un tercio de la del acero, su resistencia a la corrosión y su relación resistencia/peso lo hacen idóneo para la industria naval y aeroespacial. Sin embargo, sus propiedades mecánicas son diversas y dependen en gran medida de los elementos de aleación y tratamiento térmico que se le dé al material. En algunos casos sus propiedades mecánicas compiten con las que poseen los aceros especializados. Sin embargo en algunas propiedades como la resistencia al desgaste o resistencia a altas temperaturas, los aceros y las aleaciones ferrosas son superiores. Es por esta razón que se justifica el uso de aleaciones de aluminio, como matiz, mezcladas con elementos reforzantes, cerámicos, mejorando así sus propiedades térmicas y mecánicas principalmente.

Dentro del campo de la metalurgia en concreto para el aluminio existen diversas formas de nomenclatura e identificación de aleaciones y sus respectivos temples. En este caso en particular se usará el sistema de aleaciones y temples establecidos por las Asociación América del Aluminio (AA), este sistema es uno de los más utilizados por los productores de aluminio en el mundo y por la ASM. En este sistema las dos aleaciones utilizadas como matriz metálica corresponden a una aleación 1050 y a una aleación 356, la primera de ellas se puede categoriza como una aleación de forja y la segunda como una aleación de fundición.

El término aleación de forja es aplicable a las aleaciones producidas en forma de lingote o palanquilla que subsecuentemente son trabajadas por algún proceso de deformación como extrusión, laminado, forja, embutido profundo, entre otros, para generar productos semi-terminados de los cuales, productos finales son posteriormente obtenidos [38].

Se designa como aleación de fundición a aquellas que son empleadas para ser fundidas y coladas, obteniéndose productos terminados o muy cerca de estarlo, que por lo general no son sometidos a otros procesos de deformación severa.

Las nomenclaturas de las aleaciones de forja (4 dígitos) y aleaciones de fundición (3 dígitos) se muestran en la tabla 3.

Se considera aluminio comercialmente puro si su composición química tiene entre 99.500-99.700% de aluminio puro, los grados de pureza dependen del número de nueves que tenga después del punto decimal. En el caso de la aleación1050, se tiene un 99.5% de pureza y su composición nominal se muestra en la tabla 4, sus principales aplicaciones consisten en tubos extruidos para equipos y contenedores de comida; para la industria química, cervecera y también en forma de polvo es usada en la industria pirotécnica.

La aleación 356 se cataloga dentro de las aleaciones que contienen principalmente aluminio-silicio-magnesio (Al-Si-Mg), sus propiedades de fundición, como la facilidad para ser colada son excelentes; así como también los son sus características de resistencia a la corrosión; debido al contenido de Si y Mg es una aleación susceptible de ser tratada térmicamente para mejorar sus propiedades mecánicas mediante la solución sólida y posterior precipitación de compuestos intermetálicos congruentes de siliciuro de magnesio Mg_2Si [39] (β)(tratamiento de envejecimiento), esto hace que el uso de esta aleación sea atractivo para componentes de maquinaria militar , aeroespacial y automotriz [38].

Tabla 3. *Nomenclatura de aleaciones de aluminio bajo el sistema de la asociación de aluminio de aleaciones y temples* [38].

Aleaciones de forja	
Aleación	Elementos de aleación principal
1xxx	Al puro principalmente
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y Silicio
7xxx	Zinc
8xxx	Otros elementos (Sn, Fe, etc.)
9xxx	Sin asignación
Aleaciones de fundición	
1xx.x	Aluminio puro (99% o más)
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio+ Cobre y/o Magnesio
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin uso comercial
7xx.x	Zinc
8xx.x	Estaño
9xx.x	Otros elementos

Tabla 4. *Composición química nominal de las aleaciones ASTM 1050 y ASTM 356* [39].

Aleación	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%V	%Ti	otros elementos	%Al
1050	0.25	0.4	0.05	0.05	0.217	0.05	0.05	0.003	0.003	99.5
356	6.5-7.5	0.6	0.25	0.35	0.20-0.45	0.35	…	0.25	0.005	balance

Tabla 5. *Principales propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones ASTM 1050 y 356* [39].

Propiedad	Aleación	
	1050	356
Densidad (g/cm^3)	2.705	2.685
Temperatura liquidus [°C]	657	615
Temperatura solidus [°C]	646	555
Coeficiente de expansión térmica (CET) (20-100°C) [µm/m.K]	23.6	21.5
Calor especifico [J/kg.K]	900	963
Conductividad térmica [W/m.K]	231	155
Dureza [HB]	19	45
Módulo elástico [GPa]	69	72.4
Resistencia a la tensión [MPa]	76	180
Resistencia a la cedencia [MPa]	28	125
Elongación [%]	39	5

4.3. El Carburo de silicio.

El SiC fue descubierto accidentalmente en 1891 por Edward G. Acheson, asistente de Thomas Edison, durante la experimentación para la obtención de diamantes sintéticos. Acheson pensó que se trataba de un compuesto formado por carbono y alúmina presente en la arcilla, por ello lo llamo carborundum. Acheson fue el primero en sintetizarlo haciendo pasar una corriente eléctrica a través de una mezcla de carbón y arcilla. Hoy en día todavía se produce mediante reacción en estado sólido entre SiO_2 y coque petróleo (C) a altas temperaturas en un horno de arco eléctrico, llevándose a cabo la siguiente reacción química:

$$SiO_{2(s)} + 3C_{(s)} \rightarrow SiC_{(s)} + 2CO_{(g)} \quad \textbf{(61)}$$

En décadas pasadas la lista de cerámicos industriales consistía en alúmina y otros óxidos, en años recientes ha habido fuertes demandas para usar materiales cerámicos como materiales estructurales en lugar de los metales y sus aleaciones, usados en ambientes extremos, consecuentemente nuevos cerámicos como nitruros, carburos y otros materiales con enlaces covalentes han recibido una gran atención debido a sus características únicas.

Dentro del sistema Si-C el único compuesto que se forma en estado condensado es el SiC. Existen aproximadamente 250 poliformas de SiC, algunas de estas se presentan en forma amorfa en capas delgadas y fibras, mientras que el resto forman una gran familia de estructuras cristalinas parecidas, llamadas politipos que son idénticos en dos dimensiones pero difieren en la tercera [40], sin embargo, solo unos pocos son usados comúnmente. Todas las estructuras pueden ser visualizadas partiendo de una capa de tetraedros, en los cuales cada átomo de silicio esta enlazado tetraédricamente con cuatro átomos de carbono, y cada átomo de carbono esta enlazado con otros cuatro átomos de silicio, como se ve en la figura 8. La diferencia que hay en los politipos existentes son las secuencias de orientación y apilamiento de estas capas de tetraedros, las capas de tetraedros sucesivas se pueden apilar únicamente en una o dos orientaciones, pero con muchas combinaciones posibles de secuencias, cada una de ellas representa un politipo cristalino diferente.

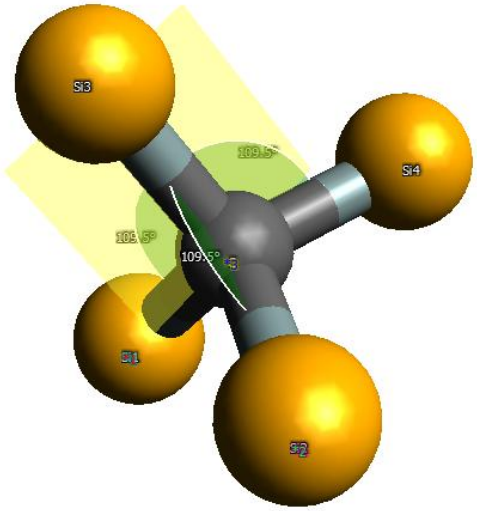
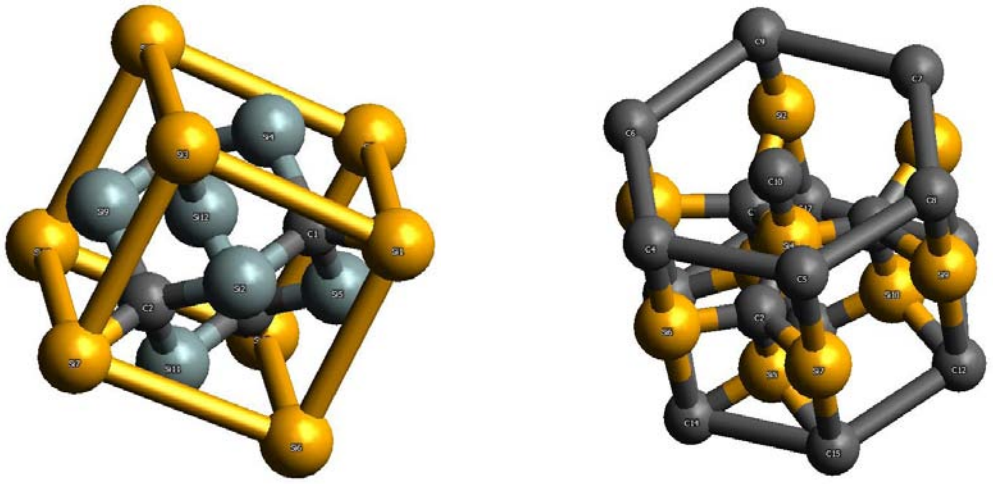


Figura 8. *Esquema del tetraedro formado por el enlace Si-C en el carburo de silicio. Figura creada con el software Avogadro ® v1.1.1.*

Un sistema común de nomenclatura usado para describir los diferentes politipos cristalinos asigna un número correspondiente con el número de capas, celda unitaria seguida de una letra sufijo refiriendo el sistema cristalino; “C” para los cúbicos, “R” para los romboédricos y “H” para los hexagonales. Los politipos más comunes son 3C, 4H, 6H, 15R y 9T. El cubico 3C es comúnmente referido como β-SiC, el cual presenta una estructura cristalina parecida a la del diamante, mientras que todos los otros politipos son referidos como α-SiC. El α-SiC es

principalmente 6H, que es la estructura de wurtsita, hexagonal. La trasformación de fase ocurre de β-SiC a α-SiC al calentarse.



(a) **(b)**

Figura 9. *Esquemas de la celda cubica y hexagonal de los politipos de SiC más comunes. (a) Estructura cubica β-SiC y (b) estructura hexagonal α-SiC. Figuras creadas en el software Avogadro ®.*

Bajo la presión atmosférica el SiC no se funde al calentarse a altas temperaturas en lugar de ello se sublima y/o se disocia. Sin embargo, se ha reportado una fusión incongruente del SiC a 2829°C bajo una presión mayor a 500 psi de Ar y también es posible que suceda cuando se calienta rápidamente en un horno de arco eléctrico a presión atmosférica. El carburo de silicio es considerado uno de los pocos cerámicos ligeros unidos covalentemente, la densidad teórica de β-SiC es de solo 3.210 g/cm^3 y el α-SiC (6H) es de 3.208 g/cm^3. Combinando su ligereza y su alta covalencia con otras propiedades, como su bajo coeficiente de expansión térmico y su alta conducción térmica, resistencia y dureza, hacen del SiC un cerámico prometedor para reemplazar metales, aleaciones y cerámicos enlazados iónicamente convencionales.

Las formas más comunes del SiC incluyen polvo, monocristales y fibras largas y cortas. Existen diversos métodos para producir el SiC, dependiendo en la forma deseada del producto y su aplicación. La pureza del producto impone ciertas restricciones en la selección del método de producción.

Los polvos de SiC son producidos predominantemente por el método de Acheson cuando una mezcla reactiva de coque petróleo verde y arena es calentada a 2500°C usando dos electrodos grandes de grafito. Debido a las altas temperaturas, el método de Acheson da como producto el α-SiC (H o R), el SiC producto es una masa sólida, la cual es triturada y cribada para ser clasificada en

diferentes tamaños para producir las granulometrías comerciales de SiC. Para producir polvos ultrafinos el producto más fino producido por el método de Acheson es molido por varios días y después es tratado con ácido para remover las partículas metálicas. Los polvos finos también pueden ser producidos usando una mezcla de polvos finos de sílice y carbono que reaccionan a bajas temperaturas y periodos cortos para posteriormente ser enfriados rápidamente, para prevenir el crecimiento del grano, aunque el producto sigue siendo un aglomerado de SiC este es molido para romper los aglomerados y reducir el tamaño de partícula a un tamaño nanométrico. Los polvos de SiO_2 pueden ser remplazados por polvo de SiO, este polvo cuando se mezcla con carbono de escala nanométrica y es calentado a temperaturas moderadas, se produce polvo de SiC nanocristalino con un tamaño de partícula entre 20-100 nm.

Las fibras de SiC son producidas por medio de la pirolisis de polímeros orgánicos de silicio, como los policarbosilanos que son comercialmente viables. Brevemente el proceso consiste hilar el carbosilano a aproximadamente 300°C, separando las fibras con una oxidación térmica entre 110-220°C para posteriormente ser horneádas a 1000-1500°C bajo el flujo de un gas inerte. Las fibras de Nicalon son conocidas por sus excelentes propiedades mecánicas cuando son usados como reforzante en los compuestos de matriz cerámica (CMC); una de las desventajas las fibras de Nicalon ha sido su alto contenido de oxígeno y carbono libre, los cuales limitan su aplicación a altas temperaturas, sin embargo se ha reducido el contenido de oxigeno con las fibras Hi-Nicalon. Otro método para producir fibras de SiC es mediante el método de CVD,en este proceso el SiC es depositado desde una fase gaseosa en un alambre de tungsteno usado como sustrato, las fibras producidas por este método son más resistentes y tienen una mayor estabilidad térmica debido a su alta estequiometria y pureza.

Las fibras cortas de SiC, que son similares a monocristales, son producidos usando diferentes métodos, incluyendo el calentamiento de cascaras de arroz coquizadas, reacción de silanos, reacción de SiO_2 y C y la sublimación de polvos de SiC. En algunos casos un tercer elemento es adicionado para actuar como catalizador y facilitar la precipitación de los cristales de SiC. En este arreglo el mecanismo para el crecimiento de la fibra corta es llamado mecanismo vapor-liquido-sólido (VLS). Las fibras cortas de SiC tienen un diámetro del orden de micras y crecen varios cientos de micras de largo. Por otra parte, este proceso VLS desarrollado por el Laboratorio Nacional de los Alamos, para el desarrollo de fibras cortas de gran diámetro y longitud no resulta viable debido a la baja eficiencia de producción. Actualmente las fibras cortas comercialmente disponibles son producidas mediante el proceso de cascarilla de arroz en donde el crecimiento de la fibra corta se da por un mecanismo VLS debido a la ausencia de un

catalizador; ya que poseen excelentes propiedades mecánicas, las fibras cortas de SiC son deseables de forma importante como agente reforzante en compuestos de matriz metálica y cerámica que son utilizados en aplicaciones estructurales donde la tenacidad a la fractura y la resistencia son significativamente mejoradas.

4.3.1. Oxidación térmica del SiC.

Por lo general el SiC presenta una excelente resistencia a la oxidación a más de 1650°C. Sin embargo, la resistencia la oxidación depende en buena medida de en la cantidad de porosidad abierta; del tamaño de partícula, lo cual determina el área expuesta al oxígeno y de la presión parcial de oxígeno. Este último aspecto regula el tipo de oxidación que sufrirá el SiC a altas temperaturas. Se puede presentar una oxidación activa, de acuerdo con la siguiente reacción, cuando la presión de oxigeno es menor a 1 bar.

$$SiC_{(s)} + O_{2_{(g)}} \rightarrow SiO_{(g)} + CO_{(g)} \quad \textbf{(62)}$$

La evaporación del SiO después de su formación, da como efecto una pérdida de peso.

Cuando la presión de oxigeno es cercana a un bar se lleva a cabo la siguiente reacción, que corresponde a la oxidación pasiva.

$$2SiC_{(s)} + 3O_{2_{(g)}} \rightarrow 2SiO_{2_{(s)}} + 2CO_{(g)} \quad \textbf{(63)}$$

El SiO_2 formado durante la oxidación pasiva se deposita sobre la superficie del SiC manifestándose un incremento en peso. Este SiO_2 protege el SiC de una severa oxidación a temperaturas mayores. En base a la teoría de Turkdogan y la siguiente ecuación, desarrollada por Harder *et al.* se puede calcular la presión parcial de O_2 para que el proceso de oxidación pase de activo a pasivo.

$$P_{O_2}^{pasivo-activo} = \frac{\alpha P(SiO)}{2h} \cdot \sqrt{\frac{RT}{2\pi M}} \quad \textbf{(64)}$$

Donde α es el coeficiente de evaporación, M es el peso molecular del SiO_2, R es la constante universal de los gases, T es la temperatura absoluta y h es el coeficiente de transferencia de masa. El valor del coeficiente de evaporación toma valores de $8.5x10^{-4}$ y $5.4x10^{-4}$ para las reacciones SiC/SiO_2 y $SiC\text{-}C\text{-}SiO_2$ respectivamente.

El tamaño de la partícula también tiene un papel importante en el proceso de oxidación térmica ya que entre más grande el área expuesta más grande será la

rapidez de oxidación. Cinéticamente el SiC es estable arriba de los 1000°C. En el rango de 1000°C-1150°C, la oxidación superficial es termodinámicamente favorecida y por ello se da como resultado la rápida formación de una ligera capa de sílice SiO_2. Por arriba de los 1150°C el espesor y densificación de la capa de SiO_2 limitan la difusión del oxígeno, lo que resulta una disminución en la rapidez de oxidación, por lo que un mecanismo de pasivación prevalece. Entre factores que afectan la estabilidad e integridad de la capa protectora de SiO_2 se encuentra la presencia de impurezas en los materiales, estas impurezas tienden a disminuir la viscosidad de la capa de SiO_2, por ello se incrementa la movilidad de los agentes oxidantes. Por encima de los 1650°C las reacciones ente la capa de SiO_2 y el sustrato de SiC son evidentes, dando como resultado la formación de SiO volátil y CO gaseoso. Estos productos gaseosos rompen la capa de SiO_2, abriendo nuevos canales para la difusión del O_2, por lo que la oxidación continúa de forma activa en donde la capa es débil y porosa. La presencia de vapor de agua en la atmósfera oxidante también produce porosidad en la capa de SiO_2, lo que aumenta la rapidez de oxidación del SiC. En general, la rapidez más baja de oxidación del SiC se da en aire seco y se incrementa con presiones parciales altas de gases de O_2, CO_2 y H_2O.

4.3.2. Propiedades físicas y mecánicas del SiC.

En la siguiente tabla se enlistan algunas de las propiedades más destacables del carburo de silicio.

Tabla 6. *Principales propiedades físicas y mecánicas del carburo de silicio* [40].

Propiedad	SiC
Densidad (g/cm3)	3.2
Coeficiente de expansión térmica (CET) (20-100°C) [µm/m.K]	3.7
Calor especifico [J/kg.k]	640
Conductividad térmica [W/m.K]	290
Dureza HK (100g)	500
Tenacidad a la fractura [$MPa.m^{1/2}$)	6-10
Modulo elástico GPA	407

5. Metodología

Dentro de la metodología empleada para la obtención del material compuesto aquí estudiado, primero se realizó una caracterización sencilla de los componentes a ser empleados, matriz y agentes reforzantes. Posteriormente, se realizó un tratamiento térmico a las partículas de SiC posteriormente se planeó el diseño de experimentos y se pesaron previamente los elementos a ser utilizados en el proceso de fundición. Se obtuvieron probetas que fueron maquinadas para la aplicación de las pruebas mecánicas de tensión, tensión con muesca y microdureza. Terminados los ensayos mecánicos se prepararon las muestras para ser analizadas microestructuralmente usando microscopía electrónica de barrido y microscopia óptica.

5.1. Materias primas usadas y su caracterización.

Como punto de partida se realizó la caracterización del carburo de silicio, para dos granulometrías diferentes, malla 320 y malla 400, compradas al distribuidor de abrasivos David Lack S.A. de C.V. Se utilizaron dos técnicas diferentes, la primera de ellas consistió en el análisis geométrico y de tamaño de partícula por medio de microscopia electrónica de barrido, usando un microscopio marca Philips modelo XL20 equipado con análisis EDX del laboratorio M. en I. Sara Mercedes Cerrud Sánchez, situado en el Anexo de la Facultad de Ingeniería de la UNAM. Las muestras en forma de polvo fueron colocadas en el porta muestras y fijadas mediante un adhesivo conductor.

La segunda técnica de caracterización se hizo mediante difracción de rayos X, para lo cual se empleó un difractómetro de rayos X marca Siemens modelo D5000 con un generador Kristalloflex 710, del laboratorio de materiales cerámicos de la FES-Cuautitlán Campo 1. La preparación de las muestras de polvo de SiC consistió en realizar una pulverización más fina, usando un mortero para posteriormente hacer una compactación en un dispositivo porta-muestras propio del equipo.

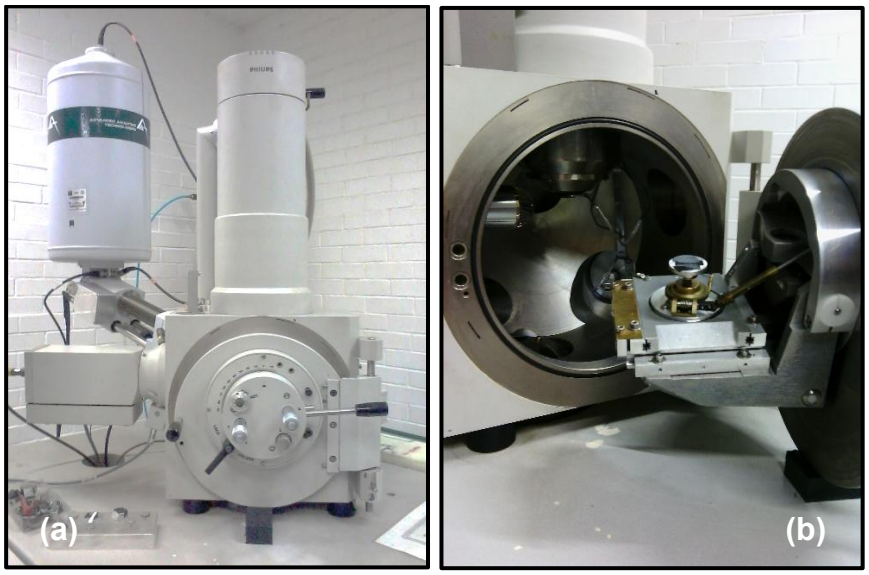


Figura 10. *(a) Microscopio electrónico de barrido Philips XL20. (b) Platina y cámara del vacío del MEB con SiC polvo de antes de ser analizado.*

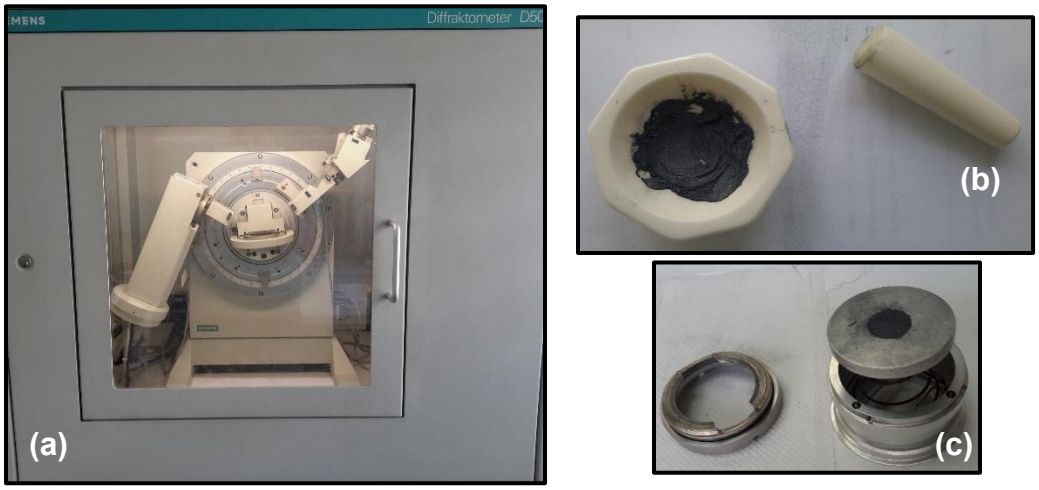


Figura 11. *(a) Difractómetro de rayos X, Siemens D5000. (b) Mortero de ágata para pulverización de muestras. (c)Muestra de SiC en dispositivo porta muestras del difractómetro.*

A continuación, se muestran los resultados de la caracterización del carburo de silicio usado como agente reforzante en los compuestos obtenidos:

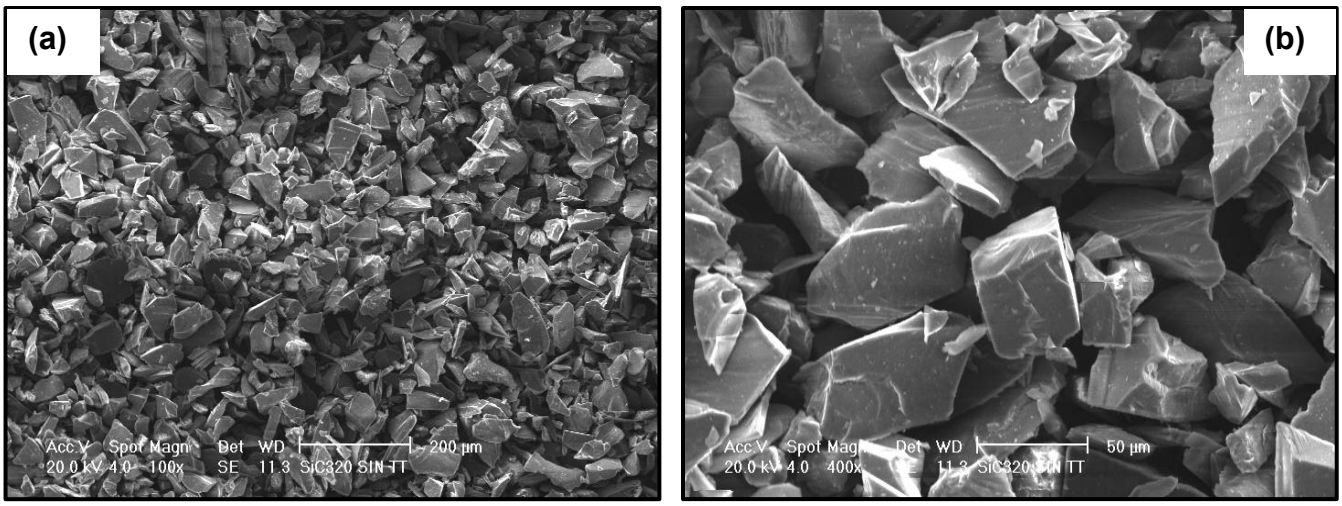


Figura 12. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC malla 320. Se aprecia una morfología irregular de las partículas de SiC. (a) 100x. (b) 400x.*

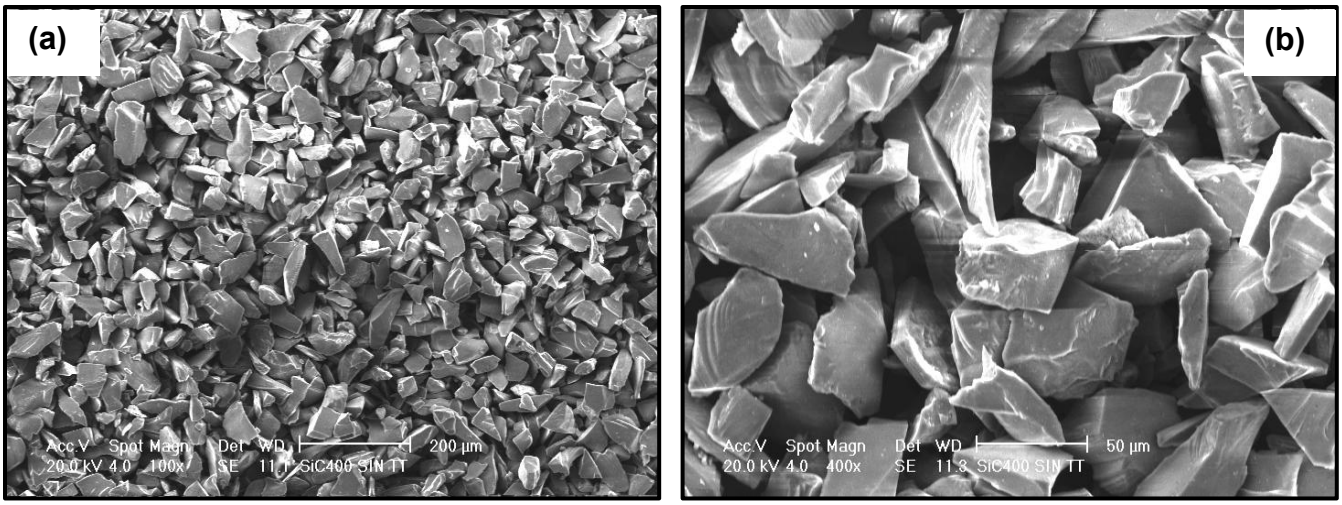


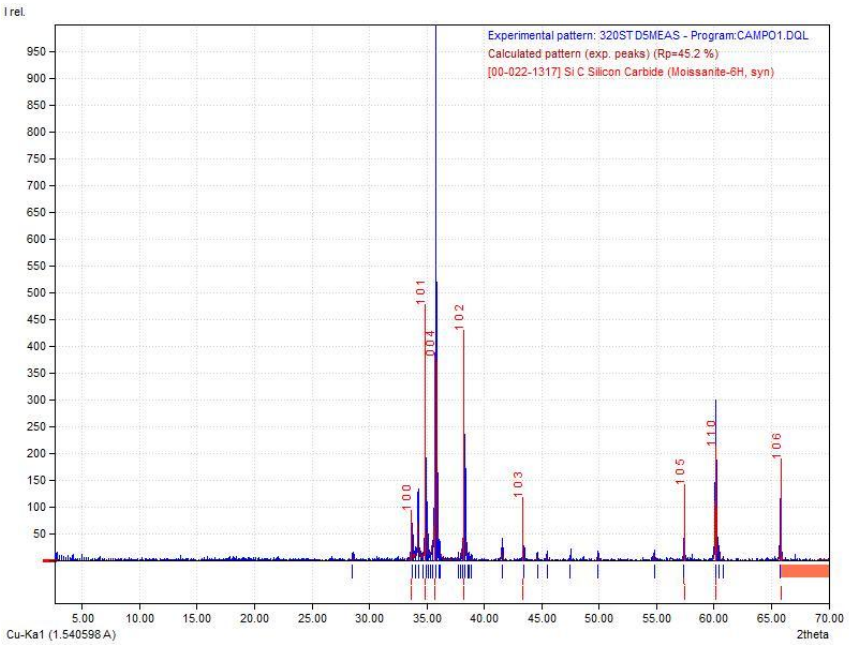
Figura 13. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC malla 400. Se aprecia una morfología irregular de las partículas de SiC. (a) 100x. (b) 400x.*

El tamaño de partículas fue determinado usando un método análogo al de determinación de tamaño de grano ASTM en materiales metálicos norma ASTM E112 por medio del método de intersección lineal. Los resultados mostrados en la tabla 7 corresponden a los tamaños de partículas promedio calculados para cada una de las granulometrías de SiC utilizadas:

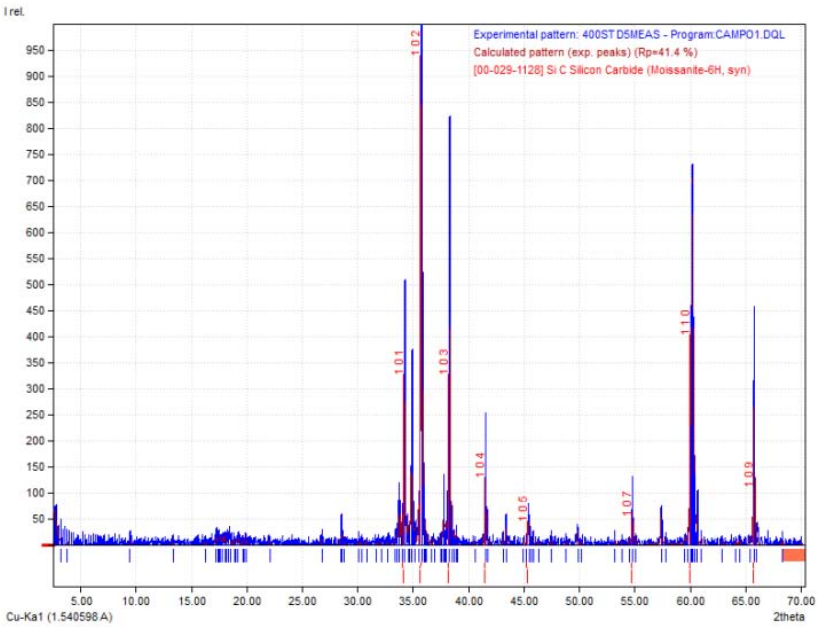
Tabla 7. *Tamaño de partícula calculado en base al método de intersección lineal.*

Malla	Tamaño partícula [µm]
320	24.4
400	19.5

Mediante la comparación de los difractogramas experimentales con los de la base de datos de la JCPDS-ICDD, se determinó que el tipo de carburo de silicio usado tienes una mayor similitud con el politipo 6H (SiC-α) con una pureza comercial (conteniendo algunos contaminantes) siendo ligeramente más puro el de malla 400.



← **Figura 14.** *Difractograma del carburo de silicio (malla 320) en condición de recibido, coincide con el politipo 6H de pureza comercial.*



→**Figura 15.** *Difractograma del carburo de silicio (malla 400) en condición de recibido, coincide con el politipo 6H pureza comercial.*

Los materiales metálicos usados como matriz, fueron caracterizados por medio de un espectrómetro óptico marca GNR modelo S4-Solaris CCDNF, perteneciente a la empresa DYNACAST Internacional. Los resultados de ambas matrices se presentan en la tabla 8.

Figura 16. *Espectrómetro de emisión óptica GNR Óptica modelo S4 Solaris CCDNF.*

Tabla 8. *Composición química porcentual de las aleaciones empleadas como matriz.*

Elemento	356	Al
%Si	5.817	0.081
%Fe	0.287	0.342
%Cu	0.024	<0.001
%Mn	0.196	0.114
%Mg	0.217	0.001
%Cr	0.004	<0.001
%Zn	0.027	0.123
%Ni	<0.005	<0.005
%Ti	0.012	0.008
%V	0.019	0.01
%Co	<0.010	<0.010
%Ca	<0.005	<0.005
%Be	<0.001	<0.001
%Pb	<0.001	<0.010
%Sn	0.002	0.007
%Sr	<0.001	<0.001
%Bi	<0.010	<0.010
%Ag	<0.005	<0.005
%Sb	<0.030	<0.030
%Zr	0	0
%Al	93.381	99.308

Ambas aleaciones fueron compradas como aleación 356 y aluminio comercialmente puro, en forma de lingotes, al distribuidor Metales Águila, S.A. de C.V.

5.2. Oxidación térmica de las partículas de SiC.

Como ya se presentó en la sección 4.3.1, el objetivo de realizar la oxidación térmica del SiC tiene como objeto la formación de una capa exterior de SiO_2 que retarda la descomposición del SiC y la formación de Al_4C_3 por las temperaturas de procesamiento del compuesto.

La oxidación se realizó colocando dentro de una mufla marca Lindberg modelo 51891, 200 g de SiC sobre un sustrato cerámico a base de SiO_2. Se realizó un calentamiento escalonado hasta alcanzar la temperatura de 1000°C, aproximadamente dos horas en calentamiento, una vez alcanzada la temperatura se dio un tiempo de permanencia de dos horas, posteriormente apagando la mufla y dejando que se enfriara hasta el otro día. Después del tratamiento se observó un cambio en la coloración del SiC siendo más obscuro. Este proceso fue aplicado para ambas granulometrías de SiC. Posterior al proceso de oxidación, el SiC tratado fue caracterizado mediante microscopia electrónica de barrido y difracción de rayos X.

