



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

SOLIDIFICACIÓN DINÁMICA DE HIERROS BLANCOS ALTO CROMO, CON
DIFERENTES CONTENIDOS DE TITANIO Y SU RESISTENCIA AL DESGASTE

Tesis para obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y Ciencia de los Materiales

Presenta:

ING. VANESSA ARREDONDO FLORES

Director de Tesis

DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE

Co-director de Tesis

DR. ADRIAN DEL POZO MARES

Morelia, Michoacán, junio del 2025



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm.IIMM-127-2024

Morelia Mich., 29 de abril de 2025

ING. VANESSA ARREDONDO FLORES

Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada *"Solidificación dinámica de hierros blancos alto cromo, con diferentes contenidos de titanio y su resistencia al desgaste"*, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

010003062	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	Director de tesis
EXT23072	Dr. Adrián del Pozo Mares	Co-director de tesis
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Vocal
91002524	Dr. Gerardo Antonio Rosas Trejo	Vocal
03003795	Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Vocal
24003077	Dr. Eduardo Cortés Carrillo	Suplente

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

UMSNH



Dr. Ariosto Medina Flores de Investigación
Director en Metalurgia y Materiales

DIRECCION
Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

#HumanistaPorSiempre

AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo de investigación fue realizado con fondos del proyecto CF-2023-I-640, por lo que a agradecemos principalmente a la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI) por el financiamiento del mismo.

De igual manera de agradecer a la Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo (UMSNH), por la estancia tan amena durante el periodo de la maestría, al compartir actividades extracurriculares como natación, danza Folklorica, running y algunas clases de futbol.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por el espacio otorgado para incorporarme al programa de maestría, el uso de las instalaciones y equipo. De igual manera a varios doctores los cuales tuve la dicha estar en sus clases y poder nutrirme de sus conocimientos.

Al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde quien funge como mi asesor y además de ello un gran apoyo moral, gracias por darme la oportunidad de incorporarme de nuevo al laboratorio de fundición en esta ocasión como estudiante de posgrado, gracias por la inspiración, la paciencia y el cariño que nos brinda, compartir sus conocimientos con una grande euforia, al ser un claro ejemplo de aspiración profesional.

Al Dr. Adrian del Pozo Mares quien es mi co-asesor, gracias por ser un respaldo y fuente de asesoramiento, además de la gran amistad que me ha concedido, la dedicación por ayudarme cuando más lo necesito.

A mi comité tutorial, Dr. Rosas Trejo, Dr. Jorge Verduzco y al Dr. Guillermo Carreón, por los comentarios para mejora acerca de nuestro trabajo, la atención, además que han sido testigos de la evolución y éxito del mismo.

GRACIAS.

DEDICATORIAS

Este proyecto es dedicado a mis padres Omar Arredondo Abrego y Cristina Flores Alvares quienes siempre han sido un gran respaldo y aliento para mí. Los más orgullosos de ver la persona que soy en este momento son ellos, y sin duda siempre apostaron por mí, Mil gracias papás.

A mis hermanas Berenice y Mildret, las cuales me acompañaron en esta etapa de mi vida, por la dedicación y la dedicación cada una en sus proyectos. A mi sobrino David, quien nació justo al incorporarme al programa de maestría y para nuestra familia es un símbolo de esfuerzo persistente.

A mi círculo social, a todas las personas que alguna vez interactuamos, para congeniar que la energía no se destruye, solo se transforma, de esa manera transformamos nuestras vidas cumpliendo nuevas metas.

ÍNDICE GENERAL

RESUMEN	1
1 CAPÍTULO. INTRODUCCIÓN	3
1.1 Objetivos.....	4
1.1.1 Objetivo General.....	4
1.1.2 Objetivos Específicos.	4
1.2 Justificación.....	5
1.3 Hipótesis.	5
1.4 Metas científicas.	6
2 CAPÍTULO. MARCO TEÓRICO.....	7
2.1 Generalidades del hierro blanco.	7
2.2 Clasificación de los hierros blancos alto cromo.....	9
2.2.1 Hierro blanco perlítico (Fe_3C)	10
2.2.2 Hierro blanco aleado al níquel o Ni-Cr.....	10
2.2.3 Hierros blanco especiales.....	11
2.2.4 Hierro blanco alto cromo.....	11
2.3 Comportamiento al desgaste de los hierros blancos alto cromo.	13
2.4 Solidificación y microestructura de los hierros blanco alto cromo.	13
2.4.1 Los carburos eutécticos M_7C_3	19
2.4.2 Carburos de titanio TiC	20
2.5 Efecto por los elementos de aleación en los hierros blancos alto cromo.	23
2.5.1 Carbono.....	23
2.5.2 Cromo.....	24
2.5.3 Molibdeno.	24

2.5.4	Níquel.	25
2.5.5	Silicio.	25
2.6	Tratamiento térmico de desestabilización de la austenita.	25
2.7	Titanio, elemento formador de carburos primarios.	29
2.8	Solidificación Dinámica.	38
3	CAPÍTULO. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	41
3.1	Composición química.	42
3.2	Análisis termodinámico.	42
3.3	Fabricación del material.	43
3.4	Extracción de muestras y seccionamiento.	47
3.5	Tratamiento térmico.	48
3.6	Preparación metalográfica.	49
3.7	Caracterización metalográfica.....	51
3.8	Cuantificación de carburos.....	53
3.8.1	Fase M_7C_3	53
3.8.2	Fase TiC	54
3.9	Dureza.....	55
3.10	Ensayos de desgaste.....	56
3.10.1	Desgaste por deslizamiento.	56
3.10.2	Desgaste por abrasión.....	57
3.10.3	Desgaste por una sola rayadura.....	59
3.11	Ensayos de perfilometría.	60
4	CAPÍTULO. RESULTADOS Y DISCUSIONES	62
4.1	Composición química de las aleaciones.	62
4.2	Secuencia de solidificación.	62

4.3	Microestructura general en condiciones de colada.	65
4.4	Microestructura solidificación dinámica.	74
4.5	Espaciamiento dendrítico secundario (SDAS).	80
4.6	Cuantificación del volumen de carburos.....	81
4.6.1	Carburos M_7C_3	81
4.6.2	Carburos TiC.	84
4.7	Microestructura después del tratamiento térmico.....	87
4.8	Dureza.....	96
4.8.1	Dureza general.	96
4.8.2	Microdureza.	99
4.9	Desgaste.	104
4.9.1	Desgaste por abrasión.....	104
4.9.2	Desgaste por una sola rayadura.....	115
4.9.3	Desgaste por deslizamiento.	122
5	CAPÍTULO. CONCLUSIONES.....	133
	REFERENCIAS.....	136

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1 Diagrama Hierro Carbono.	7
Figura 2.2 Microestructura típica de un hierro blanco [7].	8
Figura 2.3 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C a) 3D, b) Representación en 2D de una superficie 3D [9].	14
Figura 2.4 Microestructura típica de los hierros blancos alto cromo [16].	17
Figura 2.5 Carburos eutécticos M_7C_3 en forma de varilla en hierro blanco con alto contenido de Cr [16].	20
Figura 2.6 Carburos y aglomerados de TiC, con 2% Ti micrografía obtenida por microscopia electrónica de barrido [22].	21
Figura 2.7 Ciclo de tratamiento térmico de desestabilización.	26
Figura 2.8 Micrografía aleación base tratada térmicamente a 900°C por 45 min. A) 1500X y b) 2500X.	28
Figura 2.9 Micrografía SEM del hierro blanco al 2%Ti que muestra las pequeñas partículas de TiC distribuidas en la matriz austenítica [29].	30
Figura 2.10 Crecimiento de las dendritas en el carburo de titanio [22].	31
Figura 2.11 Microdureza Vickers en función del contenido de titanio [39].	33
Figura 2.12 Compuesto de partículas de titanio, zona de elementos fase compleja [22].	34
Figura 2.13 Fases que contienen Ti en las microestructuras de muestras con adición de Ti del 1% y 2%, observadas bajo MEB [22].	34
Figura 2.14 El diagrama esquemático presenta cuatro pasos (a – d) de formación de aglomerados con fases que contienen Ti según la hipótesis de cierre en inclusiones de bifilm [41].	35
Figura 2.15 Mapeo químico elemental zona compuesto carburo de titanio aleación 2.5Ti, a) electrones secundarios, b) patrón retro dispersados, c) mapeo general, d) Ti, e) Cr, y f) Mo.	37
Figura 2.16 Esquema del molde sometido a movimientos circulares.	39

Figura 2.17 Diferencias microestructurales a) 0Hz y b) 50Hz en un hierro blanco alto cromo en condición de colada [47].	40
Figura 3.1 Diagrama de flujo de la metodología experimental.....	41
Figura 3.2 Fases presentes durante el proceso de solidificación.....	43
Figura 3.3 Horno de inducción con capacidad de 30 kilogramos utilizado para la fusión de las aleaciones de hierro.	44
Figura 3.4 a) Moldeado en arena para la solidificación dinámica, b) Introducción del gas CO ₂ en el molde.....	44
Figura 3.5 a) Sección transversal del molde y b) Boceto sección longitudinal del molde.	45
Figura 3.6 Molde montado en la máquina para la solidificación dinámica y molde para solidificación estática.	45
Figura 3.7 Crisol cargado con sorel en el proceso de fusión.	46
Figura 3.8 Lanza utilizada en la cuarta colada.	47
Figura 3.9 a) Corte para las muestras de solidificación estática, b) Corte de las muestras con solidificación dinámica, y c) Cortes trasversales de ambos lingotes.	47
Figura 3.10 Horno eléctrico marca Carbolite™.....	48
Figura 3.11 Ciclo de tratamiento térmico de estabilización.	49
Figura 3.12 Pulidora metalográfica Buheler modelo MetaServ 250.....	50
Figura 3.13 Pulido con pasta de diamante de 1 micra.	50
Figura 3.14 Microscopio marca ZEISS.	51
Figura 3.15 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.	52
Figura 3.16 Difractómetro de rayos-X marca Bruker® modelo D8 ADVANCE DAVINCI.	52
Figura 3.17 Ataque profundo sumergida muestra Base dinámica en condiciones de colada sumergida en la solución 8 gramos de FeCl ₃ , 20 ml de HCl y 930 ml de etanol por un tiempo de 6 horas.	53
Figura 3.18 Imagen ilustrativa de la cuantificación de carburos M ₇ C ₃ a 200x de la muestra Base dinámica 17%Cr en condiciones de colada, software sigmascan.....	54
Figura 3.19 Imagen ilustrativa de la cuantificación de carburos TiC a 500x de la muestra Estática 1%Ti, software sigmascan.	55

Figura 3.20 Durómetro Vickers marca Nanovea.	55
Figura 3.21 Microdurómetro Vickers marca Time.	56
Figura 3.22 Equipo para ensayos de desgaste por deslizamiento.	57
Figura 3.23 Diagrama esquemático de la prueba de abrasión ASTM G65.	58
Figura 3.24 Ensayo de desgaste abrasivo.	58
Figura 3.25 Micrografía por MEB de arena sílice (SiO_2) usada en los ensayos de desgaste.	59
Figura 3.26 Diagrama esquemático del equipo de rayado.	60
Figura 3.27 Perfilómetro óptico de la marca Nanovea.	61
Figura 3.28 Imagen ilustrativa de obtención huella de rayadura software perfilómetro Nanovea.	61
Figura 4.1 Diagrama de fases presentes durante el proceso de solidificación aleación base 0Ti.	63
Figura 4.2 Diagrama de fases presentes durante el proceso de solidificación para la aleación 2.5Ti.	64
Figura 4.3 Microestructura obtenida por MEB típica de las aleaciones hierros blancos alto cromo, aleación base 0Ti estática en condiciones de colada.	65
Figura 4.4 Imágenes de MO, en condiciones de colada, solidificación estática de las diferentes aleaciones a) Base, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti 46Ti donde se observa el refinamiento microestructural debido a la adición del titanio.	66
Figura 4.5 Mapeo químico elemental obtenido por EDS de la muestra 1Ti dinámica a) patrón, b) mapeo general, c) Fe, d) Cr, f) Mo y g) Ti.	67
Figura 4.6 Micrografía obtenida por electrones retro dispersados MEB, muestra 1Ti Estática en condiciones de colada para la distinción de las diferentes fases.	68
Figura 4.7 Micrografías MEB, aleación 1Ti Estática en condiciones de colada, a) electrones secundarios, b) electrones retro dispersados para la identificación de las partículas de TiC.	69
Figura 4.8 Mapeo químico elemental carburo de titanio (TiC) aleación 1%Ti en condiciones de colada solidificación estática, a) patrón, b) mapeo general, c) Ti, d) Mo y e) Cr.	70
Figura 4.9 EDS zona carburo TiC aleación 1Ti estática en condiciones de colada.	71

Figura 4.10 EDS zona matriz aleación 1Ti estática en condiciones de colada.	71
Figura 4.11 Evolución microestructural de la microestructura en función del contenido de titanio, imágenes obtenidas mediante MEB, en condiciones de colada solidificación estática de las diferentes aleaciones a) Base 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti.....	72
Figura 4.12 Difractograma de rayos X de la aleación Base Estática en condiciones de colada.	73
Figura 4.13 Difractograma de rayos X de la aleación 2.5Ti Estática en condiciones de colada.	74
Figura 4.14 Imágenes de MO de aleación Base a) <i>solidificación dinámica</i> y b) <i>solidificación estática</i> 46Ti donde se observa el cambio microestructural frente a los dos sistemas de solidificación.	75
Figura 4.15 Imágenes obtenidas por MO, en condiciones de solidificación dinámica en condiciones de colada de las diferentes aleaciones a) Base, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti donde se observa el cambio microestructural en función del contenido de titanio.....	76
Figura 4.16 Evolución microestructural en función del contenido de titanio, imágenes obtenidas mediante MEB a 500X (atacadas Villela), en condiciones de solidificación dinámica de las diferentes aleaciones a) Base 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti, donde esencialmente se observa la distribución de la fase TiC debido al proceso de solidificación.	78
Figura 4.17 Comparación de los difractogramas de rayos X de las aleaciones: a) Dinámica 0Ti en condiciones de colada; b) Dinámica 2.5Ti en condiciones de colada, donde se pretende evidenciar la fase TiC en la aleación con titanio.	79
Figura 4.18 SDAS (μm) de las diferentes aleaciones en condiciones de colada solidificación dinámica y estática.	80
Figura 4.19 Imágenes obtenidas con el microscopio óptico, aleación Base en condiciones de colada, sometidas a ataque profundo 8h a) dinámica y b) estática.	81
Figura 4.20 Porcentaje de la fase carburo M_7C_3 en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones colada.....	82
Figura 4.21 Diámetro de la fase carburo M_7C_3 en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones colada.....	83

Figura 4.22 Porcentaje de la fase carburo TiC en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones de colada.	84
Figura 4.23 Distribución de carburos de titanio a) solidificación dinámica, b) solidificación estática.	86
Figura 4.24 Alta aglomeración de carburos de titanio, solidificación estática aleación 2.5Ti en condiciones de colada.	86
Figura 4.25 Imágenes obtenidas mediante MEB a 1500X, en condiciones de solidificación estática con tratamiento térmico de las diferentes aleaciones a) <i>Base</i> , b) <i>0.86Ti</i> , c) <i>1Ti</i> , y d) <i>2.46Ti</i>	88
Figura 4.26 Micrografía a 4000X, aleación 2.5Ti solidificada estáticamente con tratamiento térmico.	89
Figura 4.27 Difractogramas de rayos X de las aleaciones con solidificación estática con tratamiento térmico: a) <i>Base 0Ti</i> ; b) <i>2.5Ti</i>	91
Figura 4.28 Imágenes obtenidas mediante MEB, en condiciones de solidificación dinámica con tratamiento térmico de las diferentes aleaciones a) <i>Base</i> , b) <i>0.86Ti</i> , c) <i>1Ti</i> , y d) <i>2.5Ti</i>	92
Figura 4.29 Difractogramas de rayos X de las aleaciones con solidificación dinámica con tratamiento térmico: a) <i>Base 0Ti</i> ; b) <i>2.5Ti</i>	94
Figura 4.30 Mapeo elemental elemento Cr en la aleación 0.86Ti solidificada dinámicamente y en condiciones de tratamiento térmico, a) patrón, b) mapeo general y c) Cr.	95
Figura 4.31 Micrografía aleación 2.5Ti solidificada dinámicamente con tratamiento térmico.	95
Figura 4.32 Perfil de dureza de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	97
Figura 4.33 Perfil de dureza de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	98
Figura 4.34 Grafica de microdureza en la zona matriz, en las aleaciones en condiciones de solidificación dinámica.	100
Figura 4.35 Micrografías zona matriz aleaciones en condición de tratamiento térmico con solidificación dinámica a) <i>0Ti</i> , b) <i>0.86Ti</i> , c) <i>1Ti</i> y d) <i>2.5Ti</i>	101

Figura 4.36 Grafica de microdureza en la zona matriz, en las aleaciones en condiciones de solidificación estática.	102
Figura 4.37 Micrografías zona matriz aleaciones en condición de tratamiento térmico con solidificación estática a) 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti y d) 2.5Ti.	103
Figura 4.38 Micrografías aleación 2.5Ti sometidas a tratamiento térmico a) solidificación estática b) solidificación dinámica.	104
Figura 4.39 Tasa de desgaste por abrasión ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	106
Figura 4.40 Perfilometría aleación 1Ti en condiciones de solidificación estática tratada térmicamente sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros.	107
Figura 4.41 Tasa de desgaste por abrasión ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	108
Figura 4.42 Perfilometría aleación 0.86Ti en condiciones de solidificación dinámica tratada térmicamente sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros.	108
Figura 4.43 Micrografías de la superficie aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a) periferia inferior huella, b) huella obtenida por perfilometría, c) extremo inferior huella y d) periferia superior huella.	109
Figura 4.44 Micrografías de la superficie zona centro aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a) 50X, b) 500X, c) 500X y d) 2000X.	110
Figura 4.45 Mapeo químico elemental de la superficie zona centro aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a) patrón, b) Cromo, c) Oxígeno y d) Silicio.	111
Figura 4.46 Micrografías de la sección transversal de la huella de desgaste por abrasión 1Ti estática tratada térmicamente.	112

Figura 4.47 Micrografías del mapeo químico elemental de la sección transversal de la huella de desgaste por abrasión (94N, 1500 metros) 1Ti estática tratada térmicamente.	113
Figura 4.48 Micrografías de la sección transversal huella de desgaste por abrasión (94N, 1500 metros) de la aleación 2.5Ti en condiciones de colada solidificación dinámica...	114
Figura 4.49 Tasa de desgaste por desgaste de una sola rayadura ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-9}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	116
Figura 4.50 Micrografías vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleaciones en condiciones de colada por solidificación dinámica a) 0.86Ti, b) 1Ti.	117
Figura 4.51 Micrografías vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleaciones en condiciones de tratamiento térmico por solidificación dinámica a) 0Ti, b) 2.5Ti.	118
Figura 4.52 Micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 2.5Ti solidificación dinámica tratada térmicamente.	119
Figura 4.53 Tasa de desgaste por desgaste de una sola rayadura ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-9}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.	120
Figura 4.54 Micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 1Ti solidificación estática en condiciones de colada.....	121
Figura 4.55 Bandas de deslizamiento, micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 1Ti solidificación estática en condiciones de colada.	121
Figura 4.56 Tasa de desgaste por deslizamiento ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-6}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.....	123
Figura 4.57 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas dinámicamente en condiciones de colada.....	124
Figura 4.58 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas dinámicamente en condiciones de tratamiento térmico.	125