Figura 17. *Oxidación térmica del SiC. (a) Mufla Lindberg 51891 donde fue realizada la oxidación. (b) Sustrato con SiC después de la oxidación térmica. (c) A la izquierda SiC con Tratamiento térmico y a la derecha SiC sin tratamiento térmico.*

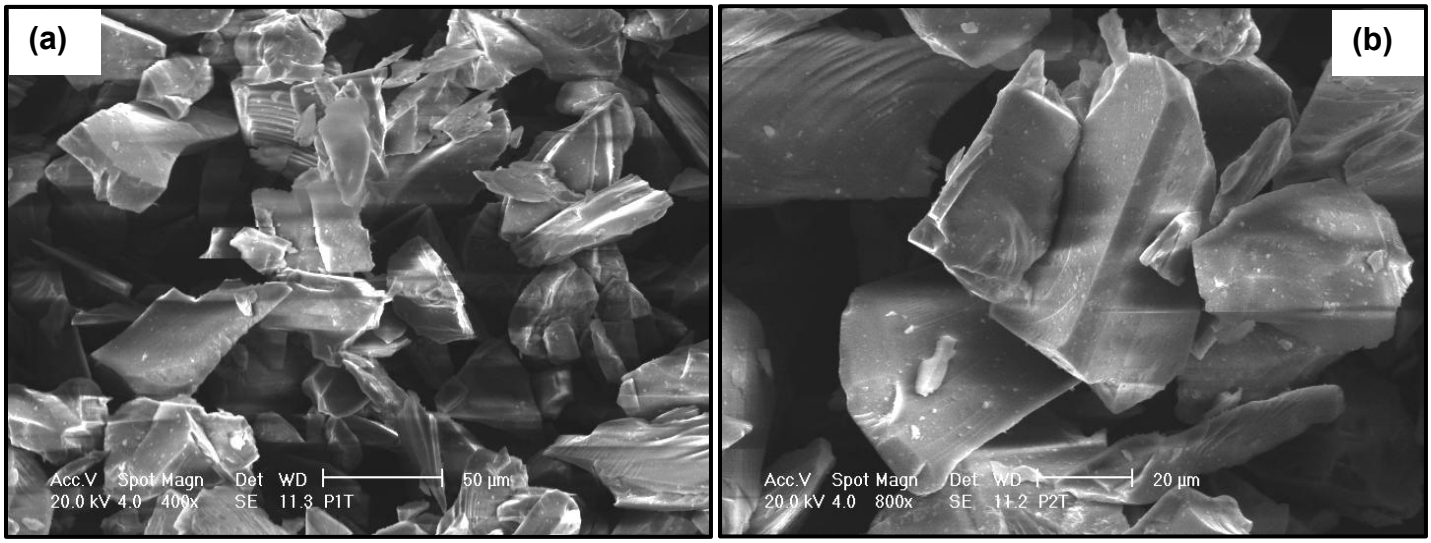


Figura 18. *Fotomicrografías obtenidas por MEB del SiC después del tratamiento térmico de oxidación. Se aprecia un incremento en la irregularidad morfológica de partículas de SiC, zonas más facetadas. (a) 400x. (b) 800x.*

Del análisis por difracción de rayos X se obtuvieron los siguientes difractogramas para cada una de las granulometrías:

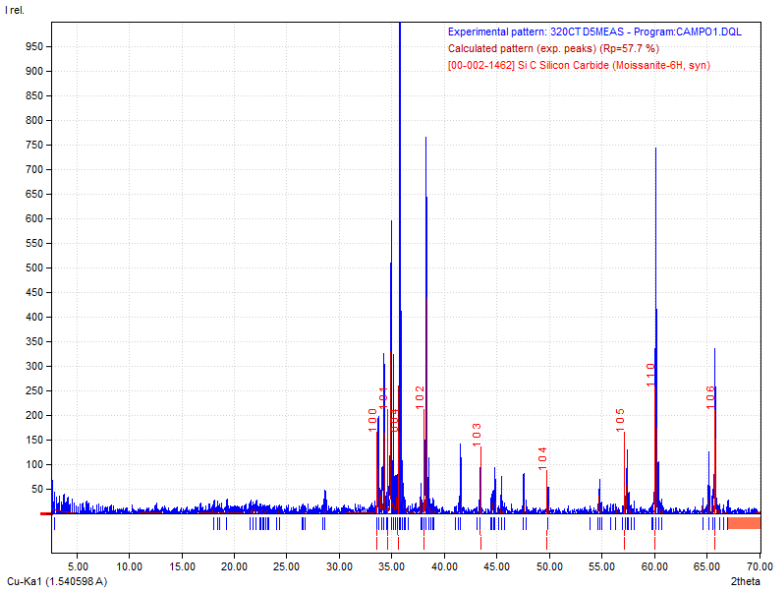


Figura 19. *Difractograma del carburo de silicio (malla 320) después de la oxidación térmica a 1000°C por dos horas. Se observa un ligero crecimiento de los picos situados cerca de 35, 60 y 65 (2θ) en comparación con la figura 14.*

Mediante comparación ente los difractogramas mostrados en la figura 14 y la figura 19 se confirma que el tratamiento térmico tuvo un efecto positivo sobre las

partículas correspondientes a la malla 320 (~24µm), ya que se mejoró la pureza (mediante la calcinación de contaminantes) y se promovió en cierto grado la oxidación (crecimiento de los picos), sin embargo no fue posible registrar la formación de SiO_2, por lo que se tendría que aumentar el tiempo de permanencia a 1000°C o saturar la atmósfera con O_2 para promover una mayor formación de SiO_2 en la superficie de las partículas de SiC. De forma similar mediante la comparación de las figuras 15 y 20 se puede observar que el tratamiento térmico no tuvo un efecto importante sobre las partículas de SiC malla 400 (~19µm) ya que no hay cambios relevantes en comparación con lo sucedido en las partículas correspondiente a la malla 320.

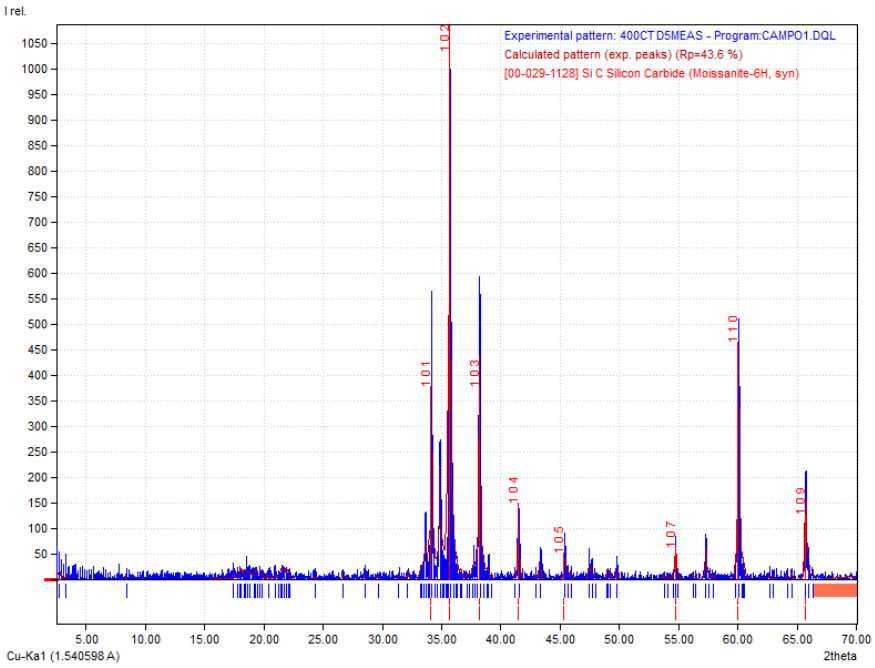


Figura 20. *Difractograma del carburo de silicio (malla 400) después de la oxidación térmica a 1000°C por dos horas. No se observan cambios relevantes en comparación con la figura 15.*

Después de la oxidación térmica, las partículas fueron guardadas en bolsas de plástico y almacenadas en un desecador hasta el momento de ser pesadas en función del diseño de experimentos.

5.3. Diseño de experimentos.

En la tabla 9 se muestra el diseño de experimentos que se empleó en la presente investigación. Así mismo se presenta la nomenclatura que se asignó a cada una de las probetas obtenidas en función de la aleación base, granulometría de SiC empleada, temperatura de precalentamiento del molde y el tipo de prueba a la cual fue sometida.

Tabla 9. *Diseño de experimentos y nomenclatura de probetas.*

#ID. Probeta	Tipo de probeta	Composición *	Prueba**
6.0	Testigo 356	356-PCM 60°C	Tensión
6.1		356-PCM 200°C	Tensión
6.2		356-PCM 350°C	Tensión
6.3		356-PCM 60°C	T.Fractura
6.4		356-PCM 200°C	T.Fractura
8.0	Experimentos con matriz de aleación 356	356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 200°C	Tensión
8.1		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 200°C	Tensión
8.2		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
8.3		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
9.0		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 60°C***	Tensión
9.1		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 60°C	Tensión
9.2		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
9.3		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
10.0		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 200°C	Tensión
10.1		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 200°C	Tensión
10.2		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
10.3		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
11.0		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 60°C	Tensión
11.1		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 60°C	Tensión
11.2		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
11.3		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
12.0		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 350°C	Tensión
12.1		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 350°C	Tensión
12.2		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
12.3		356-12%SiC 320 tt-2%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
13.0		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 350°C	Tensión
13.1		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 350°C	Tensión
13.2		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
13.3		356-12%SiC 400 tt-2%Mg-PCM 350°C	T.Fractura

**Los porcentajes de composición corresponden a porcentaje peso y las siglas PCM significan Precalentamiento del Molde, la "tt" indica que el carburo de silicio cuenta con tratamiento térmico.*

*** Tensión corresponde a ensayo de tensión pura en base a la norma ASTM E8 y T.Fractura corresponde a la prueba de tenacidad a la fractura por el método de tensión con muesca a 60°.*

Continuación Tabla 9

# ID Probeta	Tipo de probeta	Composición*	Prueba**
14.0	Experimentos con matriz de aluminio puro	1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 60°C	Tensión
14.1		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 60°C	Tensión
14.2		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
14.3		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
15.0		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 60°C	Tensión
15.1		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 60°C	Tensión
15.2		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
15.3		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 60°C	T.Fractura
16.0		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 200°C	Tensión
16.1		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 200°C	Tensión
16.2		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
16.3		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
17.0		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 200°C	Tensión
17.1		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 200°C	Tensión
17.2		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
17.3		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 200°C	T.Fractura
18.0		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 350°C	Tensión
18.1		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 350°C	Tensión
18.2		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
18.3		1050-12%SiC 400 tt-3%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
19.0		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 350°C	Tensión
19.1		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 350°C	Tensión
19.2		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
19.3		1050-12%SiC 320 tt-3%Mg-PCM 350°C	T.Fractura
20.0	Testigo Al puro	1050-PCM 60°	T.Fractura
20.1		1050-PCM 200°	T.Fractura
20.2		1050-PCM 350°	T.Fractura
20.3		1050-PCM 60°	Tensión
20.4		1050-PCM 200°	Tensión
20.5		1050-PCM 350°	Tensión

**Los porcentajes de composición corresponden a porcentaje peso y las siglas PCM significan Precalentamiento del Molde, la "tt" indica que el carburo de silicio cuenta con tratamiento térmico.*

*** Tensión corresponde a ensayo de tensión pura en base a la norma ASTM E8 y T.Fractura corresponde a la prueba de tenacidad a la fractura por el método de tensión con muesca a 60°.*

Se realizaron un total de 14 experimentos, los cuales se identifican en función del número de serie que se muestra en la tabla 7 (celdas sombreadas). Siendo las series 6 y 20 las que corresponden a las muestras testigo, sin adición de Mg y sin adición de SiC. Se hace la aclaración de que la identificación empieza en la serie 6 seguida de la serie 8 y posteriormente en orden numérico ascendente dado que las series anteriores y la serie 7 fueron pruebas preliminares de la metodología a seguir. De cada uno de los experimentos correspondientes a las series (8 a 19) se obtuvieron 4 probetas, 2 fueron sometidas a prueba de tensión (tensión) y las otras dos fueron ensayadas en tensión con concentrador de esfuerzos para determinar la tenacidad a la fractura (T. Fractura). Para todos los experimentos la cantidad de SiC usada fue de 12% peso y se adicionó 2% peso de Mg como agente promotor de la mojabilidad.

5.4. Preparación del compuesto matriz metálica (CMM).

Siguiendo el diseño de experimentos de la tabla 9 se pesaron los componentes del compuesto, esto se hizo usando una balanza analítica marca Ohaus Pioneer modelo PA224C con una exactitud de 0.1 mg. En la tabla 10 se muestra un ejemplo de las cantidades de aleación matriz, Mg y SiC utilizado para dos experimentos**,** siguiendo esta metodología se calcularon y pesaron cada uno de los componentes para cada experimento.

Tabla 10: *Peso de los componentes del compuesto, en base a la tabla 9.*

Id. Experimento	Peso (aleación) [g]	Peso Mg [g]	Peso SiC [g]
10	220 (356)	4.4	26.4
15	205 (1050)	6.15	24.6

Después del pesaje de los componentes de los compuestos, se siguió una preparación aleatoria, con el fin de minimizar los efectos externos al experimento.

Para el proceso de fundición de la matriz metálica, adición y dispersión del SiC se utilizó un horno vertical de resistencias eléctricas con una capacidad de temperatura máxima de 1100°C, fabricado en la UNAM, el cual se muestra en figura 21.

Figura 21. *Horno vertical de resistencias eléctricas empleado para la fusión, incorporación y dispersión de las partículas de SiC.*

Para el precalentamiento de los herramentales de fundición y del molde de colada a 60°C y 200°C se usó una estufa eléctrica con un alcance de temperatura máxima de 300°C, figura 22 a y para el calentamiento del molde a 350°C y del SiC a 700°C se empleó un segundo horno de resistencias marca Kintel figura 22 b, con un alcance de temperatura máxima de 1100°C.

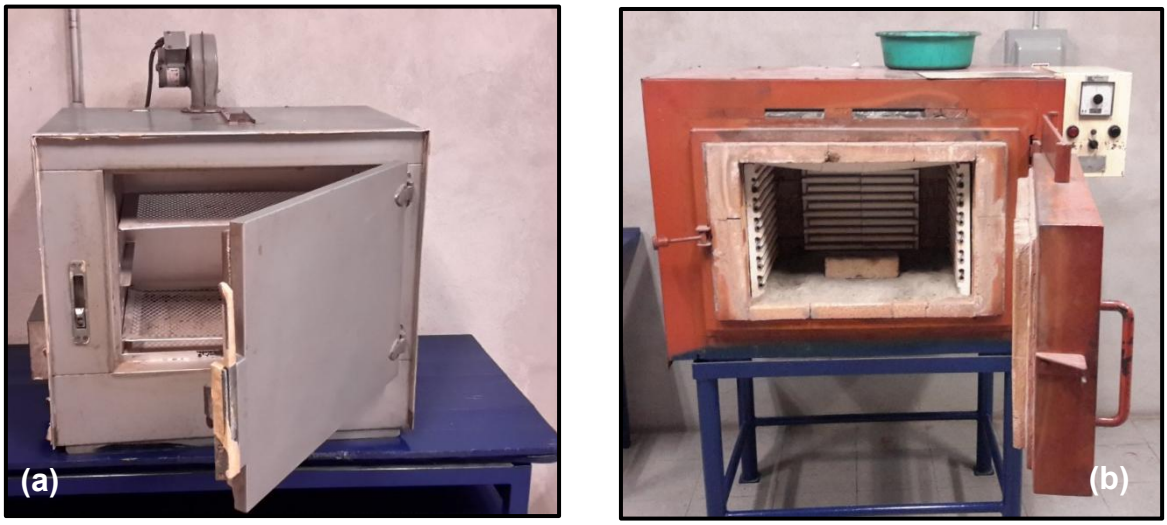


Figura 22: *Equipos secundarios de calentamiento. (a) Estufa eléctrica y (b) Horno de resistencias marca Kintel.*

Toda la operación de fundición e incorporación del SiC fue contenida en crisoles de grafito tipo A4, los cuales fueron previamente recubiertos con pasta de alúmina para evitar el deterioro del crisol y la contaminación del baño metálico con agentes exógenos, esta operación fue realizada antes de la obtención de cada una de las probetas. De forma similar los herramentales de fundición que constaron del agitador, la cuchara de fundición y el molde, fueron recubiertos con grafito en suspensión. Se calentaron previamente a una temperatura de 90°C, dentro de la estufa, para posteriormente sacarlos, recubrirlos con la pasta de grafito y volver a calentarlos para evaporar el exceso de agua, dejando así una capa de grafito uniforme que permite que el metal fluya de mejor forma, eficientemente dentro del molde y evita que aluminio se adhiera, facilitando su limpieza y su uso en repetidas coladas, de 2 a 3 veces antes de ser restituido.

Para la formación del vórtice y dispersión de las partículas se utilizó un agitador hecho de acero inoxidable 304, el cual fue acoplado a un motor eléctrico con una potencia de 550 W de 127V-60 Hz y una corriente de 6.4 A. En la figura 23 se observa el proceso de agitación de la mezcla Al-SiC y de la pieza obtenida con el molde de colada.

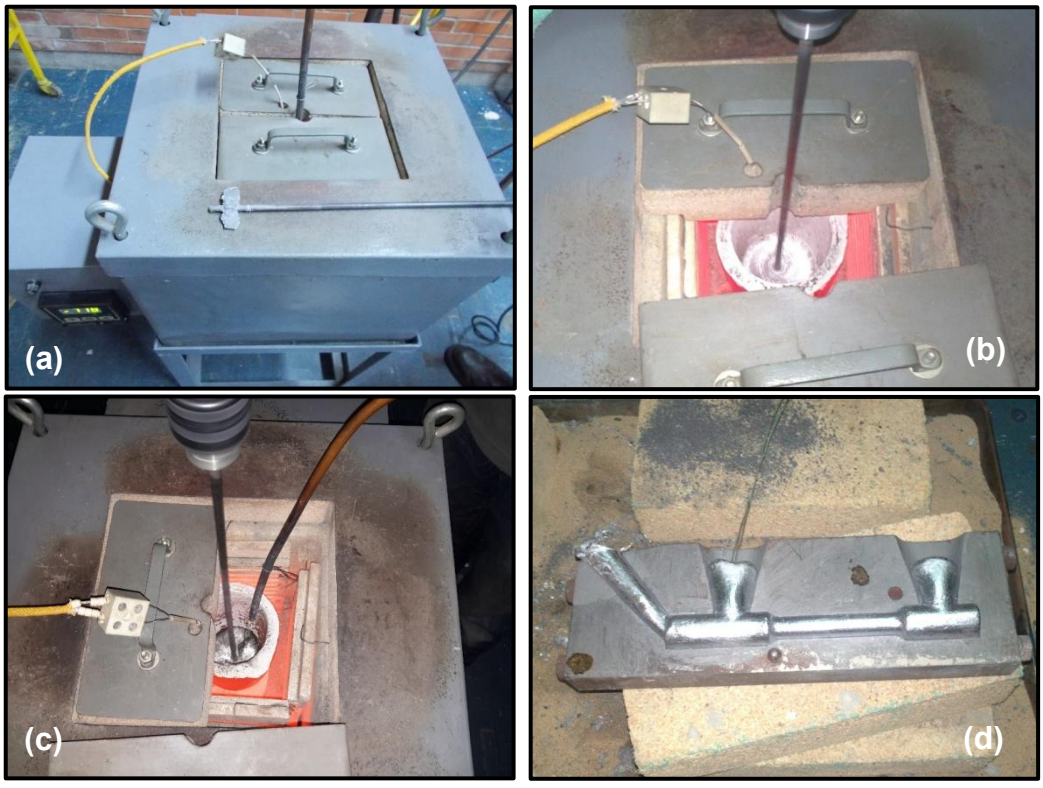


Figura 23. *Proceso de fundición y agitación para la obtención del CMM. (a) Horno cerrado y agitador de acero recubierto, (b) Vista del proceso de agitación sin protección de Ar, (c) Igual que (b) con protección de Ar, (d) Obtención de pieza solidificada en forma de probeta de tensión.*

Con el fin de resumir y facilitar el entendimiento de la metodología empleada para la obtención de los compuestos, se presenta en la figura 24, un diagrama de flujo del proceso de fabricación seguido. En el apéndice A se muestran los dibujos detallados del agitador y del molde colada. El molde utilizado ha sido usado en investigaciones anteriores y su diseño fue cuidadosamente formulado para disminuir la concentración de esfuerzos por Contracción durante la solidificación y el efecto de estos en las propiedades mecánicas evaluadas.

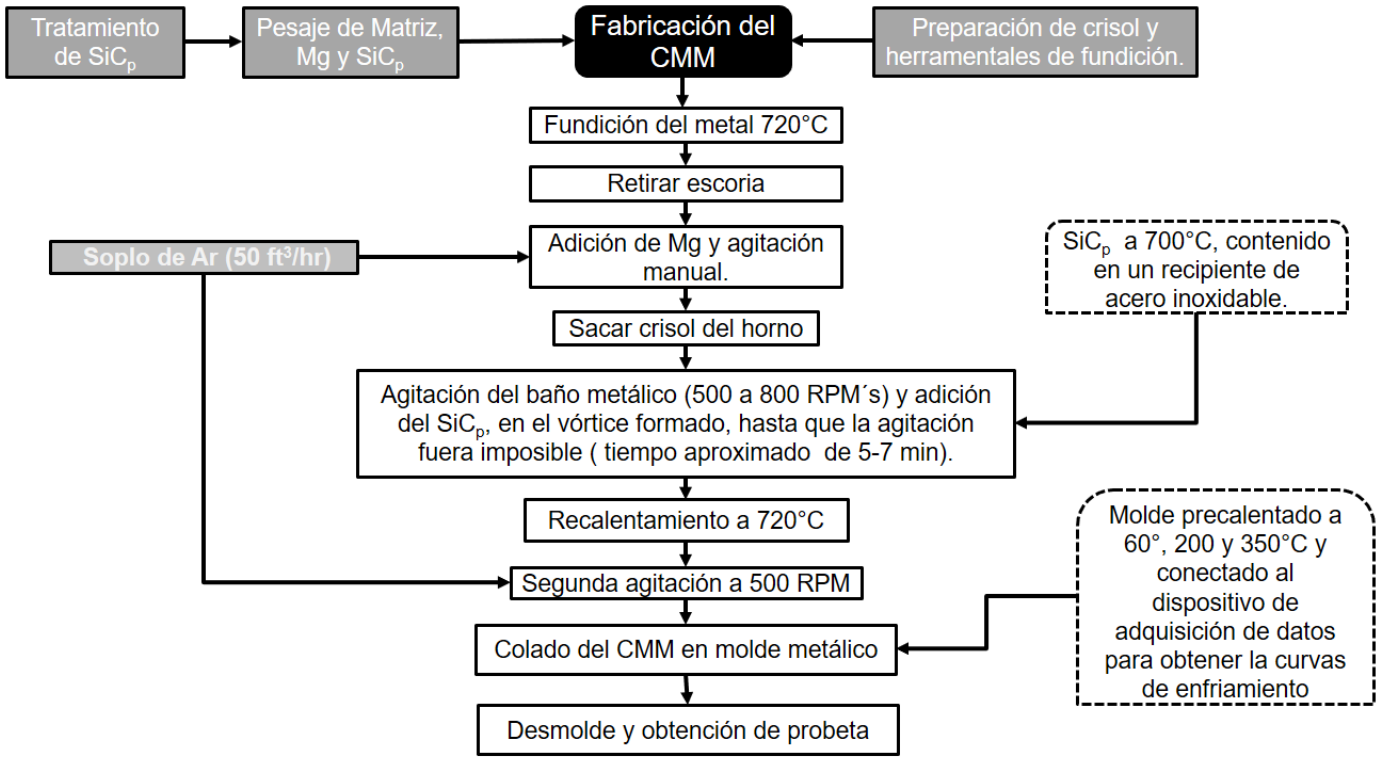


Figura 24. *Diagrama de flujo del proceso de fabricación seguido para la obtención de los CMM.*

5.5. Medición de los tiempos de solidificación.

La medición de los tiempos de solidificación tiene como objetivo determinar el efecto que tiene la adición de partículas y la temperatura de precalentamiento del molde en la rapidez de solidificación y así correlacionar la microestructura desarrollada con las propiedades mecánicas obtenidas, para lograr esto se realizó un montaje especial, mostrado en la figura 25. Se utilizaron termopares tipo K Cromel (Ni-Cr)- Alumel (Ni-Al), para el registro de temperaturas, los cuales fueron soldados por medio de TIG, en el LIME III, de la FES-Cuautitlán. El registro de datos temperatura-tiempo se realizó mediante una tarjeta de adquisición de datos, con una capacidad de hasta 8 canales análogos para termopares, marca

Measurement Computing (MC) modelo USB-TC, la cual cuenta con un software, DASY Lab ®, con el que se facilitó la obtención de las curvas de solidificación.

Es importante mencionar que el registro de las curvas de solidificación solamente se llevó a cabo en una sola probeta, de las 4 obtenidas en cada serie, es decir una curva por serie. El termopar dentro de un tubo de alúmina que sirve como aislante eléctrico y térmico, fue colocado en un solo punto del molde de colada, específicamente en la zona que actúa como mazarota, ver dibujo molde apéndice A, esto se homologó, colocando el termopar siempre en el centro geométrico de esta sección del molde figura 26, para garantizar esto se cortaron secciones de tubo aislante de 23 mm regulando así la profundidad. La distancia del termopar con las paredes del molde se fijó colocando el molde siempre en una posición específica, dejando el dispositivo siempre en la misma posición. Debido a que el termopar quedó dentro del metal solidificado, en cada experimento se tenía que colocar uno nuevo y acomodar nuevamente el molde y el dispositivo, esta es la justificación de que solo se obtuvieran curvas de enfriamiento para cada una de las series y no para cada probeta.

Figura 25. *Medición de tiempos de solidificación. (a) Arreglo para colocación de termopar y (b) dispositivo de adquisición de datos, tarjeta DAQ y computadora portátil.*

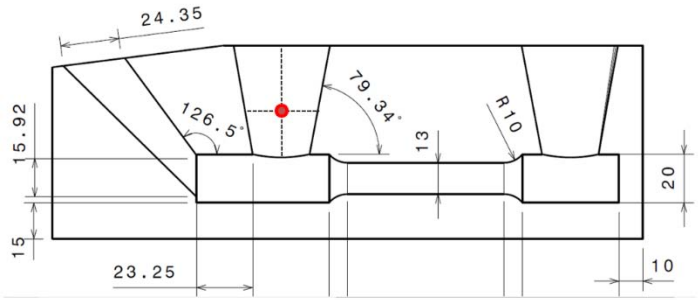


Figura 26. *Esquematización de la colocación del termopar dentro del molde de colada.*

La frecuencia de adquisición de datos fue programada a cada segundo durante un tiempo de 3 a 4 minutos. Posteriormente, el manejo de datos y obtención de graficas fuer realizado usando el software Origin Pro 2015 ®.

5.6. Preparación y maquinado de probetas para pruebas mecánicas.

Después de obtener las piezas como se mostró en la figura 23 d, se retiraron los canales de alimentación y las mazarotas, para posteriormente realizar operaciones de maquinado en un torno universal marca ROMI modelo S-20A, esto con el fin de retirar la pestaña de aluminio formada en la línea de bipartición del molde, los bordes del canal de alimentación y las mazarotas, asegurando con ello el buen agarre y alineación de las probetas en la máquina de tensión. El cilindrado y careado fue realizado con un buril de acero rápido con punta redonda para dar un acabado más liso.

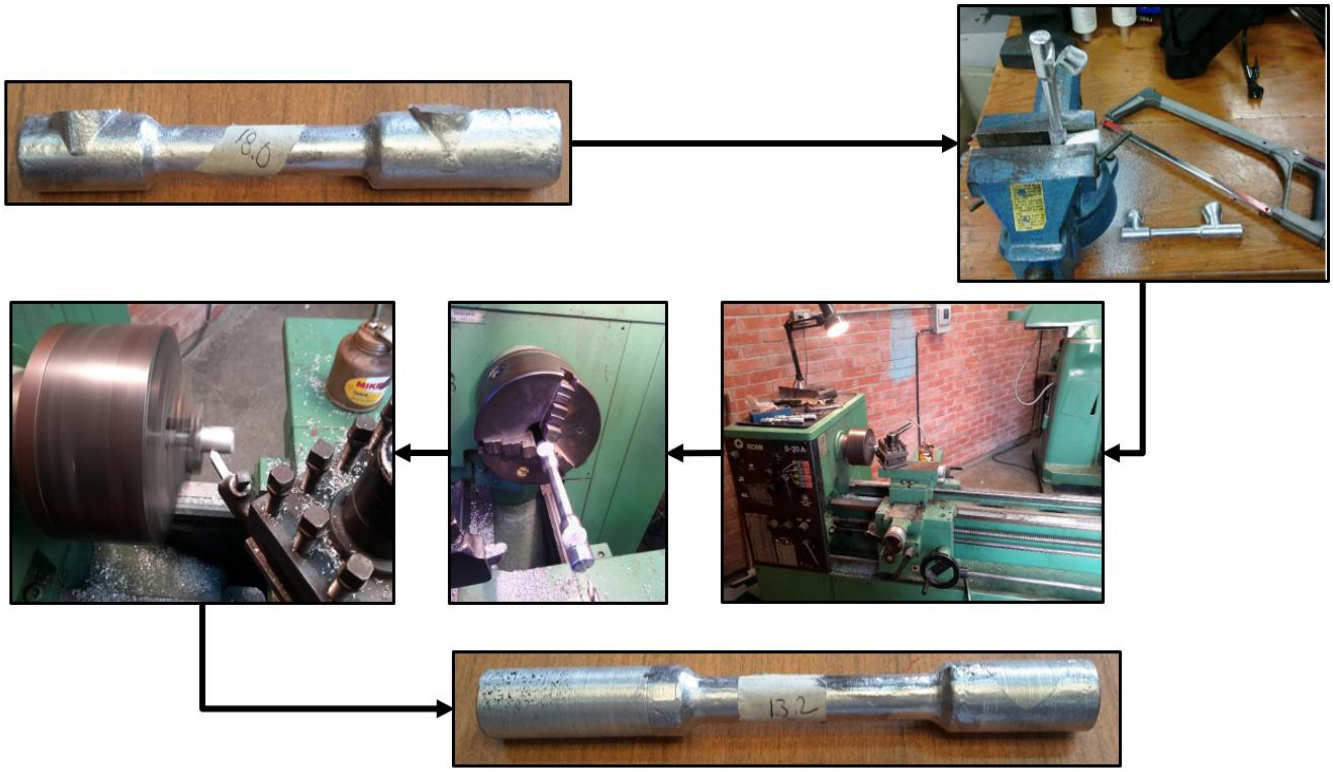


Figura 27. *Diagrama de operaciones de maquinado para la obtención de las probetas de tensión después del colado en el molde metálico.*

Operaciones similares fueron realizadas para las probetas de la prueba de tenacidad a la fractura en tensión, solo que en este caso se redujo aún más el diámetro de la zona de ensayo con el fin de obtener una mayor concentricidad en

la probeta y con ello maquinar el concentrador de esfuerzos de forma simétrica en el punto medio de la zona de ensayo de la probeta (ver apéndice A), limitando la acción de esfuerzos de corte que afectan el desempeño del material, el cual debe de estar sometido a un estado de tensión pura. Para el maquinado de la muesca a 60° se usó un buril con punta de carburo de tungsteno en forma de triángulo con un ángulo de 60° en la punta. Se dio una penetración de muesca de 3.0 mm en función del diámetro maquinado en la zona de prueba, el cual es denotado como D, por lo tanto, el diámetro en la zona de muesca es de $d_0 = D_0$-3mm.

Siguiendo estrictamente la metodología propuesta por Bayram *et al*. [26] para la obtención de la tenacidad a la fractura en este tipo de probetas, es necesario obtener diversos factores de corrección, uno de ellos corresponde al factor de falta de agudeza, α, donde $\alpha = p/d$, que es una relación entre el radio de curvatura de la punta de la mueca (p) y el diámetro de la probeta en la zona de la muesca (d). Ya que obtener de p, sin tener los instrumentos adecuados es complicado, se decidió medirlo de forma indirecta, esto se hizo tomando fotomicrografías de la punta del buril y de un patrón de distancias, con un microscopio óptico, para después realizar una comparación y obtener el radio de curvatura de la punta de la grieta, tal como se ve en la figura 28. El resultado fue p=0.110 mm.

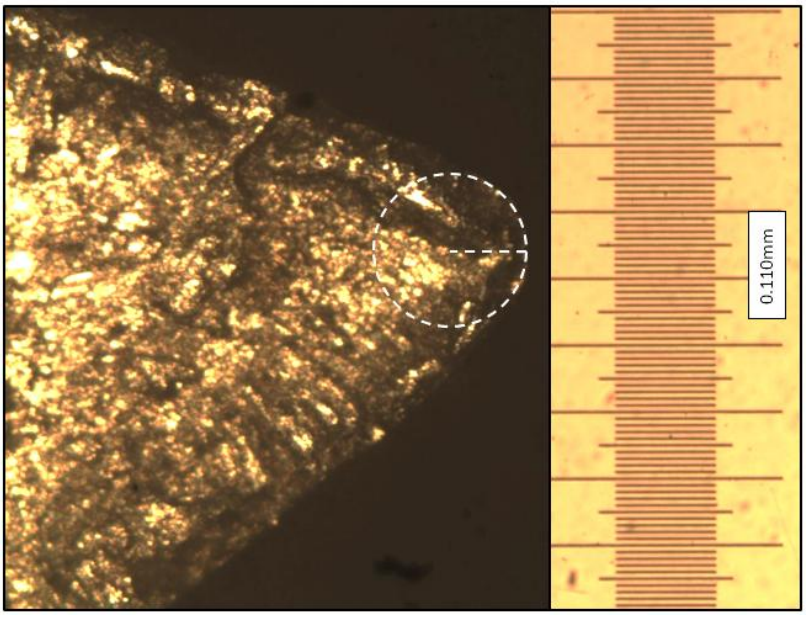


Figura 28. *Fotomicrografía obtenida por microscopia óptica, 50X. Medición indirecta del radio de curvatura de la punta de la muesca, en el lado derecho de la figura se muestra la escala objeto cuyas divisiones primarias corresponde a 0.1 mm o 100 µm.*

5.7. Pruebas de tensión y Tenacidad a la fractura.

Estos dos ensayos fueron realizados en una maquina universal de ensayos marca Instron modelo 600DX cuya capacidad de celda de carga es de 60,000 kgf. La velocidad de cabezal en todos los ensayos fue de 0.254 mm/min. La máquina estaba programada para arrojar un gráfico carga, en kgf, contra posición en mm, dicha posición corresponde al desplazamiento del cabezal móvil de la máquina. Debido a la falta de un extensómetro, para registrar las deformaciones a cada momento, se usó el método clásico de trazar dos puntos equidistantes a dos pulgadas (50.8 mm) en la zona de prueba de la probeta antes de ser tensionadas, después del ensayo se medió el desplazamiento de los dos puntos, con un vernier digital con una precisión de 0.01mm, esa diferencia fue tomada como la deformación total. En base a estos datos se calculó la deformación ingenieril. En el caso del esfuerzo ingenieril no hubo mayor problema, se realizaron los cálculos de esfuerzo ingenieril para reportar el esfuerzo en MPa. Para los cálculos se usaron las definiciones de esfuerzo y deformación ingenieriles.

$$s = \frac{P}{A_0} \tag{65}$$

Donde *S* es el esfuerzo ingenieril en MPa; *P* es la carga aplicada en N y A_0 es el área inicial en mm^2.

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} \tag{66}$$

Donde *e* es la deformación unitaria (ingenieril); Δl es el cambio longitudinal ($l-l_0$) y l_0 es la longitud inicial (50.8 mm).

Se realizaron ensayos de tensión y tensión con muesca (tenacidad a la fractura) para cada probeta de acuerdo con tabla 9. Todos los ensayos fueron llevados a cabo hasta la fractura del espécimen. Posterior a esto, se unieron ambos fragmentos para obtener las medidas de desplazamiento entre las marcas a 50.8 mm y así mismo se midió la reducción de área en la zona de fractura. En el caso de los especímenes de tenacidad a la fractura resulto imposible medir experimentalmente el diámetro inicial en la zona de muesca, debido a que el espesor de los pies de vernier es mayor a la apertura de la ranura, por lo que se consideró en diámetro en la muesca inicial teórico, d=D-3mm. La reducción de área después de la fractura se consideró despreciable, sin embargo, se llevó a cabo una medición del área de fractura mediante un analizador de imágenes acoplado a un estéreomicroscopio. La metodología seguida en estas pruebas se muestra gráficamente en la figura 29.

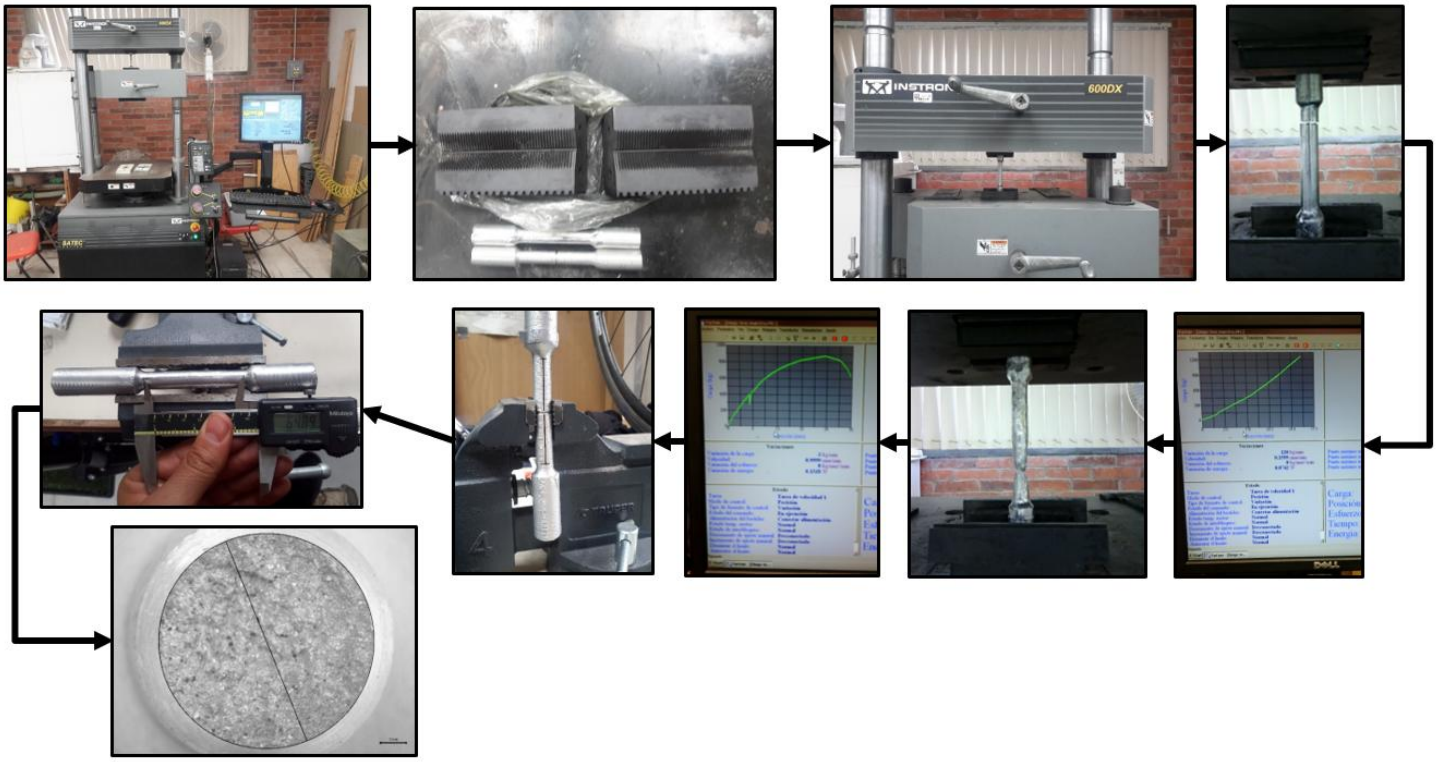


Figura 29. *Diagrama de la metodología seguida para la realización de pruebas de tensión y de tenacidad a la fractura.*

Para el cálculo de tenacidad a la fractura por medio del ensayo de tensión se siguió la metodología propuesta por **Bayram *et al*.** [26]. Una vez que se obtuvo la resistencia a la fractura con muesca (S_{NTS}) se procedió a usar las siguientes ecuaciones para la obtención del valor de tenacidad a la fractura, K_C. Los resultados obtenidos son presentados en la sección 6.3.

$$K_C = \frac{P_F}{D^{3/2}}\left[1.72\left(\frac{D}{d}\right) - 1.27\right] \quad \textbf{(67)}$$

Donde D y d son los diámetros en la sección sin muesca y en la sección con muesca respectivamente, P_F es la carga soportada al momento de la fractura.

$$K_c = 0.454\, S_{NTS} D^{1/2} \quad \textbf{(68)}$$

Donde S_{NTS} es la resistencia a la fractura en un espécimen con muesca.

En este trabajo se proponen dos ecuaciones para el cálculo del factor de concentración de esfuerzos debido al factor de agudeza y profundidad de la muesca, estos se denotan como k_{t1} y k_{t2}:

$$k_{t1} = \frac{2}{\sqrt{\pi\alpha}} \sqrt{\frac{8\pi\left[1-\left(\frac{d}{D}\right)^2\right]}{\left[5+3\left(1-\left(\frac{d}{D}\right)^2\right)\right]^2}} \quad \textbf{(69)}$$

$$k_{t2} = \sqrt{\frac{2}{\alpha}}\frac{1}{2}\left[1+\frac{1}{2}\frac{d}{D}+\frac{3}{8}\left(\frac{d}{D}\right)^2-0.363\left(\frac{d}{D}\right)^3+0.731\left(\frac{d}{D}\right)^4\right]\sqrt{1-\frac{d}{D}} \quad \textbf{(70)}$$

Donde α ya ha sido definido en la sección anterior. Antes de calcular los factores de corrección propuestos es necesario calcular el valor del factor de concentración esfuerzos, k_t, en la punta de una muesca aguda, esto se hace con la siguiente ecuación:

$$k_t = \frac{2K_I}{S\sqrt{\pi p}} \quad \textbf{(71)}$$

Donde *S* corresponde al esfuerzo de ruptura en un espécimen sin muesca, *p* es el radio de curvatura de la punta de la muesca y K_I corresponde al factor de intensidad de esfuerzos que es calculado mediante la siguiente expresión:

$$K_I = S\sqrt{\pi D}\ f\left(\frac{d}{D}\right) \quad \textbf{(72)}$$

Donde f(d/D) es una función adimensional en función de las dimensiones del espécimen, sin embargo, se ha encontrado soluciones adecuadas cuando se le asigna el valor de 0.233 cuando d/D tiene valores entre 0.48-0.86, lo cual cumple en todos los casos de la presente investigación.

Finalmente, los factores de corrección se denotan como C1 y C2 y se definen de la siguiente forma:

$$C_1 = \frac{k_{t1}}{k_t} \quad \textbf{(73)}$$

$$C_2 = \frac{k_{t2}}{k_t} \quad \textbf{(74)}$$

5.8. Preparación y análisis microscópico de las muestras.

El análisis microscópico de las muestras fue realizado usando microscopia electrónica de barrido (MEB) y microscopia óptica (MO). Las muestras después de ser ensayadas en tensión hasta la fractura y de su respectivo dimensionamiento, fueron aisladas de la intemperie en bolsas de plástico individualizadas dentro de un desecador para posteriormente ser secciónadas con el fin de extraer la zona de fractura para su observación en MEB. Debido a la alta demanda y costos del uso de equipo se limitaron el número de muestras observadas por esta técnica, sin embargo, se realizó una selección en función de los valores de resistencia obtenidos en las pruebas de tensión, seleccionando las que tuvieron una mayor resistencia, las que menos resistieron y las que presentaron valores intermedios de resistencia.

Los especímenes seleccionados fueron cortados mediante el uso de arco y segueta, evitando el calentamiento excesivo de las muestras, los cortes fueron realizados 1cm por debajo de la zona de fractura cuidando la zona de observación, figura 30. Después del corte, las muestras fueron limpiadas con acetona, secadas con aire caliente y aisladas en recipientes de plástico individuales.

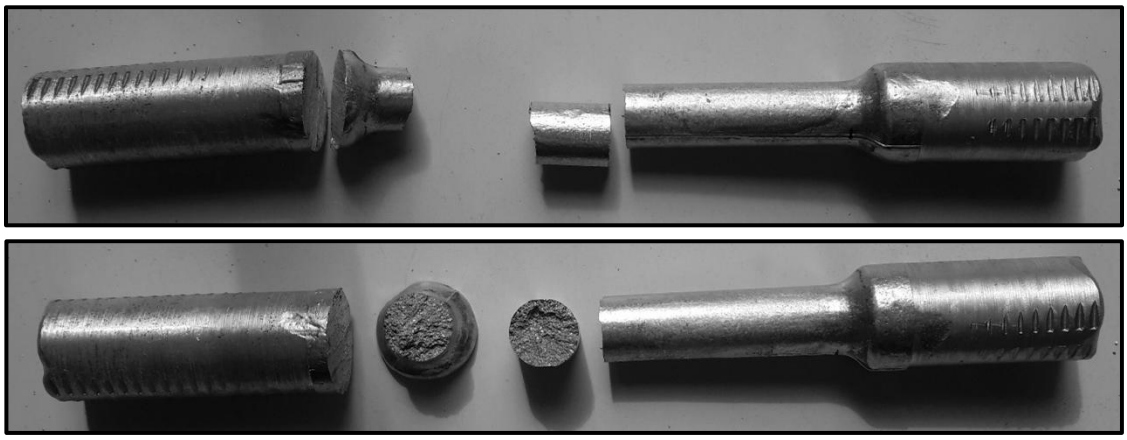


Figura 30. *Seccionamiento de probetas fracturadas para el análisis con MEB y MO.*

Posterior al análisis en el MEB, estas muestras en conjunto con otras muestras seleccionadas bajo el mismo criterio y para observar cuando menos una muestra de cada una de las series de la tabla 9, fueron preparadas metalográficamente para observar, por medio de MO los perfiles de fractura de los especímenes y con ello cuantificar la cantidad de partículas retenidas, su interacción mecánica en la fractura del material y la correlación microestructural matriz-partícula.

El proceso de metalografía consistió primeramente en el encapsulamiento de los cortes del espécimen, en resina epóxica endurecida con catalizadores. Después de realizó el desbaste grueso usando papel abrasivo de SiC de granulometría 120 y 240 solamente. Posteriormente, se utilizó un disco abrasivo de polvo de diamante marca Struers modelo MD-piano 1200 de 12”, esto con el fin de desbastar las partículas de SiC sin desprenderlas de la matriz; después de este proceso se realizó el pulido de los especímenes con un paño micropad y alúmina de 1 µm. El pulido se realizó manualmente a una velocidad de 400 RPM usando agua destilada como lubricante. Posteriormente los especímenes fueron lavados en chorro de agua, enjuagados con etanol y secados con aire caliente. Se realizó el ataque químico usando un reactivo de agua destilada con 0.5%vol. HF en todos los casos. Las observaciones fueron realizadas en un microscopio óptico marca Oympus modelo MG acoplado a una cámara digital marca AmScope modelo MU-300, la cual tiene una resolución de 3 megapíxeles y cuenta con un software de análisis de imágenes.

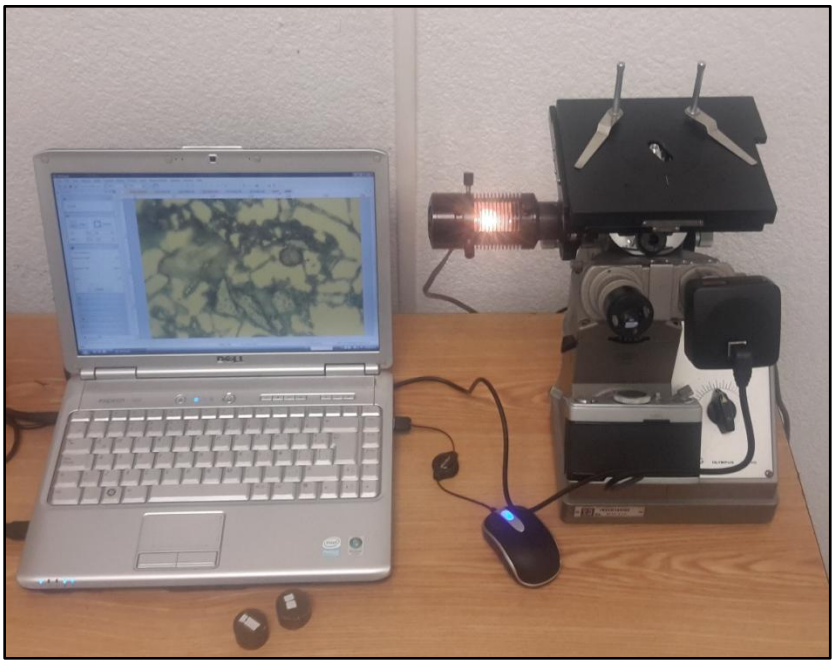


Figura 31. *Microscopio óptico Olympus MG con cámara digital y software AmScope 3.7.*

5.9. Ensayo de microdureza.

La evaluación de la dureza es un importante indicador del grado de reforzamiento en los materiales compuestos. Sin embargo, debido al tipo de compuesto; la geometría de las probetas y el tipo matrices metálicas empleadas, en especial el aluminio comercialmente puro, resulta complicado usar escalas de dureza más convencionales como dureza Rockwell o Brinell. Por esta razón se decidió hacer un análisis de microdureza. Para ello se utilizó un microdurómetro marca Wilson modelo Tukon 1102 con una capacidad de carga de 1000 gf. La microdureza seleccionada fue HV (dureza Vickers), 100g o bien HV0.1 (bajo la nomenclatura de la norma ASTM E384).

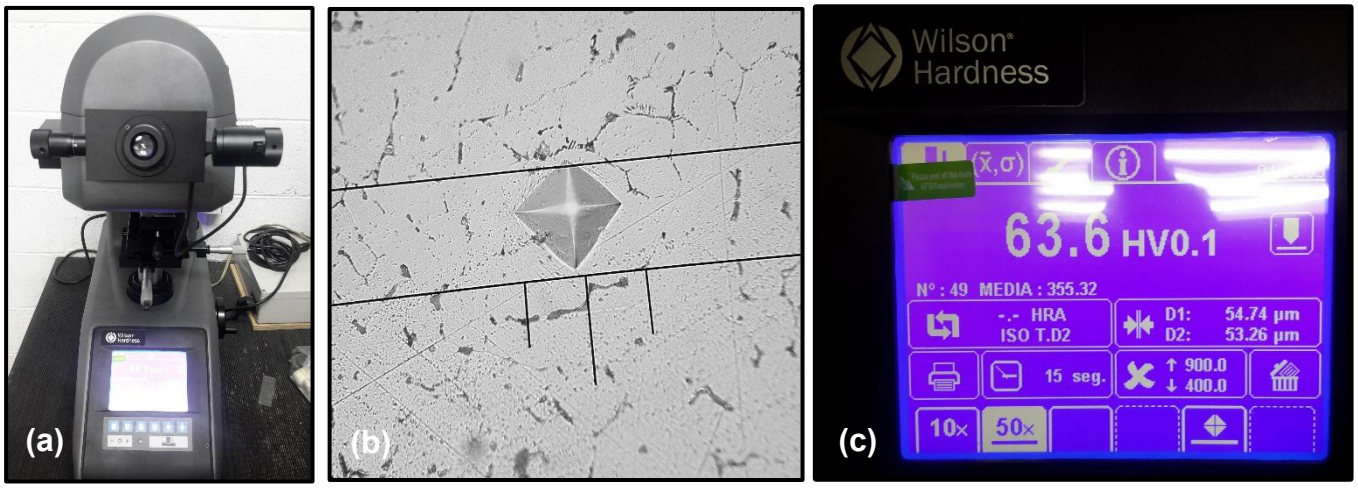


Figura 32. *Prueba de microdureza. (a) Micodurómetro; (b) Penetración Vickers y su medición; (c) Display del microdurómetro mostrando los parámetros del experimento y la dureza resultante en ese punto del material.*

Las pruebas de microdureza se realizaron en los mismos especímenes preparados metalográficamente para el estudio de microscopia óptica. Se realizaron tres penetraciones cerca de las partículas de SiC, las cuales fueron identificadas como durezas cerca del refuerzo y adicionalmente se realizaron tres penetraciones en donde no se observarán partículas de SiC, estas durezas se identificaron como dureza de la matriz (en el campo de observación). Posteriormente, se obtuvo el promedio aritmético y se reportó este valor como la dureza de la probeta evaluada.

6. Resultados, Análisis y Discusión.

En esta sección se presentan los resultados obtenidos del trabajo experimental realizado, también se integra el análisis y la discusión de los mismos.

6.1. Curvas y tiempos de solidificación.

A continuación, se presentan las curvas de solidificación obtenidas para cada una de las series experimentales de la tabla 9.

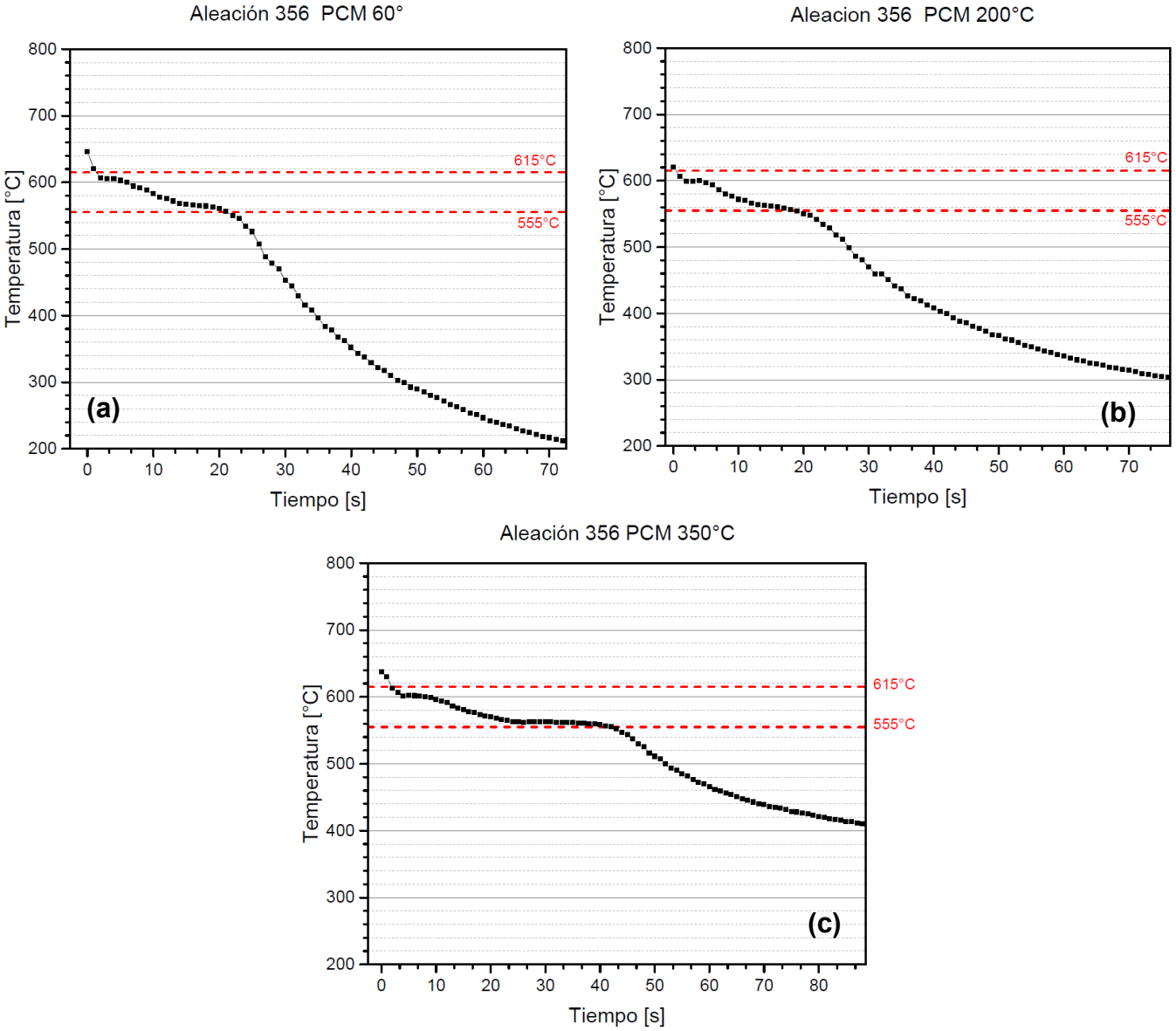


Figura 20. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 sin SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=19s; (b) 200°C t_s=20s y (c) 350°C t_s=38s.*

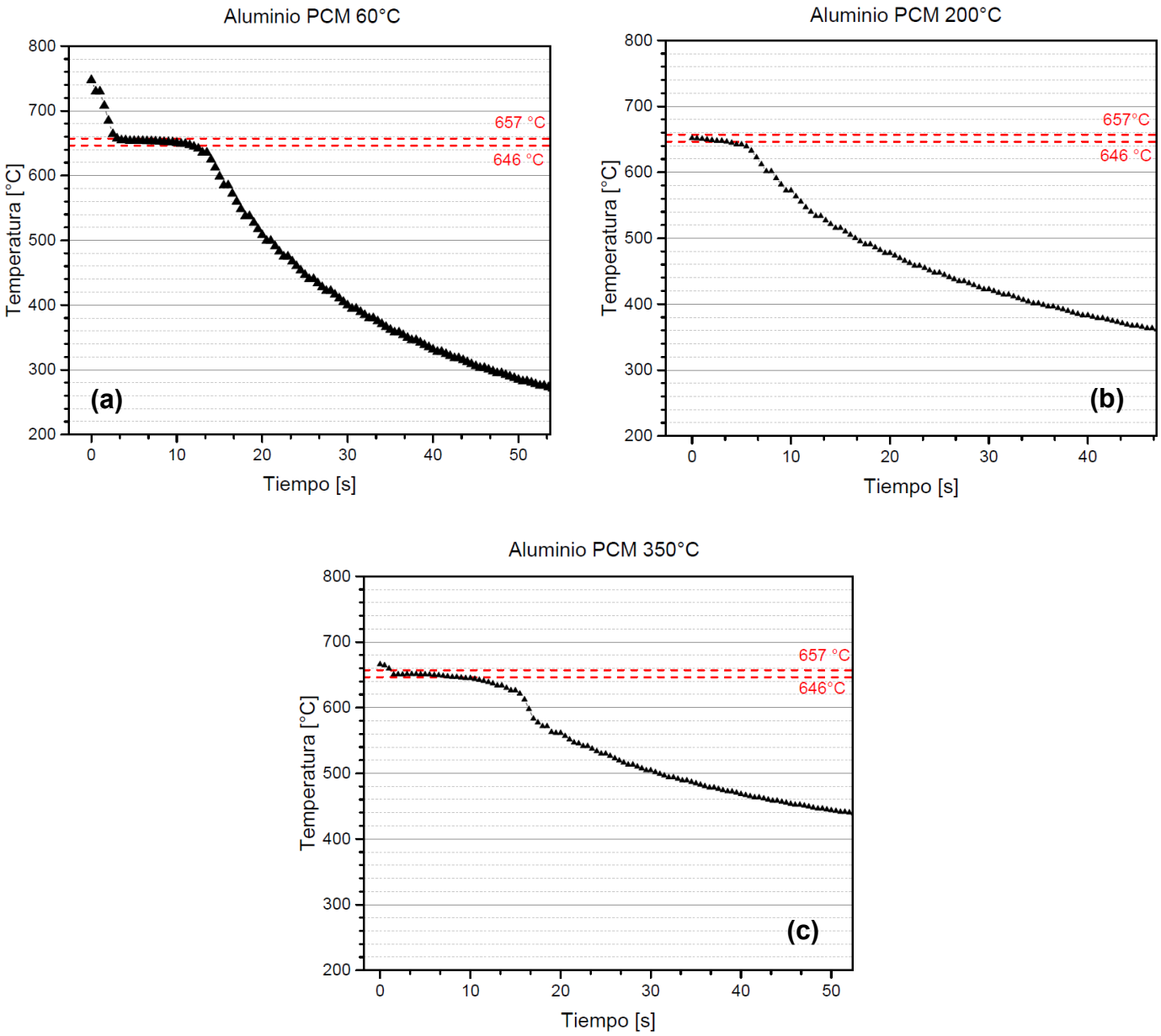


Figura 34. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para el aluminio comercialmente puro sin SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=8s; (b) 200°C t_s=7.5s y (c) 350°C t_s=11s.*

En las figuras 33 y 34 se observa una tendencia creciente en el tiempo de solidificación a medida que aumenta el tiempo de precalentamiento del molde. Para la aleación 356 los tiempos de solidificación son considerablemente mayores en comparación con la aleación 1050, esto se debe a que el intervalo de temperaturas de solidificación en la aleación 356 es más amplio. De la figura 33a y 33b se ve que la diferencia entre los tiempos de solidificación de 60° y 200°C es pequeña, 1s aproximadamente, por lo que el efecto del precalentamiento del

molde a estas dos temperaturas tiene poco efecto en la rapidez de solidificación. Para el caso de la aleación ASTM 1050 la determinación del tiempo de solidificación presentó ciertas irregularidades, una probable explicación es el no haber alcanzado la suficiente temperatura de sobrecalentamiento que sumado a la ubicación del punto de medición (termopar) figura 26, provoco que el metal, en algunos casos como por ejemplo, la figura 34b, llegara por debajo de los 720°C e incluso por debajo de la temperatura de inicio de solidificación, por lo cual fue imposible registrar el cambio de fase.

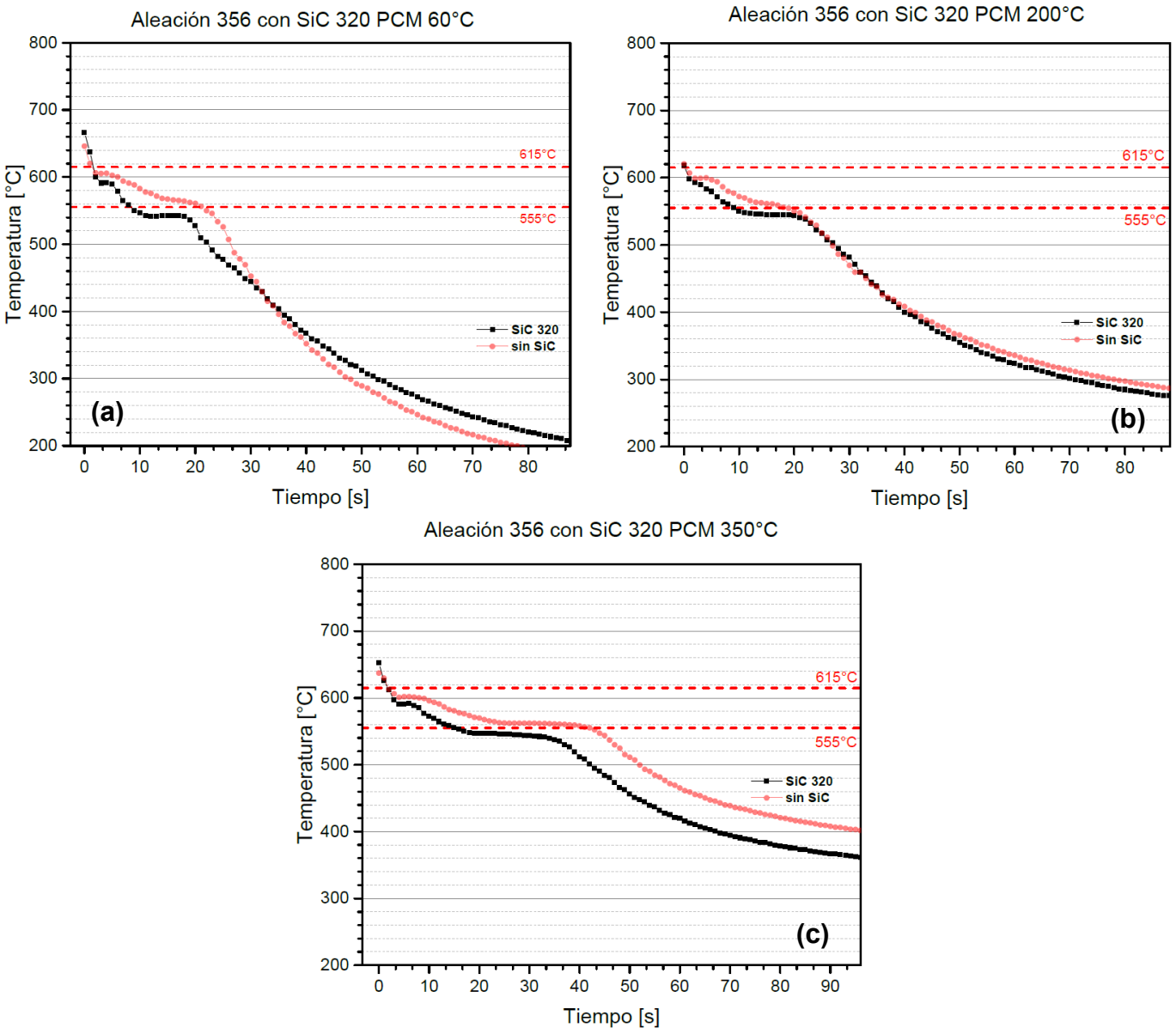


Figura 35. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 con SiC_p malla 320 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=15s; (b) 200°C t_s=21s y (c) 350°C t_s=30s.*

Comparando la figura 33 (rojo tenue) en la figura 35 se evidencia que hay cambios en las curvas de temperatura vs tiempo de enfriamiento, los cuales son atribuidos a la presencia de las partículas de SiC. En términos generales hay un abatimiento de las temperaturas de solidificación, esto se debe a la adicion del Mg el cual tiene un punto de fusion menor al del aluminio (650°C); ademas de que se aumenta el contenido de silicio en la masa líquida, como resultado de las reacciones de descomposicion de las partículas de SiC que se mostraron las sección 4.1.6.

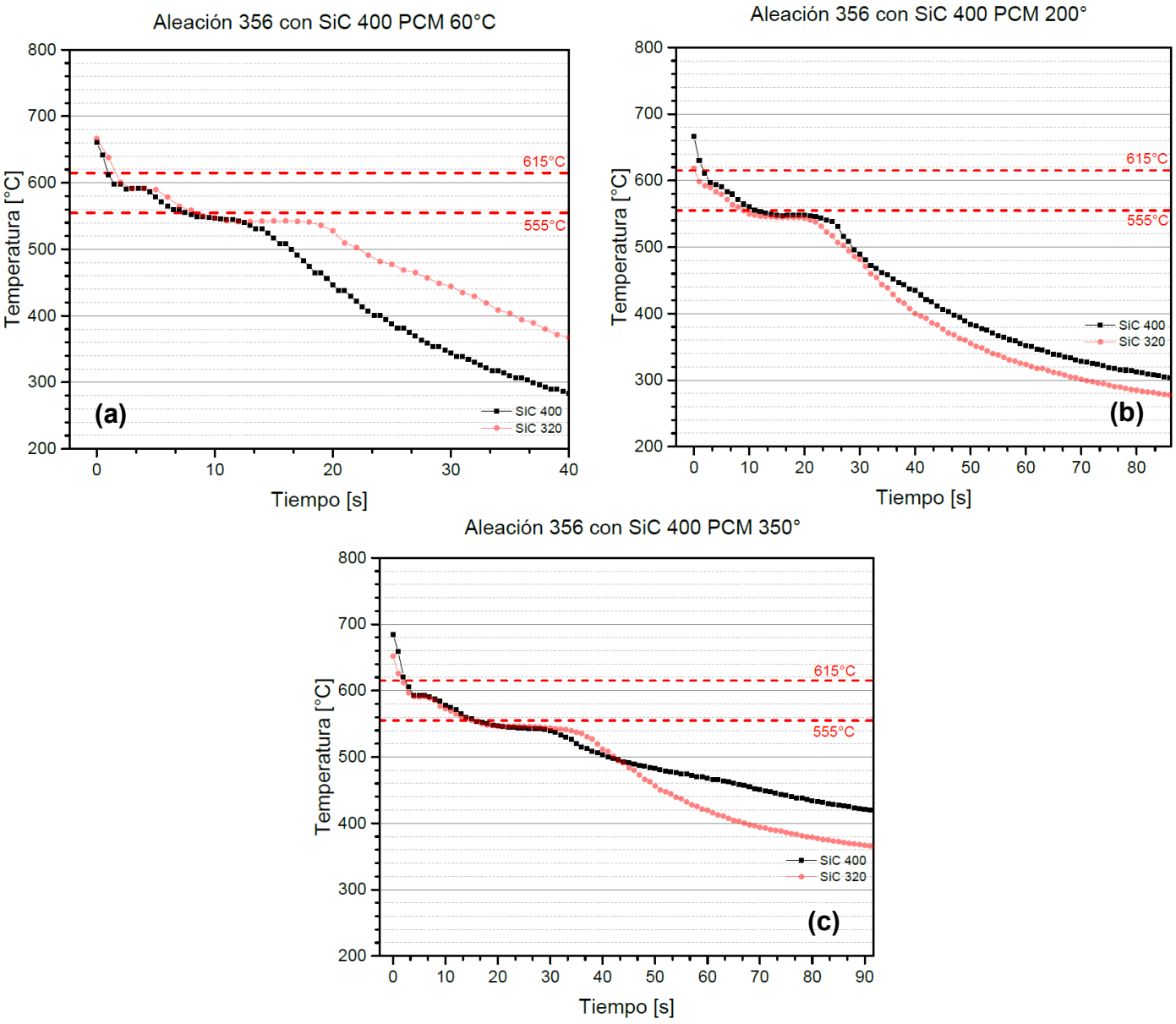


Figura 36. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 356 con SiC_p malla 400 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=11.0s; (b) 200°C t_s=22s y (c) 350°C t_s=27s.*

También se aprecian dos cambios en las pendientes en las curvas de solidificación, similar al metales puros, ambos por debajo de las lineas liquidus y solidus teoricas como es el caso para la aleación 356. El primer escalon se da aproximadamente a 590°C y el segundo, con el cual termina la solidificación, se da por debajo de los 555°C.

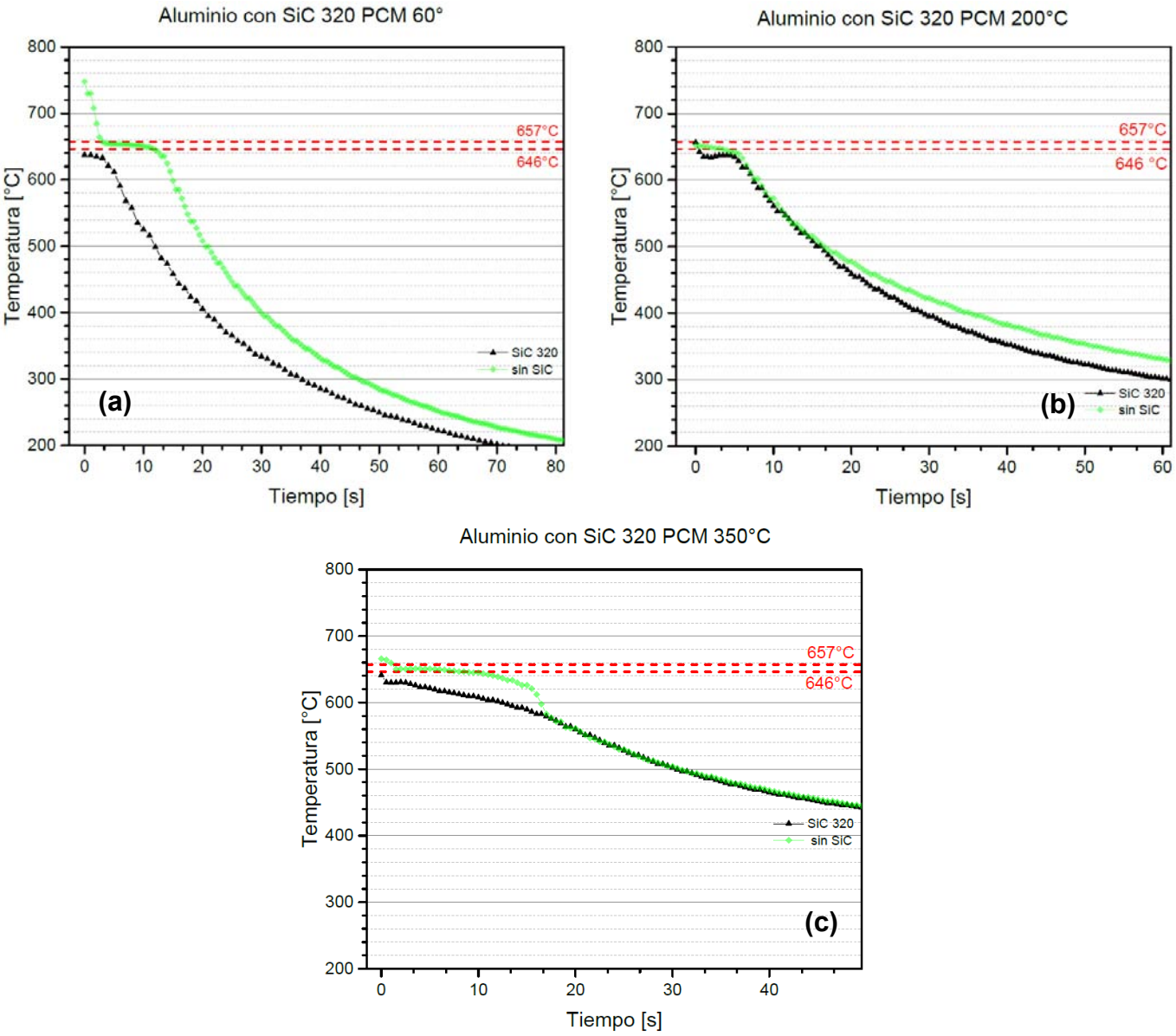


Figura 37. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 1050 con SiC_p malla 320 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=3.0s; (b) 200°C t_s=4s y (c) 350°C t_s=5s.*

Comparando la figura 35 (rojo tenue) en la figura 36 se observa que la forma de las curvas no cambia de forma importante. Se presentan los mismos cambios de

pendiente a temperaturas similares. Sin embargo, el efecto de las partículas más finas sobre los tiempos de solidificación si genera cambios notables. Ya que a un PCM de 60°C y 350°C presenta una disminución de 3 a 4s en los tiempos de solidificación; a 200°C no se aprecia un cambio importante. Por otra parte, de debe destacar que en las figuras 35b y 36b no se presenta claramente un escalón al inicio de la solidificación, solamente se presenta un ligero cambio de pendiente.