Figura 4.59 Huella de desgaste vista superficie, a y b aleación 2.5Ti Dinámica en condiciones de colada, c, d, e, y f aleación 2.5 Ti Dinámica de tratamiento térmico. ...	126
Figura 4.60 Huella de desgaste por deslizamiento vista transversal, aleaciones en condición de solidificación dinámica tratadas térmicamente: a y b 0.86Ti, c y d 1Ti, e y f 2.5Ti.	128
Figura 4.61 Huella de desgaste por deslizamiento sección transversal aleación en condiciones de solidificación dinámica aleación 0.86Ti tratada térmicamente, a) Patrón b) Mapeo químico elemental.	129
Figura 4.62 Micrografías del de bris, EDS zona 1 y 2.	129
Figura 4.63 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas estáticamente en condiciones de tratamiento térmico.....	130
Figura 4.64 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas estáticamente en condiciones de colada.	131
Figura 4.65 Tasa de desgaste por deslizamiento ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-6}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.....	132

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 2.1 Valores de dureza Vickers (HV) de las fases [6].	9
Tabla 2.2 Composición química y dureza HB de los hierros blancos alto cromo, norma ASTM A532 [3].	12
Tabla 2.3 Temperaturas de solidificación para hierros blancos alto cromo designados por la norma ASTM A352 [3].	16
Tabla 2.4 Rango de dureza en la matriz de los hierros blanco alto cromo [19].	18
Tabla 2.5 Características de los carburos presentes en los hierros blancos alto cromo [3].	22
Tabla 3.1 Composición química (%w) para las tres coladas, en condición dinámica y estática.	42
Tabla 4.1 Resultados de análisis químico (%en peso).	62

RESUMEN

En este proyecto, se estudia el efecto causado mediante la solidificación dinámica en una fundición blanca con alto cromo y con variaciones en el contenido de titanio, así como la evaluación de la resistencia al desgaste; para fines de estudio y/o comparación la solidificación estática (vaciado por gravedad). Por ello, se utilizó la aleación de referencia hierro ASTM A532-87 Clase II. Los hierros blancos con alto contenido de cromo lideran actualmente los diversos campos de aplicación y son considerados como uno de los mejores materiales, principalmente utilizándose en piezas mecánicas sometidas a un desgaste severo tales como bombas, impulsores y revestimientos de succión o cojinetes son algunos de los usos más comunes, particularmente en metalurgia extractiva en el proceso extracción de minerales. Las adiciones de titanio variaron desde 0%, 0.86%, 1 hasta 2.5%, con la finalidad de lograr una modificación microestructural de la aleación base, específicamente con los carburos de titanio, el propósito de ello es incrementar su resistencia al desgaste, para ser implementada en aplicaciones donde se requiere una alta oposición al desgaste severo, con el fin de sustituir y/o optimizar las aleaciones similares ya existentes. En esta investigación se logró reducir el perfil de la tasa de desgaste por abrasión hasta un 30% menos en las aleaciones que contienen 2.5Ti en comparación de las aleaciones con 0Ti, ambas en condiciones de solidificación dinámica, además de una disminución del 20% en la aleación 2.5Ti Dinámica en condición de colada respecto de la solidificación estática 2.5Ti.

Palabras clave: Fundición, Hierro blanco, Alto cromo, Titanio, Desgaste, Solidificación dinámica.

ABSTRACT

In this project, the effect caused by dynamic solidification in a white cast iron with high chromium and variations in titanium content is studied, as well as the evaluation of wear resistance. For comparison and study purposes, static solidification (gravity casting) is used. Therefore, the reference alloy employed is ASTM A532-87 Class II cast iron. High-chromium white cast irons currently lead various application fields and are considered some of the best materials, mainly used in mechanical parts subjected to severe wear such as pumps, impellers, and wear-resistant linings or bearings, some of the most common uses, particularly in extractive metallurgy during mineral extraction processes.

The titanium additions range from 0%, 0.86%, 1%, to 2.5%, with the aim of achieving microstructural modifications of the base alloy, specifically with titanium carbides. The purpose of this is to increase wear resistance, making it suitable for applications requiring high resistance to severe wear, with the goal of replacing or optimizing similar existing alloys.

In this research, it was possible to reduce the abrasion wear rate profile by up to 30% in alloys containing 2.5% Ti compared to alloys with 0% Ti, both under dynamic solidification conditions. Additionally, there was a 20% decrease in the 2.5% Ti alloy in the dynamic condition compared to static solidification of the same alloy.

Keywords: Foundry, White iron, High chromium, Titanium, Wear, Dynamic solidification.

1 CAPÍTULO. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones de hierro se consideran dentro de la clasificación de las aleaciones del sistema hierro carbono Fe-C, se sitúan después del 2% de carbono, la gracia de estas aleaciones es a causa de la rentabilidad se deriva del bajo punto de fusión que posee [1]. Sin embargo, el rango de aplicaciones es limitado por alta fragilidad que ocasiona el grado de interconexión de la red de carburos FeC_3 , al adicionar elementos como el Cromo, se modifica el sistema de aleación, partiendo de un sistema ternario Fe-Cr-C, donde se produce una red de carburos del tipo M_7C_3 con menor grado de interconexión y con ello mejores propiedades ingenieriles [2]. El hierro blanco con un alto contenido de cromo contiene de 11-30% en peso de cromo y 1.8-3.6% en peso de carbono, es resistente a la erosión y a la abrasión. Su microestructura se compone de red de carburos M_7C_3 y austenita; los carburos del hierro blanco al cromo tienen un rango de dureza Vickers entre 1500 a 1800 y son principalmente carburos eutécticos, lo cual depende de su estequiometría, estructura cristalina y de los elementos que lo componen [3].

El porcentaje de aleación dependerá de las propiedades que se busquen, si bien, una de las aleaciones más comerciales es 17% Cr 3%C, ya que ofrece un balance entre resistencia y tenacidad, debido al porcentaje de la fase carburo que ronda entre el 30% el cual es encargado de aportar resistencia al desgaste y por otra parte la matriz austenítica que otorga la tenacidad al material [4]. Una manera de incrementar la resistencia al desgaste es realizando un tratamiento térmico de desestabilización de la austenita, con el propósito de precipitar carburos secundarios en la matriz elevando la dureza del material sacrificando la tenacidad. Sin embargo, una de las estrategias para incrementar la resistencia al desgaste sin afectar la tenacidad es adicionar elementos formadores de carburos duros como el Ti, Nb, Zr [5], los cuales cuentan con una dureza más elevada que los carburos eutécticos, en este proyecto de investigación el elemento que se adiciona es el Ti para formar carburos primarios TiC, la problemática que se enfrenta es el frente de solidificación, al ser carburos primarios son empujados y segregados en ciertas zonas lo que deteriora las propiedades del material en bulto. Una de las técnicas que se utiliza es la solidificación dinámica la cual por medio de vibración mecánica produce movimientos oscilatorios durante el proceso de solidificación

distribuyendo homogéneamente todas las fases y adicionalmente la vibración mecánica provoca un refinamiento microestructural por la fractura de las dendritas durante el proceso de solidificación.

1.1 Objetivos.

1.1.1 Objetivo General.

El objetivo del presente trabajo es estudiar el efecto que causa la solidificación dinámica en los hierros blanco alto cromo con adiciones de titanio, con base en la aleación de referencia hierro ASTM A532-87 Clase II, respecto de la solidificación estática; de igual manera, evaluar las diferencias en el comportamiento de la resistencia al desgaste correspondiente a las dos condiciones de solidificación.

1.1.2 Objetivos Específicos.

- Analizar el fenómeno que promueve la solidificación dinámica en comparación con la solidificación estática en los hierros blancos alto cromo con diferentes contenidos de titanio.
- Evaluar el cambio microestructural entre las condiciones de solidificación estática y de solidificación dinámica, así como en condiciones de colada y con el tratamiento térmico.
- Cuantificar el volumen de las fases presentes con la adición de titanio por medio de análisis de imagen con ayuda del software *sigmascan*.
- Evaluar la condición de tratamiento térmico para producir endurecimiento por precipitación de carburos secundarios.
- Evaluar el comportamiento a la resistencia al desgaste mediante ensayos de deslizamiento, de una sola rayadura y por abrasión, a través de perfilometría óptica para condiciones de colada y con el tratamiento térmico de desestabilización.

1.2 Justificación.

Los hierros blancos alto cromo son aleaciones en las cuales, debido a su microestructura y lo que concierne un bajo costo de producción, cuentan con una posición significativa en la industria donde se requiere materiales con excelentes propiedades al desgaste, tales como la industria de la preparación mecánica de minerales (bombas, impulsores y revestimientos de succión o cojinetes, etc.), industria del carbón, del cemento, la industria agrícola, la industria de construcción, entre otras. La estructura está compuesta por una matriz metálica (austenita en condiciones de colada o martensita después de un tratamiento térmico) reforzada por una red de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 , cuyas proporciones (matriz y volumen de carburos) proporcionan una adecuada combinación de propiedades de las cuales se destaca la excelente resistencia al desgaste y una idónea tenacidad, no obstante, siempre se demanda la mejora continua de estas propiedades. Una estrategia es reforzar la matriz metálica con carburos excesivamente más duros que el M_7C_3 . La adición de titanio en estas aleaciones genera la formación de carburos primarios de titanio TiC , sin embargo, se ha observado en trabajos previos, que estos son empujados por el frente de solidificación y se segregan en ciertas zonas, por lo que al final del proceso, pueden encontrarse aglomerados en las regiones eutécticas generando el deterioro las propiedades del material. La idea es que, mediante un proceso de solidificación dinámica se evite el fenómeno de empuje y los carburos primarios de titanio se distribuyan homogéneamente en todo el cuerpo del material. De igual manera, la solidificación dinámica contribuye al refinamiento microestructural debido a la fractura de las dendritas por el movimiento oscilatorio durante el proceso de solidificación, adicionalmente, este método se caracteriza por su accesibilidad.

1.3 Hipótesis.

El titanio es un elemento muy afín por el carbono, formando carburos primarios en el seno del material líquido, los cuales tienen una densidad de $4.9g/cm^3$ muy diferente al metal base. Bajo estas condiciones, se espera que, si el metal es vaciado en un molde colocado

en una máquina que genere un movimiento oscilatorio por vibración mecánica, los carburos primarios sean distribuidos homogéneamente en todo el volumen de material, debido a la ruptura de las dendritas por acción de este movimiento durante el proceso de solidificación. Resultando con ello, un refinamiento microestructural, lo cual elevará considerablemente su resistencia al desgaste, y al ser el mecanismo de endurecimiento por disminución del tamaño de grano, no sacrifique considerablemente la tenacidad del material.

1.4 Metas científicas.

- ✚ Obtener 4 aleaciones con variaciones despreciables en composición química base, con ello, atribuir las diferencias microestructurales a las condiciones de solidificación y a las adiciones de Ti.
- ✚ Promover la formación de carburos del tipo MC mediante la adición de Ti con 1, 2 y 3%, en el hierro blanco alto cromo.
- ✚ Conseguir un incremento del volumen de los carburos primarios mayor al 3% mediante la adición de titanio.
- ✚ Disminuir la aglomeración de carburos en condiciones de solidificación dinámica en comparación con la solidificación estática.
- ✚ Lograr un aumento del 20% en la resistencia al desgaste después del tratamiento térmico en las piezas coladas.

2 CAPÍTULO. MARCO TEÓRICO

El sistema Fe-C, es uno de los más estudiados debido a la alta variedad de aplicaciones que se pueden obtener dependiendo del contenido de carbono, los cuales se clasifican en aceros donde el contenido de carbono varía entre 0.02% y 2% dependiendo del tipo de acero, y por encima del 2% se encuentran las fundiciones. La gracia de las fundiciones a diferencia del acero es el bajo punto de fusión, el cual a medida que la aleación se acerque a la composición eutéctica la temperatura ronda en los 1147°C (observar la figura 2.1), mientras que para los aceros entre más puros (Fe puro) ronda entre los 1538°C.

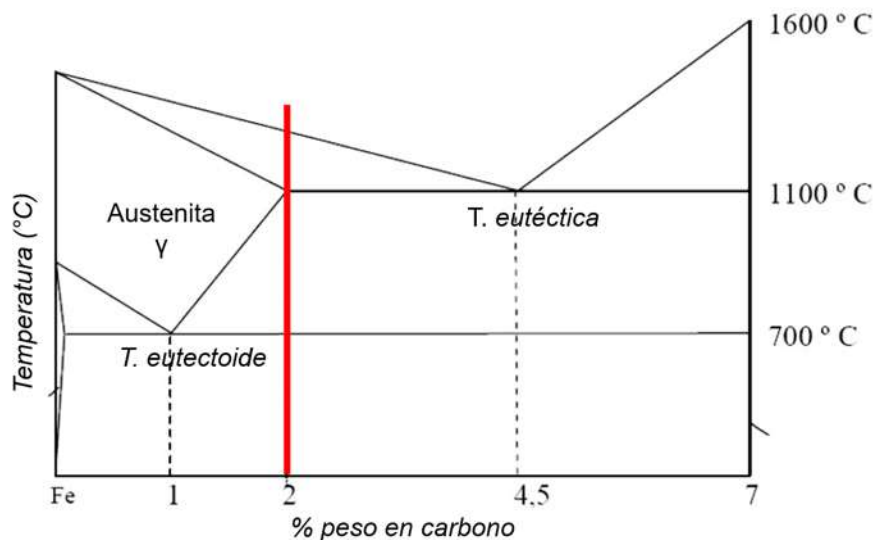


Figura 2.1 Diagrama Hierro Carbono.

2.1 Generalidades del hierro blanco.

El hierro blanco es una aleación ferrosa que contiene por encima del 2% de carbono, esté se forma cuando al solidificarse el carbono en solución no puede formar grafito, siendo una fundición dura y frágil, dado esta situación no se puede mecanizar. El hierro blanco es el único en el que el carbono está presente solo como carburo del tipo Fe_3C , lo que

hace que concibe que la aleación sea extremadamente dura y con una alta resistencia a la compresión.

Las propiedades de las aleaciones están vinculadas con las fases presentes en la microestructura, volumen y morfología. La matriz de los hierros blancos está construida por una gran variedad de fases, ya sea ferrita, perlita, austenita, martensita, bainita y/o una combinación de éstas. Cuando la microestructura se encuentra uniforme se obtienen propiedades al desgaste y propiedades mecánicas con buena efectividad, ya sea que los carburos se encuentran con baja interconexión dentro de la matriz, con una distribución uniforme; Laird y colaboradores [3], corroboraron que el cromo es un elemento fundamental para fomentar que la interconexión sea mínima. J.W. y colaboradores [6] han documentado que la dureza para estos materiales es alta, oscila entre 400 y 600 Vickers debido a la presencia de carburo y la perlita, lo que hace que el hierro blanco sea muy adecuado para fundiciones resistentes a la abrasión.

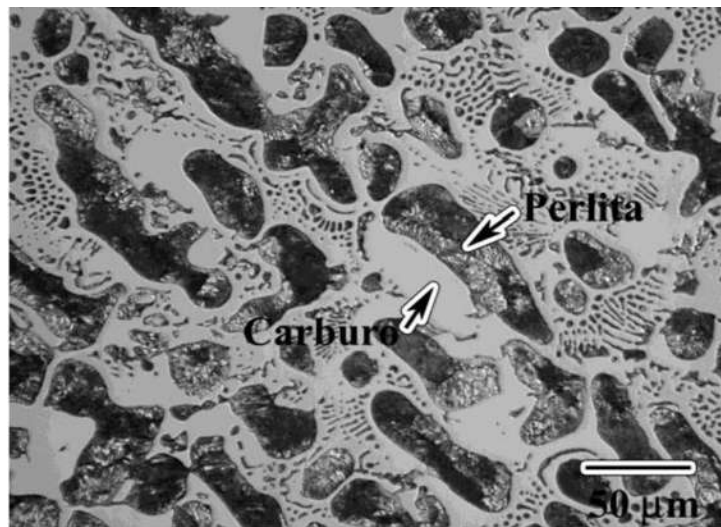


Figura 2.2 Microestructura típica de un hierro blanco [7].

La microestructura del hierro blanco contiene cementita (blanca) y perlita la cual son laminillas alternadas de ferrita más cementita (ver figura 2.2). La cementita es interdendrítica (blanca) y la austenita se forma como constituyente proeutético antes de la reacción eutética (donde el líquido se transforma en austenita y cementita) y después

se transforma en perlita y cementita al enfriarse por debajo de la temperatura eutectoide, aproximadamente 723°C. El hierro blanco sin elementos aleantes recibe ese nombre por su superficie blanca cuando se fractura la cual corre por la red de carburos Fe_3C , que permite la formación y propagación de grietas [7].

2.2 Clasificación de los hierros blancos alto cromo.

Laird y colaboradores [3] clasifican a los hierros blancos de acuerdo a su microestructura y composición se dividen en 5 tipos, los cuales son:

- 1) Perlítico (FeC).
- 2) Aleado al cromo-níquel o Ni-Cr (M_3C).
- 3) Especiales (M_xC_x)
- 4) Alto cromo (M_7C_3).

Se utiliza muy a menudo el hierro blanco para aplicaciones en abrasión o corrosión, la caracterización excepcional de este material influye en el contenido de los carburos, de los cuales pueden ser de cromo, niobio, vanadio, titanio, etc, dependiendo de la naturaleza de adición; la dureza de los carburos varia des de 800 Vickers (HV) por cementita, 1600 HV por carburo de cromo hasta 2800 HV por carburo de vanadio, como se muestra en la tabla número 2.1 [6].

Tabla 2.1 Valores de dureza Vickers (HV) de las fases [6].

Material	Dureza en Vickers (HV)
Cementita	800 HV
Carburo de cromo	1 600 HV
Carburo de vanadio	2 800 HV
Carburo de titanio	3100 HV
Hierro fundido	210 HV

2.2.1 Hierro blanco perlítico (Fe_3C)

Laird y colaboradores [3] reportaron el hierro blanco perlítico (Fe_3C) se caracteriza por generar una matriz que contiene carburos con una excelente resistencia a la abrasión, mediante un enfriamiento rápido en una superficie plana; cuyos carburos se forman por naturaleza en el sistema Fe-C, la reacción eutéctica provoca la formación de austenita y carburo de hierro o conocido típicamente como cementita (Fe_3C), la intermezcla de estos dos microconstituyentes se le conoce como ledeburita quien a $727^{\circ}C$ transformará en perlita y cementita.