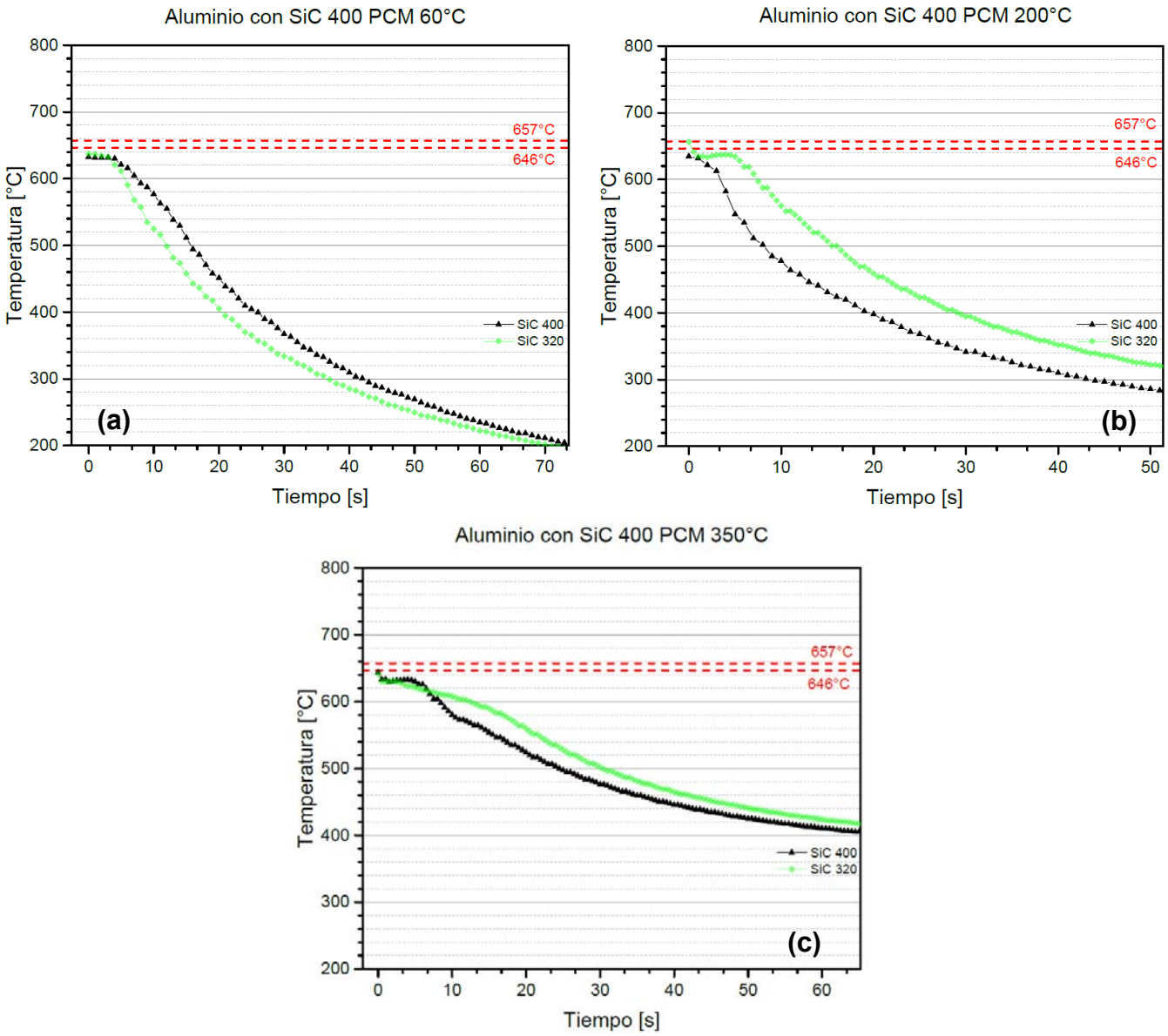


Figura 38. *Graficas temperatura vs tiempo de enfriamiento para la aleación 1050 con SiC_p malla 400 a diferentes temperaturas de precalentamiento del molde (a) 60° t_s=4s; (b) 200°C t_s=4s y (c) 350°C t_s=6s.*

Observando las gráficas temperatura vs tiempo de enfriamiento de los compuestos 1050/SiC_p (figuras 37 y 38) y comparándolas entre sí y con las curvas

de solidificación del aluminio comercialmente puro sin refuerzo (verde tenue en la figura 34) se muestra que nuevamente hay una disminución de la temperatura de solidificación. La presencia de las partículas en ambos casos reduce los tiempos de solidificación dramáticamente, dificultando el registro de temperaturas bajo los paramentos experimentales establecidos. A pesar de estas dificultades se puede notar que no se presentó modificación de la forma de las gráficas, el modo de solidificación en este caso es similar al del metal sin refuerzo. En base a lo anterior se puede retomar la suposición de que la modificación de las temperaturas de solidificación se debe a la adición de Mg y que el efecto del silicio adicionado por la posible descomposición de las partículas es despreciable. Otra observación importante, en este caso, es que no se presenta una modificación tan importante de los tiempos de solidificación en función del tamaño de partícula, en comparación con los compuestos con matriz 356 ya que los tiempos de solidificación en el compuesto con partículas de SiC (malla 320) son ligeramente cortos que en los compuestos con SiC (malla 400).

En las siguientes gráficas se puede observar claramente el efecto de las variables manejadas en este trabajo, sobre el tiempo de solidificación.

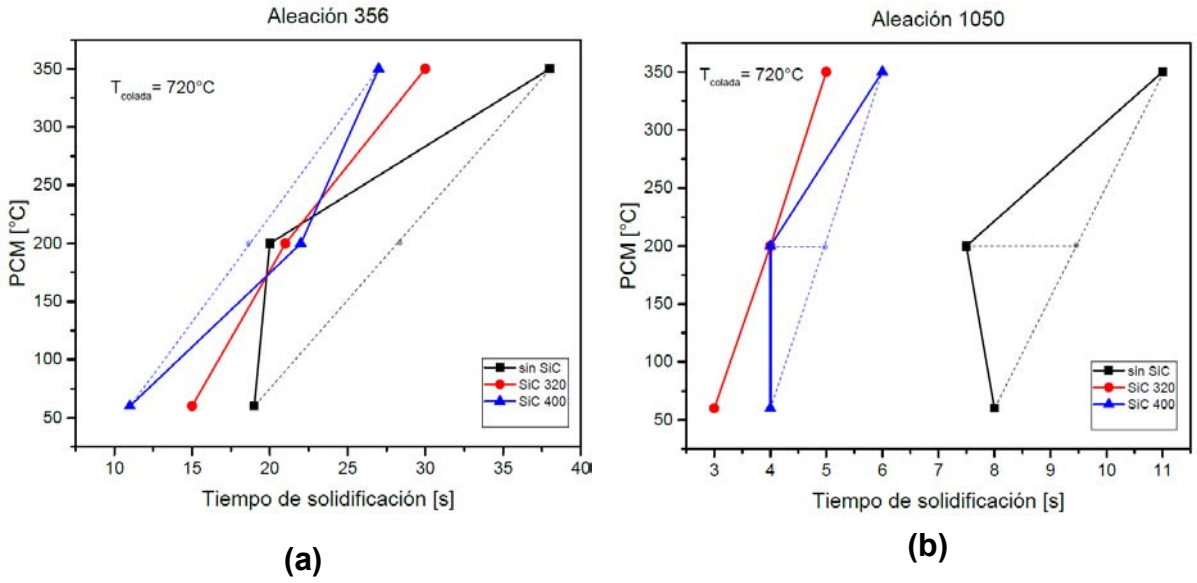


Figura 39. *Correlación entre la temperatura de precalentamiento del molde, el tamaño de la partícula y tipo de matriz sobre el tiempo de solidificación. (a) Matriz de aleación 356 (b) Matriz de aleación 1050.*

De la figura 39, se observa de manera gráfica que no hay una correlación bien definida entre los tiempos de solidificación, ya que cada matriz mostró un comportamiento diferente. La aleación 356, colada a un PCM de 60 y 350°C se observa que entre más pequeño se el tamaño de partícula, más rápida será la

solidificación, por otro lado, en la aleación 1050, bajo condiciones similares, se observa que la solidificación es más rápida cuando el tamaño de partícula es mayor. En los casos en que el colado se realizó en el molde precalentado a 200°C se presenta un comportamiento fuera de lo esperado ya que en este punto se rompe la tendencia seguida y/o esperada. Esto se puede deber a los errores experimentales cometidos durante el colado del metal, por lo tanto se decidió hacer una corrección para seguir la suposición lógica, de que al aumentar la temperatura de precalentamiento del molde los tiempos de solidificación aumentan, en la figura 39 se observan estas correcciones con líneas punteadas y puntos tenues. Los tiempos de solidificación corregidos son de aproximadamente 28s para la aleación 356 sin SiC solidificada a una temperatura PCM de 200°C y 19 s para el compuesto 356/SiC_p 400/PCM 200°C. Para la aleación 1050 sin SiC a un PCM de 200°C, el tiempo corregido es de 9.5s y para el compuesto 1050/SiC_p 400/PCM 200°C es de 5s.

6.2. Ensayos de tensión.

En las siguientes figuras se muestran las curvas esfuerzo contra deformación ingenieril de los materiales compuestos obtenidos. En una misma grafica se integran los ensayos de tensión normales y los ensayos de tensión con muesca, denotado en cada grafica como las series de datos con la letra “M”.

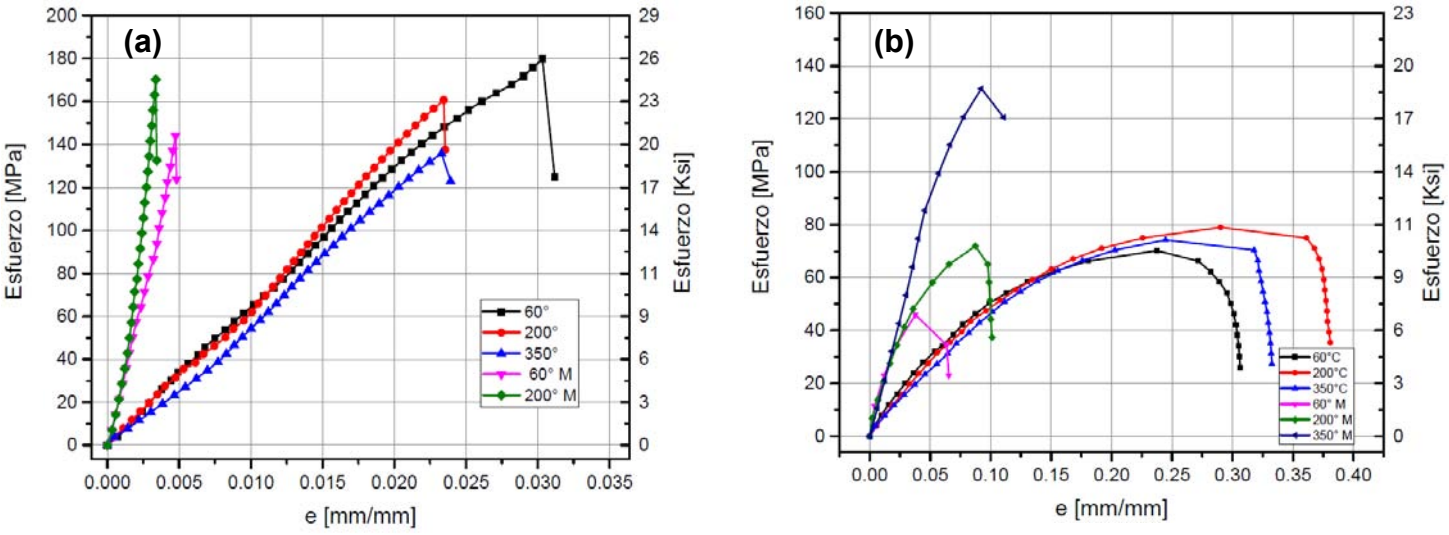


Figura 40. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril. (a) Aleación 356 sin refuerzo de SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento de molde. (b) Aleación 1050 sin refuerzo de SiC_p a diferentes temperaturas de precalentamiento de molde.*

De la figura 40 se observa el comportamiento en tensión y tensión con muesca de las aleaciones base, coladas a las mismas temperaturas de precalentamiento de molde (PCM) a las cuales fueron obtenidos los compositos. En la figura 40 a se observa que la resistencia máxima en tensión o esfuerzo máximo en tensión (UTS por sus siglas en ingles) decrece a medida que aumenta la temperatura de PCM. El esfuerzo de la probeta con muesca a un PCM de 60°C es menor al de su contraparte sin muesca, por lo que si se realiza el cociente del esfuerzo máximo en tensión con muesca entre el esfuerzo máximo en tensión sin muesca, el resultado sera una cantidad menor que la unidad, por lo que se puede estabecer para este caso que la aleación es sensible a la presencia de la muesca. Esto significa que la reducción de ductilidad se debe a la presencia de un campo triaxial de esfuerzos y a la alta concentracion de esfuerzos. En el caso de la probeta colada a un PCM de 200°C se observa que el esfuerzo máximo en tensión con muesca, ligeramente excede el de su contraparte sin muesca, por lo que se podria establecer que es insensible a la presencia de la muesca. El aumento en el esfuerzo en tensión se debe a que hay cierto nivel de ductilidad que sufre una constricción. Este analisis se hará para cada uno de los composito obtenidos en las diferentes condiciones experimentales, estos resultados pueden verse en la tabla 9.

De la figura 40 b se puede destacar la gran ductilidad que posee esta aleación, al ser considerada aluminio comercialente puro puede ser sometida a grandes niveles de deformacion sin romperse, se observa que la resistencia máxima en tensión aumenta incrementarse la temperatura de precalentamiento del molde, ya que al haber un tiempo de solidificación mayor se propicia el crecimiento de dendrita, lo cual permite deformar plasticamente dando lugar a una mayor interacción de los mecanismos de endurecimiento por deformacion al interior de cada dendrita. Con base en lo anterior se explica la condición que se presenta en esta grafica, sin embargo, un gran aumento en el tamaño de dendrita puede reducir el esfuerzo máximo en tensión al haber menos limites dendriticos que ancleen las dislocaciones y la ductilidad se ve comprometida por el etrapamiento de gas que deriva en la formacion de poros, como sucedió en la probeta colada a un PCM de 350°C. De los ensayos con muesca se muestra de forma mas dramatica una reducción de la ductilidad y el efecto de la constricción del flujo plastico en funcion de la temperatura de PCM. En las probetas coladas a un PCM de 200 y 350°C se presenta una reducción de la ductilidad, de aproximadamente a una tercera parte de la que se presenta en los las probetas sin muesca, por otra parte, la probeta colada a un PCM de 60°C presenta una reducción de ductilidad mas alta. La única probeta que muestra insensitividad a la muesca es la probeta colada a un PCM de 350°C, lo cual se debe a la presencia de huecos por contracción que se mostraran en la sección 6.6.

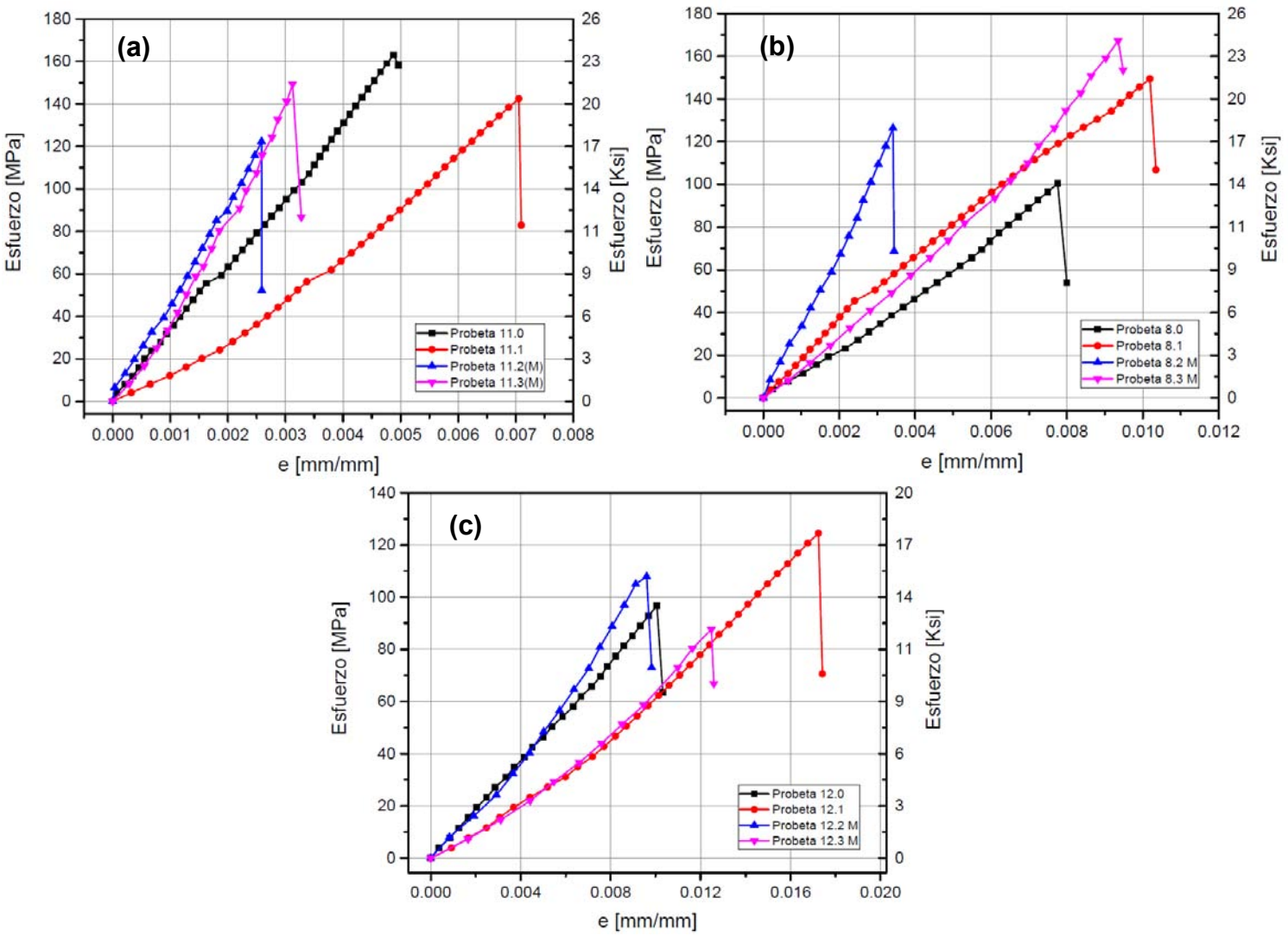


Figura 41. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 356/12%peso SiC_p 320. (a) PCM 60°C; (b) PCM 200°C y (c) PCM 350°C.*

En todas las gráficas presentadas en la figura 41 se puede ver que hay una reducción importante de la deformación ingenieril registrada, en comparación con la figura 40 a; también se puede observar que la ductilidad aumenta en función de la temperatura de PCM, las probetas con muesca de la figura 41 a son las únicas que presentan sensibilidad a la muesca. La repetitividad en los resultados entre cada probeta es aceptable, sin embargo si hay cambios ligeros en las pendientes entre probetas del mismo tipo, lo cual puede ser un indicador de que existen diferencias en el nivel de incorporación que hay dentro de cada uno de los compuestos. Debido a la fragilidad de las aleaciones fue imposible, en todos los casos, determinar el esfuerzo de cedencia.

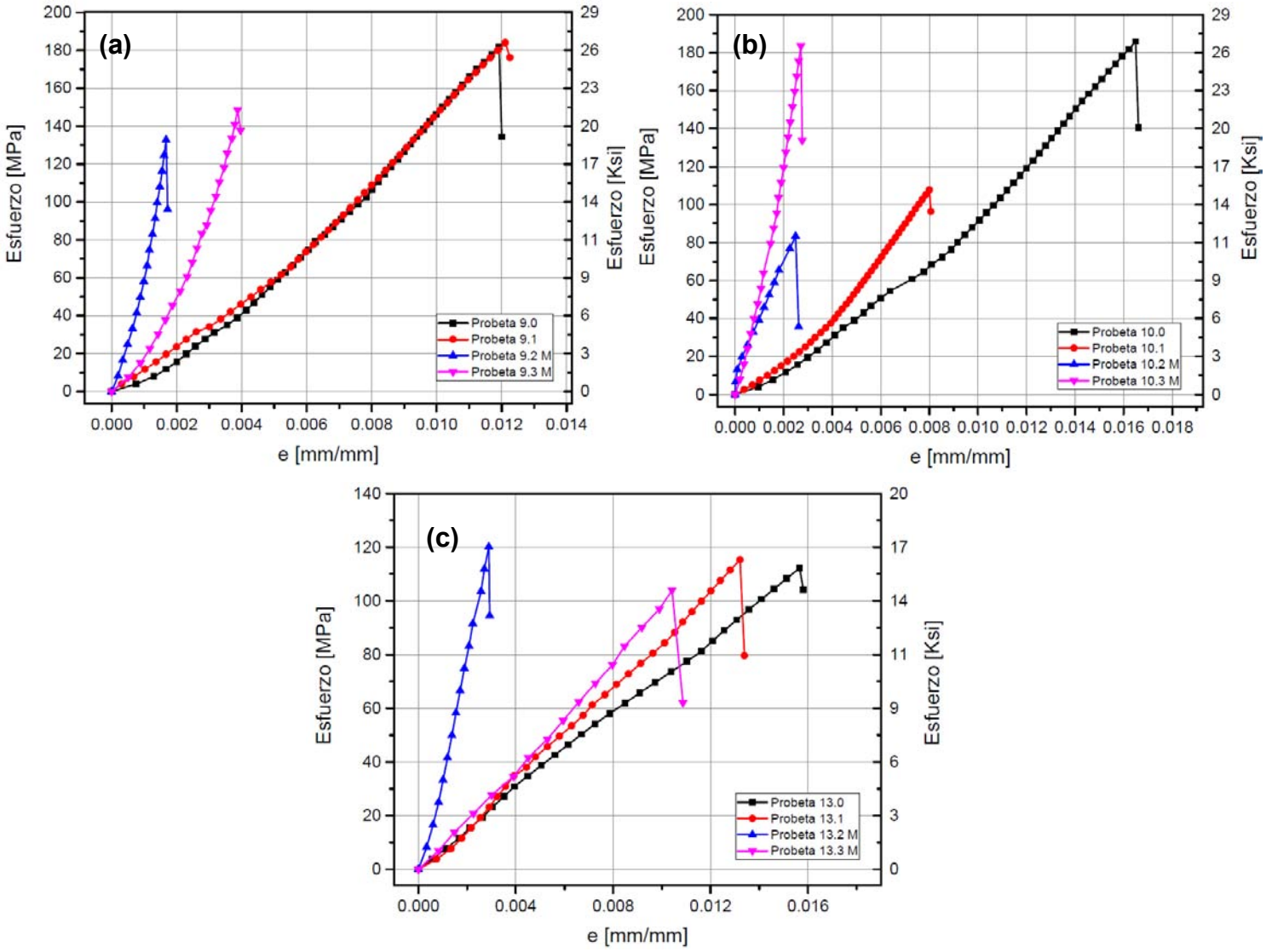


Figura 42. *Curvas esfuerzo vs deformación ingenieril del compositos 356/12%peso SiC_p 400. (a) PCM 60°C; (b) PCM 200°C y (c) PCM 350°C.*

En las gráficas de la figura 42, se puede observar de forma general que nuevamente la ductilidad es menor en comparación con la matriz sin refuerzo. Por otra parte, es notable que a las temperaturas de PCM de 60 y 200°C la ductilidad es mayor que sus graficas equivalentes, en la figura 41, por lo que el tamaño de partícula tiene efecto sobre la ganancia de ductilidad a estas dos temperaturas de PCM, esto mismo sucede con el esfuerzo máximo en tensión, especialmente en las probetas 9.0 y 9.1, figura 42 a, se observa una mejoría importante de esta propiedad existiendo a la vez una buena repetitividad. En el caso de la probeta 10.0 el UTS es ligeramente mayor. Con respecto a la serie 13, figura 42 c, se puede observar que las propiedades mecánicas en tensión han decaído de forma importante ya que el esfuerzo máximo de tensión y la ductilidad son bajos. En

cuanto a la sensibilidad a la muesca se ve claramente que las series 9 y 10 la poseen, a diferencia de la serie 13 que es parcialmente insensible.

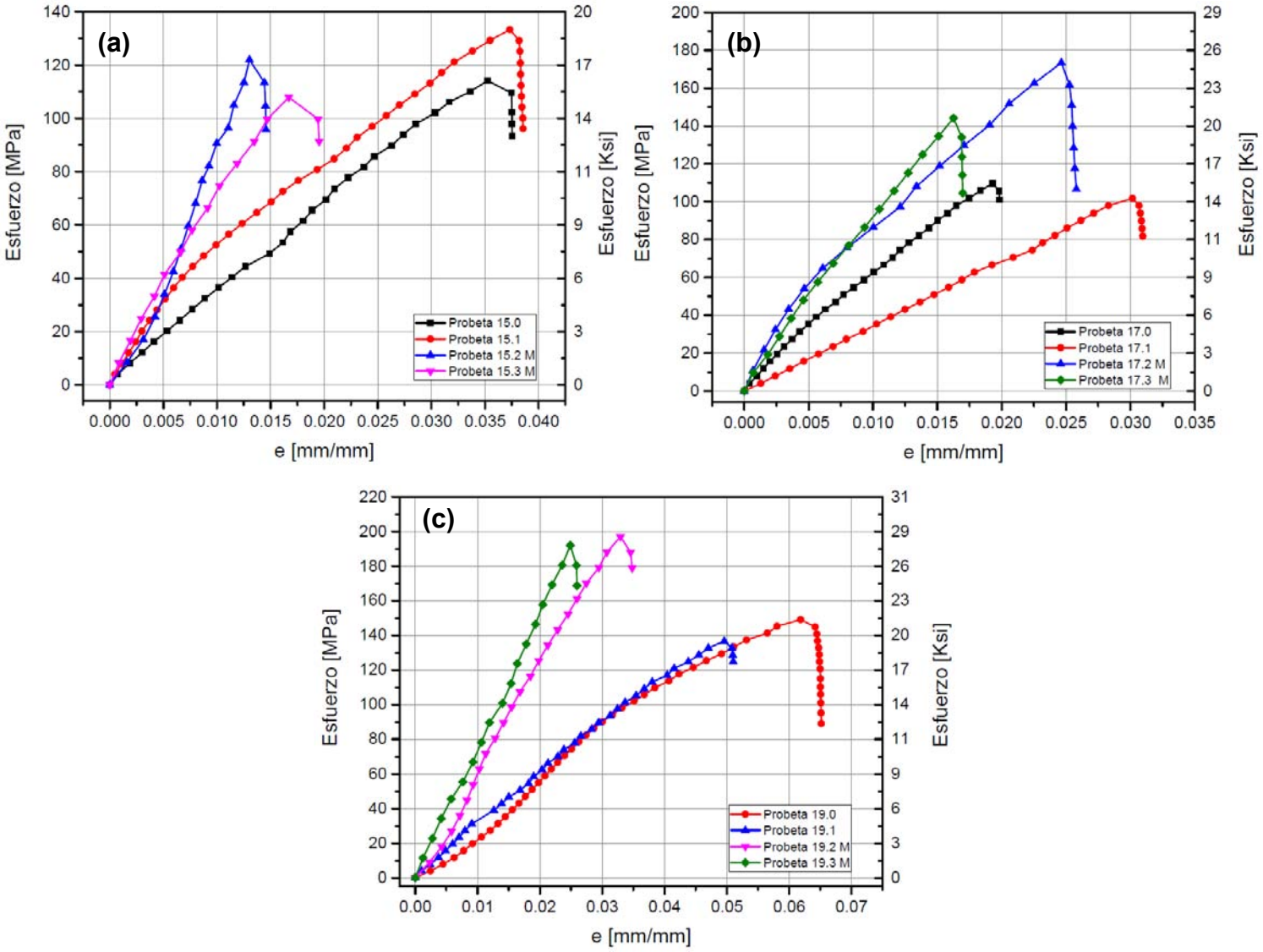


Figura 43. *Curvas esfuerzo ingenieril vs deformación ingenieril del compositos 1050/12%peso SiC_p 320. (a) PCM 60°C; (b) PCM 200°C y (c) PCM 350°C.*

Comparando las gráficas mostradas en la figura 40 b con las de la figura 43 se ve claramente que la presencia del SiC_p reduce fuertemente la ductilidad del material. Al procesar el compuesto se ve que al aumentar la temperatura de PCM de 60° a 200°C se produce una reducción en la ductilidad y al aumentar a 350°C hay un incremento importante de esta. Por otro parte, la resistencia máxima en tensión aumenta de forma importante. Se presenta una buena repetitividad, sin embargo, se observa que la serie 15, figura 43a, es la única que presenta sensibilidad a la muesca. De las tres series evaluadas en esta grafica se ve que serie 19 presenta el máximo incremento en el esfuerzo máximo en tensión.

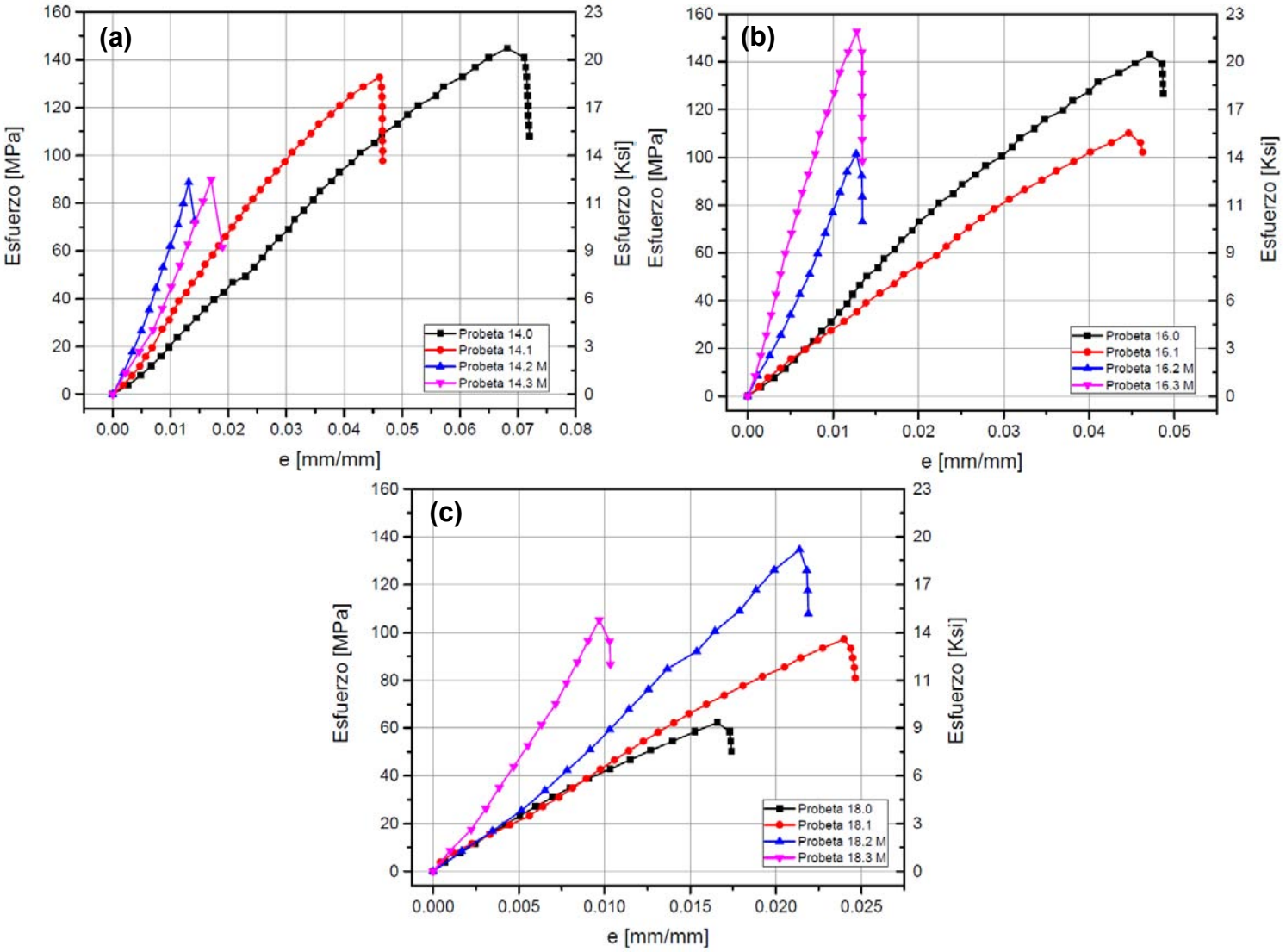


Figura 44. *Curvas esfuerzo ingenieril vs deformación ingenieril del compositos 1050/12%peso SiC_p 400. (a) PCM 60°C; (b) PCM 200°C y (c) PCM 350°C.*

En las graficas de la figura 44 se puede destacar que la presencia de párticulas mas pequeñas, malla 400 aumenta la ductilidad de forma parcial, al igual que en caso de los compositos con matriz de aleación 356. En la figura 44a se observa un incremento importante en el esfuerzo máximo en tensión; la ductilidad se ve afectada a medida que aumenta la temperatura de PCM. Nuevamente las probetas coladas a un temperatura de PCM de 60°C, serie 14, son las unicas que restrictivamente presentan sensibilidad a la muesca. La repetitibilidad en las probetas de las series 14 y 16, figuras 44 a y 44 b respectivamente, es adecuada, lo que no se aplica para las probetas de la serie 18, concretamente a las probetas con muesca, ya que estas presentan una diferencia importante entre si. Hasta el momento solo se ha realizado un estudio sencillo y aislado del esfuerzo máximo obtenido y del efecto que tienen el SiC_p sobre la ductilidad para cada material

compuesto obtenido;c on el fin de realizar un estudio mas completo se realizaron graficas comparativas, como las que se muestran en las figuras 45 y 46.

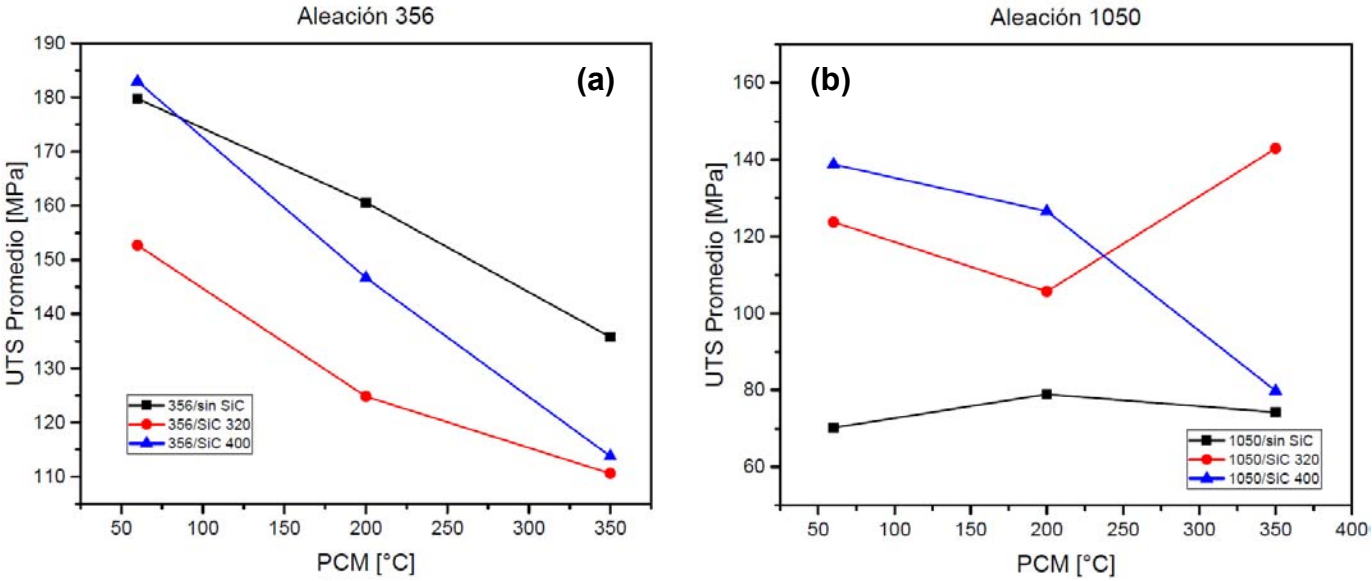


Figura 45. *Graficas de correlación de la resistencia máxima en tensión contra el tamaño de partícula y temperatura de precalentamiento del molde. (a) Aleación 356; (b) Aleación 1050.*

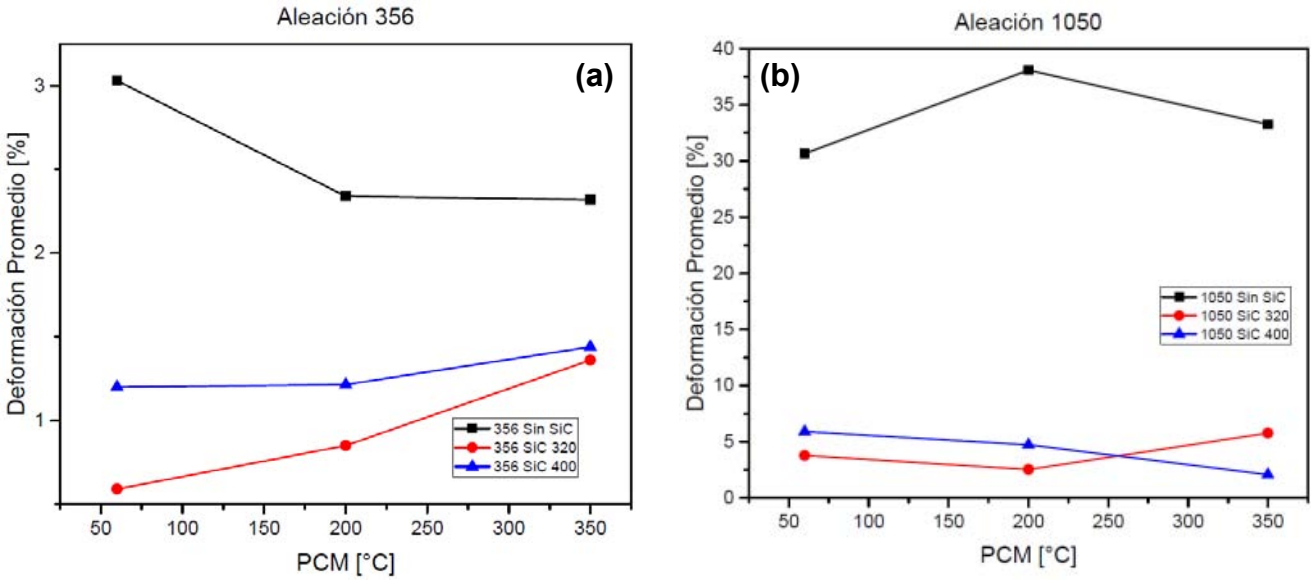


Figura 46. *Graficas de correlación del porcentaje de deformación promedio en tensión contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde. (a) Aleación 356; (b) Aleación 1050.*

De la figura 45 se observa claramente el efecto que la presencia de partículas, el tamaño de partícula y la temperaratura de precalentamiento del molde tienen sobre la resistencia maxima promedio en tensión de cada composito. En la figura 45 a se puede ver que unicamente el composito 356/SiC_p400/PCM 60°C presenta

una ligera mejoría de esta propiedad, para los demas compositos que emplean esta aleación como matriz, no se presenta mejoría alguna, ya que los resultados de resistencia a la tensión se encuentran por debajo de los valores de de la matriz sin reforzamiento. El efecto de la temperatura de PCM tiene un afecto adverso en la resistencia a la tensión promedio tanto para la aleación sin reforzamiento como en los compositos obtenidos dado que en todos los casos esta decae al aumentar la temperatura de PCM. Revisando la grafica de la figura 46 a, se puede ver que el porcentaje de deformación pomedio o la ductilidad de la aleación 356 sin refuerzo decae al aumentar la temperatura de PCM, al igual que su resistencia maxima en tensión, esto se debe a que al tener un tiempo de solidificación mayor se permite la generacion de aglomeramientos de burbujas de gas y también se propicia la la ceacion de huecos por contracción , los cuales se muestran en las microfotografias de la sección 6.6. En lo que respecta a los compositos obtenidos se ve que la ductilidad es fuertemente afectada por la presencia de SiC_p, sin embargo, es notorio que el uso de partículas de menor tamaño reducen ligeremente este efecto, se puede apreciar que en general al disminuir la resitencia maxima promedio en tensión se mejora la ductilidad, esto se debe al crecimiento de las dendritas, lo cual dan lugar a un comportamiento plastico, sin embargo no hay efecto de un endurecimiento por deformacion, lo cual puede estar limtado por la presencia de las partículas de carburo.