2.2.2 Hierro blanco aleado al níquel o Ni-Cr.

En el hierro blanco aleado al Níquel o Ni-Hard (INCO) se encuentran cuatro grandes grupos de composiciones (Ni-Cr 1, 2, 3 y 4), las cuales utilizan níquel como su principal elemento para el endurecimiento; además que el cromo favorece la formación de carburos metálicos independientes de la velocidad de enfriamiento y estabilizan la reacción eutéctica. El contenido de cromo varía de 1.4 hasta 2%, con un mayor contenido de cromo y níquel se obtienen las propiedades más óptimas para el desgaste, el Cr, Mo y/o Mn estabilizan la fase carburo. El costo de fabricación de estos hierros es comparativamente inferior debido a su baja aleación, la capacidad para ser colados en diversas formas y la alta dureza en condiciones de colada. Debido a la formación de la martensita en sitios perlíticos al ser colados, ocasionado por la presencia del Níquel (3-5%) que permite que la austenita de inicio a la transformación martensítica, evitando así la formación de la perlita. No obstante, la transformación de la austenita no se ejecuta en su totalidad, por lo que se obtendrá una intermezcla en la microestructura de martensita más la austenita retenida que no transformó [3].

2.2.3 Hierros blanco especiales.

Laird y colaboradores [3] describieron como hierros blancos especiales debido al alto contenido de elementos aleantes y sus inusuales características de fundición, en los cuales se destacan los grupos de los hierros ferríticos alto cromo, hierros aleados con vanadio y hierros aleados con niobio. Los hierros blancos aleados con vanadio son utilizados en aceros herramientales, además de ser extremadamente resistentes a la abrasión, debido a los carburos de vanadio. Cuentan con un elevado costo, por ellos se limita a su uso en rodillos de laminación en caliente. Los hierros ferríticos alto cromo contienen un 2% de C y 30% de Cr. Sus aplicaciones predominan en funciones de alta resistencia a la corrosión y la abrasión, la microestructura es similar a la de un acero inoxidable, solo que rodeada de carburos tipo M_7C_3 .

Los hierros aleados con niobio (NbC), contienen una elevada dureza, aunque, esto limita su fabricación, el hecho que contenga como elemento aleante el niobio eleva la viscosidad del fluido, ya que los carburos de niobio se forman instantáneamente en el seno del metal líquido, por esta razón disminuye su fluidez al ser colado. Al adicionar el niobio también se ve afectada la templeabilidad del metal, debido a la declinación de carbono en la matriz por la formación de los carburos, lo cual es un parámetro importante para las propiedades de dureza [3].

2.2.4 Hierro blanco alto cromo.

La aleación que se estudia en este proyecto cae en esta clasificación con el nombre de hierro blanco alto cromo, los cuales son aleaciones de base ferrosa que varían en un rango de 11 a 30 % en peso de cromo, y entre un 1.8 a 3.6 % de peso en carbono.

La microestructura de estas aleaciones comúnmente consiste en la formación de carburos eutécticos en una matriz de austenita o de alguno de sus productos de transformación. Tabrett y col. [8] de igual manera Laird y col. [3] reportaron la presencia

de estos carburos eutécticos repercute en las propiedades mecánicas, tales como la abrasión con una excelente resistencia, lo que las considerada óptimas para aplicaciones en la industria minera y procesamiento de materiales, en aplicaciones donde la resistencia a la abrasión y la resistencia a la corrosión son afectadas, los hierros blancos alto cromo resulta una perfecta alternativa.

El contenido de los elementos aleantes, los parámetros de solidificación y de tratamiento térmico pueden alterar drásticamente la microestructura, lo que a su vez influye en las propiedades mecánicas, y con ello el desempeño de la aleación durante su servicio [8].

Chicco y col. [9] Reportan en la microestructura una distribución fina de carburos del tipo M_7C_3 , dentro de una matriz austenítica, a la cual se le atribuye una tenacidad a la fractura moderada con 350 MPa aproximadamente.

Las aleaciones de hierro blanco con alto contenido de cromo son resistentes al desgaste debido a la elevada cantidad de carburos M_7C_3 donde M representa Fe o Cr [5]; He-Xing y colaboradores [10] corroboran que la resistencia al desgaste depende del porcentaje de fase volumen, dureza, orientación y morfología, Ngqase y colaboradores [11] reportan la tenacidad de la matriz contribuye a la resistencia al desgaste. Según la norma ASTM A532 los hierros blancos alto cromo se subdividen conforme a su composición, como se muestra en la tabla número 2 [3].

Tabla 2.2 Composición química y dureza HB de los hierros blancos alto cromo, norma ASTM A532 [3].

Elemento de aleación	%C	%Cr	%Mo	%Mn	%Si	%Ni	Dureza Brinell (HB)
ASTM A532-IIA	2.4-2.8	12	0.5-1.0	0.5-1.5	1.0 max	0.5 max	400-700
ASTM A532-IIB	2.4-2.8	15	1.0-3.0	0.5-1.5	1.0 max	0.5 max	400-700

ASTM A532-IIC	2.8-3.6	15	2.3-3.5	0.5-1.5	1.0 max	0.5 max	400-700
ASTM A532-IID	2.0-2.6	20	1.5 max	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700
ASTM A532-IIE	2.6-3.2	20	1.0-2.0	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700
ASTM A532-IIIA	2.3-3.0	25	1.5 max	0.5-1.5	1.0 max	1.5 max	400-700

2.3 Comportamiento al desgaste de los hierros blancos alto cromo.

La tribología es la ciencia que estudia la fricción, el desgaste y la lubricación, entre la interacción de superficies en movimiento. El desgaste es el daño superficial o bien, la eliminación partículas de material en una o ambas superficies solidas que se encuentran en movimiento ya sea deslizamiento, rodadura o impacto entre sí. Kovaříková y col. [12] reportan los signos de desgaste como partículas desprendidas, eliminación del material y/o cambios volumétricos en la zona de contacto donde se está cargando tribológicamente. Los hierros blancos con alto contenido de cromo presentan una buena resistencia al desgaste, no obstante, dependerá del tipo de microestructura, la morfología y distribución de los carburos. Se ha reportado que la resistencia al desgaste puede incrementar con el aumento de la dureza [13].

2.4 Solidificación y microestructura de los hierros blanco alto cromo.

Los hierros blanco alto cromo se incorporan en la categoría eutéctica, es decir, solidifican mediante un eutéctico. El producto de la reacción forma austenita y carburos del tipo M_7C_3 , como se observa en figura. 2.3, los diagramas de fase juegan un papel fundamental para revelar el comportamiento de la solidificación, a medida que aumenta el contenido de cromo en el hierro, el sistema se vuelve más complejo [3], muestra el diagrama ternario Fe-C-Cr construido por Thorpe y col. [9] en 1985, baso en mediciones experimentales.

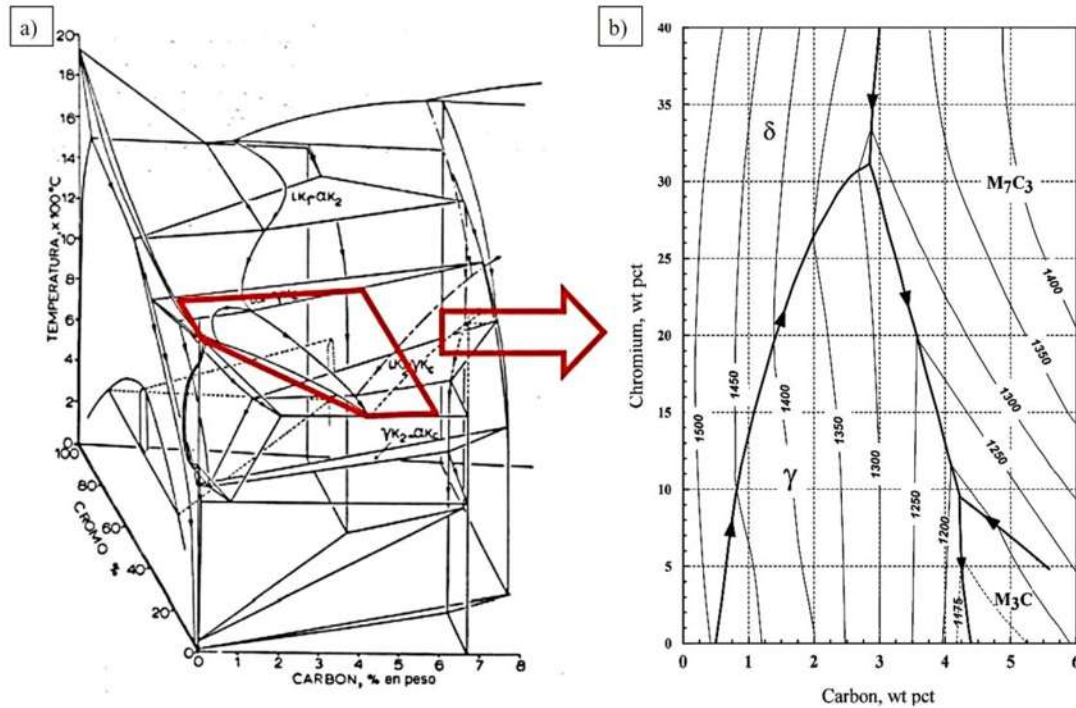


Figura 2.3 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C a) 3D, b) Representación en 2D de una superficie 3D [9].

En la figura 2.3, la sección marcada con un recuadro señala el área de composición química en la que se encuentran la mayoría de los hierros blancos comerciales desde 1.8-3.5% C y de 12-30% Cr, asimismo, la línea que atraviesa el diagrama indica isoterma de temperatura. De acuerdo con el contenido de carbono se clasifican como eutécticas [9].

El carburo M_7C_3 requiere siete átomos de metal y tres átomos de carbono para su formación, un mínimo de 25% de cromo para la precipitación del carburo, tan pronto que se forme, tiene un contenido normalmente de cromo incrementa entre 45-60%, este tipo de carburo tiene una estructura cristalina hexagonal, por otro lado el carburo M_3C es ortogonal, la diferencia en la estructura cristalina repercute fuertemente en la resistencia mecánica puesto que el carburo M_7C_3 es mucho más duro que el carburo M_3C , quien cuenta con un valor de dureza de 1400 HV respecto a 900 HV aproximadamente [3]. En un rango de 9.5 al 15 % del contenido de cromo los carburos que predominan son del tipo M_7C_3 y por encima del 30% de cromo se obtiene el carburo del tipo $M_{23}C_6$.

Zumelzu y col. [14] corroboraron el incremento del contenido de cromo propicia la formación de una capa impenetrable al óxido en la superficie del componente aleado, que se adhiere perfectamente bien al metal. Por lo cual, los hierros cromados son muy resistentes a la acción del calor y diferentes medios corrosivos. Tabrett y col. [15] reportaron una vez se desciende la temperatura, y se sobrepasa la línea liquidus, comienza la solidificación, en la cual se forman dendritas de austenita primaria, estas crecen y a su vez rechazan soluto hacia regiones interdendríticas; durante el proceso de solidificación, la temperatura se reduce gradualmente, el líquido remanente se enriquece en soluto hasta que se alcanza la composición eutéctica.

Por consecuente, para la aleación 3%C, 17% Cr, %Bal Fe, se espera una microestructura conformada de por una matriz austenítica y carburos tipo M_7C_3 .

Autores como Tong y col. [3], postularon ecuaciones para calcular las temperaturas eutécticas, no obstante, dichas formulas solo son apropiadas para hierros hipoeutécticos que contienen un contenido de cromo entre 10 y 20%, en los cuales caen los hierros con alto contenido de cromo. Las ecuaciones de Tong predicen:

$$T_{Liquidus} = 1554.5 - 89.2 \times C\% - 0.77 \times Cr\% \quad (1)$$

$$T_{Eutectic} = 1201.7 - 20.3 \times C\% - 5.97 \times Cr\% \quad (2)$$

En la siguiente tabla (número 2.3), se muestran las temperaturas de liquidus ($T_{Liquidus}$) y la temperatura de solidificación eutéctica o solidus ($T_{Eutectic}$) para algunos hierros en su mayoría clase II, por objeto de estudio. El inicio de la solidificación de la austenita difiere respecto de cada clase de aleación aproximadamente en 15°C y para el inicio de la solidificación eutéctica se posterga alrededor de 5°C.

Tabla 2.3 Temperaturas de solidificación para hierros blancos alto cromo designados por la norma ASTM A352 [3].

Clase II Tipo	Designación	%Cr	%C	T _{Liquidus}	T _{Eutética}
A	12%Cr	12	2.6	1340	1245
B	15%Cr-Mo-LC	15	2.6	1330	1255
C	15%Cr-Mo-HC	15	3.0	1300	1250
C	Cr-Mo-HC	15	3.6	1250	1240
D	20%Cr-Mo-LC	20	2.3	1350	1275
E	20%Cr-Mo-HC	20	3.0	1290	1260

En la microestructura de los hierros blancos alto cromo también se pueden identificar compuestos con los carburos eutéticos como el M_7C_3 en una matriz de hierro más blanda de austenita, ferrita, perlita, bainita o martensita, en la figura 2.4, se muestra la microestructura típica de estas aleaciones, la cual se encuentra atacada por el reactivo Villela durante 30 segundos [16]. Generalmente se observa una matriz austenítica en condiciones de colada, pero esta tiene la posibilidad de ser modificada con ayuda de los tratamientos térmicos, dependerá de las aplicaciones si se desea transformar completamente o parcialmente.

Doğan y col. [17] corroboran, en este caso los elementos formadores de carburos para la formación del M_7C_3 es el Fe y el Cr principalmente. Zumelzu y col. [14] de igual manera reportan la adición de cromo favorece fuertemente la formación de carburos durante la solidificación del hierro y la formación de una matriz perlítica durante la transformación eutectoide

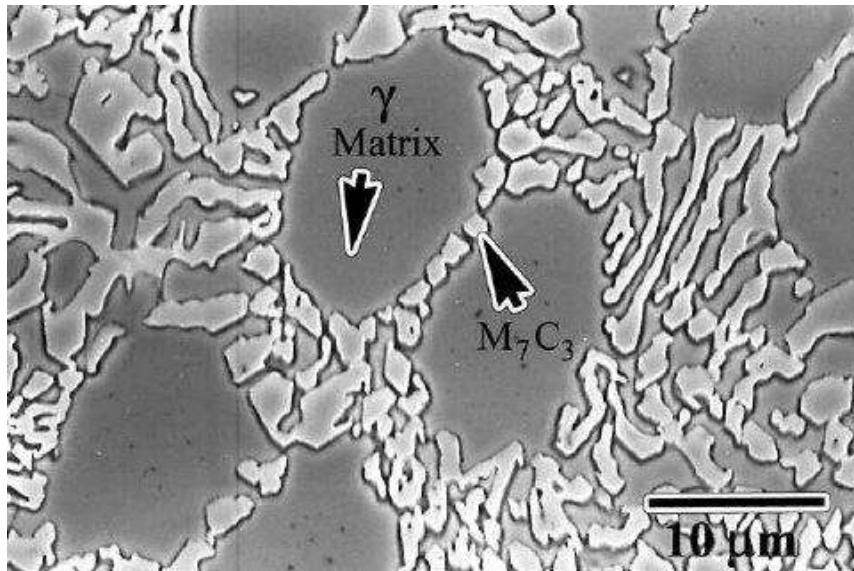


Figura 2.4 Microestructura típica de los hierros blancos alto cromo [16].

La reacción eutéctica en estas aleaciones es $L \Rightarrow \gamma + M_7C_3$, se conforma de colonias eutécticas y la austenita como matriz en dirección del crecimiento dominante. Al ser una aleación hipoeutéctica, los carburos eutécticos generalmente son más finos, lo cual difiere en una buena combinación de las propiedades del material dureza-tenacidad; por lo contrario, cuando la aleación se presenta hipereutéctica se obtendrá una gran cantidad de carburos primarios burdos M_7C_3 en la microestructura, dando lugar a una alta dureza, pero a su vez con fragilidad. Según investigadores Maratray y Usseglio-Nanot [18] en 1971, la fracción de volumen de carburos (CVF), es más sencillo calcular con la siguiente formula.

$$CVF\% = 12.33 \times \%C + 0.55 \times \%Cr - 15.2 \quad (3)$$

Considerando una desviación entre 2 y 3%, debido a que en la formula se incluye carburos eutécticos y secundarios, los carburos secundarios son aquellos formados por precipitación en estado sólido de la austenita durante el tratamiento térmico o el enfriamiento (Ver ecuación 3).

Como se ha discutido la matriz puede constituirse en perlita, martensita, bainita, y/o alguna de las combinaciones de éstas, al igual que los carburos, dependen de la naturaleza del enfriamiento ya sea en la solidificación o la velocidad de enfriamiento durante un ciclo de tratamiento térmico; la cual influye principalmente en las propiedades mecánicas del material, principalmente en el alcance de la dureza, a continuación se presenta una tabla (número 2.4), con la dureza típica de las diferentes matrices que se pueden detectar [19].

Tabla 2.4 Rango de dureza en la matriz de los hierros blanco alto cromo [19].

Matriz	Dureza (HB)
Perlita	320-500
Austenita	420-500
Martensita (colada)	550-650
Martensita (tratamiento térmico)	650-850

Todos los hierros conforme a las especificaciones y a su vez son clasificados de acuerdo a la norma ASTM A532, la mayor parte de ellos contienen carburo eutéctico M_3C o M_7C_3 . La morfología de los carburos M_3C se compone en una estructura de placas delgadas, las cuales pueden aparecer solidas o plagadas de agujeros, sin embargo, la red de carburo es continua. En cambio, para los hierros blancos con alto contenido de cromo, la estructura de los carburos se encuentra fuertemente influenciada por el mismo cromo, ya que este elemento es un formador de carburos. Vardavoulis y col. [20] reportan si el contenido de cromo presente en la aleación se encuentra por encima del 10-12%, se favorece la formación del carburo M_7C_3 en lugar del M_3C . En ambos carburos el porcentaje de cromo juega un papel de importante, ya que el incremento de este aumentará la proporción al hierro en el carburo, elevando su dureza (en un rango de 1000 – 6000 HV) y a su vez la modificando su morfología (disminuyendo la interconexión). Para la gran mayoría de fabricantes, nivel comercial o de investigación se declinan hacia los carburos del tipo M_7C_3 .

2.4.1 Los carburos eutécticos M_7C_3 .

La morfología de los carburos M_7C_3 es totalmente distinta a la morfología de los carburos M_3C , Doğan y colaboradores [17] reportan para los M_7C_3 una morfología que consta de estructuras en forma de varillas y/o cuchillas que se caracterizan por crecer en una dirección dominante como lo es el flujo de calor en el molde y a lo largo de un eje paralelo de la varilla o cuchilla.

Los carburos eutécticos M_7C_3 que se encuentran en los hierros blancos alto cromo eutécticos aparecen regularmente con la estructura Widmanstätten, la cual no se podrá modificar con ningún tipo de tratamiento térmico subsecuentemente, contribuyendo notablemente al aumento de la dureza y así mismo la resistencia al desgaste, lo que a su vez eleva la fragilidad del material. Diversas investigaciones han demostrado que los carburos aparentan estar separados de la superficie, sin embargo, estos se encuentran unidos en la base como se muestra en figura 2.5.

Pearce y colaboradores [21], plantean que la mayoría de las barras de carburo son huecas y con una sección transversal hexagonal, la cual crece preferentemente en la dirección (0001). Adicionalmente una característica en la morfología del M_7C_3 es la formación de carburos en forma de cuchillas entre los espacios interdendríticos y también dentro de las colonias eutécticas.

Laird y col. [3] han reportado que la dureza de los carburos M_7C_3 se localiza en un rango de 1000 a 1800 HV, regularmente 1250 y 1500 HV, existen infinidad de contribuciones por las cuales este parámetro pueda variar, una de las razones es dependiendo de la zona donde se registre la indentación, es decir, si el carburo es indentado (posición de indentación) en un extremo de la varilla la dureza oscila alrededor de 1500 HV, por otra parte, si el carburo está indentado a lo largo de la varilla la dureza fluctúa en 1000 HV.

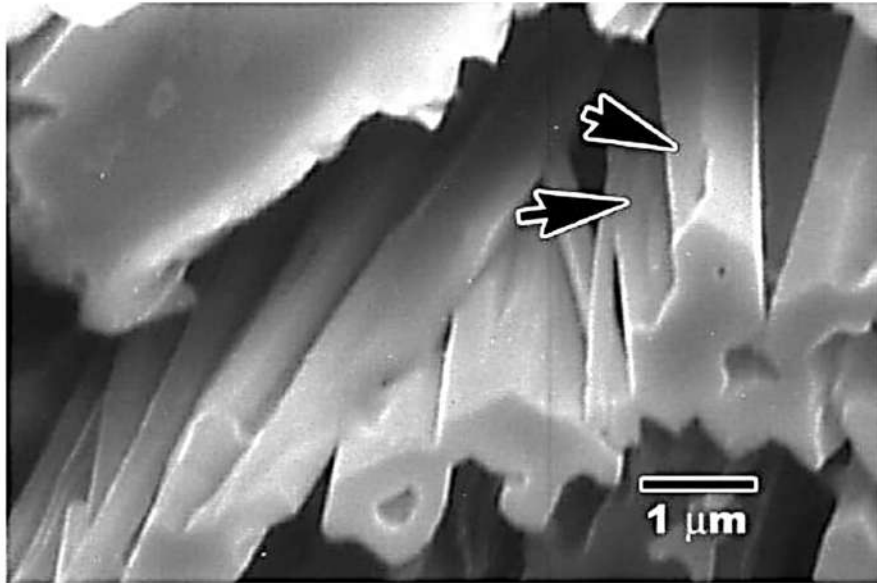


Figura 2.5 Carburos eutécticos M_7C_3 en forma de varilla en hierro blanco con alto contenido de Cr [16].

2.4.2 Carburos de titanio TiC .

El carburo de titanio (TiC) es el más inerte y el más duro de todos los carburos. Cuando la masa fundida de hierro blanco, el Ti libre formará inmediatamente partículas cúbicas de TiC . A medida que el resto del hierro comienza a solidificarse, estas pequeñas partículas actúan como nucleantes para el crecimiento de la austenita y carburo.

La dureza aproximadamente para este tipo de carburo de 3100 HV. El carburo de titanio tiene la energía libre de Gibbs más alta de la formación de carburos, lo que lo hace muy estable y resistente a la mayoría de los ácidos. Laird y col. [3] reportaron que el TiC es extremadamente resistente a la mayoría de formas de ataque ambiental. La identificación de los carburos de titanio se facilita por la morfología de ellos, se puede observar que adoptan una forma octaédrica (octaedro regular). Dojka y col. [22] reportan que con mayores concentraciones de titanio, los compuestos se acumulan con mucho mayor intensidad, creando así, enormes aglomeraciones las cuales siguen el frente de la solidificación. Al terminar el suministro de metal líquido, los carburos permanecen como

poros axiales en las dendritas de la austenita, la mayoría de los TiC se encuentran en dendritas de austenita (Ver figura 2.6).

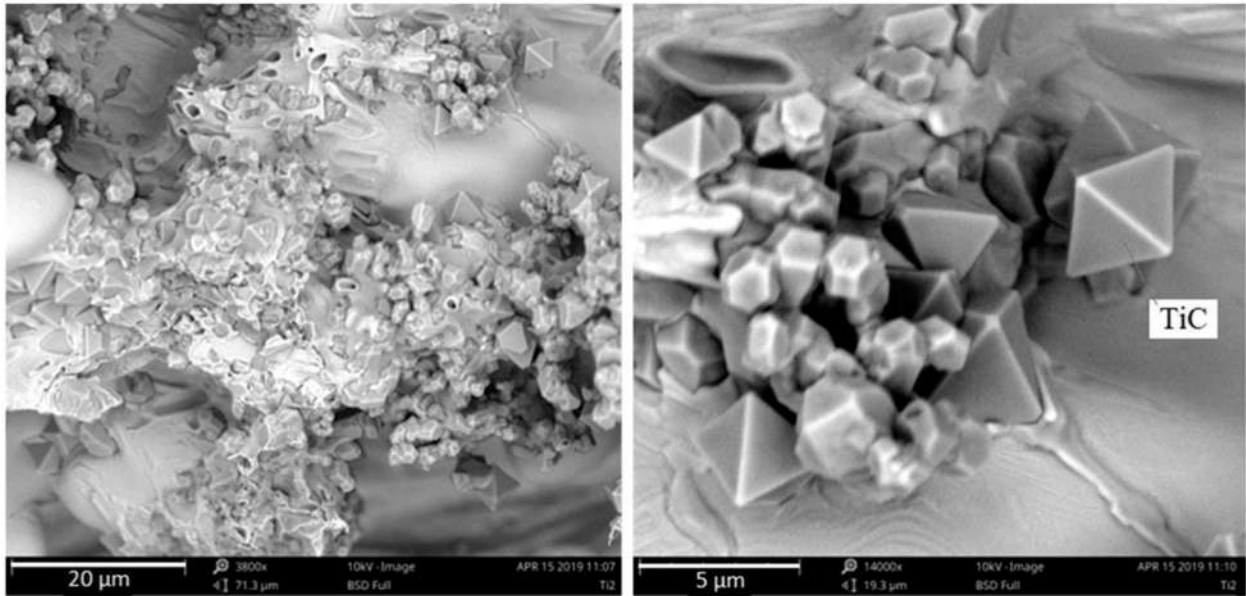


Figura 2.6 Carburos y aglomerados de TiC, con 2% Ti micrografía obtenida por microscopia electrónica de barrido [22].

A continuación, se muestra una tabla comparativa (número 2.5) entre las propiedades y características de los carburos formados en los hierros blanco con alto contenido de cromo.

Tabla 2.5 Características de los carburos presentes en los hierros blancos alto cromo [3].

Tipo de carburo	Mayores elementos de aleación (wt%)	%C	Densidad g/cm ³	Estructura cristalina	Morfología	Dureza (HV)
M₃C	Mayormente Fe. Tiene una gran solubilidad de Mn. El Cr puede ser disuelto en los carburos M ₃ C con porcentajes mayores a 17%. Mo, V y otros átomos metálicos tienen poca solubilidad.	6.7-6.9	7.4-7.6	Ortorrómbica	Placas	800-1100
M₇C₃	Mayormente por Cr entre 24-50%. Puede contener porcentajes de Mo (<7%) y V (<30%). Mn tiene igual solubilidad que en los carburos M ₃ C.	8.6-8.9	6.6-6.9	Trigonal (Pseudo-Hexagonal).	Barras y agujas.	1000-1800
VC	Es un carburo eutéctico y aparece en aleaciones con contenidos mayores a 4.5% de V. A menores contenidos, el V se reparte en la familia de carburos M _x C y en la matriz.	17-20	5.6-7.0	FCC compleja (tipo B1).	Agujas y bloque (primario).	2000-3000
NbC	Tiene solubilidad muy limitada dentro de la ferrita y austenita, por lo que el Nb que se adicione formará NbC	11	7.8	FCC complejo (tipo B1)	Parecido a un coral	2000-2500

TiC	Presenta nula solubilidad con otros elementos, por lo que se considera como un carburo puro.	20	4.9	FCC compleja (tipo B1).	Bloque.	2000-3100
------------	--	----	-----	-------------------------	---------	-----------

2.5 Efecto por los elementos de aleación en los hierros blancos alto cromo.

Como se ha reportado el contenido de elementos en la aleación, los parámetros de solidificación y el tratamiento térmico pueden alterar drásticamente la microestructura, repercutiendo en las propiedades y por consecuencia el rendimiento de las aleaciones de hierro blanco durante el servicio [8]. Generalmente en las aleaciones de hierro blanco con alto contenido de cromo y como se busca en otros materiales resistentes a la abrasión, se pretende un equilibrio entre resistencia al desgaste y la tenacidad, con gran énfasis en la composición de la aleación con motivo valioso para su desempeño.

2.5.1 Carbono.

El contenido de carbono se puede alterar según las aplicaciones del componente que se requiera. Se estima un rango de 3.2 a 3.6% cuando es necesario la máxima resistencia a la abrasión.

Maratray y col. [19] han reportado cuando el material es susceptible el impacto, el contenido de carbono es un intervalo entre 2.7 a 3.2%. Islak y col. [23] de igual manera, reportaron el aumento del contenido de carbono oscilando entre 2 a 4% modifica la morfología y volumen de carburos $M_{23}C_6$ y M_7C_3 , de la misma manera repercute en la matriz.

2.5.2 Cromo.

El cromo es uno de los elementos más importantes en este tipo de aleaciones. Tabrett y col. [8] han corroborado que el cromo estabiliza la fase carburo en las fundiciones blancas de alta aleación, esto debido a que cuenta con alta energía de formación de carburos y con ello, aumenta la dureza de las aleaciones. De igual manera, el cromo aumenta la resistencia a la oxidación a altas temperaturas.

Como se ha mencionado los altos niveles de cromo, durante el proceso de solidificación promueve una mayor fracción volumétrica de carburos eutécticos M_7C_3 , los cuales se asocian o no con carburos primarios en la estructura dendrítica heterogénea austenita/martensita [24].

2.5.3 Molibdeno.

Por lo general, el contenido de molibdeno en los hierros blancos alto cromo es inferior al 3%, el motivo principal es para evitar la transformación perlítica, además de un aumento en la templabilidad. Scandian y col. [24] han reportado que con contenidos mayores al 3% se forman otros carburos del tipo M_6C , los cuáles repercuten potencialmente en la resistencia al desgaste en altas temperaturas. Sin embargo, el efecto importante del Molibdeno en estas aleaciones lo reportan Vander y col. [25] donde corroboran que el molibdeno aumenta la templeabilidad cuando se someten a tratamiento térmico, es decir, mueve las curvas de transformación hacia la derecha, esto es crucial durante el enfriamiento debido a la naturaleza de las fases, el coeficiente de expansión volumétrica es distinto entre la matriz metálica y la fase carburo cerámico.

2.5.4 Níquel.

El níquel es adicionado comúnmente en contenidos inferiores al 2% solamente para mejorar la templabilidad e inhibir la formación de la perlita, dado que el exceso de este elemento aumenta la cantidad de austenita retenida lo que produce una decadencia en la dureza del material [19]. Rana y col. [26] han reportado que el níquel funciona fuertemente como estabilizador de la fase austenítica, debido a que se encuentra exclusivamente disuelto en la matriz como solución sólida, ampliando el parámetro de red y desplazando las curvas de transformación en los diagramas TTC (tiempo, temperatura, transformación y enfriamiento continuo) hacia la derecha. Por otra parte, se ha estudiado que la adición del Ni y Mo en los hierros blancos alto cromo combinación como elementos de aleación poseen un efecto sinérgico, es decir, la efectividad juntos es mucho mayor que por separados, aumentan potencialmente la templeabilidad.

2.5.5 Silicio.

El silicio incrementa la fluidez del metal en líquido. No obstante, Laird y col. [27] han reportado que por encima del 1%, la aleación de hierro tiende a ser quebradiza, propagando la transformación parcialmente en una matriz a ferrítica, la cual durante el tratamiento térmico puede transformar a perlita, decayendo así la templabilidad, por la disminución de solubilidad de carbono en la matriz.

2.6 Tratamiento térmico de desestabilización de la austenita.

Los hierros blancos alto cromo se igual manera, se pueden optimizar sus propiedades en especial para condiciones al desgaste cuando se les aplica un tratamiento térmico, en este caso se llama tratamiento térmico de desestabilización de la austenita.

El objetivo principal del tratamiento térmico es desestabilizar la austenita reduciendo el contenido de carbono a través de la precipitación de carburos secundarios, al momento de la precipitación se agota el contenido de carbono de la austenita y se eleva el rango de temperatura de la transformación martensítica por encima de la temperatura ambiente [3].

En la figura 2.7, se muestra el ciclo de tratamiento térmico, en el cual la aleación se somete a un calentamiento hasta temperaturas en el rango austenítico del orden de 850 hasta 1000°C, posteriormente se efectúa un tiempo de permanencia donde sucede la precipitación de los carburos secundarios, y por último, un enfriamiento lento al aire, debido a la diferente naturaleza de las fases que se poseen en el material, la expansión volumétrica juega un papel importante, pueden ocasionarse esfuerzos internos si se generan cambios drásticos en volumen.

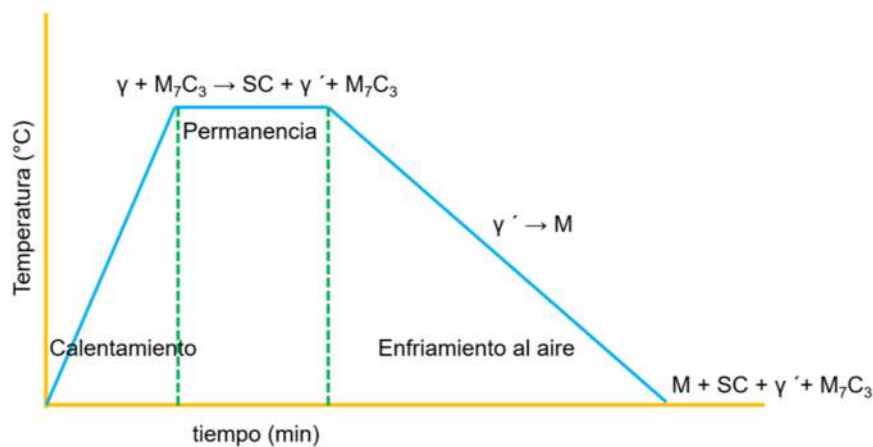


Figura 2.7 Ciclo de tratamiento térmico de desestabilización.

En los hierros blancos alto cromo, una parte gran parte de este aleante (cromo) se encuentra formando los carburos del tipo M_7C_3 , y otra parte se encuentra disuelta en la matriz metálica. Se ha reportado que la fase matriz que más resiste a la propagación de grietas es la que se encuentra totalmente austenítica, sin embargo; cuando el impacto se presenta en forma de ciclo, de manera repetitiva, los hierros martensíticos los cuales han sido sometidos a una clase de tratamiento térmico, con la finalidad de minimizar la

austenita retenida resultan contar con la máxima resistencia al desgaste, en condiciones de servicio. Los hierros fundidos, al igual que los aceros, obtienen la máxima resistencia a la abrasión cuando la matriz es totalmente martensítica [3].

Durante el tratamiento térmico de desestabilización, la fase austenita tiene lugar a la transformación martensítica, debido al incremento M_s , que a su vez sucede por el consumo de carbono. Pearce y colaboradores [28] obtuvieron una la microestructura con una intermezcla de los carburos eutécticos y los carburos secundarios en una matriz martensítica más un porcentaje de austenita retenida. Dupin y col. [29] reportaron que los carburos secundarios son los causantes del aumento en la resistencia de la matriz austenítica, además de proporcionar un mayor soporte a los carburos eutécticos.

La microestructura del hierro blanco en condiciones de colada está compuesta por una mezcla de dendritas de austenita, carburos y una cierta cantidad de martensita en la periferia de los carburos M_7C_3 . No obstante, Liu y col. [30] han reportado que cuando el hierro blanco es tratado térmicamente los carburos eutécticos permanecen sin cambios, mientras que la mayoría de la austenita retenida se transforma en martensita, adicionalmente aparece un determinado volumen de carburos secundarios. Como se puede observar en la figura 2.8, se presenta la aleación base 0Ti solidificación estática sometida a tratamiento térmico donde se sube hasta 900°C , se aplica una permanencia de 45 minutos y posteriormente un enfriamiento lento al aire, la microestructura que se obtiene está compuesta por una mezcla de los carburos eutécticos M_7C_3 y una intermezcla en la matriz de austenita retenida, martensita y los carburos secundarios, en la imagen “b”, se realizó un aumento en la zona matriz, donde se aprecian perfectamente los carburos secundarios los cuales poseen una morfología cubica.

La precipitación de los carburos secundarios ocurre en un periodo de tiempo conforme a la temperatura aplicada, que oscilan entre los 850°C y 1100° aproximadamente; a temperaturas más bajas, la precipitación y la tasa de crecimiento de los carburos de cromo son más lentas, esto debido al bajo gradiente de difusión del cromo migrando hacia los carburos en crecimiento; la estequiometria de los carburos formados podrían caer dentro de los tipos M_3C , M_7C_3 , o $M_{23}C_6$ [31].

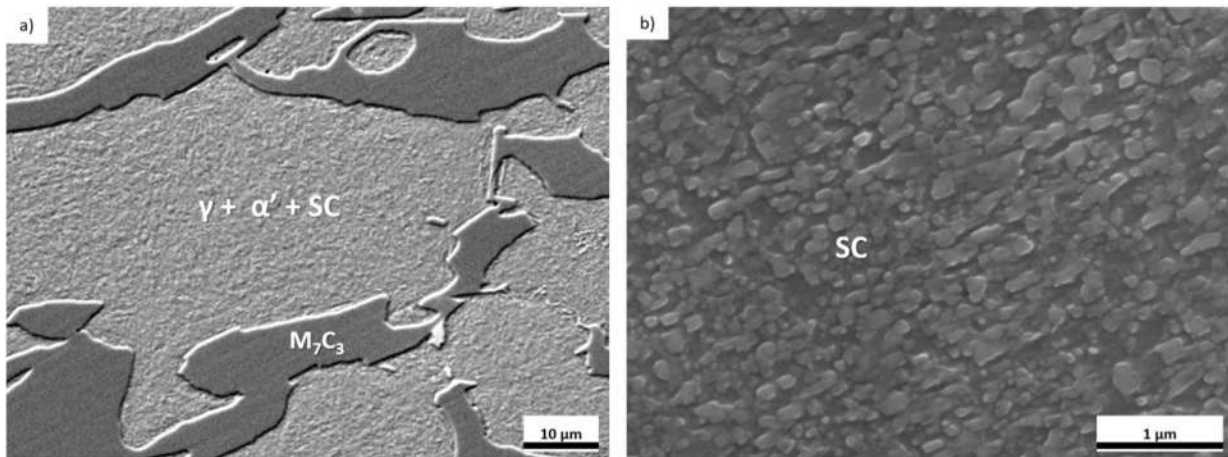


Figura 2.8 Micrografía aleación base tratada térmicamente a 900°C por 45 min. A) 1500X y b) 2500X.

Bedolla-Jacuinde y col. [32] examinaron los tratamientos térmicos de desestabilización de la austenita, para un hierro blanco alto 17% de Cr, 2.58% de C, 1.98% de Mo, 1.8% de Ni; en los cuales observaron a temperaturas bajas del orden de 900°C se encuentra una mayor cantidad de carbono para precipitar, esto debido a la capacidad de la austenita para disolver el carbono es menor durante el tiempo de permanencia, produciendo un mayor porcentaje de volumen de carburos secundarios. A temperaturas altas, se favorece la retención del carbono y del cromo en la matriz, disminuyendo así el material disponible para la precipitación, resultando con ello en un descenso de la fracción volumétrica.