En la figura 45b, se puede ve que en todos los casos se logro mejorar la resitencia maxima promedio en tensión ya que los valores encontrados en los compositos obtenidos, estan por arriba de los valores de obtenidos en la aleación 1050, sin reforzamiento, se observa que al tener un menor tamaño de partícula a tiempos de solidificación cortos mejora la resistencia en tensión y se tiene un menor perdida en ductilidad, figura 46b. A un tiempo de solidificación mayor la resistencia decae al igual que la ductilidad; en lo compositos con un tamaño de partícula mayor, malla 320, el comportamiento anterior es aplicable en los primeros dos puntos, correspondiente a temperaturas de PCM de 60 y200°C, pero en el tecer punto se rompe la tendencia ya que el composito 1050/SiC_p320/PCM 350°C presentó la maxima mejoría en la resistencia pormedio en tensión, lo cual es contrario a lo esperado, también se observa de la figura 46b que la ductilidad en este punto incrementó, el comportamiento que se hubiera esperado al tener un mayor tamaño de partícula y un mayor tiempo de solidificación era que hubiera una mayor sedimentacion y por ello una segregacion de partículas mayor, este comportamiento se puede explicar con dos posibles hipótesis que seran corroboradas al revisar las microestructuras obtenidas. La primera explicacion es: que se haya logrado un equilibrio entre las fuerzas involucradas en la solidificación, que sumado con el tiempo de solidificación mayor, permitió cierta movilidad que favoreció una mejor distribución de las partículas y con ello una

mejoría en las propiedades mecánicas. La segúnda explicación podria ser: que al haber una solidificación mas lenta se presentó una fuerta eyección de las partículas hacia la zona de mazorotas del molde lo cual disminuyó el contenido de partículas en la zona de ensayo, esto permitió que la fragilidad del compuesto fuera menor dando lugar a cierto grado de endurecimiento por deformación que sumado a un nivel bajo de incorporación de partículas permite esta mejoría en las propiedades mecánicas bajo tensión.

Es importante mencionar en este punto, que dentro de la literatura revisada diversos investigadores, ha reportado que los compositos reforzados con un alto contenido de partículas, no son ensayados comunmente en tensión ya que la interacción matriz metálica con las partículas cerámicas es potencializada en ensayos de fatiga en donde ciclos de tensión-compresión permite una mayor interacción dislocación-partícula.

6.3. Tenacidad a la fractura.

Las gráficas presentadas en la figura 47, se obtuvieron al graficar los valores promedio de la tenacidad a la fractura corregida por los factores C1 y C2, ecuaciones (73) y (74) respectivamente, para cada una de las dos ecuaciones (67) y (68) presentadas en la sección 5.7. Dichos valores se muestran en la tabla 11. Los valores de tenacidad a la fractura para la aleación 356 sin refuerzo de SiC_p a un PCM de 350° no pudieron ser determinados debido a una falla en el suministro eléctrico durante este ensayo, lo cual impidió guardar la información necesaria para el cálculo de la tenacidad a la fractura a estas condiciones. Sin embargo, comparándolo con los valores de su contraparte en la aleación 1050 se esperaría que el valor de K_{IC} a un precalentamiento de molde de 350°C fuese mayor que los valores registrados a temperaturas de PCM más bajas. Por lo anterior, en ambas matrices la tenacidad a la fractura aumenta al aumentar la temperatura de PCM, o análogamente al aumentar el tiempo de solidificación, esto permite que las dendritas sean más grandes, lo cual reduce los límites interdendríticos permitiendo que el material pueda ser deformado más fácilmente a un menor esfuerzo. Es importante mencionar que el estado de esfuerzos generado con el mecanizado de la muesca, permite una constricción del flujo plástico o bien un anclamiento de dislocaciones, por lo que es necesario aplicar más energía para lograr la falla del material; por esta razón que el estado de esfuerzos es diferente al que se presenta en un ensayo simple de tensión, por lo tanto existen diferencias entre las gráficas de la figura 45 y la figura 47.

En los compuestos cuya matriz es de aleación 356, se observa que la tenacidad a la fractura disminuye fuertemente, con la presencia del SiC_p. El incremento de la

temperatura de PCM disminuye aún más esta propiedad, a excepción del compuesto con SiC_p malla 320 que fue colado a un PCM de 200°C, el cual presenta una ligera mejoría. A medida que el tiempo de solidificación es más largo, PCM 350°C, se permite que el SiC sea expulsado de la matriz y en consecuencia no sea distribuido y encapsulado homogéneamente dentro de ella, esta situación propicia la segregación de partículas, que afecta la homogeneidad de propiedades mecánicas y a su vez puede producir puntos de concentración de esfuerzos en donde puede comenzar la fractura prematura del compuesto. Este efecto se ve claramente en los compuestos con un tamaño de partícula menor, malla 400, en donde la tendencia es decreciente. En presencia de partículas más grandes esta tendencia se rompe al tener un PCM intermedio, 200°C, esto se puede explicar en base a la microestructura desarrollada y mostrada en la sección 6.6. De aquí se pude ver que cierta cantidad de partículas ha sido eyectada y sin embargo, la formación de porosidad por gas es menor que en la probetas de estos compuestos colados a 350°C, esta situación permite que se dé una buena interacción partícula-matriz y también se aproveche cierto grado de endurecimiento por deformación logrado de la ganancia de ductilidad. Algo similar a una mayor escala se presenta en los compuestos colados a un PCM de 350°C, aquí el incremento en la eyección de partículas y la gran cantidad de poros disminuyen drásticamente la tenacidad a la fractura del compuesto.

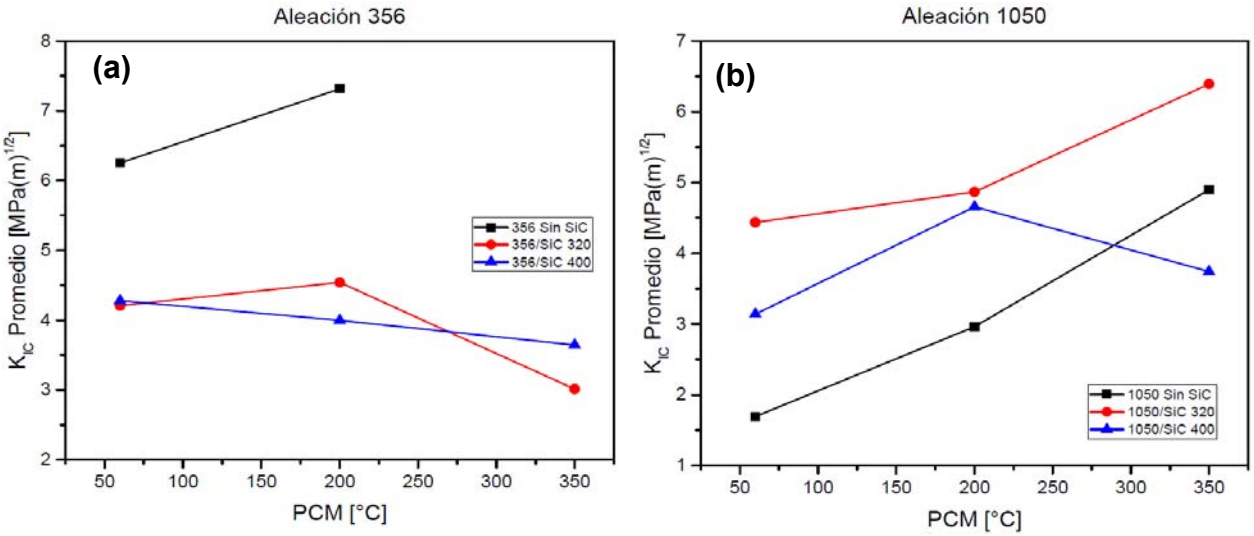


Figura 47. *Graficas de correlación de la tenacidad a la fractura promedio contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde. (a) Aleación 356; (b) Aleación 1050.*

En los materiales compuestos con matriz de aleación de aluminio 1050, el efecto de las variables experimentales sobre la tenacidad a la fractura promedio se presenta de forma muy diferente. La tenacidad a la fractura mejora en la mayoría de los casos, a excepción del compuesto 1050/SiC_p400/PCM350°C, en este caso el elevado tiempo de solidificación daría lugar a pensar que se permitió una

excesiva movilidad de las partículas antes de concretarse la solidificación en su totalidad, esto propicio la eyección y/o segregación de partículas, lo cual muestra un efecto totalmente adverso de la presencia del SiC_p, ya que el valor de K_{IC} está por debajo del de la matriz sin refuerzo, bajo las mismas condiciones, sin embargo se verá más adelante, con el análisis de las microestructuras desarrolladas, que esto no se cumple ya que el porcentaje de retención en este compuesto fue el más alto. En estos materiales compuestos, se ve bien aprovechada la característica de los dos materiales integradores, una matriz dúctil y un agente reforzante duro y rígido, lo que se manifiesta en un material con una capacidad mejorada de resistencia a la fractura, en la mayoría de los casos.

Tabla 11. *Resultados de los cálculos realizados para la obtención de KIC de los metales base y los compuestos obtenidos.*

Sin muesca			Con muesca					NSR	Ec.67	Ec.68	kI (Ec. 72)	α=p/d	d/D	kt	kt1	kt2	C1	C2	Correccion KC C1 [MPa(m)1/2]		Correccion KC C2 [MPa(m)1/2]	
Probeta	D_{sv} [mm]	UTS [MPa]	Probeta	D [mm]	d [mm]	Pf [N]	NTS [MPa]		[MPa(m)$^{1/2}$]	[MPa(m)$^{1/2}$]	MPa(m)$^{1/2}$]			Ec. 71	Ec. 69	Ec. 70	Ec. 73	Ec. 74	Ec. 67	Ec. 68	Ec. 67	Ec. 68
6	12.59	179.76	6.3	12.68	9.33	9845.88	144.0128	0.80114	7.3616	7.3624	8.3298	0.0118	0.7358	4.9854	4.4105	4.0571	0.8847	0.8138	6.5127	6.5133	5.9908	5.9914
6.1	12.59	160.6188	6.4	12.63	9.35	11689.5	170.2487	1.05995	8.6751	8.6864	7.4429	0.0118	0.7403	4.9854	4.3832	4.0160	0.8792	0.8056	7.6271	7.6371	6.9883	6.9974
6.2	12.69	135.7663	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA	NA
8.0	12.72	100.3230	8.2	10.54	8.61	7354.99	126.3240	1.25917	5.6793	5.8879	4.6728	0.0128	0.8169	5.0111	3.6088	3.0392	0.7202	0.6065	4.0900	4.2403	3.4444	3.5710
8.1	12.83	149.3556	8.3	10.76	8.73	10012.6	167.2738	1.11997	7.6247	7.8775	6.9866	0.0126	0.8113	5.0327	3.6829	3.1244	0.7318	0.6208	5.5797	5.7647	4.7335	4.8905
9.0	12.56	181.8084	9.2	10.39	8.67	7845.32	132.8870	0.73092	5.8612	6.1496	8.4147	0.0127	0.8345	4.9795	3.4599	2.8428	0.6948	0.5709	4.0725	4.2729	3.3462	3.5108
9.1	12.6	184.0369	9.3	11.1	9.08	9620.32	148.5690	0.80728	6.8496	7.1063	8.5314	0.0121	0.8180	4.9874	3.6957	3.1076	0.7410	0.6231	5.0755	5.2658	4.2680	4.4279
10.0	12.66	185.8028	10.2	11.6	9.76	6237.03	83.3659	0.44868	3.8653	4.0764	8.6338	0.0113	0.8414	4.9993	3.6000	2.9276	0.7201	0.5856	2.7834	2.9354	2.2635	2.3871
10.1	12.64	107.6500	10.3	10.63	8.84	11267.8	183.588846	1.70542	8.2072	8.5935	4.9983	0.0124	0.8316	4.9953	3.5208	2.9049	0.7048	0.5815	5.7846	6.0569	4.7727	4.9973
11.0	12.54	163.0337	11.2	10.48	8.58	7070.94	122.2962	0.75013	5.4762	5.6839	7.5397	0.0128	0.8187	4.9755	3.5864	3.0130	0.7208	0.6056	3.9473	4.0971	3.3161	3.4420
11.1	12.46	142.4342	11.3	10.66	8.64	8757.34	149.3670	1.04867	6.7802	7.0015	6.5661	0.0127	0.8105	4.9596	3.6711	3.1177	0.7402	0.6286	5.0187	5.1825	4.2622	4.4013
12.0	12.7	96.7683	12.2	10.63	8.79	6550.84	107.9517	1.11557	4.8418	5.0530	4.5037	0.0125	0.8269	5.0072	3.5550	2.9529	0.7100	0.5897	3.4376	3.5875	2.8554	2.9799
12.1	12.67	124.5286	12.3	11.24	9.23	5864.38	87.6453	0.70382	4.0578	4.2186	5.7888	0.0119	0.8212	5.0012	3.6968	3.0953	0.7392	0.6189	2.9995	3.1183	2.5114	2.6109
13.0	12.7	112.2512	13.2	10.52	8.66	7080.4	120.2077	1.07088	5.3770	5.5975	5.2242	0.0127	0.8232	5.0072	3.5626	2.9746	0.7115	0.5941	3.8257	3.9826	3.1943	3.3253
13.1	12.71	115.3214	13.3	11.85	9.49	7354.99	103.9824	0.90167	5.0046	5.1390	5.3693	0.0116	0.8008	5.0091	3.9337	3.3818	0.7853	0.6751	3.9301	4.0356	3.3787	3.4695
14.0	12.54	144.8308	14.2	10.35	8.39	4903.33	88.6905	0.61237	3.9666	4.0964	6.6979	0.0131	0.8106	4.9755	3.6166	3.0709	0.7269	0.6172	2.8833	2.9776	2.4482	2.5283
14.1	12.63	132.6764	14.3	11.48	8.34	4903.33	89.7570762	0.67651	4.3754	4.3661	6.1578	0.0132	0.7265	4.9933	4.2316	3.9232	0.8474	0.7857	3.7079	3.7000	3.4377	3.4304
15.0	12.45	114.1460	15.2	12.48	8.56	7021.56	122.0102	1.0689	6.2332	6.1881	5.2599	0.0129	0.6859	4.9576	4.5397	4.3365	0.9157	0.8747	5.7078	5.6665	5.4523	5.4128
15.1	12.44	133.2910	15.3	10.59	8.67	6374.32	107.9707	0.81004	4.8600	5.0444	6.1396	0.0127	0.8187	4.9556	3.6052	3.0288	0.7275	0.6112	3.5357	3.6698	2.9703	3.0830
16.0	12.69	143.1322	16.2	10.93	8.55	5825.15	101.4577	0.70884	4.7347	4.8156	6.6588	0.0129	0.7823	5.0052	3.8841	3.4127	0.7760	0.6818	3.6742	3.7370	3.2282	3.2834
16.1	12.62	110.0726	16.3	10.36	7.99	8767.15	174.8537	1.58853	7.9832	8.0800	5.1067	0.0138	0.7712	4.9914	3.8367	3.4114	0.7687	0.6835	6.1364	6.2108	5.4562	5.5224
17.0	12.63	109.6638	17.2	10.08	7.6	7864.93	173.3716	1.58094	7.8590	7.9025	5.0897	0.0145	0.7540	4.9933	3.8616	3.4936	0.7734	0.6997	6.0778	6.1114	5.4986	5.5290
17.1	12.63	101.7580	17.3	10.4	8.07	6060.51	118.4874	1.1644	5.4091	5.4859	4.7228	0.0136	0.7760	4.9933	3.8209	3.3803	0.7652	0.6770	4.1390	4.1978	3.6618	3.7137
18.0	12.66	62.3238	18.2	10.64	8.58	7786.48	134.671817	2.16084	6.1224	6.3067	2.8960	0.0128	0.8064	4.9993	3.6936	3.1534	0.7388	0.6308	4.5234	4.6596	3.8619	3.9782
18.1	12.68	97.2293	18.3	10.41	8.43	5874.18	105.2452	1.08244	4.7230	4.8751	4.5216	0.0130	0.8098	5.0032	3.6323	3.0876	0.7260	0.6171	3.4289	3.5393	2.9147	3.0085
19.0	12.63	149.1146	19.2	10.32	8.35	10787.3	196.9929	1.32108	8.8057	9.0854	6.9207	0.0132	0.8091	4.9933	3.6209	3.0806	0.7251	0.6169	6.3854	6.5882	5.4326	5.6052
19.1	12.66	136.6449	19.3	10.2	7.4	8257.2	191.9904	1.40503	8.8236	8.8031	6.3495	0.0149	0.7255	4.9993	3.9922	3.7041	0.7986	0.7409	7.0461	7.0298	6.5377	6.5225
20.3	12.51	70.2099	20.0	10.37	7.37	1961.33	45.9754	0.65483	2.1361	2.1255	3.2431	0.0149	0.7107	4.9696	4.0724	3.8228	0.8195	0.7692	1.7505	1.7418	1.6432	1.6350
20.4	12.58	78.8988	20.1	12.53	9.53	5128.88	71.9029	0.91133	3.6255	3.6541	3.6546	0.0115	0.7606	4.9834	4.2736	3.8417	0.8576	0.7709	3.1090	3.1336	2.7948	2.8169
20.5	12.64	74.2437	20.2	10.65	7.65	6040.9	131.4282	1.77023	6.1807	6.1577	3.4472	0.0144	0.7183	4.9953	4.1032	3.8292	0.8214	0.7666	5.0769	5.0580	4.7379	4.7202

NTS = Notch Tensile Strength = Resistencia a la tensión con muesca.

NSR= Notch Strength Ratio = Relación resistencia de muesca = Esfuerzo de tensión con muesca / Esfuerzo de tensión sin muesca.

α = Factor de falta de agudeza en la raíz de la muesca = p (radio de curvatura del frente de muesca) / d (diámetro en la zona de muesca).

6.4. Microdureza de los CMM obtenidos.

En la tabla 12 se presentan los resultados de las pruebas de microdureza Vickers realizada a probetas representativas de cada serie experimental.

Tabla 12. *Microdureza Vickers de los materiales colados a una temperatura de PCM de 60°C.*

		Dureza HV0.1						
	Probeta (SiC)	Matriz cerca de refuerzo			Matriz sin refuerzo (aparente)			**Promedio**
Matriz ASTM **356**	**6.0** (sin SiC)	76.9	80.8	74.5	79	78.9	82.8	**78.8**
	11.1 (SiC 320)	115.2	118.6	113.9	106.5	103.5	105.2	**110.5**
	9.0 (SiC 400)	90.1	101.2	98.5	98	90.5	102.3	**96.8**
Matriz ASTM **1050**	**20.3** (sin SiC)	21.9	22.8	24.8	25	24.4	23.2	**23.7**
	15.1 (SiC 320)	68.6	57.1	70.4	67.5	62.6	62.9	**64.9**
	14.0 (SiC 400)	68.8	65.8	81.1	85.4	82.5	74.8	**76.4**

Tabla 13. *Microdureza Vickers de los materiales colados a una temperatura de PCM de 200°C.*

		Dureza HV0.1						
	Probeta (SiC)	Matriz Cerca de refuerzo			Matriz sin refuerzo (aparente)			**Promedio**
Matriz ASTM **356**	**6.1** (sin SiC)	67.9	83.7	84.4	77.1	70.9	85.2	**78.2**
	8.0 (SiC 320)	79.5	74.2	81.5	85.9	90.1	72.7	**80.7**
	10.1 (SiC 400)	95.7	98.6	100.9	85.7	89.8	93	**94.0**
Matriz ASTM **1050**	**20.4** (sin SiC)	35.5	37.9	37.9	36.9	34.5	35.3	**36.3**
	17.0 (SiC 320)	63.8	56.9	57.1	59.8	65.8	58.3	**60.3**
	16.0 (SiC 400)	75.7	63.3	76.9	69.6	62.6	72.7	**70.1**

Tabla 14. *Microdureza Vickers de los materiales colados a una temperatura de PCM de 350°C.*

		Dureza HV0.1						
	Probeta (SiC)	Matriz cerca de refuerzo			Matriz sin refuerzo (aparente)			**Promedio**
Matriz ASTM **356**	**6.2** (sin SiC)	62.5	62.7	64.4	59.5	69.9	64.6	**63.9**
	12.0 (SiC 320)	95.5	81	100.4	74.8	51.4	66.8	**78.3**
	13.1 (SiC 400)	76.3	68.3	92.4	72.7	68.3	88.4	**77.7**
Matriz ASTM **1050**	**20.5** (sin SiC)	35.5	37.9	36.9	37.9	35.4	36.5	**36.7**
	19.0 (SiC 320)	64	63.6	62.3	45.6	57.3	54.4	**57.9**
	18.0 (SiC 400)	60.8	53.4	67.3	66.3	61.5	61.7	**61.8**

De los resultados mostrados en la tabla anterior se pueden ver algunos puntos de dureza altos en secciones en donde no había un reforzamiento o presencia de partículas aparente, esto puede ser esperado en un material que esta discontinuamente reforzado, ya que quizá debajo de la superficie penetrada se encuentre una partícula de SiC o bien un poro, es por esta razón que se decidió hacer tres diferentes indentaciónes en secciones en las que las partículas fueran visibles y tres más en donde no hubiera presencia aparente de partículas. Para fines prácticos del análisis de estos resultados, un promedio aritmético de las seis indentaciónes realizadas fue obtenido reportando este valor como la dureza promedio en las gráficas de la figura 48, las cuales serán analizadas a detalle para determinar el efecto de las partículas, su tamaño y el precalentamiento de molde sobre la dureza del compuesto.

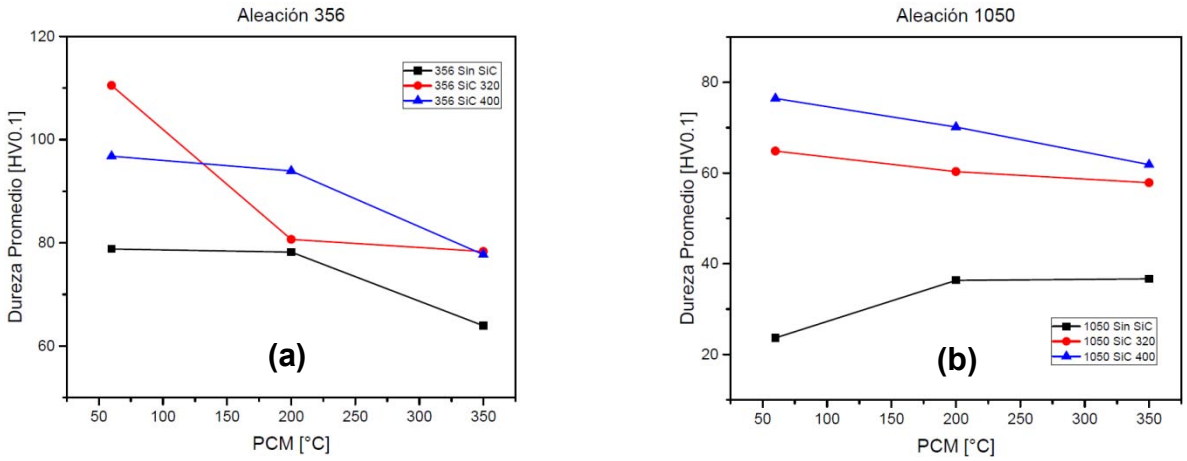


Figura 48: *Graficas de correlación de la dureza promedio contra el tamaño de partícula y temperatura de calentamiento del molde. (a) Aleación 356; (b) Aleación 1050.*

Partiendo del análisis entre las dos matrices, se ve que la aleación 356 tiene una dureza considerablemente mayor que la aleación 1050. Esto se debe a la presencia del silicio acicular, el cual es duro y frágil y también al contenido de Mg_2Si propio de esta aleación que es un componente con alta dureza. En el caso de la aleación 1050 la cantidad de elementos presentes no permite la formación ni precipitación de fases secundarias y por lo tanto la dureza es baja. Con la presencia de las partículas de SiC en ambas matrices se propicia un incremento en la dureza en todas las series experimentales realizadas.

En el caso de los compuestos 356/SiC_p 320 se ve que el incremento del tiempo de solidificación tiene un efecto adverso sobre la dureza, lo cual tiene congruencia con lo que se esperaba, ya que aun mayor tiempo de solidificación se da lugar a un mayor crecimiento de dendrita en la matriz, limitando los limites interdendrítos y con ello el anclamiento de dislocaciones que se manifiesta con un aumento de dureza. Llevar a cabo una solidificación de la mezcla matriz-partícula con un

tamaño de partícula de malla 320 a un PCM de 60° da como resultado la mayor ganancia de dureza incluso si se usara un tamaño de partícula más pequeño; al aumentar la temperatura de PCM a 200°C se observa que tiene un efecto fuertemente adverso, ya que la dureza obtenida en este punto es muy similar a la de la aleación sin reforzamiento, con lo cual se confirma que el aumento en el tiempo de solidificación reduce las propiedades mecánicas del compuesto. A un PCM aun mayor la tendencia sigue en decaimiento, sin embargo, se ve que la pendiente es menos pronunciada. El estudio anterior es similar para los compuestos 356/SiC_p400, con la diferencia de que en este caso es destacable el paralelismo que existe entre la curva dureza vs PCM del compuesto con la de la aleación sin refuerzo; el decaimiento de la dureza entre el PCM a 60 y 200°C es menos adverso que en compuesto 356/SiC_p320, a un PCM mayor a 200°C se observa que el efecto de decaimiento de dureza es mayor, lo que se manifiesta con el fuerte cambio de pendiente en esta sección. Finalmente, se observa que la dureza a un PCM de 350°C de los compuestos 356/SiC_p320 y 356/SiC_p400 es prácticamente la misma, por lo que se esperaría que los contenidos de partículas en ambos casos fueran similares o bien no haya ninguna retención de partículas en la matriz.

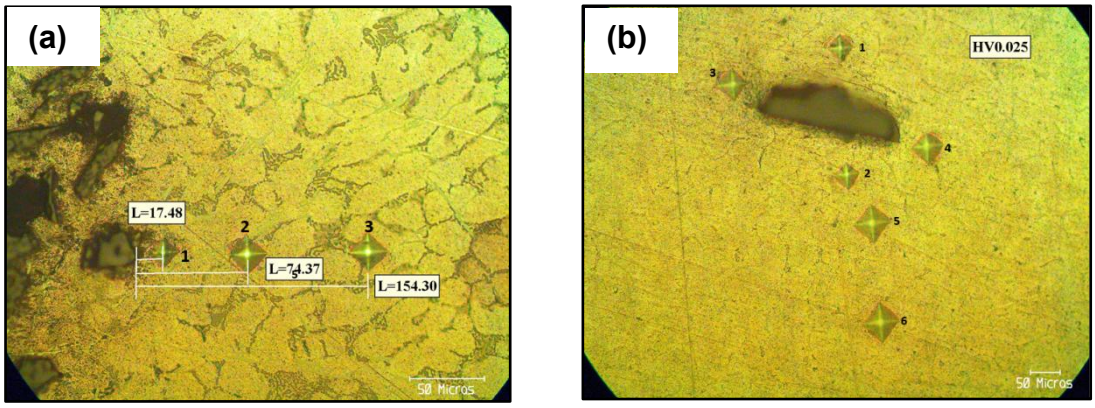


Figura 49: *Mapeo de microdurezas sobre la matriz metálica cerca de las partículas de SiC. (a) 356/SiC_p 400 , 500x sin ataque quimico; (b) 1050/SiC_p 320, 200x sin ataque quimico.*

En la figura 48 b se puede apreciar que la aleación 1050 sin reforzamiento presenta un comportamiento opuesto al de la aleación 356. Eso se debe a que el endurecimiento por deformación sufrido en esta aleación aumenta a medida que los tiempos de solidificación son mayores, esto es análogo a la ganancia de ductilidad. Por otra parte, no se debe olvidar que los ensayos de dureza fueron realizados en las muestras después de la fractura; esto comprueba que la ganancia de dureza por el endurecimiento por deformación en tensión de estos compuestos es nula ya que en todos compuestos estudiados la dureza es siempre decreciente.

Las durezas de los compuestos 1050/SiC_p400 se encuentran por arriba de las de sus contrapartes con SiC_p malla 320, en este caso usar un tamaño de partícula más fino se ve aprovechado ya que los tiempos de solidificación de esta matriz son más cortos, lo cual permite una mejor retención de partículas dentro de la matriz de aluminio 1050 y por lo tanto los esfuerzos residuales por Contracción son más altos, esta situación mejora la dureza de la matriz alrededor de las partículas.

De la figura 49 se puede observar claramente el efecto que tienen las partículas de SiC sobre las dos matrices metálicas utilizadas. Para el caso del composito 356/SiC_p 400, figura 49 a, las durezas correspondientes a los puntos 1, 2 y 3 son respectivamente 100, 74.2 y 70.7 HV. Para el composito 1050/SiC_p 320, figura 36b, las durezas de los puntos 1,2,3,4, 5 y 6 son respectivamente: 85.0, 83.2, 79.6, 77.2, 65.3 y 65.0 HV, la carga aplicada en ambos casos fue de 25 gf, esto con el fin de poder mostrar adecuadamente el efecto del endurecimiento por la diferencia de contracciónes térmicas, esto también evidencia que existe un reforzamiento local de la matriz metálica alrededor de las partículas cerámicas y que la geometría de la partícula también contribuye con el grado de este tipo de refrozamiento, tal como se presenta en la figura 48b donde las durezas cercanas a los ejes mayores de la partícula, puntos1 y 2, son mayor que las registradas en las cercanias de los ejes menores, puntos 3 y 4.

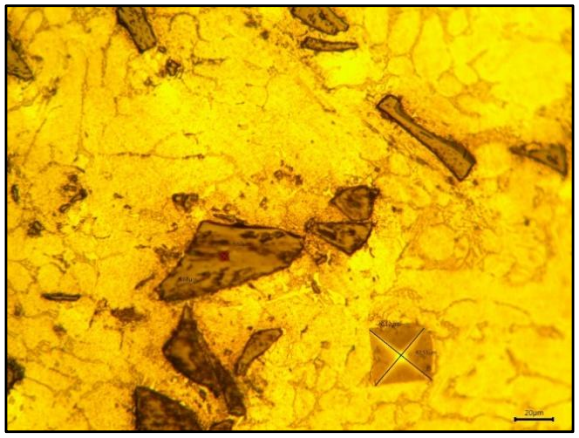


Figura 50: *Prueba de microdureza comparativa entre los componentes integradores del compuesto 356/SiC_p320/PCM 60°C.*

En la figura 50 se observa una indentacion sobre la matriz ,correspondiente a una dureza 109 HV 0.1. También se ve una indentación sobre una partícula con una dureza de 1064 HV 0.025. De esta ultima indentación se puede confirmar que el grado de cohesion matriz-partícula es alto, ya que despues de la indentación no se aprecian grietas sobre las regiones de matriz adyacentes al refuerzo. Ya que si se hubiera formado el Al_4C_3 en la intercara matriz-partícula, al ser un compuesto fragil, se propiciaria a la formacion de grietas en estas zonas.

6.5. Superficies de fractura.

En esta sección se presentan las figuras obtenidas por microscopia electrónica de barrido (MEB) de las superficies de fractura correspondientes a las probetas que tuvieron los esfuerzos en tensión máximos, los esfuerzos mínimos y en algunos casos los esfuerzos intermedios. Desde el punto de vista macroscópico los compuestos con matriz de aleación 356 presentaron en todos los casos una fractura frágil, ya que la reducción de área transversal en el área de fractura fue baja. En el caso de los compuestos con matriz de aluminio 1050 se presentó una reducción de área trasversal, en la zona de fractura, más alta y apreciable a simple vista, por lo que la fractura presentó cierto grado de ductilidad. Ambos fenómenos se corroboran con la presentación y análisis de las siguientes figuras.

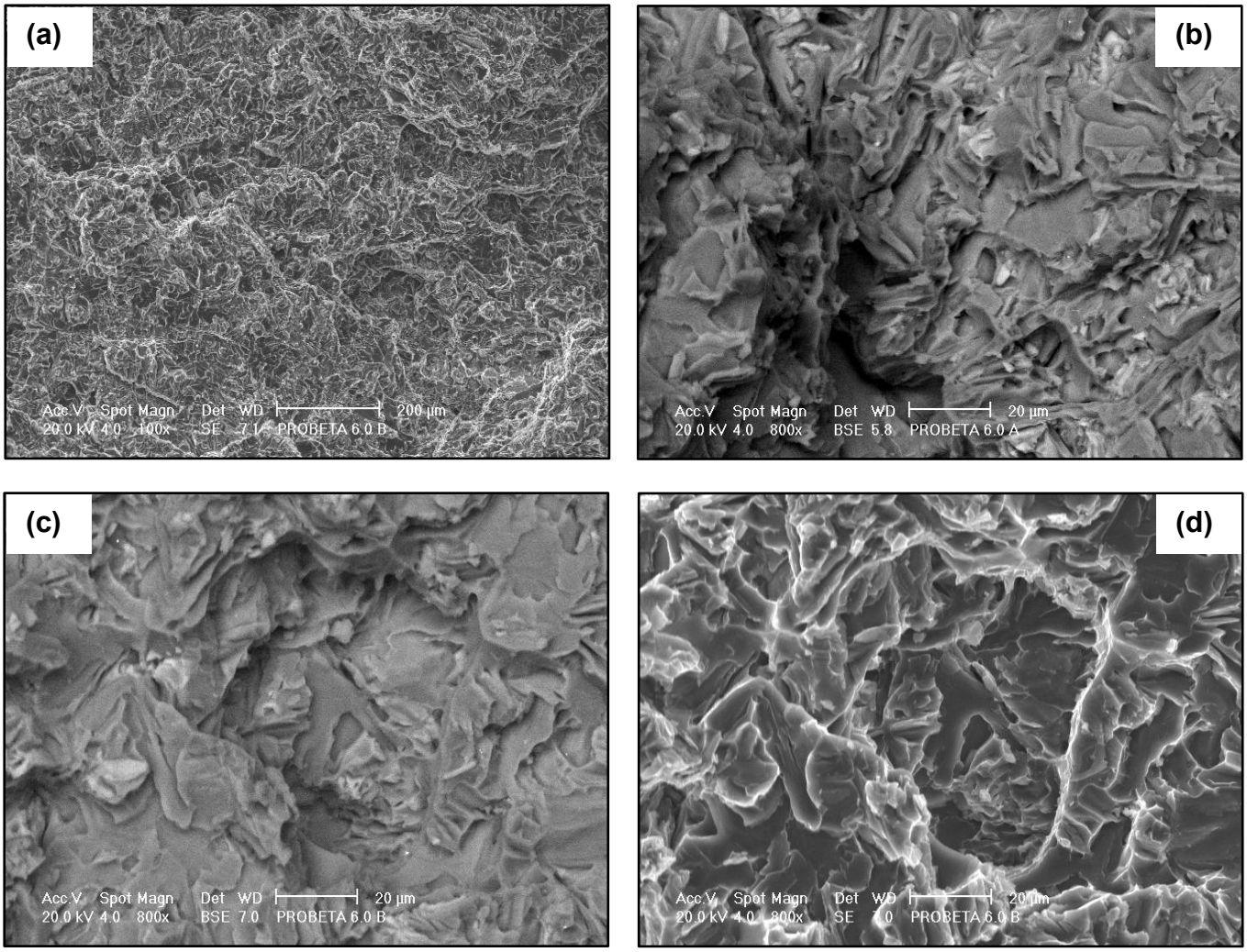


Figura 51. *Superficies de fractura vistas con MEB de la aleación 356 sin reforzamiento de partículas de SiC.*

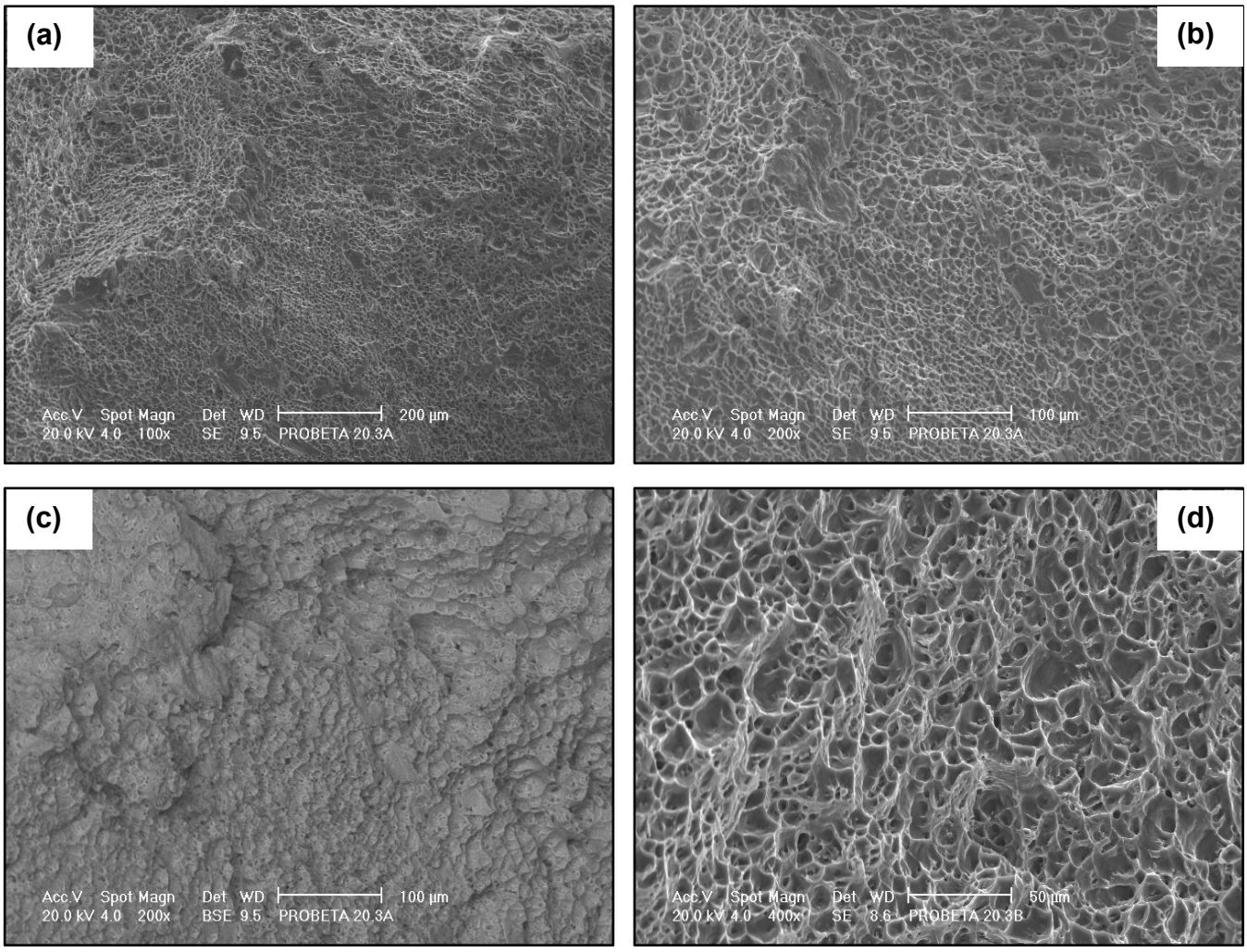


Figura 52. *Superficies de fractura vistas con MEB de la aleación 1050 sin reforzamiento de partículas de SiC.*

Analizando la figura 51, se puede ver que a bajos aumentos usando electrones secundarios, figura 51a 100x, la superficie es irregular, pareciera que hay presencia de huecos o dimples característicos de una fractura dúctil, sin embargo, al incrementar 8 veces esta amplificación usando electrones retrodispersados se comprueba que se trata de una fractura por cuasi-clivaje (mezcla fractura dúctil y fractura frágil), sin orientación preferencial que se da mayormente de forma transdendritica, figuras 51b y 51c; en la figura 51d se presenta la misma figura 38c vista con electrones secundarios, esto permite observar un mejor el relieve de las superficies de fractura. En la figura 52 se aprecia un tipo característico de fractura dúctil, a bajos aumentos, figura 52a 100x, se pueden resolver un gran número de dimples homogéneos en forma y tamaño, resultado de la coalescencia de micro-huecos que suelen nuclear en los límites de grano, fases secundarias o discontinuidades.