Ibrahim y col. [33] analizaron el efecto de la adicción de Ti y las temperaturas de austenización sobre un hierro blanco alto cromo; donde encontraron las muestras tratadas a 980°C con 1 hora en tiempo de permanencia, obtuvieron una microestructura de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 embebidos en una matriz martensítica, carburos TiC, baja cantidad de austenita retenida y también baja fracción de volumen de carburos secundarios. Las piezas tratadas a 1150°C con 1 hora de permanencia, cuentan con una estructura de carburos M_7C_3 , matriz austenita, carburos secundarios y TiC, como se mencionó anteriormente las partículas de TiC muestran una morfología cubica facetada.

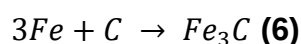
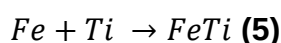
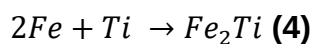
Como se mencionó, el propósito del tratamiento térmico es incrementar la resistencia al desgaste de material, sin embargo, la tenacidad se ve afectada, siendo propiedades

antagónicas, la dureza es inversamente proporcional a la tenacidad, por lo que se obtiene un material más duro, pero con menos tenacidad a la fractura. Una de las estrategias para mejorar la resistencia al desgaste sin sacrificar tenacidad, es adicionar elementos que formen carburos mucho más duros que los carburos eutécticos M_7C_3 , incrementando así potencialmente la resistencia al desgaste. En este proyecto de investigación el elemento que se adiciona es el titanio.

2.7 Titanio, elemento formador de carburos primarios.

El titanio es un elemento importante en esta investigación, el cual se adiciona para la formación de carburos primarios en el hierro blanco alto cromo. Zhu y col. [5] reportaron que el titanio posee una alta afinidad con el carbono, debido a la fuerte fuerza impulsora para la formación del carburo TiC. Laird y col. [3] reportan que los carburos de titanio cuentan con una dureza superior a 3,200 HV, superior a la del carburo M_7C_3 . El TiC presenta una alta energía libre de formación de -180 kJ/mol, es decir, cuenta con una alta estabilidad, es resistente a bastantes medios corrosivos y agresiones ambientales.

La fase TiC se forma en el seno del material líquido (nucleación homogénea), según el análisis termodinámico, el cambio en la energía para la formación de TiC es mucho más negativa a las siguientes otras posibles reacciones como lo son:



Lo cual indica claramente que los compuestos TiC puede crecer preferentemente en la solución líquida, la formación de estas partículas podría comenzar a temperaturas por encima de los 3000°C, antes incluso que la formación del carburo de cromo M_7C_3 la cual tiene lugar a <1800°C, esto claro depende de la composición local del material fundido,

por ello se espera que la adición de Ti puede provocar agotamiento de carbono en la matriz.

La adición de Ti refina la microestructura por la precipitación de los carburos TiC, además estos carburos al ser mucho más duros, el porcentaje de dureza aumenta y con ello provoca una disminución en la tasa de desgaste [34]. Se le llaman carburos primarios porque es la primera fase en solidificar en el material líquido, posteriormente precipita la austenita pro eutéctica y finalmente sucede la transformación eutéctica. En las primeras etapas de movimiento en la interfaz, los carburos de titanio facilitan la precipitación de la fase austenita, por ello, en algunos casos se encuentran incrustados en la matriz austenítica. Bedolla-Jacuinde y col. [34] reportan pequeños tamaños de partículas de carburos TiC distribuidas en el centro de la matriz austenítica, como se observa en la figura. 2.9.

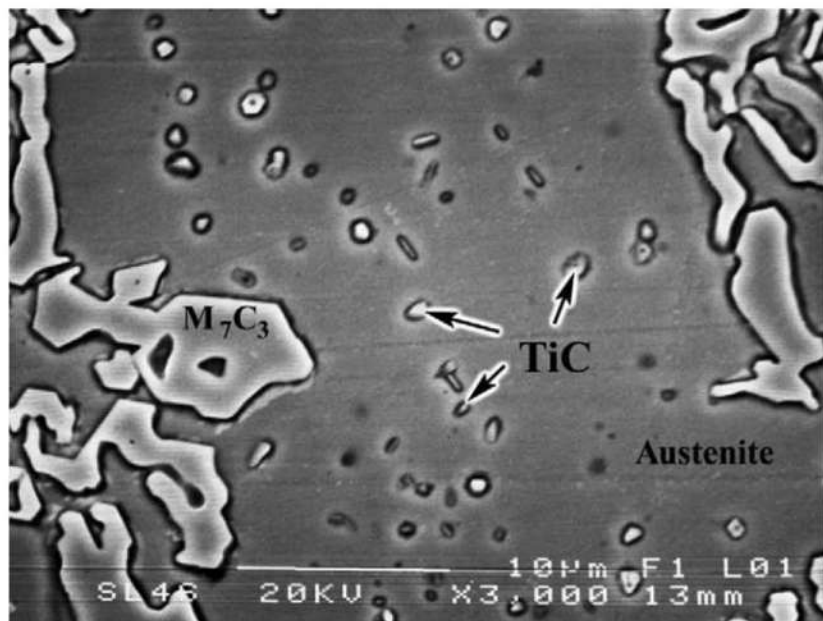


Figura 2.9 Micrografía SEM del hierro blanco al 2%Ti que muestra las pequeñas partículas de TiC distribuidas en la matriz austenítica [29].

Dojka y col. [22, 35] de igual manera, corroboraron sobre la relación cristalográfica que existe entre la austenita y los carburos TiC, los carburos TiC al ser la primera fase en

solidificar actúan como centro de nucleación para los brazos dendríticos de austenita. Sin embargo, la densidad de los carburos de titanio ronda en los 4.9 gr/cm^3 muy diferente a la del metal líquido, por lo que se en la mayoría de las situaciones los carburos de titanio son empujados por el frente de solidificación, este fenómeno es reportado por Dojka y col. [22] y distintos investigadores [36], donde obtuvieron aglomeraciones de compuestos de carburos de titanio, lo que afecta principalmente a las propiedades mecánicas del material, en especial la resistencia al desgaste.

En la figura. 2.10 se observa el crecimiento de las dendritas de austenita en los carburos de titanio, los carburos de titanio son empujados por el frente de cristalización, se encuentran segregados y aglomerados dentro de los brazos dendríticos. Como se ha reportado en la literatura, los carburos de titanio presentan una morfología facetada, como un bloque o prisma, como se observa en la figura “b”, algunas veces tienden a actuar como concentradores de tensiones debido a su morfología cubica.

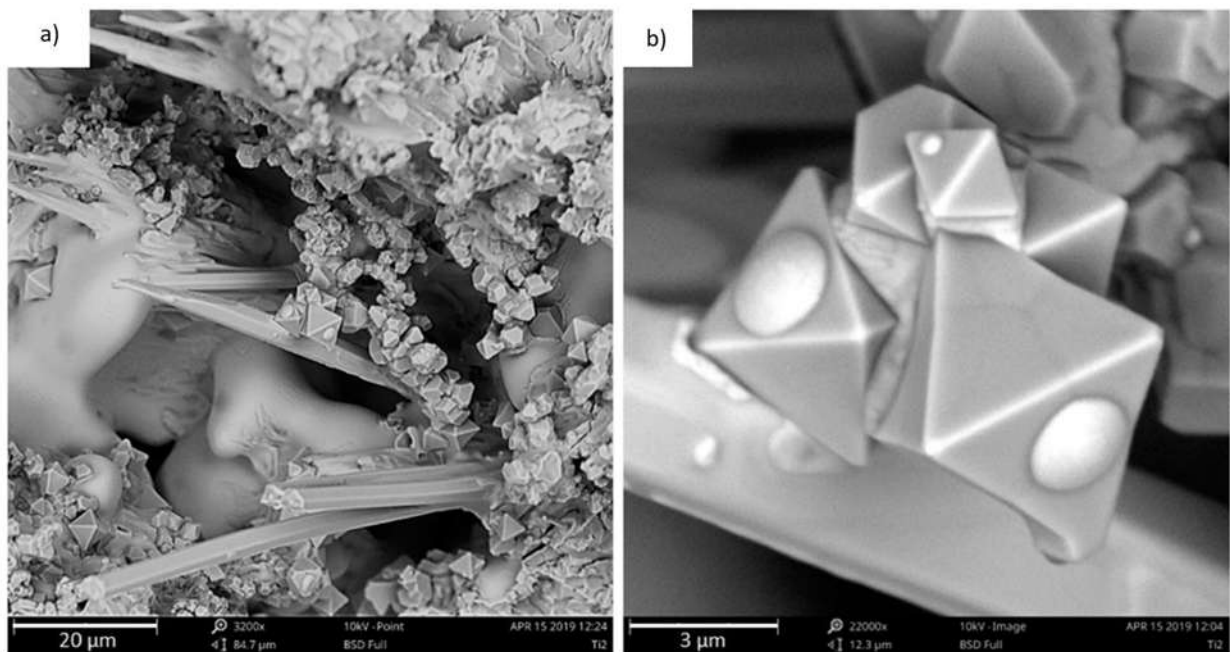


Figura 2.10 Crecimiento de las dendritas en el carburo de titanio [22].

Kagawa y col. [37] reportaron el coeficiente de partición del titanio es bajo en comparación con la austenita, por ello se produce un enfriamiento constitucional y se facilita la aglomeración de estos compuestos de TiC , los cuales son empujados por la capa más densa.

Chung y col. [38] reportaron que los contenidos óptimos de adicción de titanio es del 2%, la dureza aumenta y por consecuencia, disminuye la pérdida de desgaste, el titanio altera la cinética de formación y con ello la microestructura, en la cual se presentan carburos de titanio, lo que desempeña un papel fundamental en la mejora de la resistencia al desgaste de la aleación en bulto, sin embargo, al adicionar un mayor porcentaje las propiedades decaen debido a la aglomeración de carburos TiC .

La adicción de Ti provoca un aumento en la dureza (ver figura 2.11), esto debido a la formación de las partículas duras de TiC que contribuyen a la resistencia del material junto con los carburos eutécticos M_7C_3 , así como los carburos secundarios incrustados en la matriz cuando las piezas se someten a tratamiento térmico, tal como lo reporto Khaled y col. [39] donde describen el efecto del titanio, las partículas TiC contribuyen a la resistencia al desgaste del material en bulto. Por otra parte, las partículas de TiC se distribuyen bien hasta 1.31%, posteriormente comienzan a aglomerarse hasta un contenido de 1.78% de Ti . No obstante, la adicción de titanio tiene un efecto en el tratamiento térmico, lo repercute en el carbono disponible en la matriz para la precipitación de carburos secundarios y a su vez el contenido de carbono disuelto en la martensita, si bien, una martensita de menor cantidad de carbono será más suave que una en la cual se encuentren mayor cantidad de átomos de carbono [40]. Es importante mencionar que, por encima de los $600^{\circ}C$, la dureza de los carburos de titanio es ligeramente menor y disminuye con el aumento de temperatura, para el funcionamiento óptimo en condiciones de servicio.

Dojka y col. [22] han reportado que en las partículas de carburos de titanio se encuentran diversas inclusiones que aparecen dentro de los compuestos de TiC , los cuales crean un compuesto complejo principalmente de titanio, carbono, nitrógeno y aluminio en este caso. En la figura 4.12 se muestran las imágenes en barrido por la sonda de retro dispersados donde se aprecia claramente diferente contraste en el centro del compuesto

TiC y en la periferia, denotándose 3 zonas características las cuales son visibles al microscopio y de igual manera son vinculadas con los diferentes de elementos. En este análisis se observa el carburo de titanio cristaliza sobre la capa subyacente que contiene titanio, carbono y nitrógeno (zona B y C). La capa A es un óxido o un nitruro de aluminio. Por otra parte, en la zona C, también se cuenta con una pequeña cantidad de molibdeno, según el análisis lineal que estos investigadores han reportaron, indicando la interacción de estos elementos en los carburos de titanio.

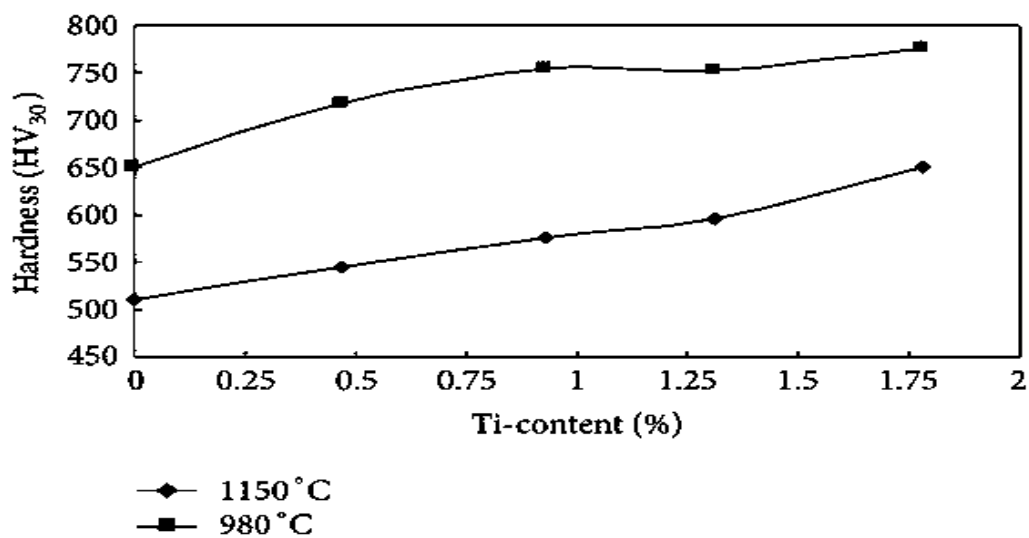


Figura 2.11 Microdureza Vickers en función del contenido de titanio [39].

La densidad de los carburos de titanio TiC es de aproximadamente 4.91 g/cm^3 , la cual es mucho menor a la densidad de toda la masa metálica fundida, quien ronda en aproximadamente entre los $6.6\text{-}7.1 \text{ g/cm}^3$. Esta grande diferencia provoca que los carburos de titanio sean susceptibles a la flotación, tal es el caso del grafito en una fundición gris hipereutética, al igual presenta esta propiedad. En ambos casos, estas fases se forman en la etapa inicial de la cristalización (son la primera fase en solidificar).

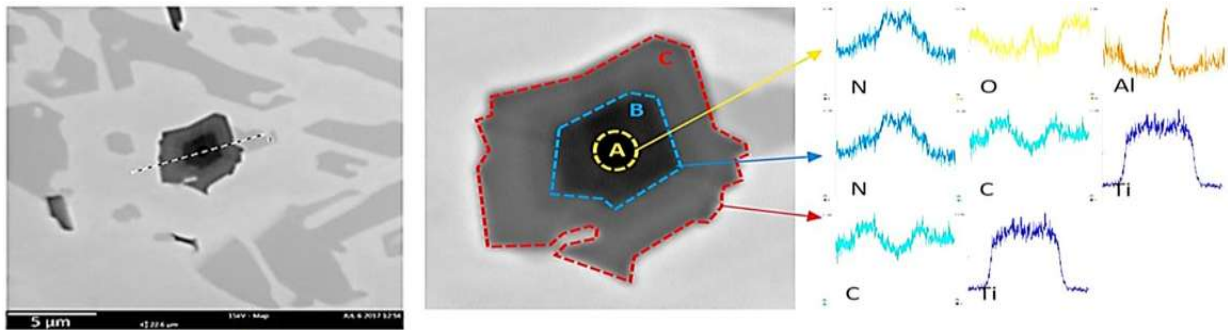


Figura 2.12 Compuesto de partículas de titanio, zona de elementos fase compleja [22].

Como se ha mencionado, los carburos de titanio no se distribuyen homogéneamente dentro de todo el volumen de material, y en especial cuando son aleaciones con gran porcentaje de titanio añadido, esto crea aglomeraciones en mayor medida de fases finas y adyacentes a los eutécticos (γ , M_7C_3). En la figura 2.13, se presentan ejemplos de distribución de compuestos de titanio en una aleación hierro blanco alto cromo con 1 y 2% de titanio. El aumento en el tamaño de las fases es claramente visible. Una de las aleaciones contiene precipitados con gran variedad de tamaños de los cuales oscilan entre las 2 y 8 micras, con frecuencia los carburos de titanio crean grandes aglomeraciones de diferentes formas.

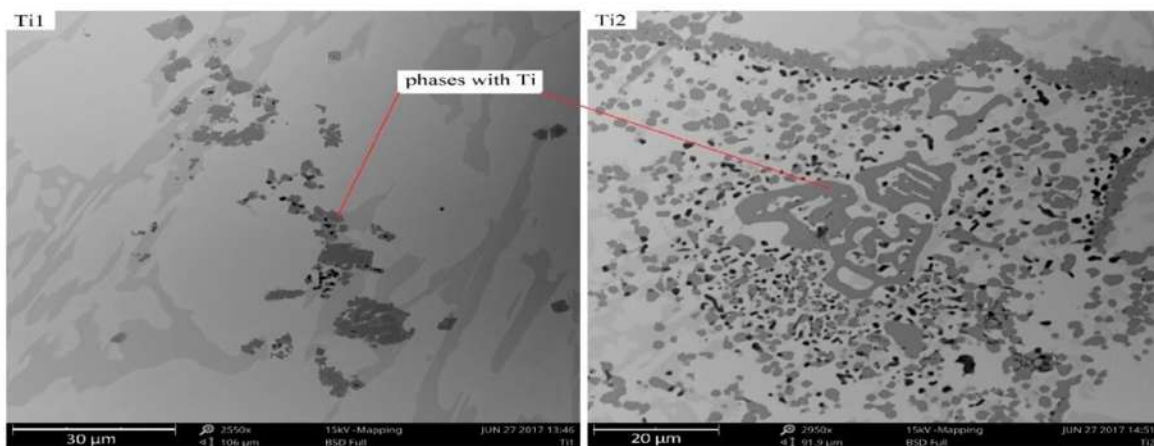


Figura 2.13 Fases que contienen Ti en las microestructuras de muestras con adición de Ti del 1% y 2%, observadas bajo MEB [22].

En la figura 2.14, se observa un diagrama esquemático de los aglomerados de TiC según la hipótesis de mecanismo de cierre de TiC en inclusiones [41]. Esta hipótesis se plantea para la creación de aglomerados y fases con titanio por cierre de inclusiones internas donde un metal fundido es vaciado en un molde con ya existentes carburos de titanio TiC e inclusiones de una densidad mucho menor a la masa fundida. La diferencia en densidad de las corrientes de convección y la dinámica de fluidos en el vaciado hacen que los carburos de titanio se muevan libremente en la masa fundida imagen “a”. Los carburos al tener una densidad ligera flotan y se encuentran con las inclusiones imagen “b”. Las fases con Ti están cerradas dentro de las inclusiones y se mueven hacia arriba o se alejan por el frente de cristalización, hasta que encuentran un cristal emergente imagen “c”. Por último, este mecanismo es apropiado por las aglomeraciones de partículas de TiC imagen “d”. Las aglomeraciones en la gran mayoría de las ocasiones se encuentran en la interfaz de los carburos eutécticos de cromo M_7C_3 y la matriz austenítica, sin embargo, como se ha reportado por diversos investigadores las fases que contienen TiC contribuyen como una base para los núcleos de austenita.