En la figura 52b se observa otra sección de la superficie a 200x; en la figura 39c se observa la misma amplificación que en 52b, solo que en este caso se usaron electrones retodispersados, en la figura 52d a 400x se observa que los dimples poseen una fuerte equiaxilidad, lo cual es característico de un material dúctil sometido a tensión, no se aprecia la presencia de inclusiones no metálicas dentro de los dimples.

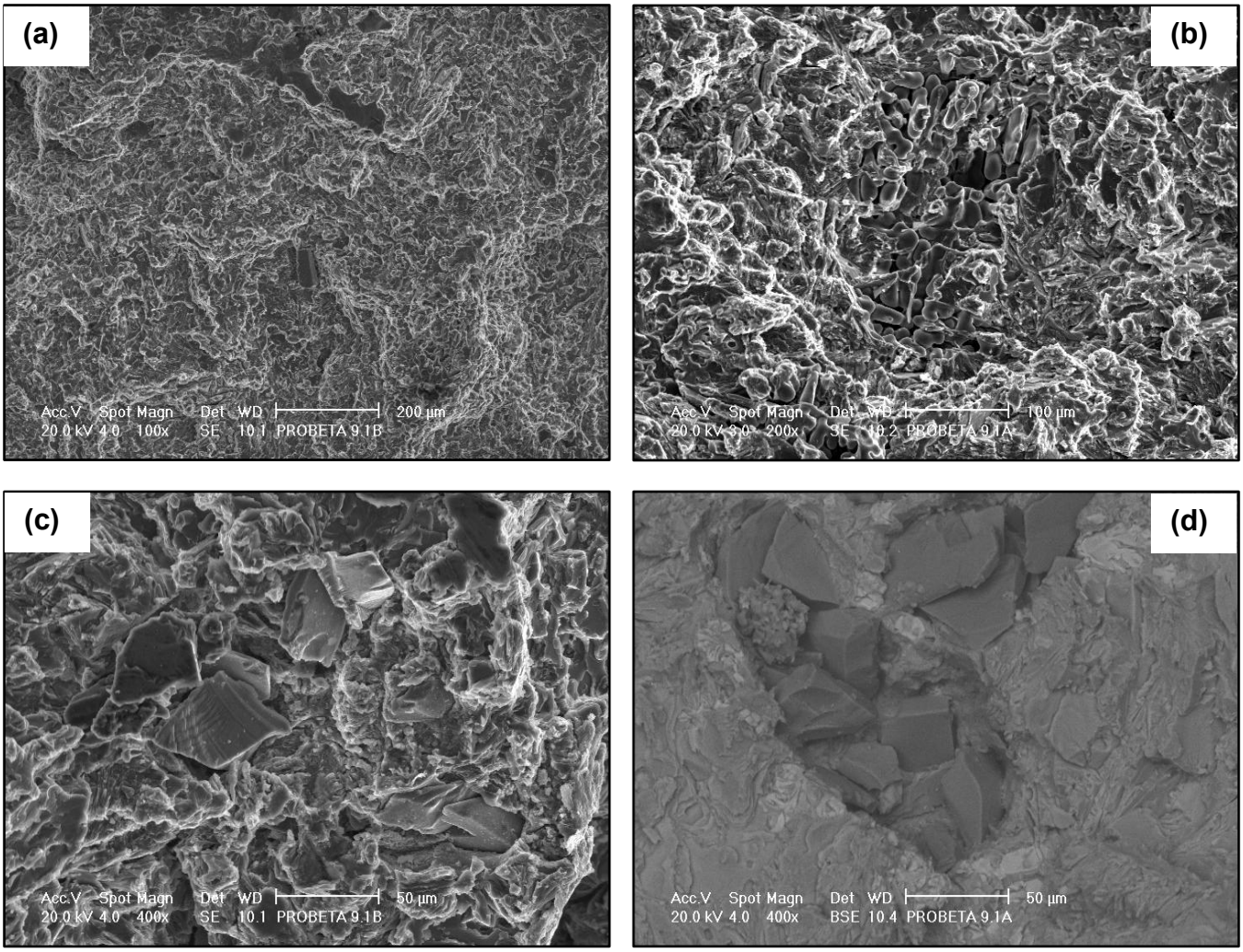


Figura 53. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$400/PCM 60°C. (a) 100x, (b) 200x, (c) 400X y (d) 400x vista con electrones retodispersados.*

En la figura 53, correspondiente a la probeta 9.1 cuyo esfuerzo máximo en tensión fue uno de los máximos reportados en la sección 6.2, se puede destacar a bajos aumentos (figura 53a) la presencia de algunos huecos por contracción, esto se debe a la reducción en los tiempos de solidificación; en el centro de la figura se puede observar una partícula de SiC aislada. A mayores aumentos, figura 53b, se

aprecia que la fractura en su mayoría sigue siendo por cuasi-clivaje, sin embargo hay evidencia de fractura por descohesión interdendritica aparentemente propiciada por los huecos por contracción, en los cuales se permite visualizar las dendritas globulares de forma entera. En la figura 53c, a mayores aumentos se observan partículas embebidas en la matriz de aleación 356, también se observa que la propagación de la fractura fue alrededor de las partículas y no a través de ellas, ya que en este caso no hay evidencia de la fractura de las partículas. En la figura 53d, se pueden observar zonas facetadas características de una fractura por cuasi-clivaje alrededor de un aglomerado de partículas, esto revela que la dispersión no fue llevada con éxito en su totalidad y que estos aglomerados actúan como puntos concentradores de esfuerzos lo cual lleva a la falla prematura del material.

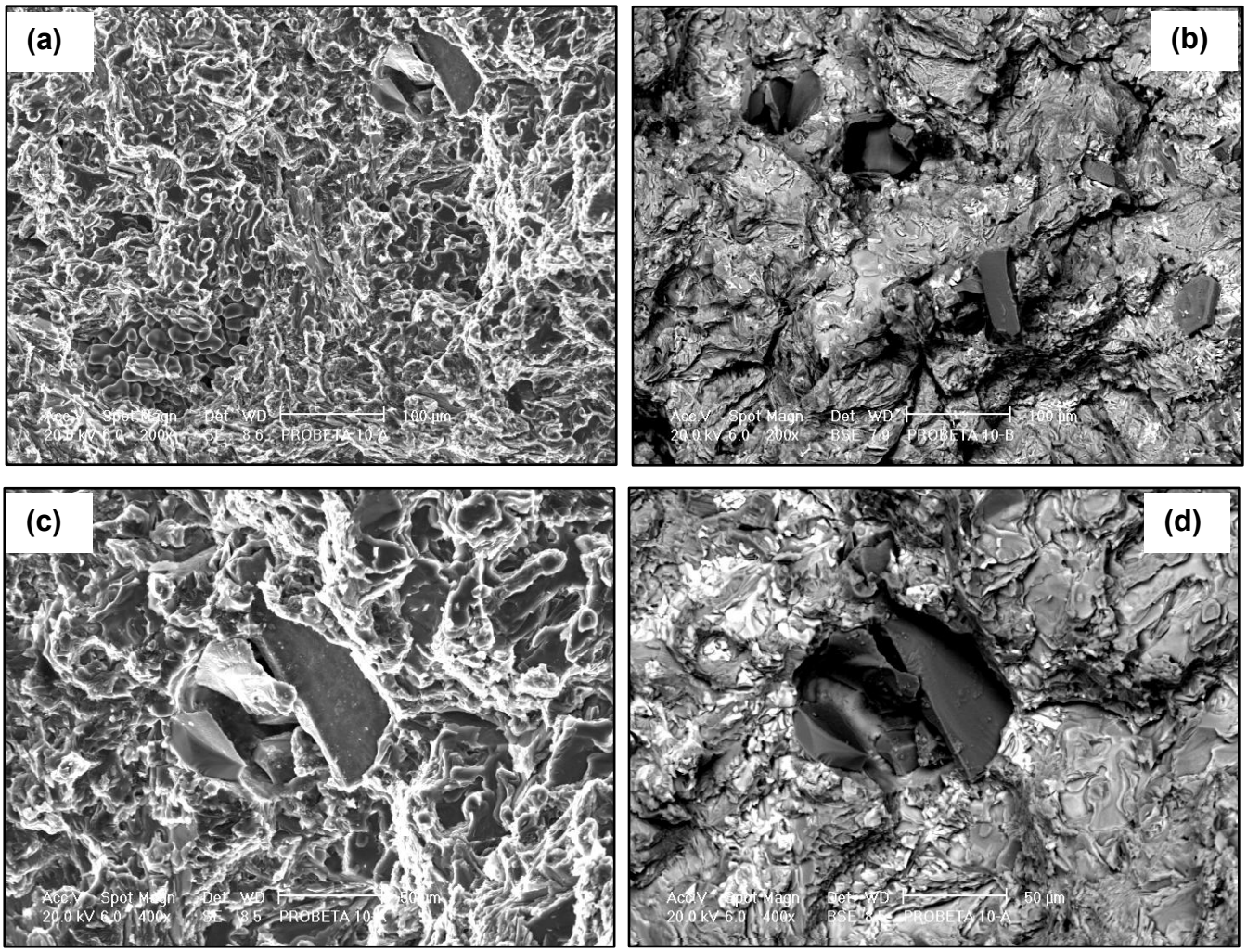


Figura 54. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$400/PCM 200°C. (a) 200x, (b) 200x vista con electrones retodispersados, (c) 400X y (d) igual que (c) vista con electrones retodispersados.*

La figura 54 corresponde a la probeta 10.0 cuyo esfuerzo máximo en tensión es el mayor obtenido, incluso por encima de los reportados para la serie 9. En la figura 54a, se puede observar un aglomerado de partículas de tamaño pequeño, en comparación con los que se mostraron en la figura 53, aquí también se evidencian los huecos por contracción, a mayores aumentos, usando electrones retodispersados, figura 54b, se aprecia una mejor distribución de las partículas de SiC, se observan diversos relieves, probablemente por la fuerte contracción que hay entre regiones con partículas y regiones libres de ellas. En las figuras 54c y 54d, a mayores aumentos, se confirma lo anterior.

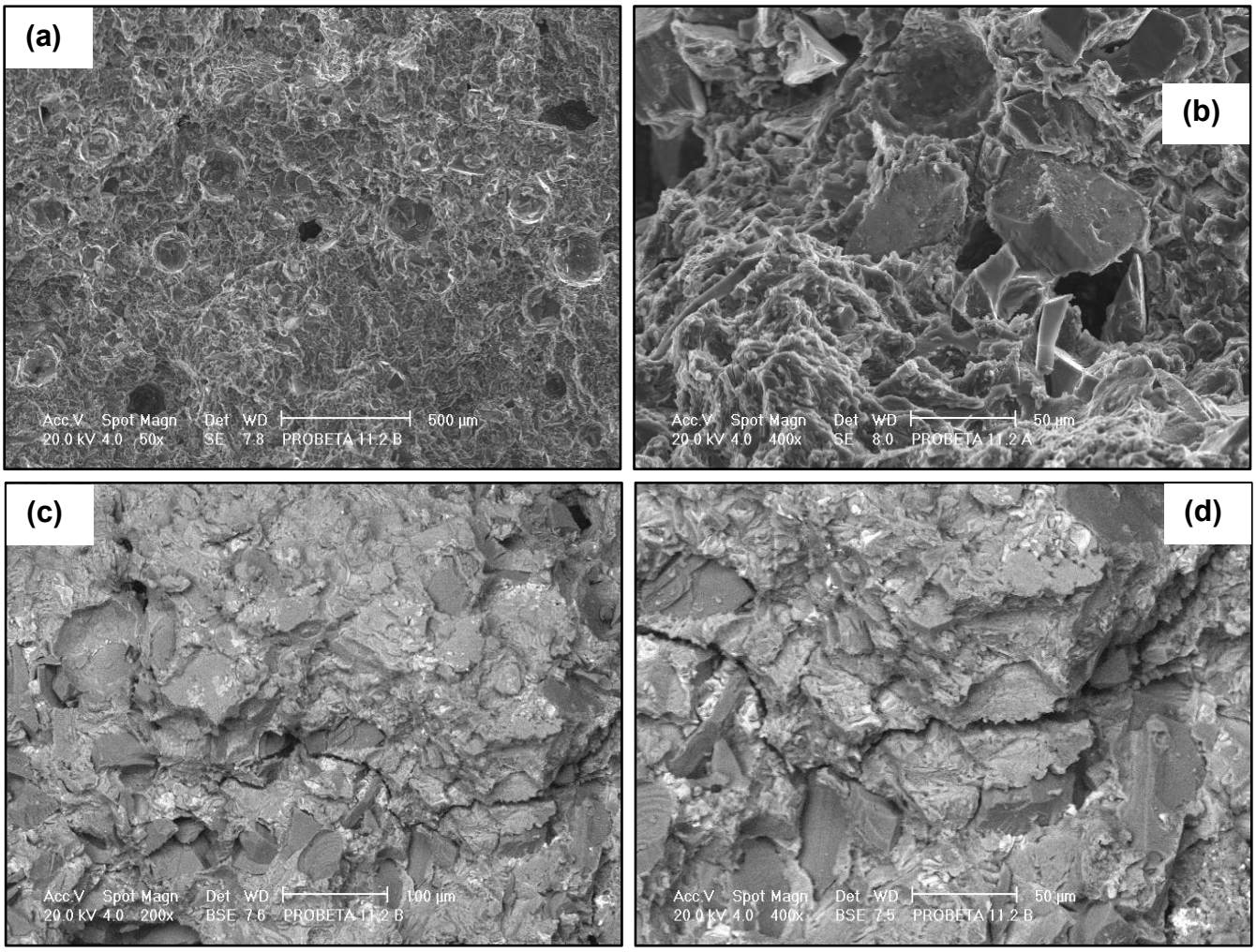


Figura 55. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$320/PCM 60°C. (a) 200x, (b) 200x vista con electrones retodispersados, (c) 400X y (d) igual que (c) vista con electrones retodispersados.*

La figura 55, corresponde a la probeta 11.2 cuyo desempeño en dureza es el mximo reportado, sin embargo su desempeño en el ensayo de tensión no fue bueno, una explicacion de este comportamiento puede ser formulado a partir de la figura 55a, a bajos aumentos hay evidencia de cavidades perfectamente redondas, las cuales son caracteristicas del atrapamiento de gas durante el proceso de fabricacion, estas cavidades fragilizan de manera importante el material; también se observan algnos huecos por contracción pequeños. Por otra parte no hay evidencia de aglomeramiento de partículas.

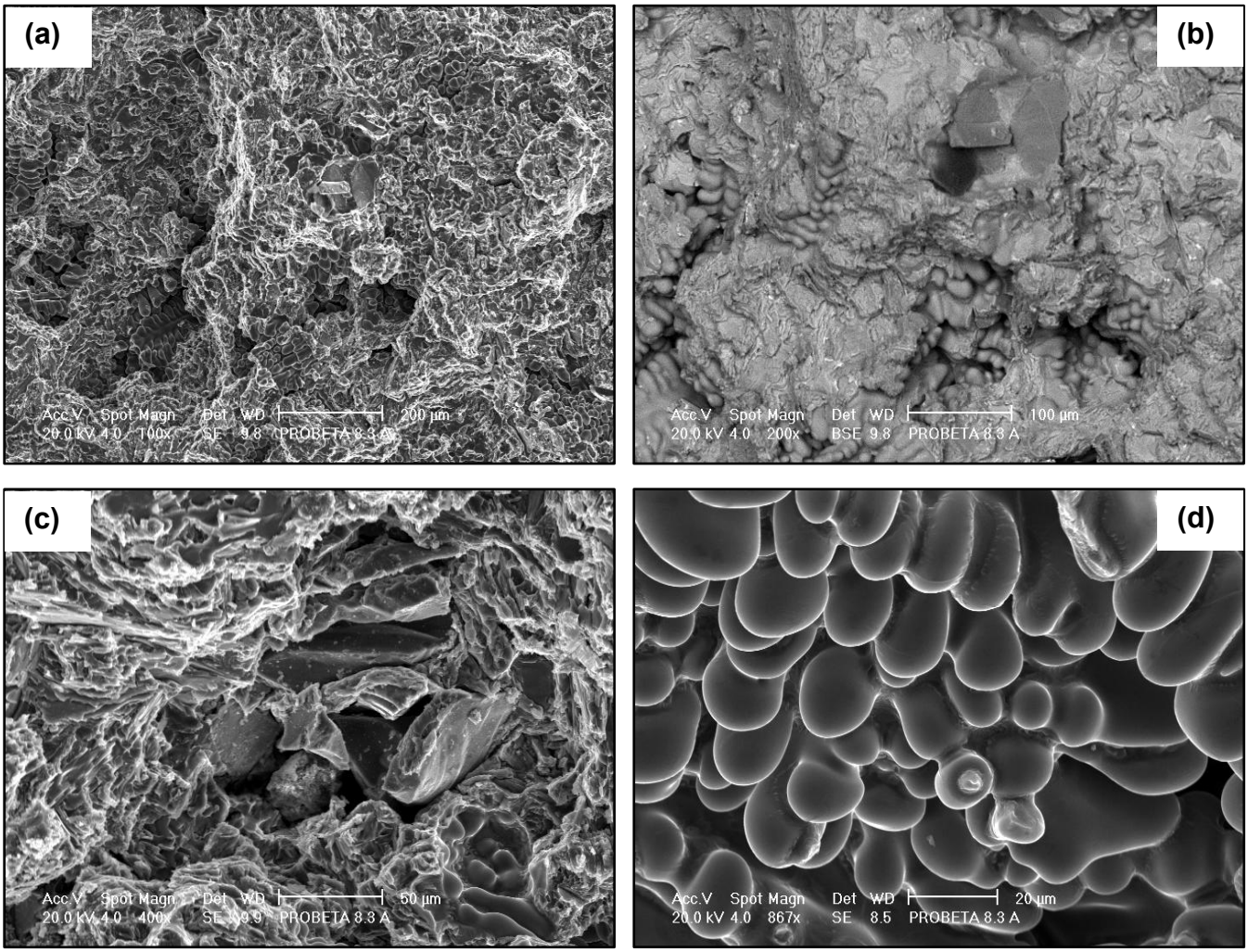


Figura 56. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$320/PCM 200°C. (a) 100x, (b) 200x electrones retodispersados, (c) 400X y (d) 867x.*

De la figura 55b se ve que el tipo de fractura corresponden a cuasi-clivaje, se pueden visualizar algunos fragmentos de partículas fracturadas y una separación de la matriz por debajo de la partícula, tal vez se deba por una propagación de la fractura por la periferia de las partículas, tal y como se muestran en la figuras 55c y 55d. En estas dos figuras se ve claramente el efecto deflector que tienen las

partículas rígidas dentro de una matriz menos resistente, dando lugar a que la fisura que se propaga por la matriz se encuentre con las partículas de SiC y sea desviada hasta que la propagación sea detiene; incluso se aprecia una ligera fisura en la partícula, por lo que en este caso la traferencia de carga se cumple.

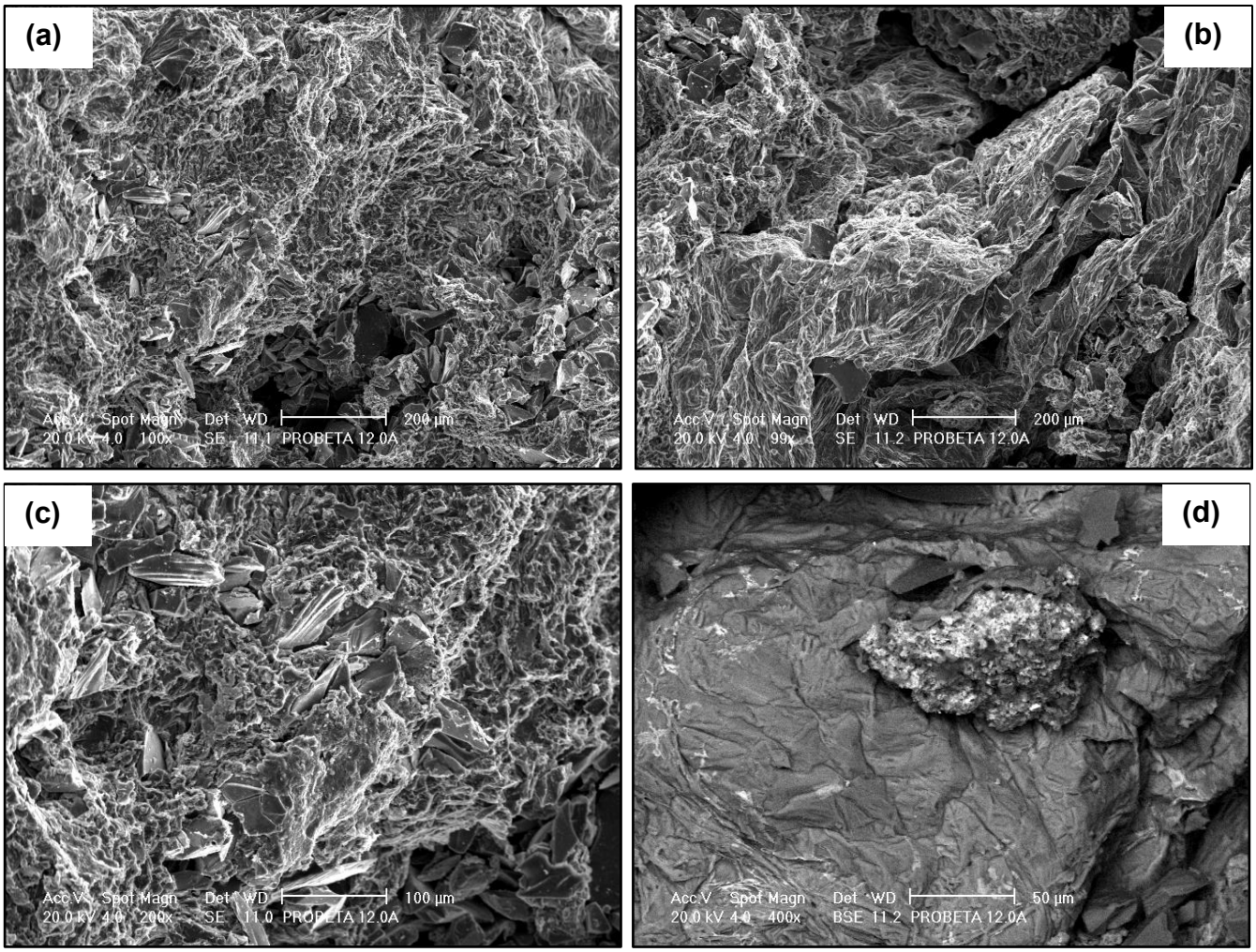


Figura 57. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 356/SiC$_p$320/PCM 350°C. (a) 100x, (b) 100x, (c) 200X y (d) 400x vista con electrones retodispersados.*

En la figura 56, correspondiente a la probeta 8.3 el esfuerzo máximo en tensión alcanzado es similar al de los compuestos 356/SiC$_p$320/PCM 60°C, con la diferencia que esta probeta presento una deformación mayor antes de la falla, a pesar de que esta probeta contaba con la muesca maquinada a 60°. En la figura 56a, principalmente se observan diversas regiones con huecos por contracción; no hay evidencia de aglomeramiento de partículas. En la figura 56b, a mayores aumentos se confirma lo que se dijo anteriormente y se ve que la matriz alrededor de las partículas presenta falla por cuasi-clivaje. En la figura 56c se muestra un ligero aglomeramiento parcial de partículas, se dice que es parcial ya que entre las

partículas más grandes hay una ligera cantidad de matriz metálica, la cual se encuentra separada de ellas debido a la deflexión de fisuras secundarias hacia dentro del material, se puede ver que dichas fisuras secundarias se pueden bifurcar si encuentran una partícula en forma de cuña, tal y como se ve en esta figura; esto puede ser un tanto contraproducente ya que la separación de la matriz que rodea las partículas es más fácil. En la figura 56d, con el uso de electrones secundarios se muestran las dendritas globulares a través de un hueco de contracción, este tipo de dendritas se presentan en todos los compuestos obtenidos.

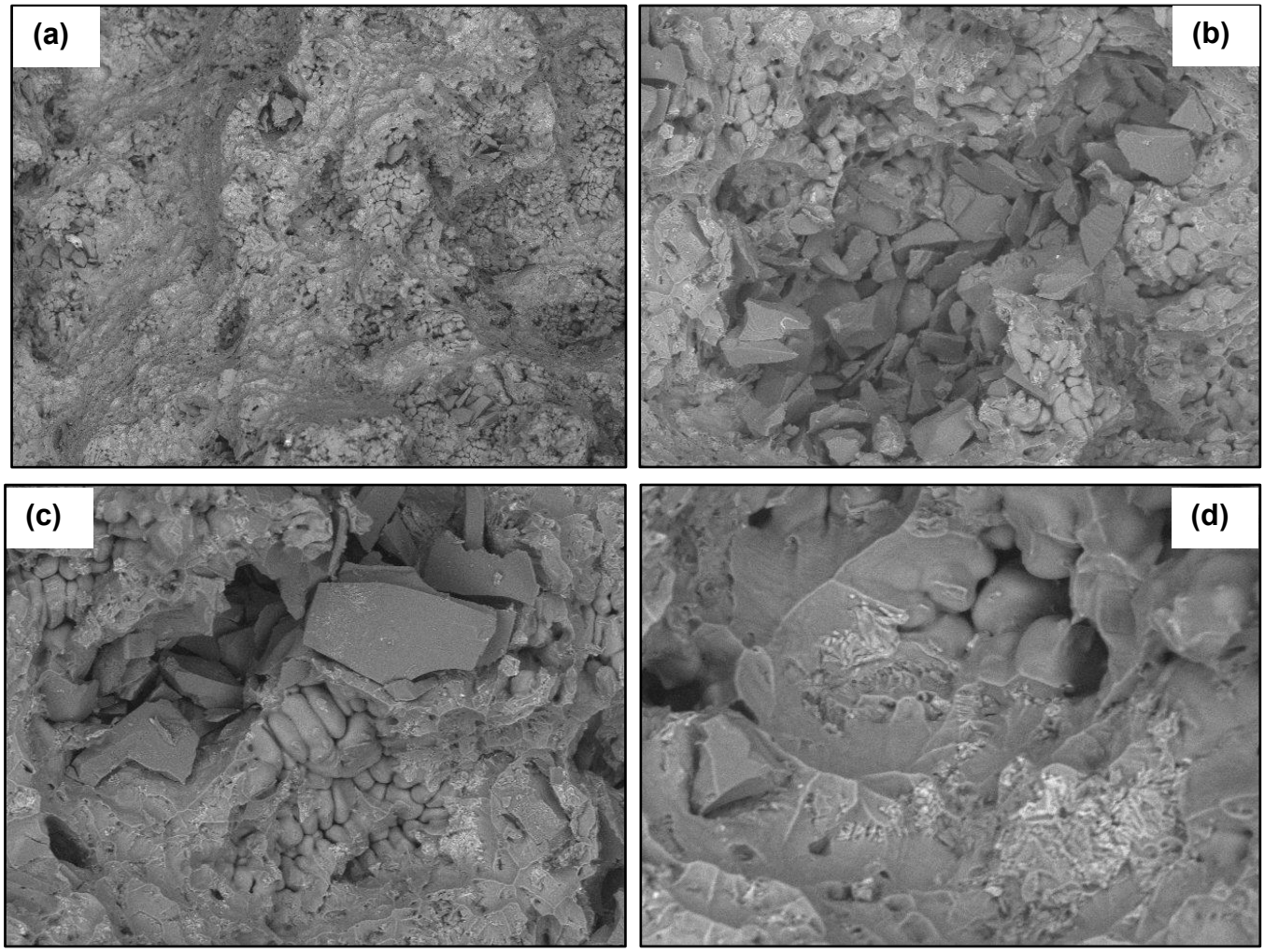


Figura 58. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC_p400/PCM 60°C. (a) 100x, (b) 300x, (c) 400x y (d) 1000x.*

La figura 57 corresponde a la probeta 12.0, la cual presentó el esfuerzo máximo en tensión más bajo. En la figura 57a se muestra un aglomerado de partículas de gran tamaño. No hay evidencia de huecos por contracción similares a los que se han presentado en las figuras anteriores, por otra parte en la figura 57b a una

magnificación similar, se observa un patrón de fractura diferente, esto se puede deber a que la contracción en este caso es diferente a lo que se ha venido exponiendo. A una velocidad de solidificación rápida, se garantiza que la solidificación comience de las paredes del molde hacia adentro, lo cual permite que los huecos por Contracción se encuentren internamente en las probetas y son relativamente pequeños y locales.

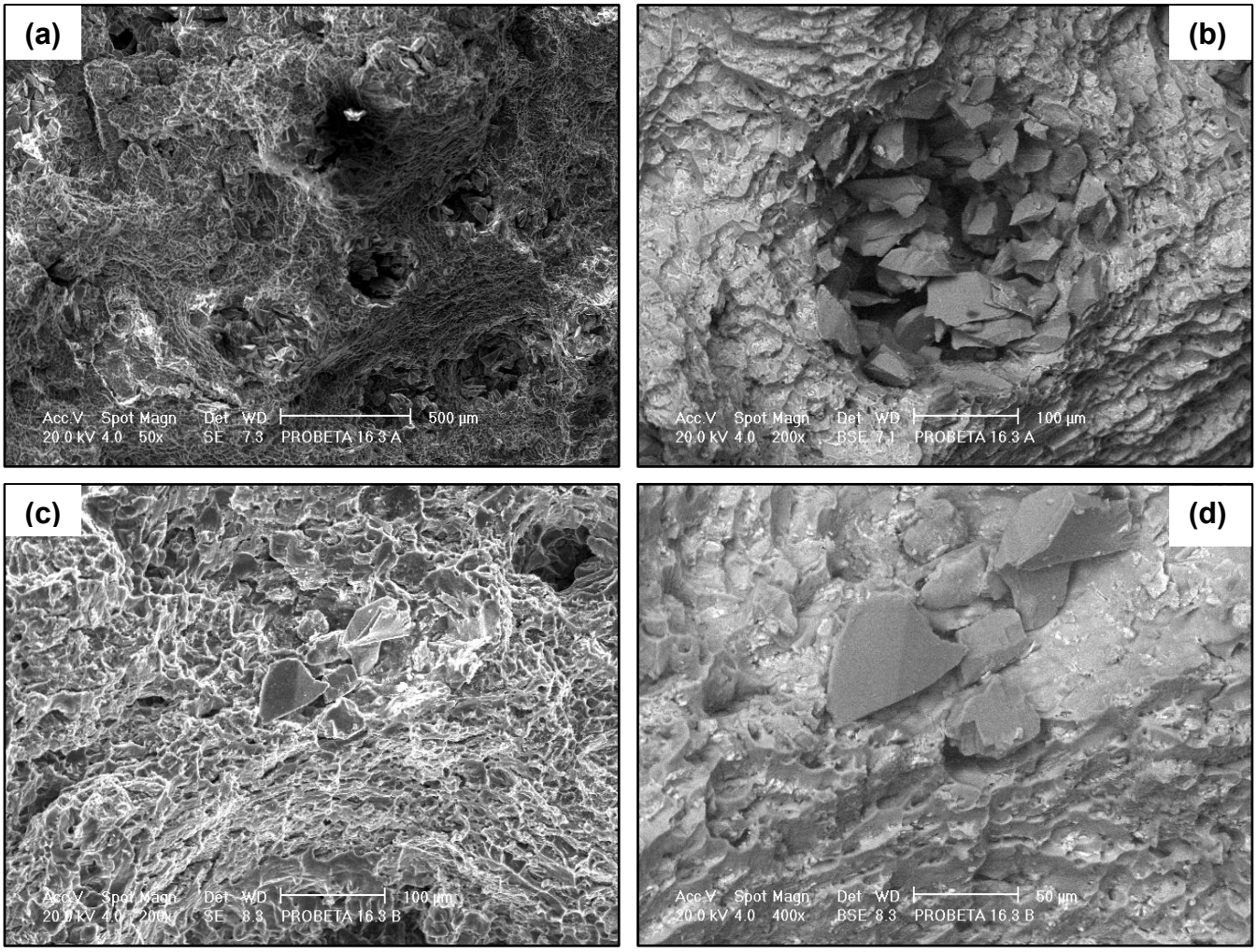


Figura 59. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC$_p$400/PCM 200°C. (a) 50x, (b) 200x vista con electrones retodispersados, (c) 200x y (d) 400x vista con electrones retodispersados.*

Por otro lado, al permitir una solidificación más lenta, esto cambia, se magnifica el efecto causado por la presencia de las partículas sólidas de SiC en el metal líquido, ya que se favorece la eyección de partículas de la matriz metálica aumentando con esto el aglomeramiento, mismo que aumenta la fracción de sólido en sitios más grandes de la probeta, lo anterior tiene como consecuencia la nucleación de fuertes puntos de solidificación, que dan comienzo a una

competencia por el metal líquido remanente entre la solidificación debida a la extracción de calor por el molde y a la solidificación producida por los puntos en los que hay aglomeramiento de partículas. Finalmente, el resultado de dicha competencia se manifiesta en grandes regiones de contracción interna que reducen el área de carga efectiva del material, bajando con ello su resistencia. La figura 57c es un acercamiento a la parte superior derecha del aglomeramiento mostrado en la figura 57a, se aprecia claramente la fractura de una partícula y la falla por cuasi-clivaje y descohesión en las zonas de la matriz circundante. En la figura 57d se muestra una superficie de fractura por cuasi-clivaje y también se observa una inclusión, posiblemente un óxido o fragmentos desprendidos de recubrimiento de alúmina aplicado al crisol previamente.