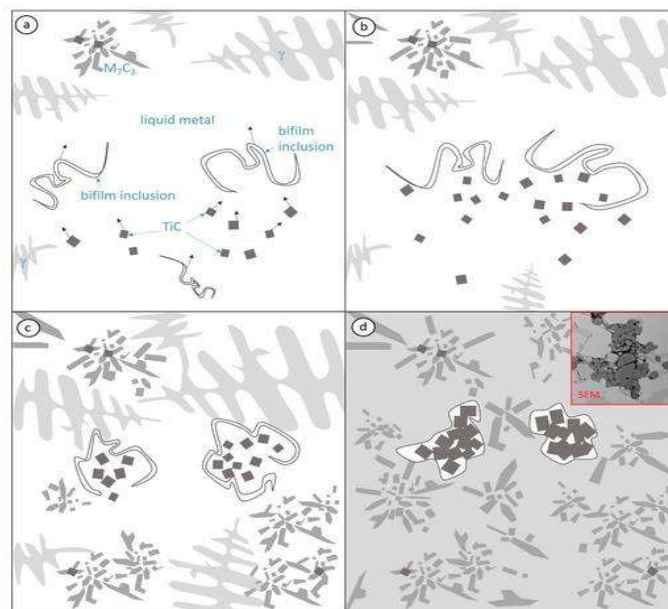


Figura 2.14 El diagrama esquemático presenta cuatro pasos (a – d) de formación de aglomerados con fases que contienen Ti según la hipótesis de cierre en inclusiones de bifilm [41].

La aleación 2.5Ti se sometió a ataque profundo en la solución 8 gramos de FeCl_3 , 20 ml de HCl y 930 ml de etanol sumergida por un tiempo de 3 horas, en la figura 2.15 se pueden observar las imágenes obtenidas por medio del microscopio electrónico de barrido, la figura “a” se obtiene por electrones secundarios, y para generar un alto contraste entre las fases se observa la imagen “b” por electrones retro dispersados debido a la variedad de densidad de las fases presentes se presentan con mayor nitidez y es claramente notorio distinguir los compuestos. Al igual que Dojka y colaboradores [22], reportaron la distribución de compuestos y las diferentes formas donde se aglomeran los carburos de TiC , como se puede observar en la imagen “c”, este compuesto en su mayoría contiene titanio, el molibdeno aparece como un elemento cercano al compuesto, y como lo corroboran otros autores la aglomeración se sitúa cerca de la interfaz eutéctica, carburos M_7C_3 y la matriz austenítica.

Como se ha mencionado, la adicción de titanio se puede considerar como una manera efectiva de aumentar la tasa de dureza del material y la resistencia al desgaste en las fundiciones blancas mediante la formación de carburos primarios TiC , incluso cuando se encuentren en pequeñas cantidades. Por otra parte, el proceso de solidificación y la composición química modifican estrictamente la fracción volumétrica y la distribución de los carburos [42]. El efecto de la aglomeración de compuestos de TiC en el hierro blanco alto cromo es indescritiblemente indeseable, debido a que deteriora enormemente las propiedades mecánicas del material, por ello, se optó por utilizar una técnica durante el proceso de solidificación para evitar este fenómeno de empuje. Por las razones antes mencionadas, se utiliza el proceso de solidificación dinámica el cual es descrito en el siguiente apartado.

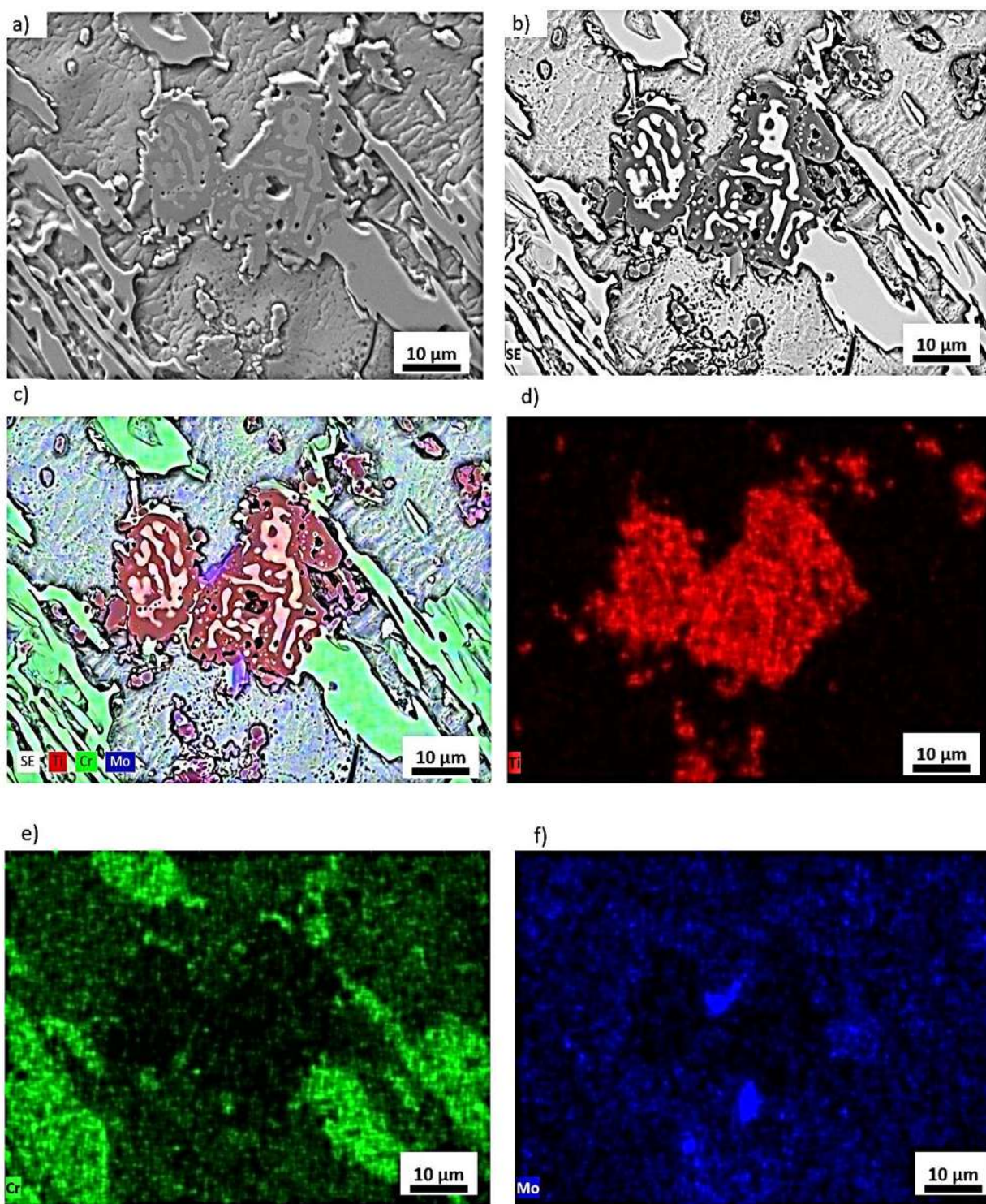


Figura 2.15 Mapeo químico elemental zona compuesto carburo de titanio aleación 2.5Ti, a) electrones secundarios, b) patrón retro dispersados, c) mapeo general, d) Ti, e) Cr, y f) Mo.

2.8 Solidificación Dinámica.

La solidificación dinámica consiste en someter una masa fundida en un estado dinámico, es decir, efectuar vibraciones sobre la masa fundida durante las primeras etapas de solidificación, lo que provoca turbulencias como lo la fragmentación de las dendritas previamente formadas, y estas actúan como nuevos centros de nucleación, lo cual produce un efecto de refinamiento microestructural en la pieza en estado sólido [43]. Chernov y col. [44] utilizaron por primera vez esta técnica, por medio de vibraciones mecánicas durante el proceso de solidificación (ver figura 2.16), donde las flechas verdes corresponden a movimientos oscilatorios debido a la acción mecánica.

Dentro de los resultados principales se destaca el incremento en la nucleación, lo cual repercute fuertemente en la reducción del tamaño de grano, puesto que, si la velocidad de nucleación incrementa, la velocidad de crecimiento disminuye.

Chirita y col. [45] reportaron otro efecto importante es el incremento en la fracción volumétrica de los carburos; la reducción de las porosidades de contracción debido a una mejor alimentación del metal líquido al molde gracias a la fluidez provocada por los movimientos repetitivos del molde; y la producción de una microestructura metálica más homogénea.

Esta técnica modifica la morfología y distribución de las fases mediante la vibración por un eje vertical, horizontal o de rotación [46]. Zou y col. [47] utilizaron una aleación de hierro blanco alto cromo donde reportaron los efectos de la vibración mecánica promueven la nucleación y por ende la reducción del tamaño de carburo, al igual las porosidades por contracción, esto debido a la mejora del efecto de alimentación del metal y la formación de una microestructura más homogénea; como resultado obtuvieron una microestructura más refinada debido a la vibración mecánica, con ello la mejora de la dureza y la resistencia al desgaste, de igual manera reportaron la variante de frecuencia de vibración, donde obtuvieron un ligero aumento en la dureza al aumentar la frecuencia, de igual modo aumento la tenacidad al incrementar esta variable.

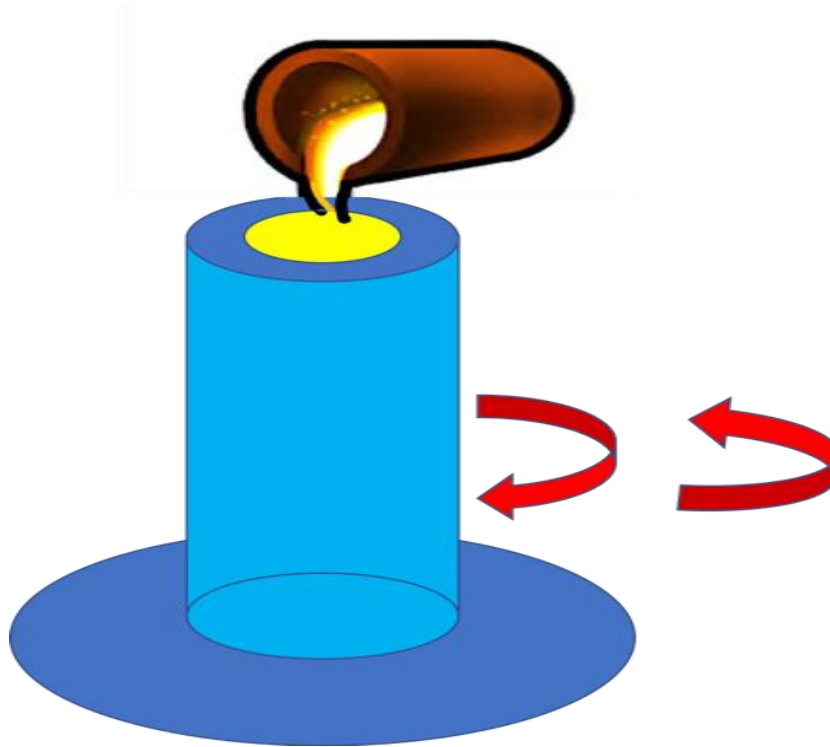


Figura 2.16 Esquema del molde sometido a movimientos circulares.

En la figura 2.17, se observa la diferencia microestructural que obtuvieron Zou y col. [47] micrografía “a” con 0Hz se visualiza los carburos hexagonales isótopos y colonias eutécticas en forma de pétalo con solidificación estática y “b” donde se efectuó 50Hz para la solidificación dinámica, el cambio estructural es drástico es evidente el refinamiento microestructural. Sánchez-Cruz y col. [46] realizaron esta técnica y encontraron una disminución notable del tamaño de las partículas de carburos en este caso VC, y un incremento en fracción de volumen.

El empleo de esta técnica ha sido exitosa esencialmente en aleaciones de aluminio vaciado en arena, Appendino y col. [43] reportaron obtener una microestructura refinada, completamente no dendrítica con aspecto globular y algunos fragmentos de dendritas poco frecuentes, donde los lingotes mostraron un mejor rendimiento mecánico, traduciendo en una mayor deformación por fractura. Por otra parte, investigadores como Abu-Dheir y col. [48] corroboraron que la vibración mecánica mejoro las propiedades mecánicas en alecciones de Al-Si.

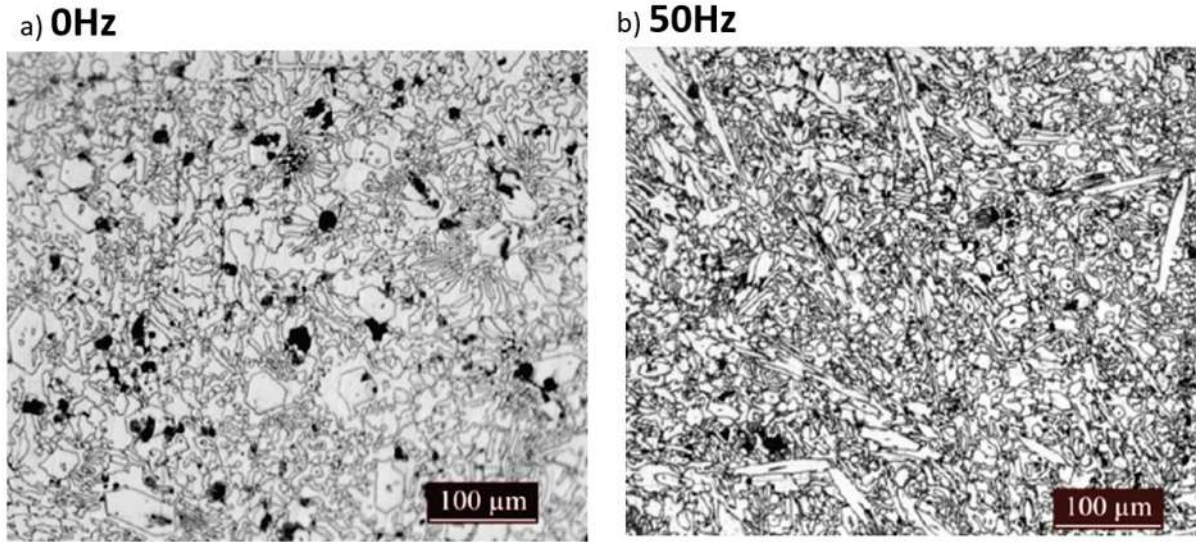


Figura 2.17 Diferencias microestructurales a) 0Hz y b) 50Hz en un hierro blanco alto cromo en condición de colada [47].

En los últimos años, el proceso de solidificación dinámica ha demostrado ser una técnica con gran eficiencia en el refinamiento microestructural especialmente en componentes de fundición. Como se ha mencionado, entre los beneficiosos efectos se encuentra el aumento en la velocidad de nucleación (solidificación) que se traduce en la reducción del espaciamiento dendrítico secundario, además de la disminución de los efectos volumétricos como las porosidades por contracción, esto debido a la mejora en el proceso de alimentación del metal, además de una microestructura más homogénea y perfectamente bien distribuida, todo esto contribuye a la disminución de tensiones residuales y con ello la mejora en las propiedades mecánicas y el aumento en la resistencia al desgaste del material.

Por lo tanto, en este proyecto de investigación se adiciona titanio para la formación de carburos primarios y el proceso de solidificación dinámica para evitar el fenómeno de aglomeración de compuestos TiC , con ello elevar la resistencia al desgaste del material obteniendo un balance entre resistencia y tenacidad. Además de evaluar efectos de comparación solidificación estática (vaciado por gravedad) y condiciones térmicas como el tratamiento térmico de desestabilización.

3 CAPÍTULO. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

En la figura número 3.1 se presenta el diagrama de flujo de la metodología del desarrollo experimental para el presente proyecto.

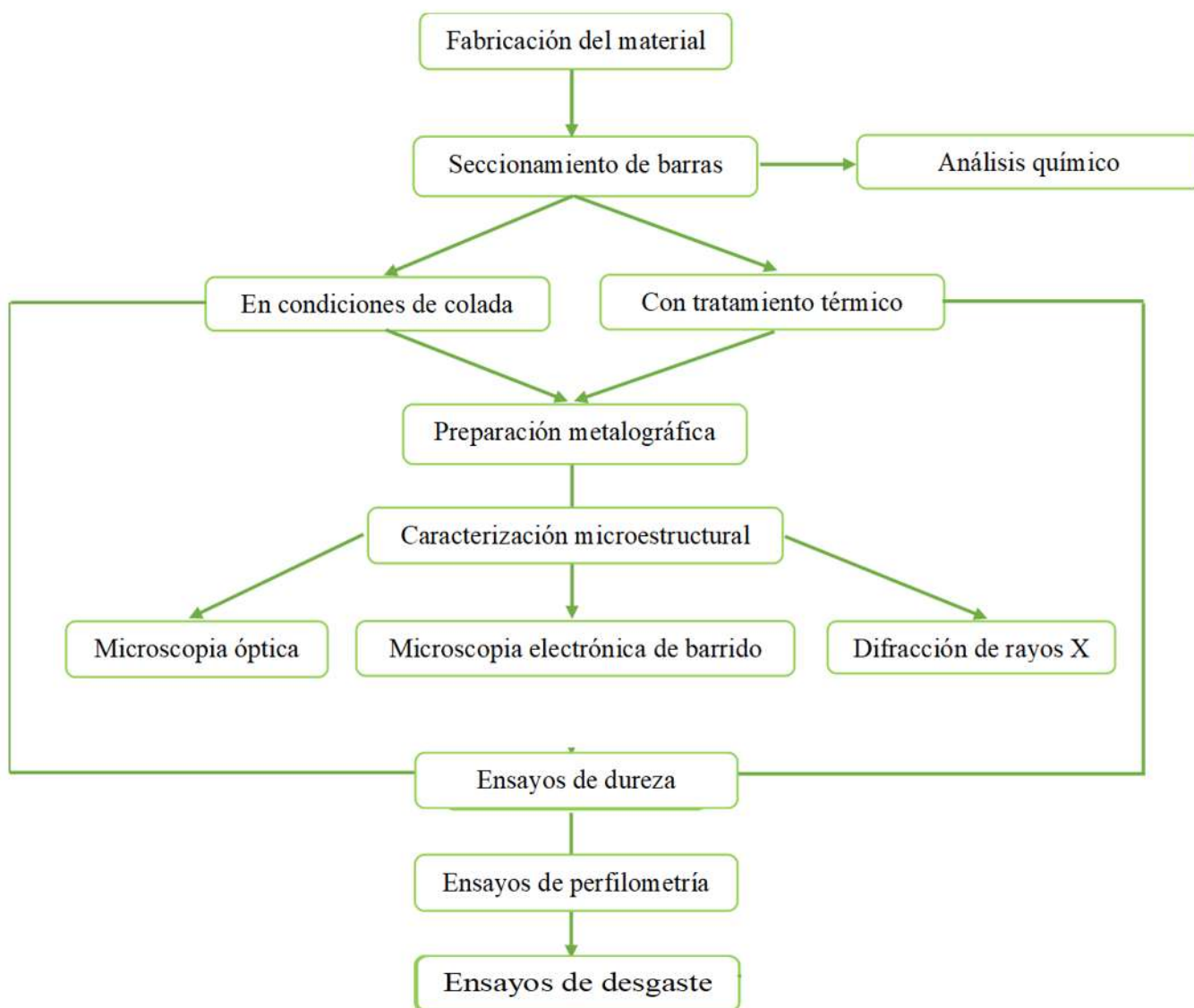


Figura 3.1 Diagrama de flujo de la metodología experimental.

3.1 Composición química.

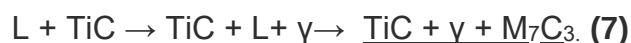
Para el presente estudio, se utilizaron 4 composiciones, en las cuales se empleó cantidades fijas de C, Mo, Ni y Si. En el caso del Cr, las adiciones varían entre 15 y 17% en peso para evaluar el efecto de este elemento cuando se realiza la adición simultánea de Ti. Cada una de las composiciones tiene una carga de 4 kilos para obtener piezas por solidificación dinámica y estática. Las composiciones se muestran en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química (%w) para las tres coladas, en condición dinámica y estática.

Colada	Fe	Cr	C	Mo	Ni	Si	Ti
Composición base	Bal.	17	3	1.5	1.5	1	0
Ti 1%	Bal.	15	3	1.5	1.5	1	1
Ti 2%	Bal.	15	3	1.5	1.5	1	2
Ti 3%	Bal.	15	3	1.5	1.5	1	3

3.2 Análisis termodinámico.

Con ayuda del software JMatPro, el cual realiza cálculos termodinámicos usando balances con las ecuaciones de Sheil, utilizado ampliamente en la industria siderúrgica como fundición, forjado, tratamientos térmicos y simulación [49]; se calcula la siguiente secuencia de solidificación con la adición del titanio:



En la cual, se muestra, los carburos de titanio (TiC) formándose inmediatamente en el seno del material líquido, posteriormente se forma la austenita pro eutéctica, y cuando el líquido tiene la composición de la transformación eutéctica se forman los carburos M_7C_3 (M: mayormente por el Cr entre 24-50%, Mo menor al 7% y Fe.) más austenita eutéctica (Ver figura 3.2).

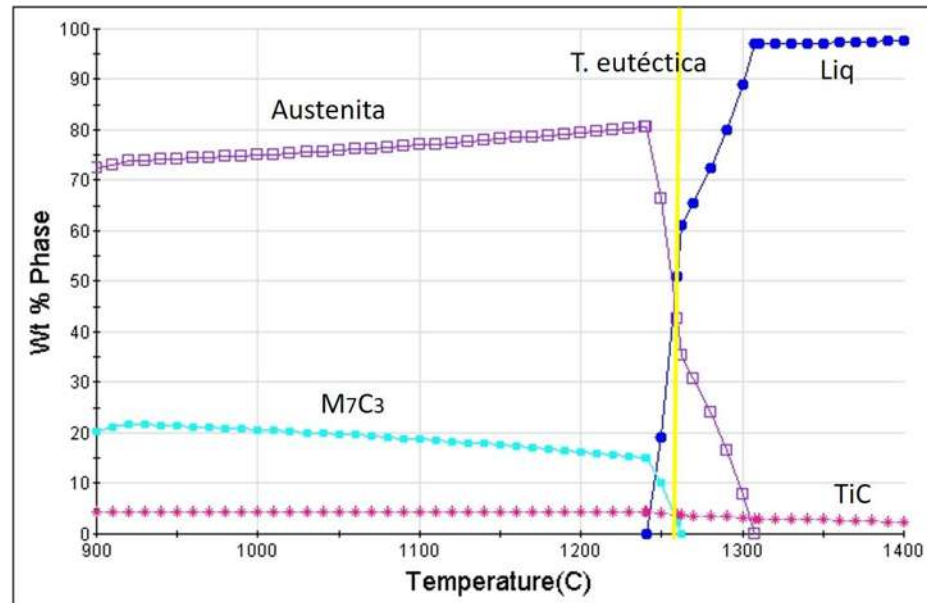


Figura 3.2 Fases presentes durante el proceso de solidificación.

3.3 Fabricación del material.

Para llevar a cabo la fabricación se utilizó un horno de inducción con capacidad de 30 kilogramos (ver figura 3.3), que se encuentra dentro del laboratorio de fundición del Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIMM) incorporado a la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH).



Figura 3.3 Horno de inducción con capacidad de 30 kilogramos utilizado para la fusión de las aleaciones de hierro.

Los moldes para la solidificación dinámica y estática fueron fabricados de arena sílice con granulometría 50/60, para el molde dinámico se utilizó un proceso donde el silicato de sodio tiene la función de agente aglomerante, el silicato de sodio se adiciona a la arena (Ver figura 3.4), cuando es mezclado y moldeado reacciona con el gas carbónico (CO_2) y provoca el endurecimiento de los moldes, dejando listo para el vaciado del material fundido.



Figura 3.4 a) Moldeado en arena para la solidificación dinámica, b) Introducción del gas CO_2 en el molde.

Para la solidificación estática se empleó arena en verde. Los moldes se elaboraron para obtener lingotes con medidas de 18 cm x 4 cm x 4 cm (ver figura 3.5). Para la solidificación dinámica el molde es situado en la maquina como se muestra en la figura 3.6, el cual es sometido a movimientos oscilatorios durante el vaciado del metal fundido, justo a un lado se encuentra el molde de arena en verde. La solidificación dinámica se efectuó bajo movimientos alternativos con oscilaciones simétricas de 180° A 16° Hz.

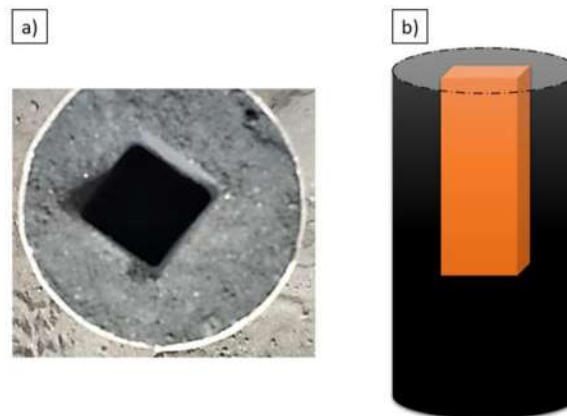


Figura 3.5 a) Sección transversal del molde y b) Boceto sección longitudinal del molde.



Figura 3.6 Molde montado en la máquina para la solidificación dinámica y molde para solidificación estática.

Para el proceso de fusión, se utilizó un crisol de carburo de silicio, situado en el interior del horno, en el cual se cargó primeramente con Sorel® y posteriormente inició el calentamiento del metal (ver figura 3.7). Una vez fundido, se agrega desescoreante para la extracción de la escoria, posteriormente la adicción de níquel, ferro-molibdeno (en porciones pequeñas para asegurar su disolución), silicio, y por último el cromo (en cantidades pequeñas).

Para las coladas que contienen titanio, el orden de adicción es el mismo, sorel, níquel, ferro-molibdeno, silicio, cromo y titanio el cual se adiciona como ferro-aleante justo antes de vaciar. Una vez solidificado el material se realiza la extracción de los lingotes destruyendo por completo los moldes de arena, tanto el de silicato de sodio como el de arena en verde.



Figura 3.7 Crisol cargado con sorel en el proceso de fusión.

Para incorporar el ferro-titanio en el baño de metal líquido, se utilizó una lanza metálica sumergida en el fondo y aplicando agitación para garantizar la disolución del mismo (Ver figuras 3.8). Esta lanza de acero comercial esta recubierta con refractario cerámico para

soportar la alta temperatura durante su función. De igual manera se utilizó una lanza similar para cada una de las coladas.



Figura 3.8 Lanza utilizada en la cuarta colada.

3.4 Extracción de muestras y seccionamiento.

Para el corte o seccionamiento del material, se procedió a utilizar un disco abrasivo, en la sección transversal en ambos lingotes, en la figura 3.9, se observa piezas, las muestras que se obtuvieron de la solidificación estática (a), y las muestras que se obtuvieron de la solidificación dinámica (b), las cuales posteriormente servirán para su caracterización mediante las técnicas delimitadas anteriormente.



Figura 3.9 a) Corte para las muestras de solidificación estática, b) Corte de las muestras con solidificación dinámica, y c) Cortes transversales de ambos lingotes.

3.5 Tratamiento térmico.

Los tratamientos térmicos se realizaron en la mufla de calentamiento por medio de resistencia eléctrica marca Carbolite la cual se muestra en la figura 3.10. El tratamiento térmico consiste en elevar la temperatura, con una velocidad de calentamiento constante, una vez que se alcanza esa temperatura se dio un tiempo de permanencia, el cual está en función del espesor de la pieza, y posteriormente el enfriamiento a determinada velocidad, es importante recalcar que para fines de estudio todas las variantes de composición y variables de solidificación (estática y dinámica) se sometieron con las mismas condiciones de tratamiento térmico.

El ciclo del tratamiento térmico (Ver figura 3.11), una velocidad de $10^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$ hasta llegar a los 900°C donde el material permanece a esa temperatura por 45 minutos, posteriormente un enfriamiento lento, al aire.



Figura 3.10 Horno eléctrico marca Carbolite™.

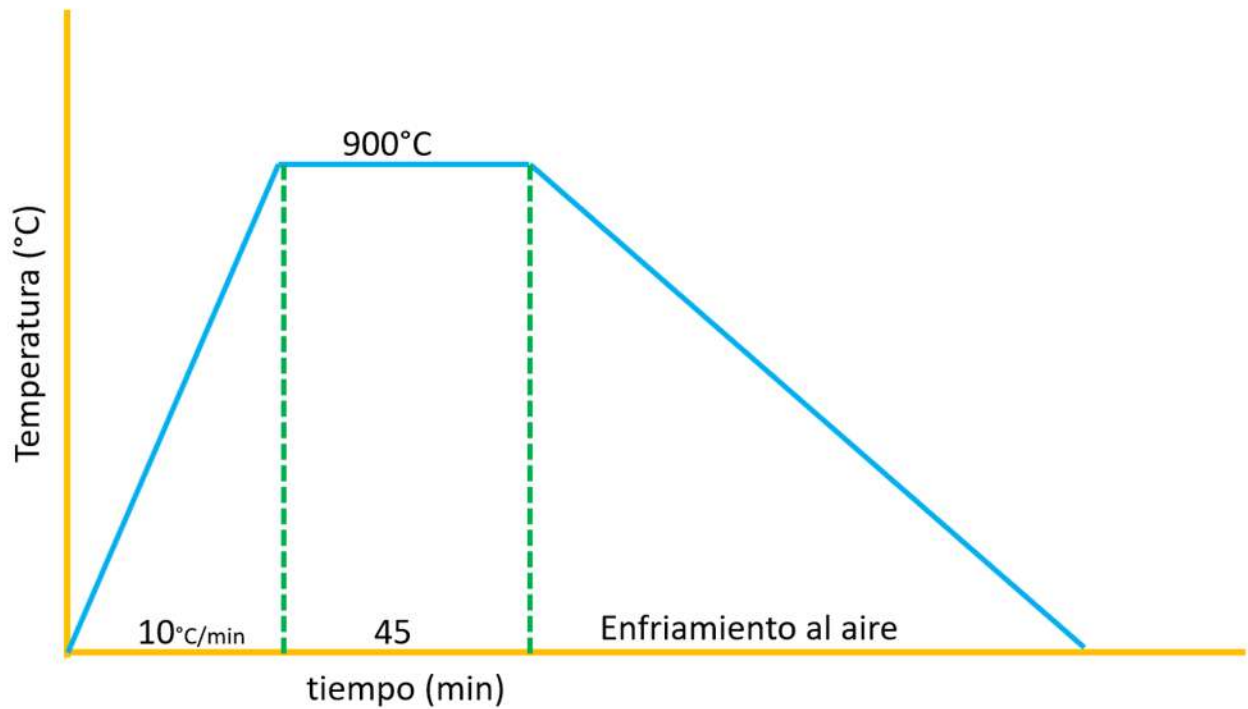


Figura 3.11 Ciclo de tratamiento térmico de estabilización.

3.6 Preparación metalográfica.

Una vez realizado el seccionamiento de las muestras, se procedió a realizar el desbaste abrasivo lo cual fue el primer paso en la preparación superficial de las muestras el cual consiste en eliminar los defectos superficiales de las muestras, esto mediante la fricción contra un material abrasivo. Para esto se utilizó papel abrasivo con contenido de carburo de silicio, comenzando con una lija de grano 80, seguido por lijas de grano con distribución de 150, 240, 320, 400, 600, 1000, 1500, 2000 y por último un pulido fino con suspensión de diamante hasta $1\mu\text{m}$, esto con el fin de obtener un acabado espejo en la superficie de las muestras, utilizando una pulidora de la marca Buehler® (figura 3.12).



Figura 3.12 Pulidora metalográfica Buheler modelo MetaServ 250.



Figura 3.13 Pulido con pasta de diamante de 1 micra.

Para realizar el ataque se sumergieron las muestras en el reactivo Villela (2.5 ml de HCl, 0.5 g de ácido pícrico y 50 ml de etanol), por un tiempo de 10 segundos, manteniendo un movimiento constante de la probeta dentro con la finalidad de revelar la microestructura. Posterior a esto, se lavaron y enjuagaron con agua destilada, se bañaron en etanol para evitar impurezas en la superficie y finalmente se secaron con aire comprimido.

3.7 Caracterización metalográfica.

La caracterización del material en condiciones de colada se realizó mediante el uso de microscopía óptica (MO) y microscopía electrónica de barrido (MEB) así como la identificación de fases por medio de difracción de rayos-X (DRX). La microscopía óptica se realizó en un microscopio ZEISS 300, con 50, 100, 200 y 500X de magnificación (figura 3.14).



Figura 3.14 Microscopio marca ZEISS.

Para el caso de la microscopia electrónica de barrido (MEB), se realizó en un microscopio de la marca JEOL modelo 7600, operado a 15 KV para observar las diferentes fases a mayor magnificación además de realizar mapeos y análisis químico puntual por medio de espectroscopía de energía dispersiva (EDS), así mismo, se observó la microestructura por medio de electrones retrodispersados para obtener un mayor contraste (figura 3.15).



Figura 3.15 Microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600.

En el caso de los ensayos de DRX, la caracterización se realizó mediante la identificación de los picos característicos de difracción de cada una de las fases. Este ensayo se realizará para cada muestra en un difractómetro de la marca Bruker® modelo D8 ADVANCE DAVINCI, utilizando radiación Cu-K α en un rango angular 2θ de 20° a 110° (figura 3.16).



Figura 3.16 Difractómetro de rayos-X marca Bruker® modelo D8 ADVANCE DAVINCI.

3.8 Cuantificación de carburos.

3.8.1 Fase M_7C_3 .

La cuantificación de la fase carburo M_7C_3 se realizó mediante análisis de imágenes utilizando fotografías digitalizadas del microscopio óptico tomadas a 200X, en muestras en condiciones de colada con ataque profundo empleando la solución 8 gramos de $FeCl_3$, 20 ml de HCl y 930 ml de etanol por un tiempo de 6 horas (Ver figura 3.17). La finalidad del reactivo es degradar a la matriz en medida, dejando expuestos a los carburos, posteriormente se procedió a capturar imágenes por medio de microscopia óptica. Se analizaron 10 fotografías por probeta mediante el software *SigmatScan*, para obtener una lectura confiable del contenido de carburos en el material (Ver figura 3.18).



Figura 3.17 Ataque profundo sumergida muestra Base dinámica en condiciones de colada sumergida en la solución 8 gramos de $FeCl_3$, 20 ml de HCl y 930 ml de etanol por un tiempo de 6 horas.

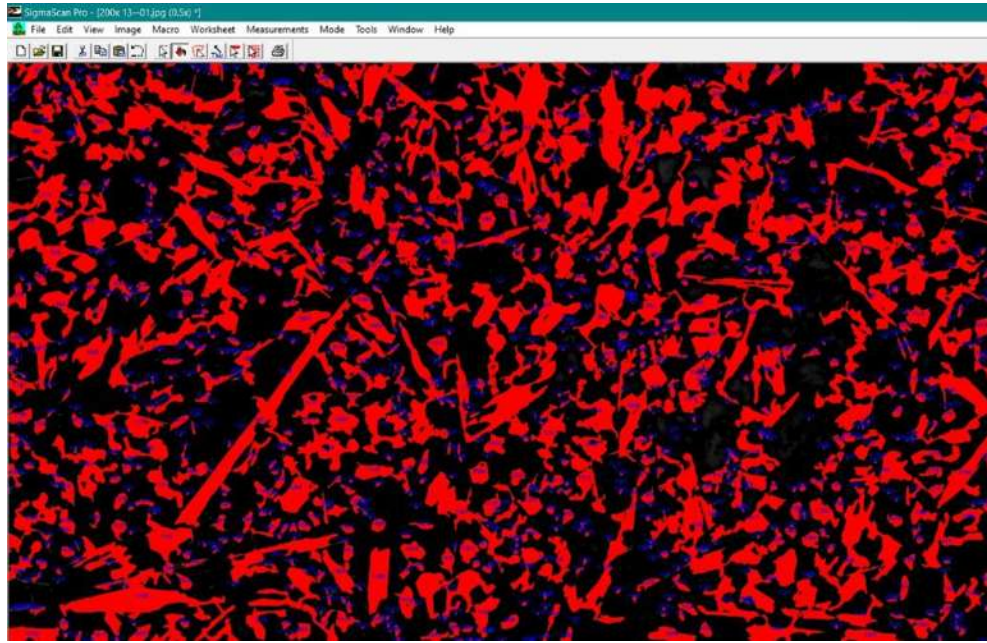


Figura 3.18 Imagen ilustrativa de la cuantificación de carburos M_7C_3 a 200x de la muestra Base dinámica 17%Cr en condiciones de colada, software sigmascan.

3.8.2 Fase TiC .

Para la distinción entre los carburos de cromo y los carburos de titanio, se utilizaron fotografías de electrones retrodispersados con ayuda del microscopio electrónico de barrido (MEB), para de la misma manera medir el volumen de carburos de titanio (TiC). Se analizaron 20 imágenes a 500x por muestra para obtener una lectura confiable (Ver figura 3.19).

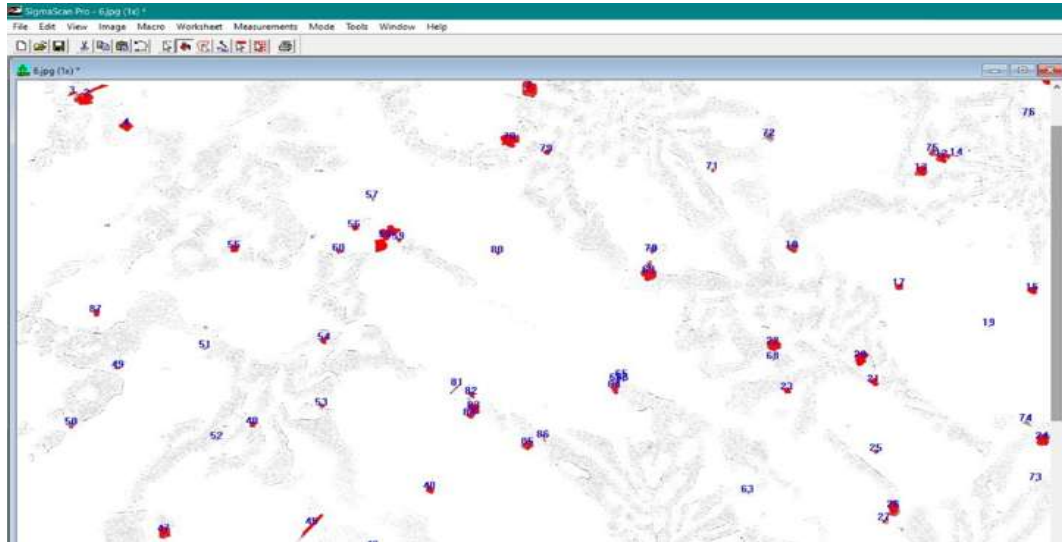


Figura 3.19 Imagen ilustrativa de la cuantificación de carburos TiC a 500x de la muestra Estática 1%Ti, software sigmascan.