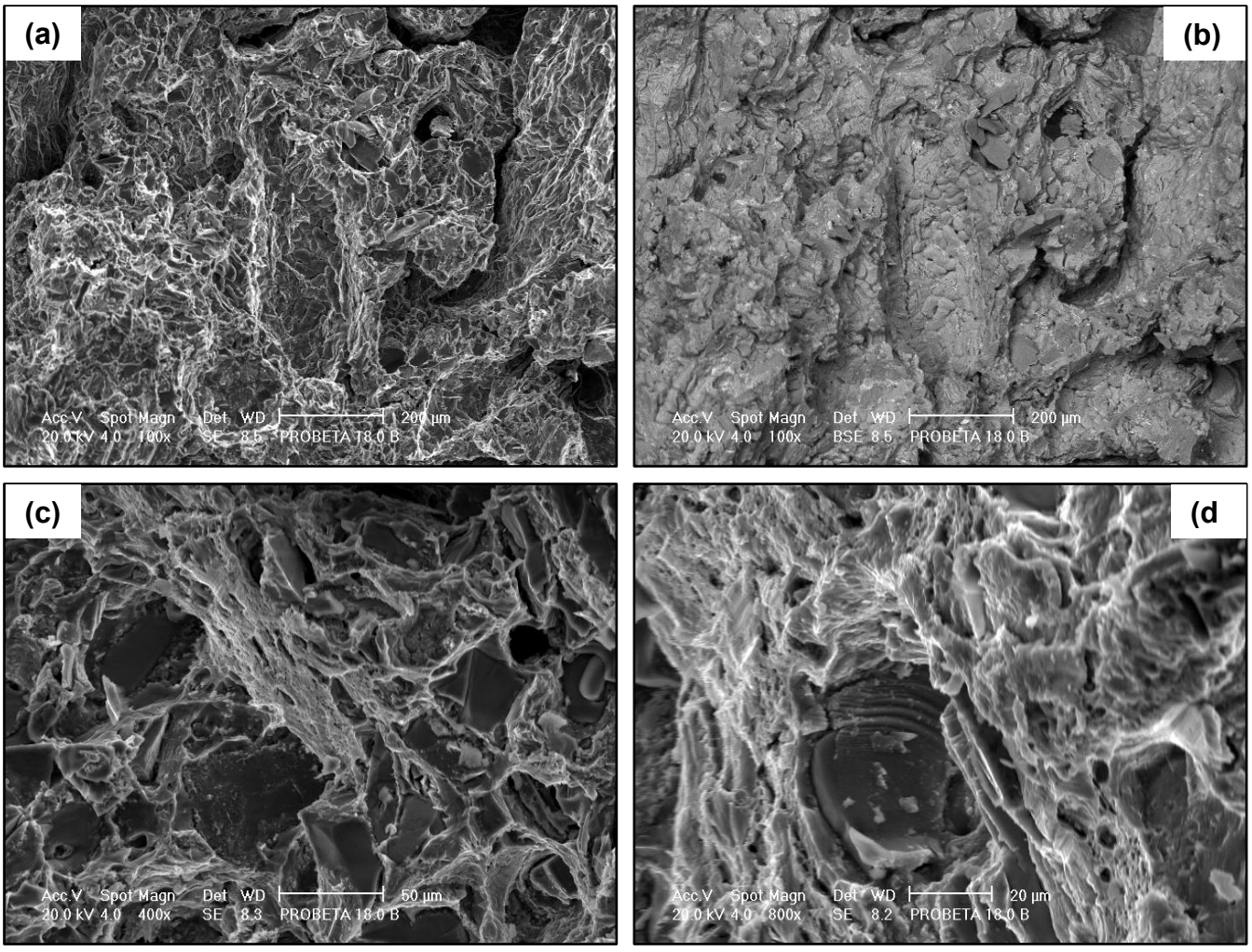


Figura 60. *Superficies de fractura vistas con MEB del compuesto 1050/SiC$_p$400/PCM 350°C. (a) 100x, (b) 100x vista con electrones retodispersados, (c) 400x y (d) 800x.*

Las microfotografías presentadas en la figura 58 corresponden a la probeta 14.0, cuyo esfuerzo máximo en tensión sin muesca, fue el más alto registrado para los

compuestos con matriz de aluminio comercialmente puro. En la figura 58a, correspondiente a bajos aumentos observa una superficie bastante irregular, se alcanza a observar diversas regiones de contracción localizada, en las cuales se puede observar dendritas lobulares; también se muestras regiones de aglomeramiento de partículas, lo anterior se confirma en la figura 58b donde se aprecia una concentración grande de partículas, alrededor de esta zona la falla de la matriz aparentemente fue por descohesión interdendrica. En la figura 58c y 58d a mayores aumentos, se observa que en algunas regiones lo que parece una falla por descohesión contiene dimples, sin embargo estos tienen baja profundidad, lo que puede ser atribuido a la restricción del flujo plástico, con ello la limitación de la coalescencia de microhuecos, producido por la presencia de las partículas de SiC.

La figura 59 corresponde a la probeta 16.3, esta probeta reportó el máximo valor de esfuerzo en tensión con muesca. En la figura 59a, se observan diversos aglomeramientos de partículas distribuidos en la superficie de fractura, los cuales poseen una morfología redonda, en la figura 59b se presenta un acercamiento a uno de estos aglomerados y se observa que la matriz que los circunda presenta una fractura dúctil, con dimples mejor definidos que los que se presentaron en la figura 58d, esto se confirma en la figura 59c, en donde se observan dimples ligeramente elongados. En la figura 59d el mayor número de aumentos permite revelar, para este caso, la matriz alrededor de las partículas presenta un modo de fractura mixto ya que presenta coalescencia de microhuecos y también hay cuasi-clivaje. A pesar de la constricción del flujo plástico generado por el maquinado de la muesca se ve que hay un mayor flujo plástico en este compuesto, en comparación con los compuestos colados a una temperatura de PCM de 60°C, esto se puede sustentar con el inherente crecimiento o engrosamiento dendrítico atribuido a tiempos de solidificación más largos.

Por último, la serie de microfotografías mostrada en la figura 60 corresponden a la probeta 18.0 cuya resistencia en tensión fue la menor registrada, ligeramente por arriba de la resistencia que presentó el material base sin reforzamiento a condiciones de enfriamientos similares. La figura 60a revela que no hay presencia de aglomeramiento de partículas, de hecho las partículas retenidas en la matriz se encuentran mayormente aisladas, hay presencia de huecos por contracción local, lo cuales permiten visualizar las dendritas y también Contracción general como la que se presentó en la figura 57b, dichas observaciones pueden ser complementadas con la figura 60b, en la cual se usaron electrones retrodispersados. En la figura 60c y 60d es importante resaltar que el comportamiento alrededor de las partículas presenta nuevamente un comportamiento mixto, con dimples más pronunciados por el mayor flujo plástico.

6.6. Microestructuras obtenidas.

En esta sección se muestran y analizan las fotomicrografías obtenidas mediante el análisis con microscopia óptica de los compuestos procesados en este trabajo. El análisis correlaciona los resultados presentados en las secciones anteriores con las microestructuras desarrolladas bajo las condiciones experimentales aplicadas.

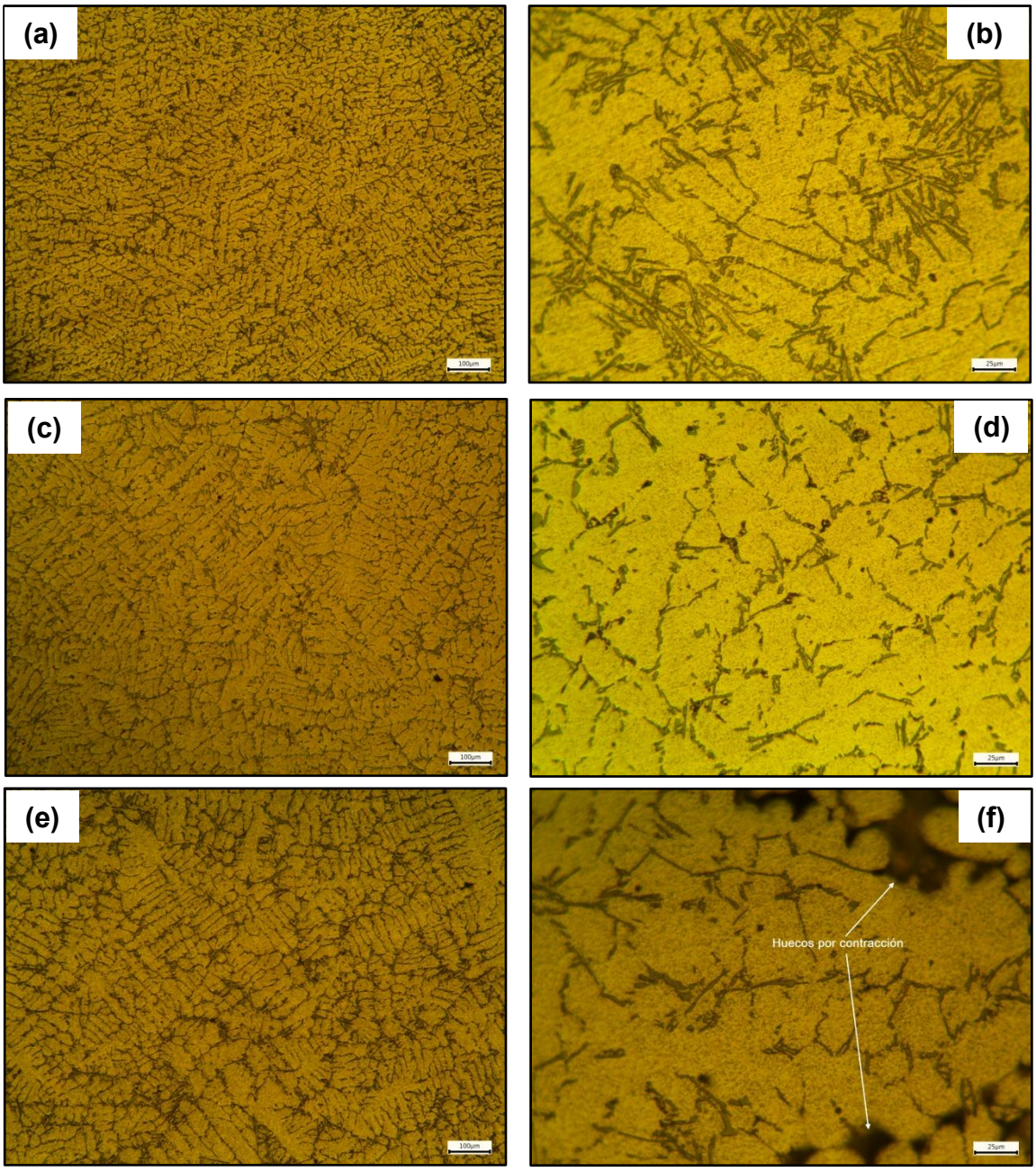


Figura 61. *Fotomicrografía aleación 356 sin SiC_p. (a), (c) y (e) corresponden a 100x a 60, 200 y 350°C de precalentamiento de molde respectivamente;(b),(d) y (f) corresponden a 400x de las figuras (a), (c) y (e) respectivamente.*

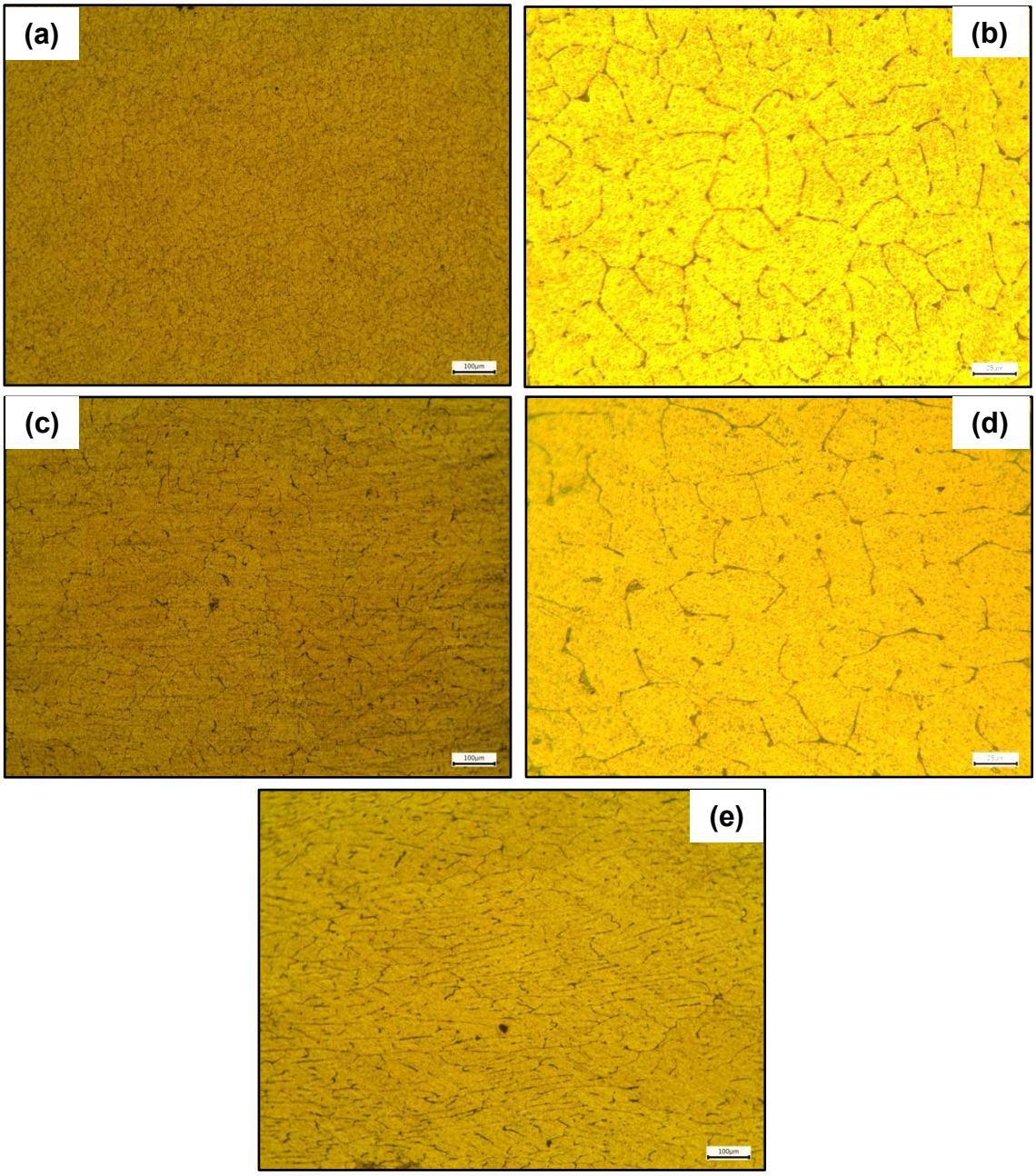


Figura 62. *Fotomicrografía aleación 1050 sin SiC_p. (a) y (c) corresponden a 100x a 60 y 350°C de precalentamiento de molde respectivamente;(b)y (d) corresponden a 400x de las figuras (a) y (c) respectivamente. En (e) se muestran granos deformados cerca de la zona de fractura.*

En la figura 61 se puede observar el efecto que tiene el precalentamiento del molde sobre el desarrollo de la microestrcutura en la aleación base 356, se presentan dendritas lobulares con partículas aciculares de silicio eutectico distribuidas en las regiones interdendriticas. En las figuras 61a, 61c y 61e a 100x se muestra que una mayor temperatura de molde favorece el engrosamiento de

las dendritas. A 400x se observa que las agujas de silicio son gruesas y estan mal distribuidas para un PCM de 60°C; a temperaturas de precalentamiento mayores la distrubucion mejora y el tamaño de las partículas de silico es menor, con esta microestructura se esperaria que la resistencia maxima en tensión disminuyera y que la ductulidad del material aumentara, Sin embago, se ve de la figura 40a, que solo la disminucion de la resistencia se cumple ya que la ductilidad se ve afectada por un enfriamiento mas lento. En la figura 61f, se señala la presencia de huecos por contracción los cuales evidencian que el colado de esta aleación dentro de un molde precalentado a altas temperaturas no es favorable. Con base en lo anterior quedaría estudiar el desarrollo microestructural y de propiedades mecánicas en especimenes colados dentro del intervalo de temperaturas entre 60 y 200°C, con el fin de determinar la temperatura de colado óptima del metal base. Las propiedades mecánicas como la tenacidad a la fractura y la dureza se ajustan mejor al comportamiento esperado en base a la microestructura obtenida, ya que de las figuras 47a y 48a se observa que un mayor tamaño de dendrita presenta una mayor tenacidad a la fractura y una menor dureza.

En la figura 62 se muestra la aleación base 1050 solidificada a una temperatura de PCM de 60 y 350°C. La microestrcutura mostrada consiste en dendritas lobulares sin aparente presencia de fases secundarias. En las figuras 62a y 62c se observa que el tamaño de dendrita aumenta al incrementarse el precalentamiento del molde, lo anterior se confirma a mayores aumentos en las figuras 62b y 62d. Correlacionando la microestructura obtenida con la grafica mostrada en la figura 40b, se puede observar que el crecimiento dendritico tiende a aumenta la ductilidad de la aleación, sin embargo, un PCM a 350°C tiene menor impacto que un PCM a 200°C, esto se debe a que pudiesen existir huecos por contracción al igual que en la aleación 356 colada a 350°C o a que el tamaño de dendrita excede un tamaño critico para la maxima ductilidad. En la figura 49e se muestra una sección cercana a la fractura en donde se puede apreciar un grado de deformacion importante ya que los limites dendriticos se ven alargados en comparacion con las figuras 62a y 62c. Esta deformación plástica de las dendritas demuestra que el endurecimiento por deformacion es el responsable del incremento de la resistencia maxima en tensión y de la dureza en los materiales colados a una temperatura de PCM mayor a 60°C. Es importante destacar que en la figura 48b la dureza entre las muestras coladas a un PCM de 200 y 350°C son practicamante iguales con lo que se comprueba que la diferencia en la ductilidad de ambos materiales se debe a la presencia de discontinuidades internas del material.

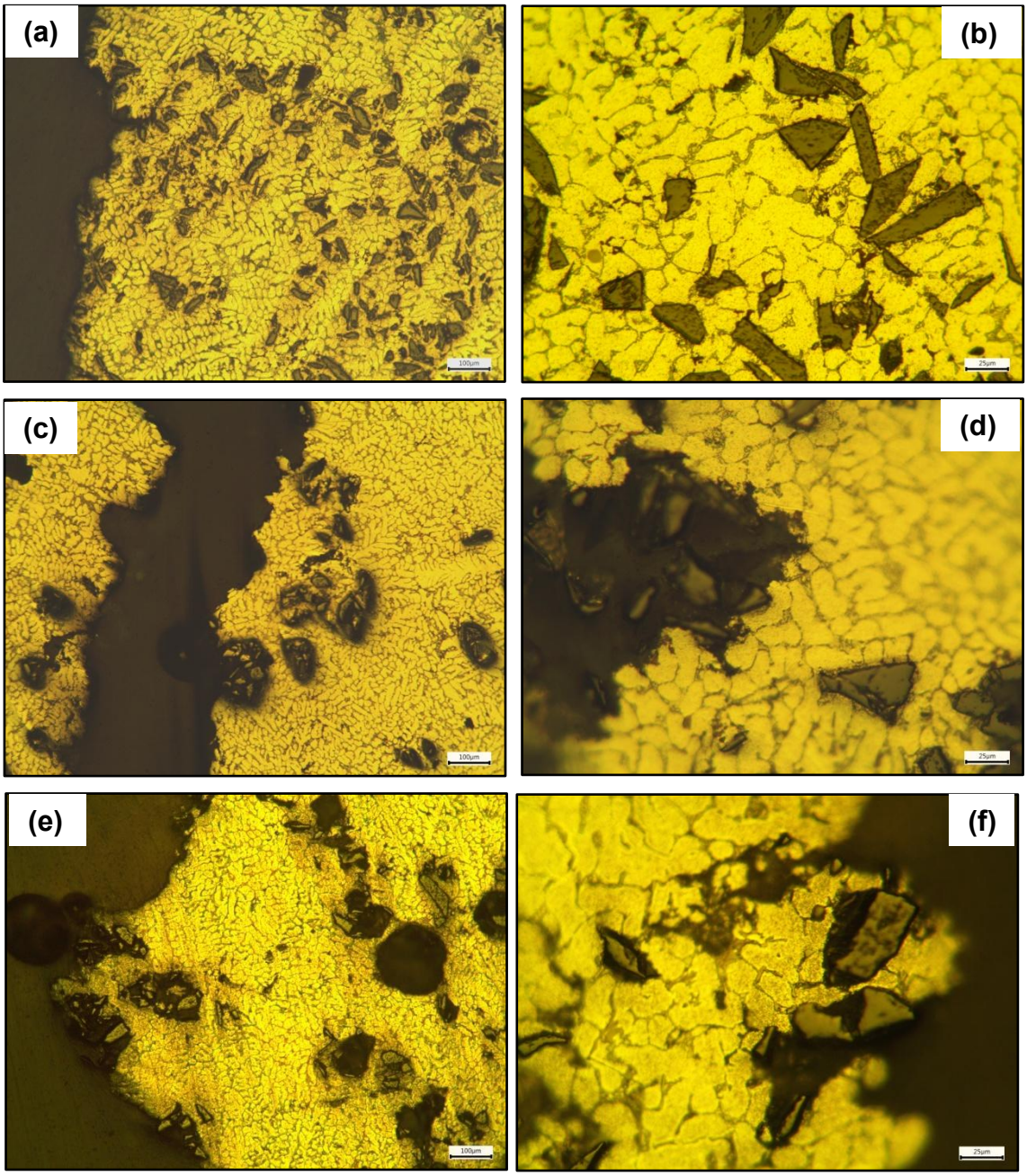


Figura 63. *Fotomicrografías del compuesto 356/12%peso SiC_p 320. (a) PCM 60°C, (c) PCM 200°C y (e) PCM 350°C a 100x. en las figuras (b), (d) y (f) se muestran a 400x las figuras (a), (c) y (e).*

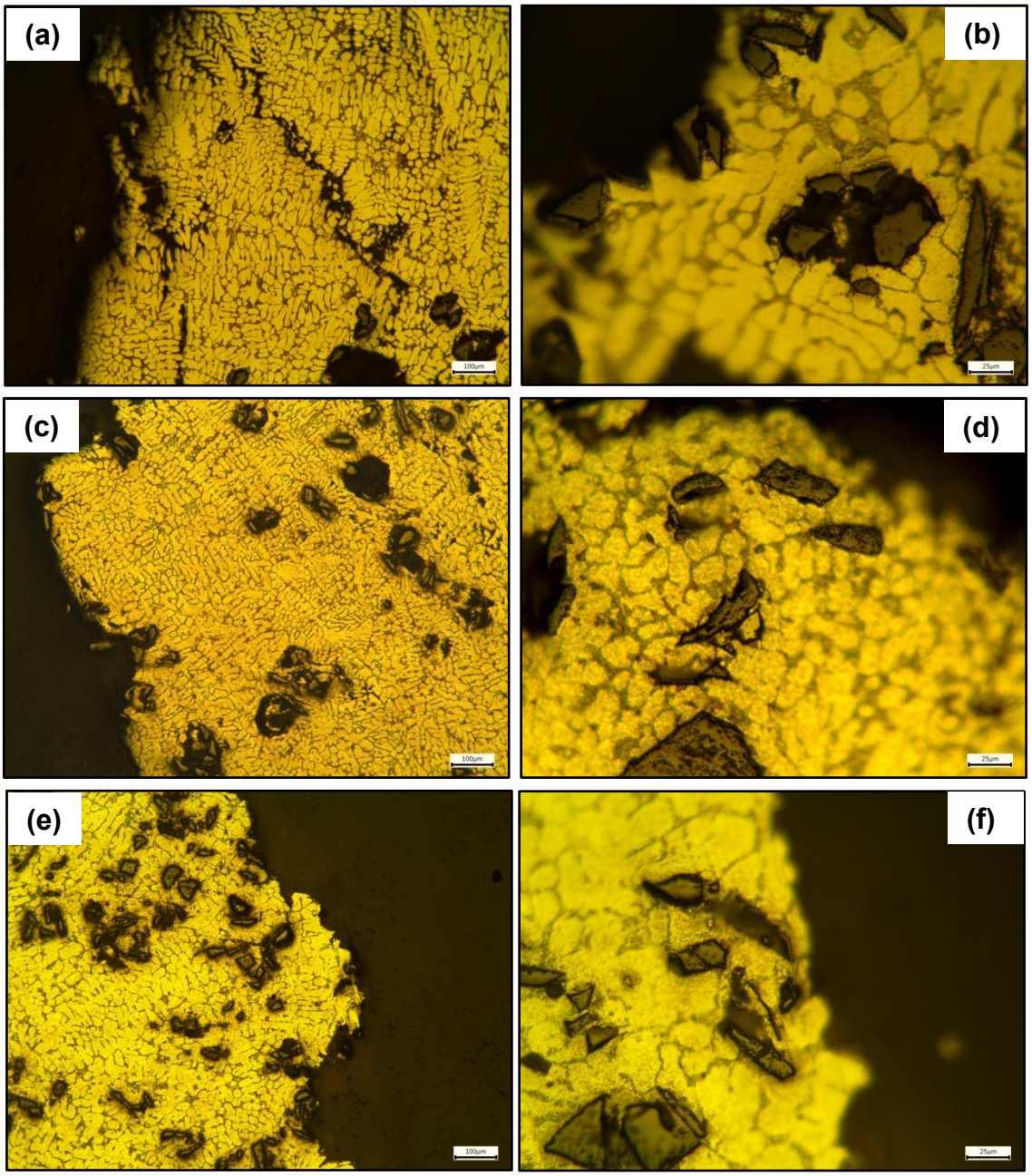


Figura 64. *Fotomicrografías del compuesto 356/12%peso SiC_p 400. (a) PCM 60°C, (c) PCM 200°C y (e) PCM 350°C a 100x. en las figuras (b), (d) y (f) se muestran a 400x las figuras (a), (c) y (e).*

Comparando las figuras 63 y 64 con la figura 61 se observa que la morfología de las dendritas es diferente, ya que se forman dendritas globulares; también se aprecia un cambio importante en la morfología de las partículas de Si, las cuales son mucho más finas y están ubicadas en regiones interdendríticas bien definidas. Este cambio se debe principalmente a la agitación realizada para la incorporación de partículas mientras la matriz se encontraba solidificando, dicha agitación rompe

el crecimiento de dendrítico para dar lugar a la formación de glóbulos de aluminio α (Al-α). Las figuras 63 y 64 corresponden a los compuestos 356/SiC_p 320 y 356/SiC_p 400 respectivamente colados a 60, 200 y 350°C en orden descendente. Se observa que la retención de partículas es casi de un 100% cuando se usa un tamaño de partícula correspondiente a la malla 320 a una alta velocidad de enfriamiento, figuras 63a y 63b, en estas muestras no se confirma la existencia de una competencia entre la extracción de calor debida al molde y la extracción de calor debida al líquido circundante a las partículas de SiC ya que la solidificación es tan rápida que no se muestra preferencia por alguna de las dos. Sin embargo, las partículas de SiC al ser exógenas al sistema son puntos de nucleación con bajo coeficiente de extracción de calor lo que permite que los primeros cristales de aluminio nucleen y crezcan de tal modo que se observa que alrededor de las partículas hay un tamaño de dendrita mayor en comparación al resto de la fotomicrografía, con esta figura también se evidencia que se logró un buen grado de mojabilidad mediante la aplicación del tratamiento térmico de las partículas y la adición del magnesio como agente surfactante. En las figuras 63c y 63d se observa que las dendritas en general son más grandes, sin embargo las dendritas alrededor de las partículas son más pequeñas, esto se debe a que bajo estas condiciones de enfriamiento la extracción de calor dominante es debida al molde, lo cual no permite que la cristales nucleados sobre las partículas crezcan, lo cual se manifiesta en dendritas pequeñas alrededor del SiC_p; también se observa una menor eficiencia en la distribución y retención de partículas favoreciéndose la formación de aglomerados y con esto menores propiedades mecánicas, tal como se muestra en la figura 63c, en donde se observa un aglomeramiento del cual pudo originarse la falla prematura de la probeta. La condición anteriormente descrita se presenta de forma más drástica en el compuesto solidificado a un PCM de 350°C.

Una reducción del tamaño de partícula tiene poca variación, con lo descrito para los compuestos 356/SiC_p 320, por otra parte la distribución y retención si se ve afectada por esta variable, ya que observa de la figura 64a que el porcentaje de incorporación de partículas es bajo en comparación con la figura 63a, también se presenta una gran cantidad de huecos por contracción, esto se debe a que al tener un menor tamaño de partícula es necesario aplicar mayores esfuerzos cortantes para romper los aglomerados de partículas y promover el mojado de su superficie con metal líquido, esto dificulta crear una buena mezcla matriz metálica-partículas dentro del crisol; en cuanto la mezcla es colada en el molde metálico se tiene una mayor cantidad de puntos de nucleación y con ello una mayor cantidad de fracción de sólido, lo cual aumenta la viscosidad y dificulta la distribución homogénea de partículas dentro del molde, esto se ve manifestado claramente en la reducción de los tiempos de solidificación como se expuso en la sección 6.1. En

los compuestos 356/SiC_p 400 a medida que la temperatura de PCM es mayor el nivel de retención y distribución aumenta, con esto se esperaría que las propiedades mecánicas mejoraran, sin embargo esto no fue así, una probable explicación de este hecho puede partir de la medición de la microdureza alrededor de las partículas, ya que se observa de la figura 48a que la dureza decae a medida que aumenta la temperatura de precalentamiento de molde sin importar el tamaño de partícula; de la comparación de las figuras 63e y 64e se ve que tampoco el porcentaje de retención tiene efecto sobre esta propiedad. Por lo tanto el mejoramiento de las propiedades mecánicas en los compuestos base aleación 356 se debe a la creación de esfuerzos residuales sobre la matriz alrededor de las partículas de SiC, causados por la diferencia entre los coeficientes de expansión y/o contracción del metal y el SiC. En este caso la creación e intensidad de dichos esfuerzos residuales se ve regulado por el gradiente de temperaturas entre la mezcla de partículas-metal líquido y el molde metálico, con base en lo anterior y a las propiedades mecánicas obtenidas para la aleación base 356 se puede explicar por qué el compuesto 356/SiC_p400/PCM 60°C tiene una mayor resistencia máxima a la tensión y no tiene un nivel de retención de partículas alto. Finalmente, en la figura 64f, se muestra un acercamiento al perfil de fractura de la probeta, aquí se revela que se logró la transferencia de carga de la matriz metálica hacia las partículas (lo que denota un buen grado de unión matriz-partícula) que se ve manifestado con la ruptura de las partículas de SiC.

En las figuras 65 y 66 se muestran las fotomicrografías de los compuestos 1050/SiC_p 320 y 1050/SiC_p 400 respectivamente. Al igual que en los compuestos base aleación 356, si se comparan las microestructuras obtenidas en estos materiales con las de la aleación base, se encuentran cambios importantes. Se sigue con la misma morfología globular y la tendencia del crecimiento dendrítico a medida que aumenta la temperatura de precalentamiento de molde, fuera de esto la distribución y retención de partículas es diferente a lo que se presentó en los compuestos base aleación 356, la diferencia radica en las propiedades inherentes a la aleación, como su densidad y composición química. Dado que la aleación 1050 es ligeramente más densa que la aleación 356, la diferencia de densidades entre la matriz y las partículas de SiC es menor, lo cual reduce la sedimentación de las partículas en el crisol al momento del colado; la falta de silicio como elemento de aleación limita el intervalo de solidificación, lo que a su vez afecta la fluidez del metal liquido en el molde, esto sumado al incremento de la fracción de sólido por la adición de partículas de SiC crean una situación similar a la que se presentó en los compuestos 356/SiC_p 400. En las figuras 65a, 65b, 66a y 66b se observa claramente que la distribución y retención de partículas es baja, lo cual se debe al bajo tiempo de solidificación.

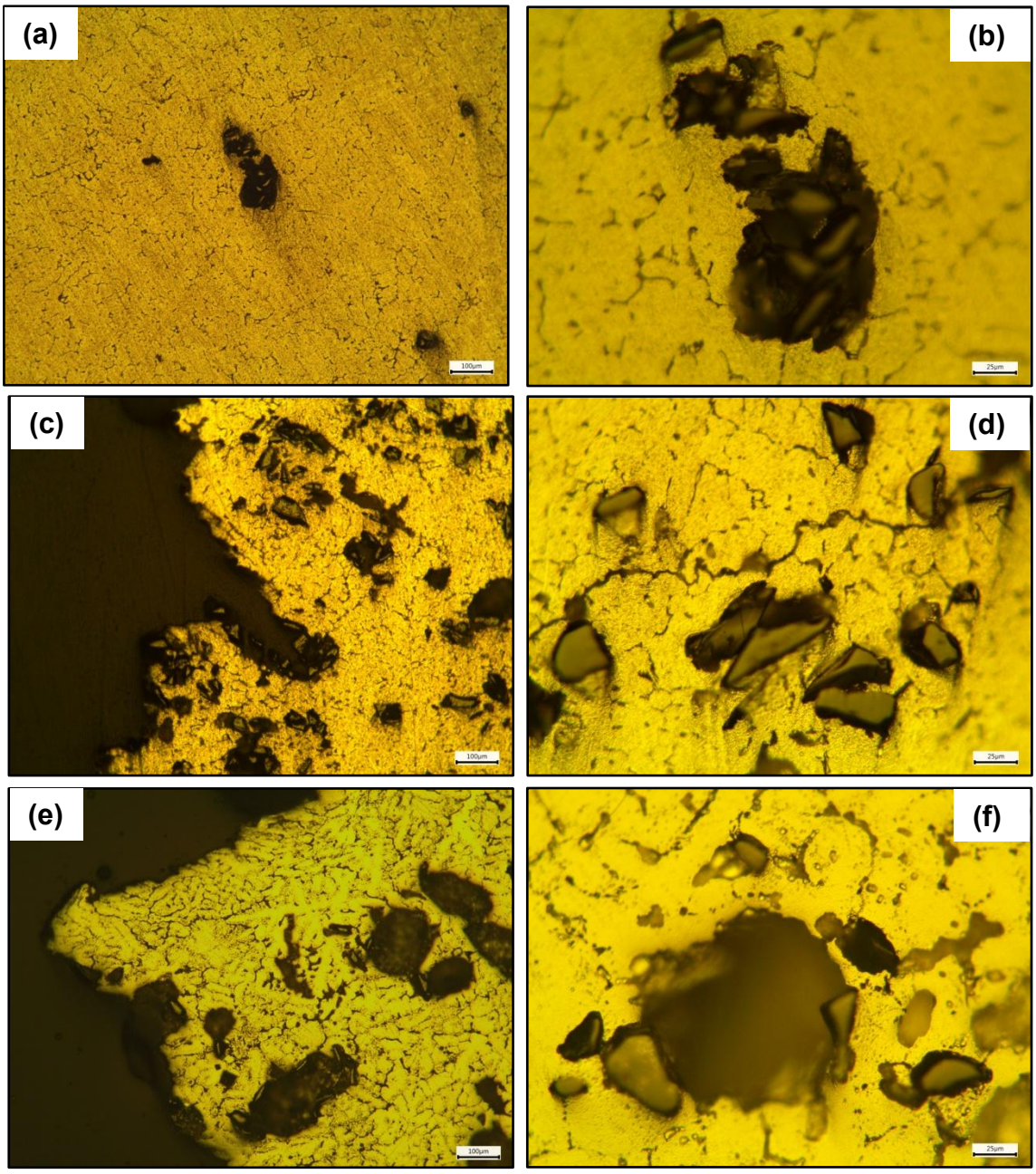


Figura 65. *Fotomicrografías del compuesto 1050/12%peso SiC_p 320. (a) PCM 60°C, (c) PCM 200°C y (e) PCM 350°C a 100x. en las figuras (b), (d) y (f) se muestran a 400x las figuras (a), (c) y (e).*

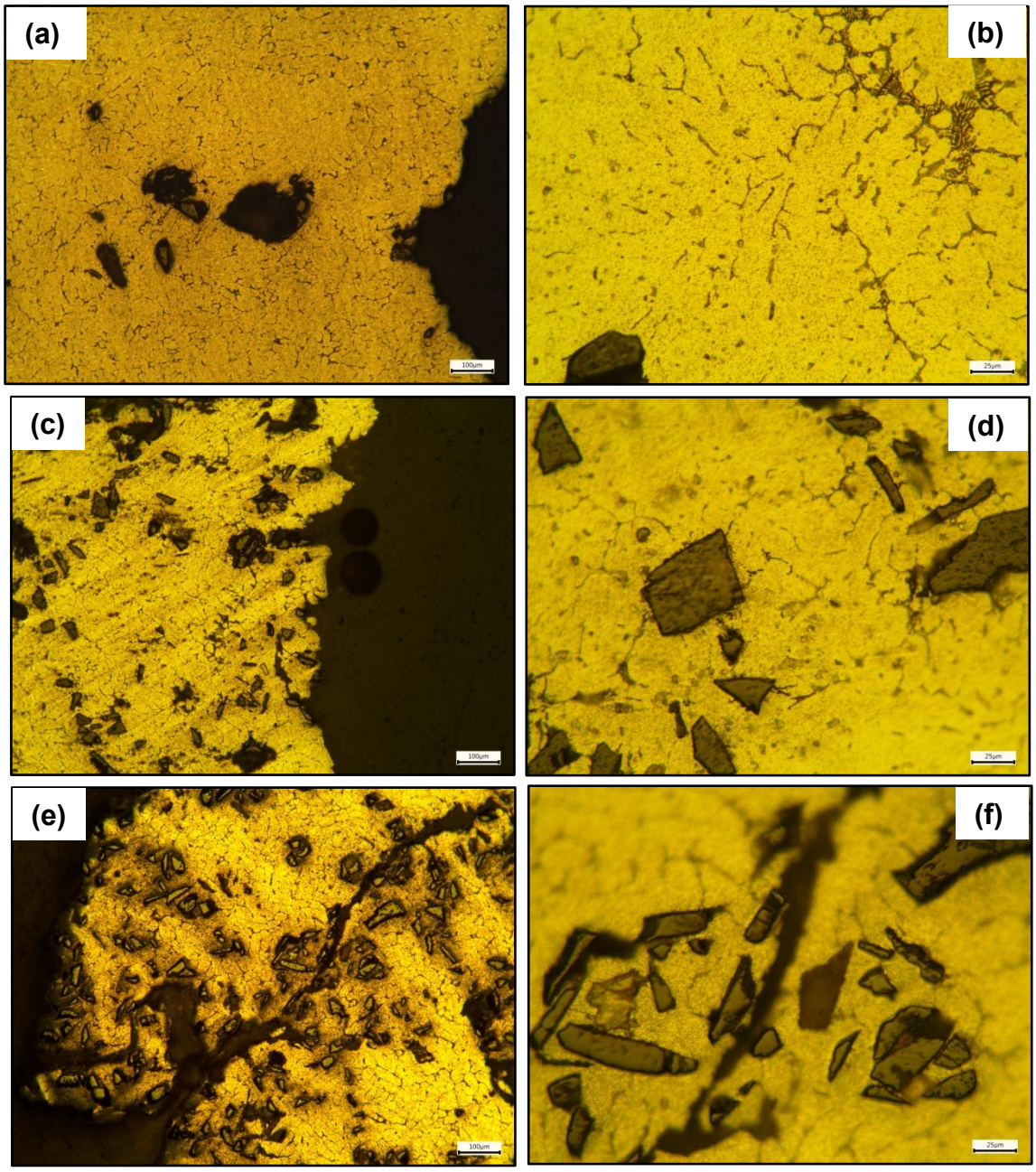


Figura 66. *Fotomicrografías del compuesto 1050/12%peso SiC_p 400. (a) PCM 60°C, (c) PCM 200°C y (e) PCM 350°C a 100x. en las figuras (b), (d) y (f) se muestran a 400x las figuras (a), (c) y (e).*

Al ser más rápida la solidificación y la falta de regiones enriquecidas de silicio cambian la cinética de solidificación. Las partículas de SiC de gran tamaño son importantes fuentes de nucleación de Al-α, lo cual sumado con la falta de regiones ricas en Si limitan su propagación hacia las secciones más internas del molde,

quedando atrapadas en la primera sección, cerca del canal de alimentación o corredera. Sin embargo el líquido y algunas de las partículas aglomeradas llenan el molde desarrollándose la microestructura mostrada en estas figuras. Un tamaño de partícula menor se ve que tiene una ligera mejoría en el nivel de incorporación y por lo tanto en las propiedades mecánicas tal como se mostró en la sección 6.

En las figuras 65c, 65d, 66c y 66d se muestra una mejoría en la incorporación y distribución de partículas, lo cual se atribuye al paso de las partículas a las secciones más delgadas del molde, lo cual se logró mediante un gradiente de temperaturas menor entre el molde y la mezcla metal liquido-partículas, se puede apreciar un mayor porcentaje de retención de partículas en el compuesto 1050/SiC_p 320, figuras 65c y 65d, por otra parte es importante destacar que en estas fotomicrografías también hay un número importante de partículas aglomeradas las cuales afecta las propiedades mecánicas en tensión (UTS y % de deformación) y mejoran las propiedades de tenacidad a la fractura ya que el nivel de incorporación es alto y se aprovecha la ganancia de ductilidad y endurecimiento por deformación asociado con el crecimiento dendrítico. En el compuesto 1050/SiC_p 400, figuras 66c y 66d, el nivel de incorporación es ligeramente menor a su contraparte con un tamaño de partícula 320, sin embargo la distribución es más homogénea debido a la menor cantidad de aglomerados presentes, lo que permite que los esfuerzos residuales de contracción se encuentre mejor distribuidos lo cual se manifiesta en mejores propiedades mecánicas e incluso la tenacidad a la fractura mejora de forma importantemente, sin igualar a la que fue reportada para el compuesto 1050/SiC_p 320.

En las figuras 65e y 65f se puede apreciar las consecuencias de establecer un gradiente de temperaturas demasiado bajo entre la mezcla matriz metálica-partículas y el molde, ya que el nivel de retención bajó considerablemente y también la porosidad aumento de manera drástica, esto se debe a la mayor movilidad dentro de molde, ya que mientras haya liquido remanente se promueve el empuje de las partículas de gran tamaño creando aglomeramientos de partículas y burbujas de gas en las secciones delgadas del molde; también el nivel de esfuerzos residuales de contracción es menor lo cual se manifiesta en una baja dureza alrededor de las partículas retenidas. Es de llamar la atención que las propiedades en tensión y tenacidad a la fractura, figuras 45b, 46b y 47b, aumentan en este caso, lo cual revela que bajo las condiciones estudiadas, un buen nivel de retención y distribución de partículas no mejora estas propiedades mecánicas, ya que se limita el flujo plástico (aumenta la fragilidad del material) y con ello el endurecimiento por deformación, el cual aumenta la resistencia máxima en tensión e impide la propagación de una fractura dentro del material.

En las figuras 66e y 66f se puede observar que el porcentaje de retención es alto, casi del 12% que correspondería a un 100% de incorporación, al correlacionar esta microestructura con las propiedades mecánicas reportadas se corrobora lo dicho en el párrafo anterior, acerca de las propiedades mecánicas en tensión, la microestructura desarrollada en este compuesto a diferencia de su contraparte, 1050/SiC_p 320/PCM 350°C, demuestra que el tener múltiples puntos de nucleación, por el tamaño de partícula menor, favorece el atrapamiento de las partículas, esto se debe a que la extracción de calor de la mezcla debida al molde se mantiene en equilibrio con la extracción de calor local de las partículas de SiC debida al líquido circundante, lo cual permite una solidificación más homogénea y por lo tanto una mayor retención, esto se aplica para las tres temperaturas de molde empeladas, la diferencia entre las microestructuras desarrolladas radica en que forma dominante de extracción de calor. Nuevamente se confirma, por medio de la microdureza, que el estado de esfuerzos residuales es mayor a una solidificación rápida y este disminuye con un precalentamiento del molde más alto, esto puede ser corroborado en la figura 66d, en donde se observa un hueco dejado por el desprendimiento de una partícula causado por la baja Contracción lograda a estas condiciones.

Finalmente, las figuras asociadas a los compuestos base aleación 1050 demuestran que las partículas embebidas presentan una buena cohesión con la matriz metálica ya que la trasferencia de carga se cumplió; por otra parte se puede demostrar mediante la correlación de estas figuras y sus propiedades mecánicas reportadas anteriormente, que en estos materiales se lleva a cabo una interacción entre la trasferencia de carga matriz-partícula y el endurecimiento por deformación, lo cual se manifiesta en el incremento de propiedades mecánicas comparadas con las de la aleación 1050 sin partículas de SiC.

7. Conclusiones, comentarios y recomendaciones.

7.1. Conclusiones.

De la presente investigación se pueden obtener las siguientes conclusiones:

1) Se desarrolló una metodología para la fabricación de materiales compuestos matriz metálica reforzados con partículas de SiC empleando el método de fabricación por vía líquida o fundición.
2) Desde el punto de vista de textura superficial las piezas obtenidas presentaron buena textura adecuada, ya que en todos los casos se obtuvieron piezas completas libres de rechupes y porosidades externas, a pesar de que se usó un molde con diferentes secciones trasversales.
3) La adición de magnesio metálico en un 2% peso a las dos aleaciones usadas como material base promovió una alta mojabilidad de las partículas con la metal líquido. El tratamiento de oxidación del SiC_p a alta temperatura contribuyo a limitar las reacciones de descomposición del SiC por el aluminio a las temperaturas de procesamiento del compuesto, a pesar de que no fue posible detectar la formación de SiO_2 por medio de la difracción de rayos X debido a los cortos tiempos de permanencia dentro del horno.
4) En general, el uso de temperaturas de precalentamiento de molde más elevadas crea gradientes de temperatura menores, entre la mezcla metal líquido-SiC_p y el molde, esto permite un engrosamiento de las dendritas que se ve manifestado en todos los casos estudiados con una ganancia en la ductilidad, lo cual reduce ligeramente la perdida de ductilidad inherente a la adición de las partículas de SiC.
5) Se encontró que el efecto de las variables experimentales empleadas no sigue una tendencia entre los materiales compuestos obtenidos con matriz Al-356 y Al-1050, cada matriz se comporta de forma diferente.
6) En los compuestos con matriz Al-356 se encontró que el contenido de silicio y magnesio en la aleación mejora la fluidez propiciando un mejor llenado del molde y una mejor distribución de las partículas dentro de la pieza obtenida. El amplio rango de solidificación propio de la aleación y la competencia entre mecanismos de extracción de calor permiten que nucleen cristales de Al-α sobre las partículas de SiC, en las primeras etapas de solidificación, los cuales dependiendo del gradiente de temperaturas establecido por el precalentamiento de molde permite que crezcan generándose diversos puntos de solidificación y con ello una mejor retención de partículas. Un tamaño de partícula de aproximadamente 24 μm en estos compuestos resultó en una mejor distribución y retención de las mismas a bajas temperaturas de precalentamiento de molde, debido a que

la fluidez de la mezcla es mejor al tener menos puntos de nucleación (tiempos de solidificación mayores) en comparación con el uso de partículas más finas que provocan una mayor viscosidad (tiempos de solidificación menores), por lo que para este caso un precalentamiento de molde mayor se refleja en una mejor distribución y retención de partículas.

7) En los compuestos con matriz Al-1050 la baja diferencia entre las temperaturas liquidus y solidus cambia la cinética de solidificación, ya que en este caso las partículas de mayor tamaño presentaron tiempos de solidificación y porcentajes de retención menores a los registrados con el uso de partículas más finas. En estos compuestos la distribución y retención se ven favorecidas a temperaturas de precalentamiento de molde intermedias a altas.
8) El esfuerzo máximo en tensión y el porcentaje de deformación no se ve favorecido a altos porcentajes de retención de partículas en ambos compuestos, ya que las mejorías presentadas se dieron en ambos materiales a un nivel de retención de partículas bajo, lo que confirma que el uso de estos materiales en un estado de esfuerzos de tensión pura no es recomendable.
9) En términos generales los compuestos Al-356 solo presentaron mejoría de propiedades mecánicas en la microdureza, la propiedades en tensión y tenacidad a la fractura son menores a las de la aleación base, esto se debe al carácter frágil de la aleación 356 que se incrementa con la adición de las partículas de SiC, esto fue confirmado mediante la observación detallada de las superficies de fractura. En los compuestos Al-1050 la naturaleza dúctil de la aleación y la interacción del endurecimiento por deformación con las partículas de SiC aumentan en casi todo los sentidos las propiedades mecánicas estudiadas a excepción de la ductilidad. Del estudio de las superficies de fractura de estos compuestos se encontró una mezcla entre fractura frágil y dúctil que confirma la interacción anterior.
10) Las mediciones de microdureza confirmaron que el grado de cohesión partícula-matriz, en un sentido mecánico, está fuertemente determinado por la diferencia ente los coeficientes de expansión térmica de los elementos integradores, los cuales desarrollan una interacción importante dentro de un proceso de solidificación de materiales compuestos, dicha interacción está regulada por los gradientes de temperaturas creados entre el molde y la mezcla metal-partícula, de tal forma que a elevados gradientes de temperatura se promueven la generación de altos esfuerzos residuales alrededor de las partículas que mejoran localmente las propiedades mecánicas.

7.2. Comentarios y recomendaciones.

La explotación de estos materiales para su aplicación industrial requiere de un gran esfuerzo y concentración para la resolución de problemas inherentes a la naturaleza de su fabricación, por medio del método de agitación en estado líquido, basándose en las experiencias adquiridas en esta investigación queda claro que un proceso sencillo de fabricación no es suficiente para lograr este objetivo. El problema de fluidez puede ser resuelto usando aleaciones con un contenido medio de silicio, no obstante sería conveniente aplicar una fuerza externa que permita el llenado del molde de forma rápida para evitar que los mecanismos de solidificación comiencen actuar mientras el metal va fluyendo por las correderas del molde, con esto se tendría un mejor efecto en la distribución y retención de las partículas de SiC y también eliminaría los huecos por Contracción.

La porosidad dentro de las piezas obtenidas es difícil de eliminar, lo cual limita que se puedan obtener piezas, de alta complejidad directamente del colado de la mezcla, con buenas propiedades mecánicas, por lo tanto es necesario aplicar procesos secundarios de deformación para obtener una pieza final con baja porosidad y por consecuente con mejores propiedades mecánicas. También es necesaria la aplicación de tratamientos térmicos que potencialicen dichas propiedades, mediante la eliminación de la estructura de colada y precipitación compuestos intermetálicos congruentes.

La mecánica de fluidos en los procesos de agitación es fundamental, por lo que se deben intensificar las investigaciones en este ámbito. Lograr altos esfuerzos cortantes mediante la agitación de la masa semilíquida promueve la mojabilidad y elimina el aglomeramiento de partículas, sin embargo, un flujo demasiado turbulento en la superficie del baño metálico incrementa el atrapamiento del gas, de óxidos y partículas exógenas al sistema. En base a lo anterior el diseño y optimización de dispositivos (agitadores y crisoles) es fundamental para explotar las aplicaciones de estos materiales.

Finalmente es recomendable definir la función que tendrá el compuesto, ya que de ello depende el tipo de matriz que se empleara en su fabricación. Por ejemplo, el compuesto $356/SiC_p$, no presento mejoría en sus propiedades mecánicas en tensión, sin embargo debido a la naturaleza de la matriz y a la alta retención de partículas, su comportamiento al desgaste debería ser mejor. En el caso de una aleación dúctil la interacción de las partículas con los mecanismos de endurecimiento por deformación pueden ser prometedores para aplicaciones específicas de diversas industrias.

8. Referencias bibliográficas.

1. Rabindra, B.N., Ranjan Mohanta; G. Sutradhar, *Distribution of SiC partículates in stir cast Aluminium alloy Metal matrix composites and its effect on mechanical properties.* International Journal of Emerging trends in Engineering and Development, 2012. 1(2): p. 194-205.
2. Surappa, M.K. and P.K. ROHATGI, *Preparation and properties of cast aluminium-ceramic particle composites.* Journal of Materials Science, 1981. 16: p. 983-993.
3. Kevorkijan, V., *The Introduction of Fine SiC Particles Into a Molten Al Alloy Matrix: Application to Composite Material Casting.* Kovine, zlitine, Tehnologije, 1995. 39(6): p. 447-454.
4. Jasmi, H., *The production of a cast metal matrix composite by modified stir casting method.* Jurnal Teknologi, 2001. 35: p. 9-20.
5. Prasad, D.S.S., Chintada; Ramanaiah, Nallu., *Investigations on mechanical properties of aluminum hybrid composites.* Journal of Materials Research and Technology, 2014. 31(1): p. 79-85.
6. Tzamtzis, S., et al., *Processing of advanced Al/SiC partículate metal matrix composites under intensive shearing – A novel Rheo-process.* Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2009. 40(2): p. 144-151.
7. Hashim, J., L. Looney, and M.S.J. Hashmi, *The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy.* Journal of Materials Processing Technology, 2001. 119(1–3): p. 324-328.
8. Kobashi, M. and T. Choh, *The wettability and the reaction for SiC particle/AI alloy system.* Journal of Materials Science, 1993. 28.
9. Hashim, J., L. Looney, and M.S.J. Hashmi, *The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites.* Journal of Materials Processing Technology, 2001. 119(1–3): p. 329-335.
10. Xu, J., et al., *Wetting and Reaction Characteristics of Al2O3/SiC Composite Refractories by Molten Aluminum and Aluminum Alloy.* International Journal of Applied Ceramic Technology, 2007. 4(6): p. 514-523.
11. Montoya-Davila, M., et al., *Influence of Aluminum Alloy Composition on the Variability of Contact Angle on SiC Substrates*, in *Recent Developments in Metallurgy, Materials and Environment Materials*. 2012. p. 233-242.
12. Mohammadpour, M., et al., *Effect of interfacial-active elements addition on the incorporation of micron-sized SiC particles in molten pure aluminum.* Ceramics International, 2014. 40(6): p. 8323-8332.
13. Ureña, A., et al., *Effect of reinforcement coatings on the dry sliding wear behaviour of aluminium/SiC particles/carbon fibres hybrid composites.* Wear, 2009. 266(11–12): p. 1128-1136.
14. Shorowordi, K.M., et al., *Microstructure and interface characteristics of B4C, SiC and Al2O3 reinforced Al matrix composites: a comparative study.* Journal of Materials Processing Technology, 2003. 142(3): p. 738-743.
15. Ureña, A., et al., *Oxidation treatments for SiC particles used as reinforcement in aluminium matrix composites.* Composites Science and Technology, 2004. 64(12): p. 1843-1854.
16. Pech-Canul, M.I., R.N. Katz, and M.M. Makhlouf, *Optimum conditions for pressureless infiltration of SiCp preforms by aluminum alloys.* Journal of Materials Processing Technology, 2000. 108(1): p. 68-77.
17. Pech-Canul, M.I., et al., *The role of silicon in wetting and pressureless infiltration of SiCp preforms by aluminum alloys.* Journal of Materials Science, 2000. 35(9): p. 2167-2173.

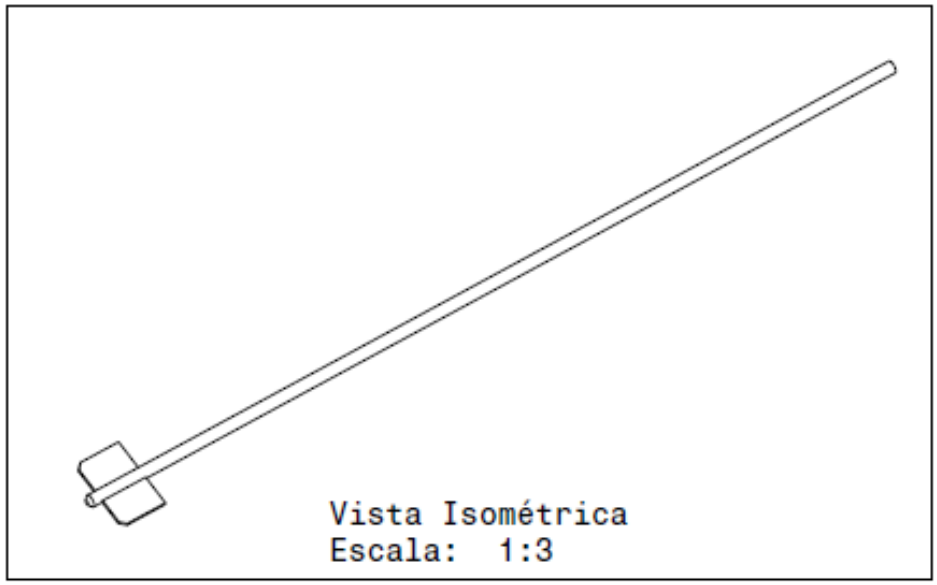
18. BAO, S., et al., *Wetting of pure aluminium on graphite, SiC and Al_2O_3 in aluminium filtration.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012. 22: p. 1930-1938.
19. Alo, O.A., et al., *Thermal, Hardness and Microstructural Characterization of Al-Si-SiCp Composites.* Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2012. 11(2): p. 159-168.
20. Kathiresan, M. and T. Sornakumar, *EDM Studies on Aluminum Alloy-Silicon Carbide Composites Developed by Vortex Technique and Pressure Die Casting.* Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2010. 9(1): p. 79-88.
21. Davidson, D.L., *Fracture surface roughness as a gauge of fracture toughness: Aluminium-partículate SiC composites.* Journal of Materials Science, 1989. 24(2): p. 681-687.
22. Manzano-Ramirez, A., A. Magallanes-Castañeda, and F. Ruiz, *Topographic features of a 319 Al/SiC/15p.* Scripta Metallurgica et Materialia, 1994. 31(10): p. 1371-1376.
23. Ling, S., M. Gupta, and T.S. Srivatsan, *The quasi-static response and fracture behavior of a thermomechanically processed aluminum alloy metal–matrix composite1.* Materials Letters, 1999. 38(4): p. 254-259.
24. Ibrahim, R.N. and H.L. Stark, *Validity requirements for fracture toughness measurements obtained from small circumferentially notched cylindrical specimens.* Engineering Fracture Mechanics, 1987. 28(4): p. 455-460.
25. Alaneme, K.K., *Fracture Toughness (K1C) evaluation for dual phase medium carbon low alloy steels using circumferential notched tensile (CNT) specimens.* Materials research, 2011. 14(2): p. 155-160.
26. Bayram, A., A. Uguz, and A. Durmus, *Rapid determination of the fracture toughness of metallic materials using circumferentially notched bars.* Journal of Materials Engineering and Performance. 11(5 1544-1024): p. 571-576.
27. W.R. Loué, W.H.K. *Effect of rapid solidification on microstructure and propeties of cast SiC_p/Al metal matrix composites*. in *Proceedings of International Symposium on Advances in Cast Reinforced Metal Composites*. 1988. Chicago, Illinois: ASM International.
28. Committe, M.B.D.a.D.L.S.A.I.H., *ASM Handbook: Composites*. 2 ed. ASM Handbook. Vol. 21. 2001, ASM International. 2605.
29. Jones, R.M., *Mechanics Of Composite Materials*. 2nd ed. 1998, USA: Taylor & Francis. 554.
30. Nishida, Y., *Introduction to Metal Matrix Composites: Fabrication and Recycling*. 2013: Springer Japan.
31. Natarajan, N., V. Krishnaraj, and J.P. Davim, *Metal Matrix Composites: Synthesis, Wear Characteristics, Machinability Study of MMC Brake Drum*. 2014: Springer International Publishing.
32. Chawla, K.K., *Composite Materials*. Third ed. Science and Engineering. 2012, New York: Springer. 552.
33. Harris, B. and U.h.b.g.c.m.b.i.M. Institute of Materials, *Engineering Composite Materials*. 1999: IOM.
34. Nielsen, L.F., *Composite Materials: Properties as Influenced by Phase Geometry*. 2005: Springer. 264.
35. Callister, W.D. and W.D.C. William D., *Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th Edition Wiley Plus Set*. 2007: John Wiley & Sons, Limited.
36. Suresh, S., A. Mortensen, and A. Needleman, *Fundamentals of Metal-matrix Composites*. 1993: Butterworth-Heinemann.
37. Stefanescu, D., *Science and Engineering of Casting Solidification, Second Edition*. 2008: Springer US.

38. Kaufman, J.G., E.L. Rooy, and A.F. Society, *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*. 2004: ASM International.
39. Committee, A.I.H., *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special- Purpose Materials*. 1990: ASM International p 40-79.
40. J.Roy, S.C., S.Das, S. Maitra, *Oxidation Behavior or Silicon Carbide-A Review.* Adv. Mater. Sci., 2014(38): p. 29-39.

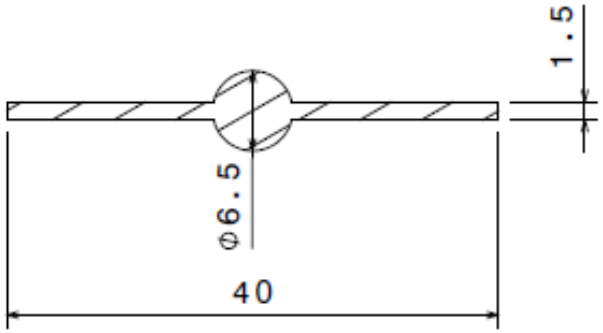
Apéndice A

Dibujos técnicos detallados

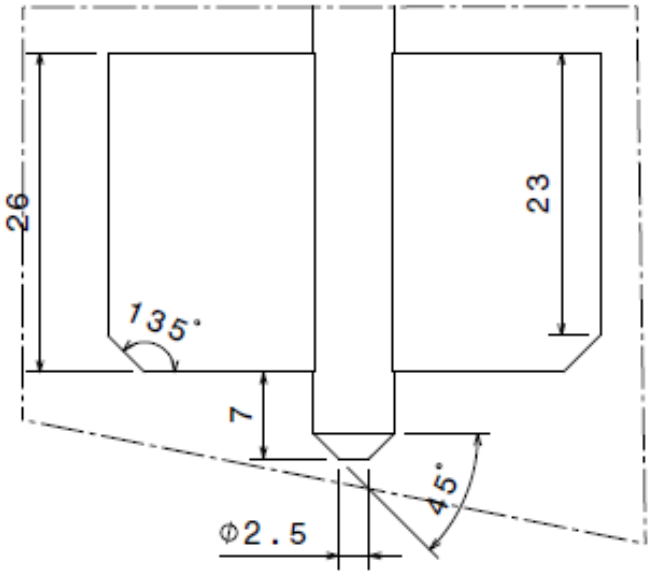
(Todas las medidas están en mm)



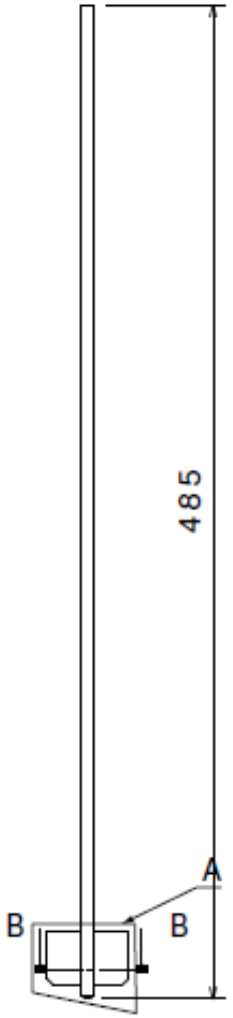
Vista Isométrica
Escala: 1:3



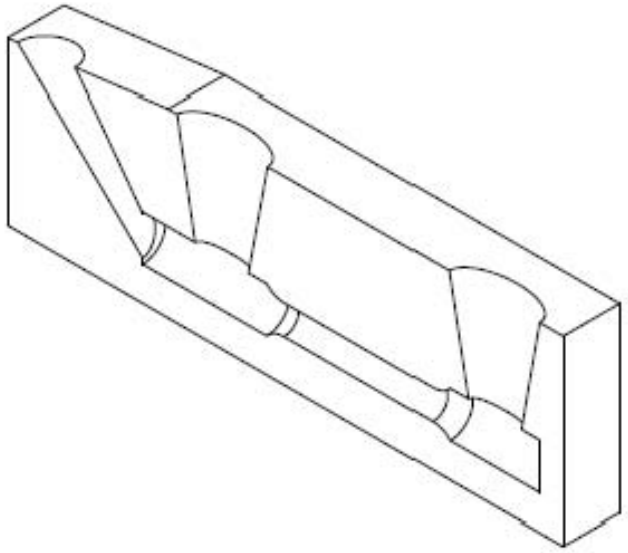
Corte B-B Escala: 2:1



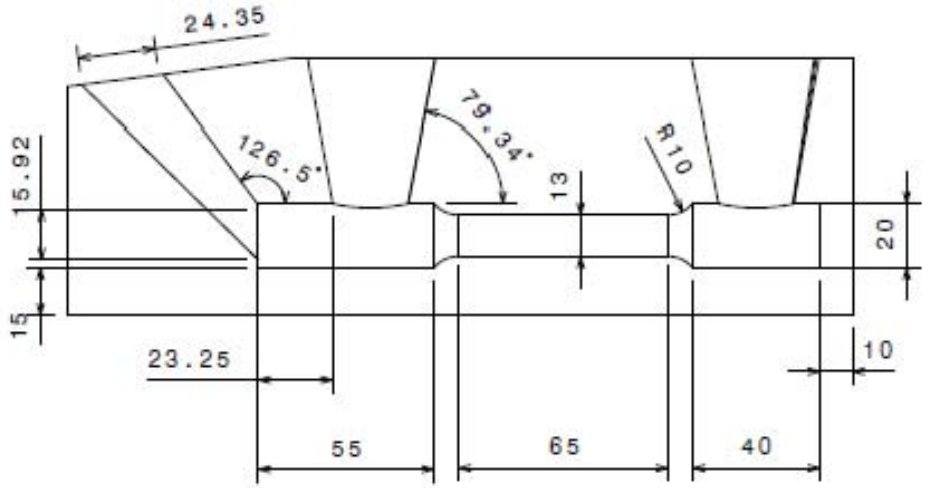
Vista Detalle A
Escala: 2:1



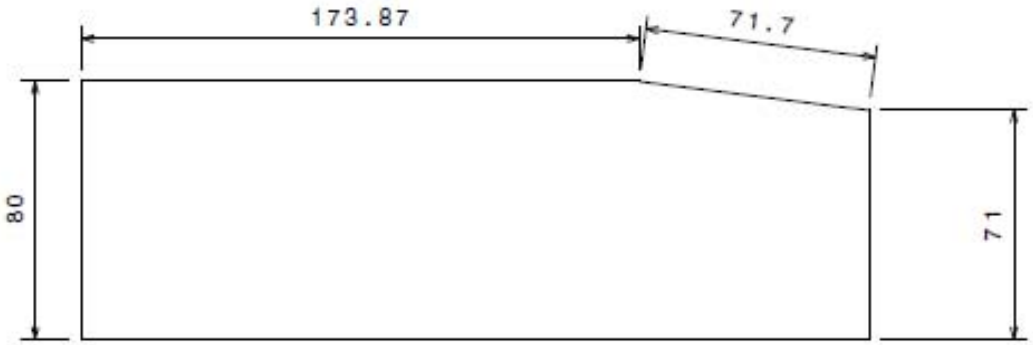
Vista Frontal
Escala: 1:3



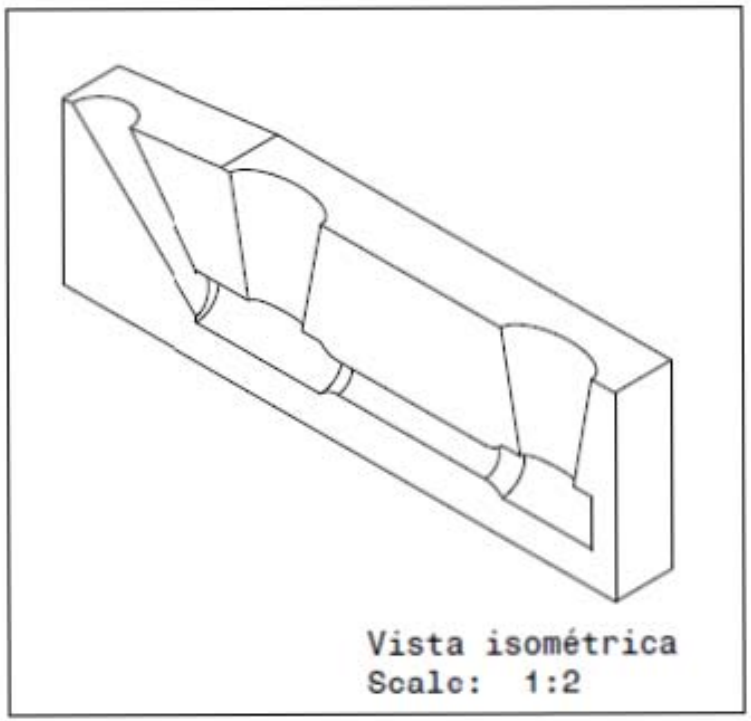
Vista isométrica
Scale: 1:2



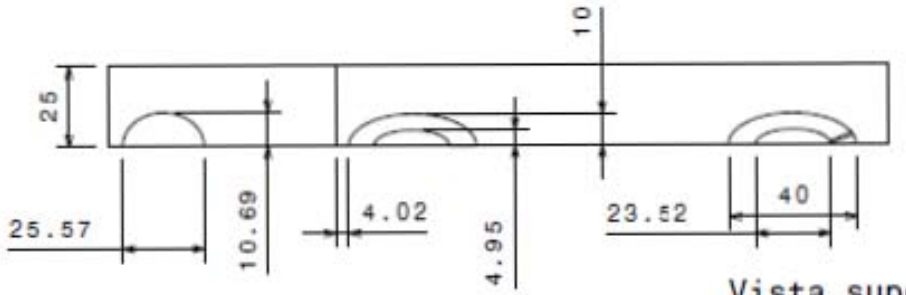
Vista frontal
Scale: 1:2



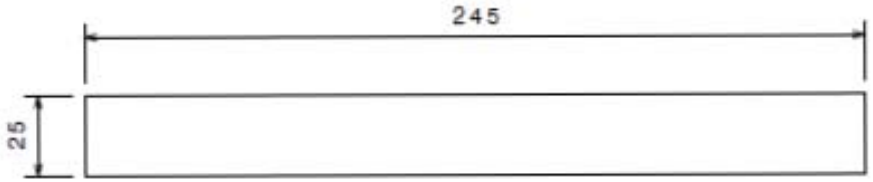
Vista Posterior
Scale: 1:2



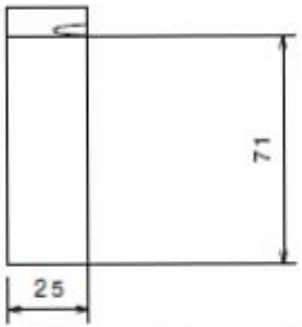
Vista isométrica
Scale: 1:2



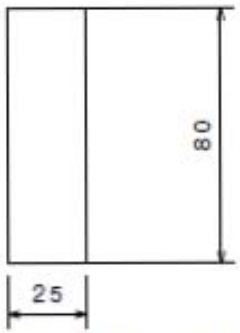
Vista superior
Scale: 1:2



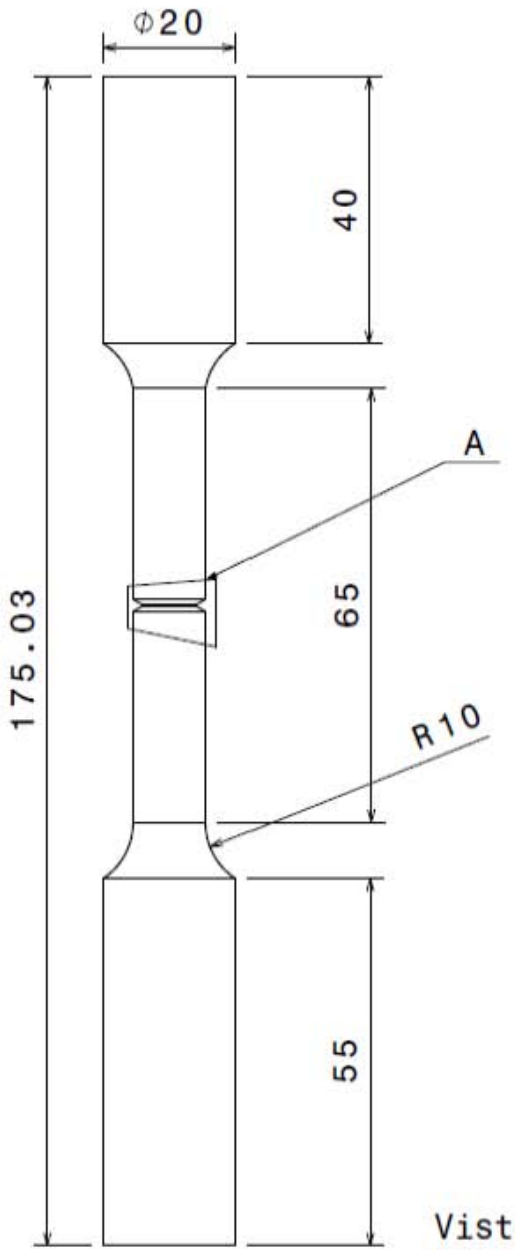
Vista inferior
Scale: 1:2



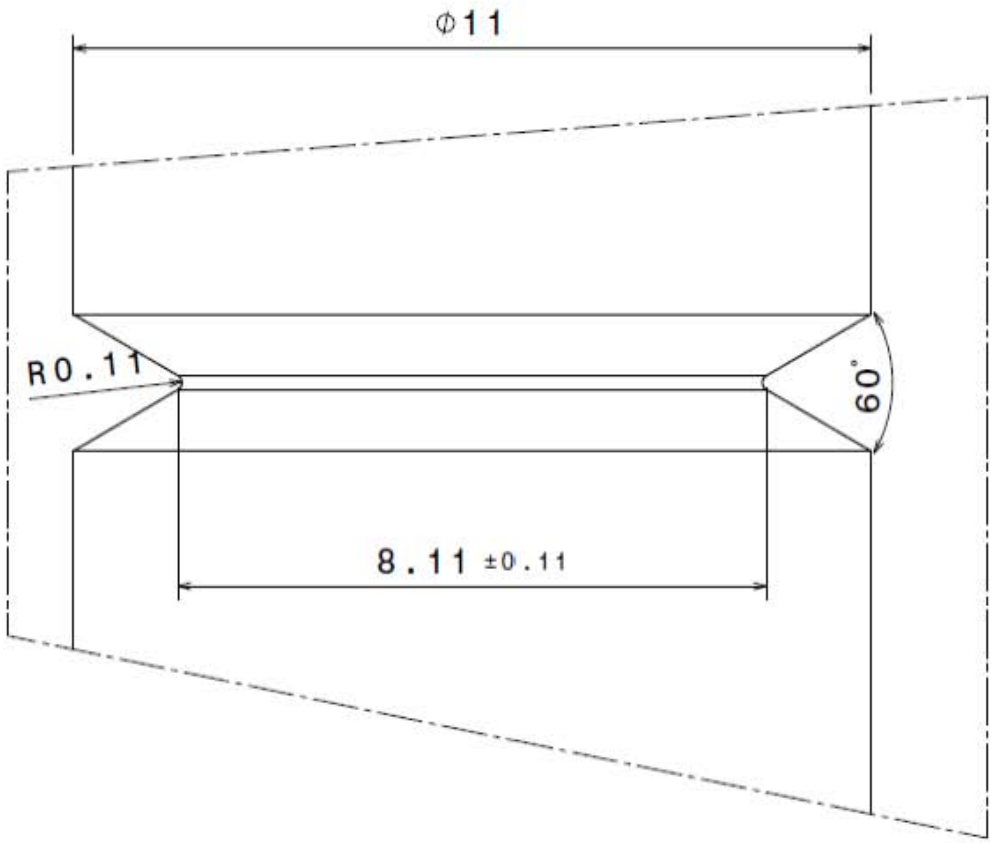
Vista lateral izquierda
Scale: 1:2



Vista lateral derecha
Scale: 1:2



Vista frontal
Escala: 1:1



Detalle A
Escala: 11:1