3.9 Dureza.

Los ensayos de dureza del material serán realizados en las muestras metalográficamente atacadas. Para la medición se utilizará un durómetro en la escala Vickers con 10 kg de carga, durante 15 segundos y un indentador de diamante típico de esta escala de acuerdo a la norma ASTM E92 (figura 3.20) [50].



Figura 3.20 Durómetro Vickers marca Nanovea.

Para los ensayos de microdureza, de igual manera se realizó una preparación previa en la superficie, para obtener la microdureza en la zona matriz, se utilizó un microdurómetro en escala Vickers con una carga de 100 gramos por un tiempo de 10 segundos (ver figura 3.21).



Figura 3.21 Microdurómetro Vickers marca Time.

3.10 Ensayos de desgaste.

3.10.1 Desgaste por deslizamiento.

Los ensayos por deslizamiento se realizaron en seco (sin lubricación), en la máquina de desgaste por deslizamiento conforme a la norma ASTM G77, la cual tiene geometría pin-on-ring utilizando como contracara un anillo de acero M2 endurecido (figura 3.22). Las condiciones de operación son: carga 52.6 N, 1000 metros, velocidad de 0.5m/s.

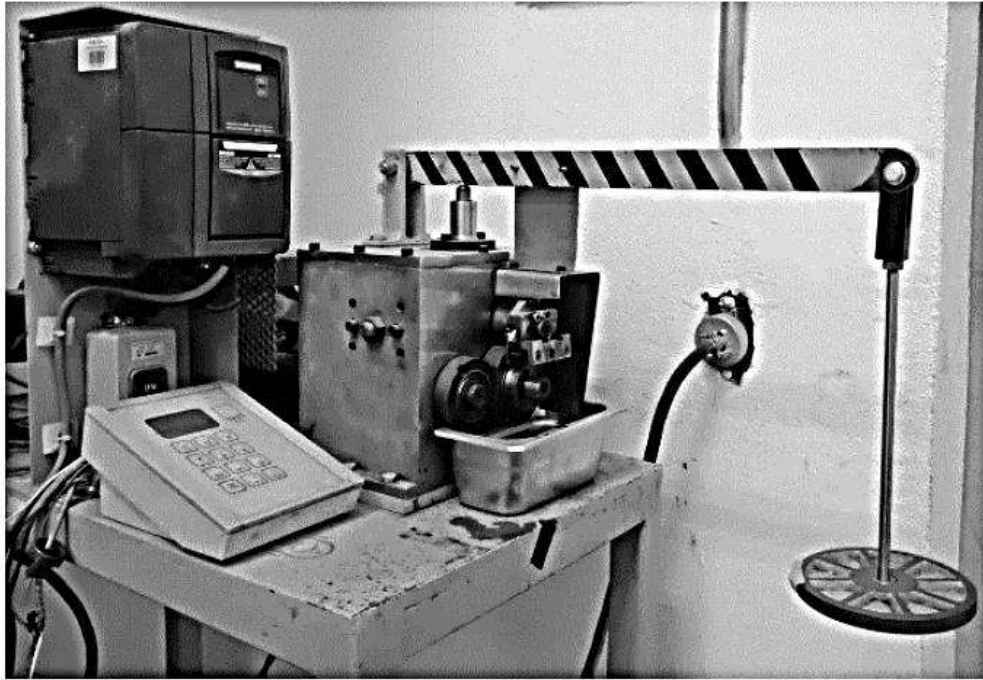


Figura 3.22 Equipo para ensayos de desgaste por deslizamiento.

3.10.2 Desgaste por abrasión.

Los ensayos de desgaste abrasivo fueron aplicados en la máquina de rueda, de acuerdo con la norma ASTM G65, utilizando un disco de caucho girando a una velocidad de 200 rpm con arena sílice de granulometría 50/60 como elemento abrasivo. Las condiciones de operación son: carga 94N y 1500 metros.

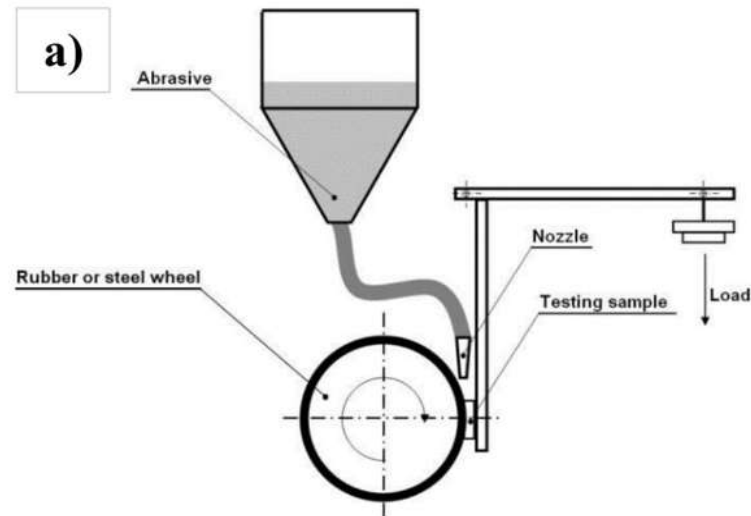


Figura 3.23 Diagrama esquemático de la prueba de abrasión ASTM G65.



Figura 3.24 Ensayo de desgaste abrasivo.

En la imagen siguiente imagen se muestra la geometría de los granos de la arena sílice utilizada en el ensayo de desgaste abrasivo.

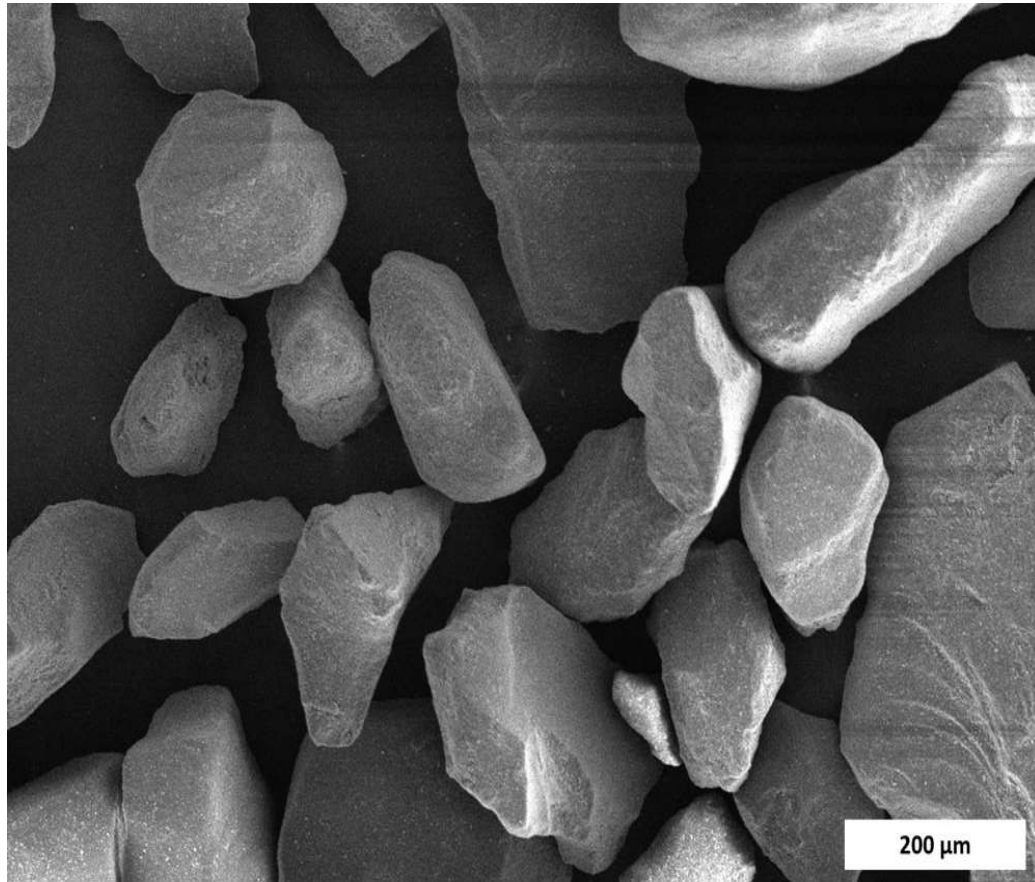


Figura 3.25 Micrografía por MEB de arena sílice (SiO_2) usada en los ensayos de desgaste.

3.10.3 Desgaste por una sola rayadura.

Los ensayos de desgaste por una sola rayadura (Single Scratch Test), son aplicados en un equipo propio para realizar pruebas de rayado, este se ilustra en la figura 3.26, mediante la norma ASTM G171 [51], donde se utiliza una aguja con punta de diamante con un ángulo de 120° y un radio de curvatura de $200\ \mu\text{m}$. Los ensayos se realizaron empleando una velocidad de avance de 4mm/s , un desplazamiento de 5 milímetros y una carga de 22.5N para todas las aleaciones.

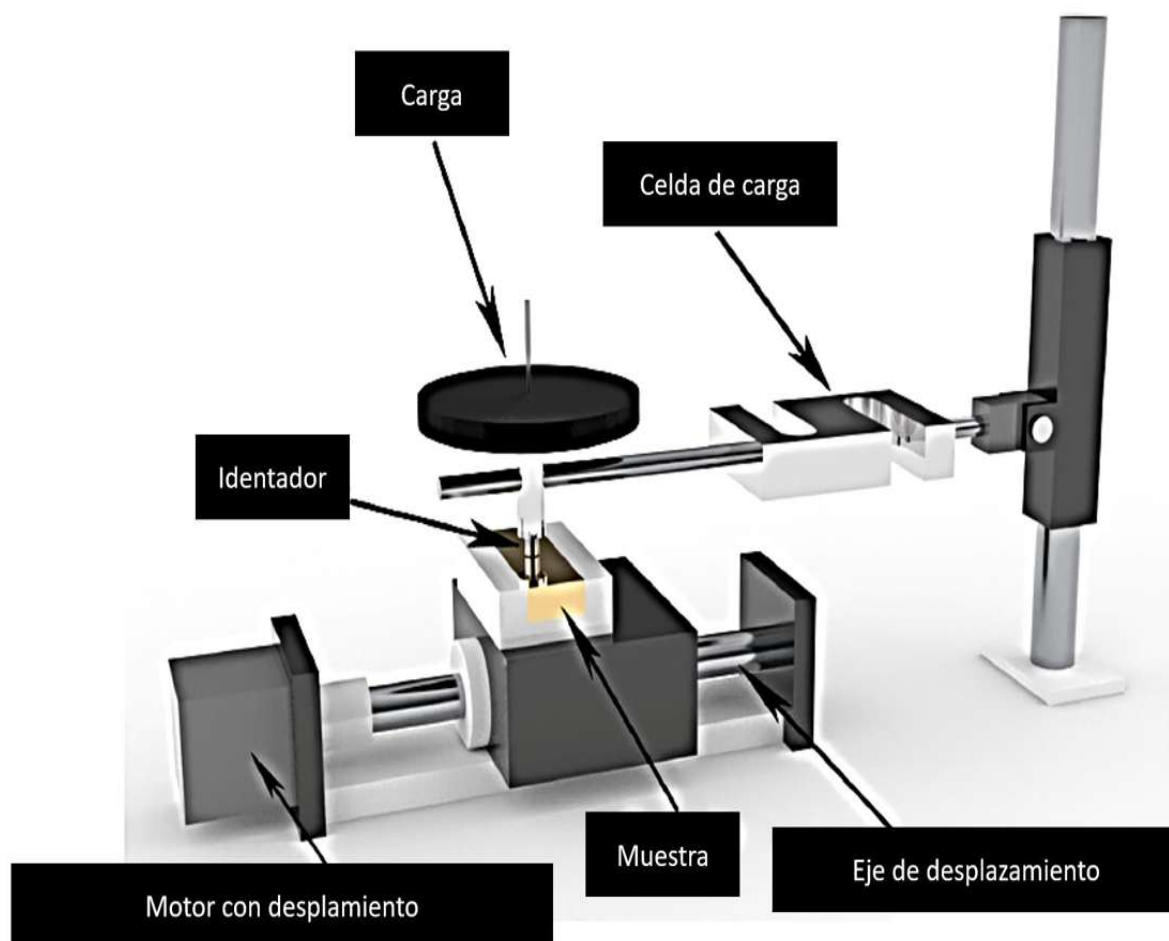


Figura 3.26 Diagrama esquemático del equipo de rayado.

3.11 Ensayos de perfilometría.

Las muestras sometidas a los ensayos de desgaste serán analizadas mediante el uso de un perfilómetro óptico 3D marca Nanovea® (figura 3.27), en donde se realizó la medición del volumen de material perdido en mm^3 , así como la obtención de diferentes perfiles de rugosidad (figura 3.28).



Figura 3.27 Perfilómetro óptico de la marca Nanovea.

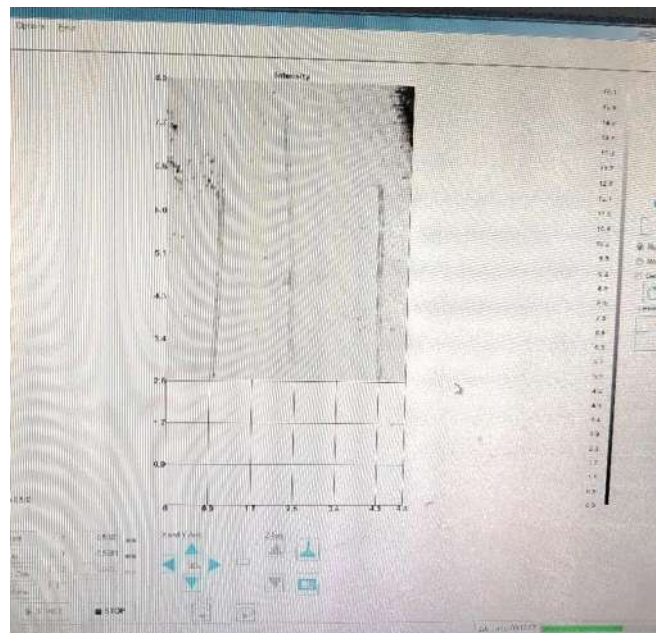


Figura 3.28 Imagen ilustrativa de obtención huella de rayadura software perfilómetro Nanovea.

4 CAPÍTULO. RESULTADOS Y DISCUSIONES

4.1 Composición química de las aleaciones.

El análisis de la composición química se obtuvo mediante espectroscopia de emisión atómica de chispa, de las 4 aleaciones que se adquirieron durante el proceso de fundición, vertiéndose en una lingotera para obtener una solidificación rápida y evitar la segregación de los elementos aleantes. Los resultados se muestran en la siguiente tabla 4.1.

Tabla 4.1 Resultados de análisis químico (%en peso).

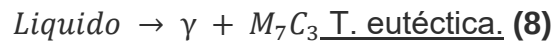
Aleación	Fe	Cr	C	Mo	Ni	Si	Ti
Base	Bal.	17.83	3	1.6	1.43	0.96	0
0.86%Ti	Bal.	15.69	2.65	1.42	1.48	1.03	0.856
1%Ti	Bal.	16.27	2.85	1.44	1.4	0.94	1.095
2.5%Ti	Bal.	15.75	3.13	1.6	1.48	0.1	2.476

Al apreciar la tabla, existe poca variación de los elementos base (C, Mo, Ni y Si) por ello se puede atribuir los cambios microestructurales a las condiciones de solidificación (dinámica o estática) y a las adiciones de Ti para cada una de las aleaciones, las cuales varían de 0% aleación base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti.

La aleación base presenta 17%Cr a diferencia de las aleaciones en las que se le añade el titanio, las cuales presentan alrededor de 15%Cr, esto para tratar de no alterar el volumen de carburos eutécticos.

4.2 Secuencia de solidificación.

Como se muestra en la figura 4.1, la secuencia de solidificación para la aleación base 0% de titanio en el diagrama “a”, donde a 1280°C aproximadamente, la primera fase en solidificar es la austenita proeutéctica debido que se forma antes de la transformación eutéctica, a medida que desciende la temperatura, a 1260°C aproximadamente la transformación eutéctica tiene lugar, donde el líquido se transforma en dos sólidos en este caso austenita y los carburos M_7C_3 como se observa en la siguiente ecuación:



Sin embargo, la secuencia de solidificación total se muestra así:

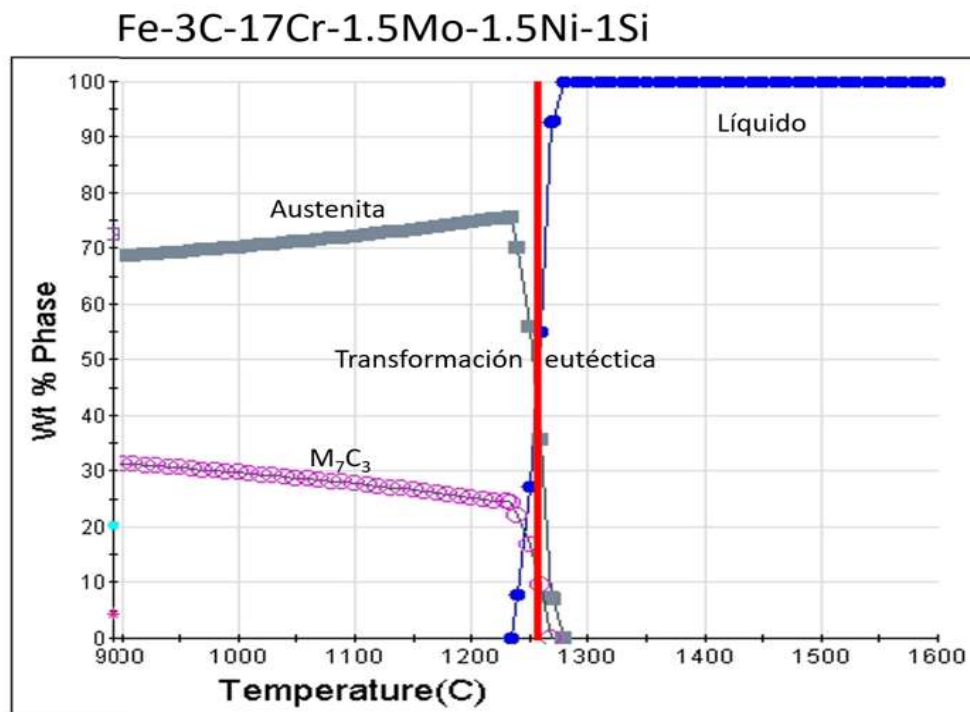


Figura 4.1 Diagrama de fases presentes durante el proceso de solidificación aleación base 0Ti

Por otra parte, en la figura 4.2, se muestra el diagrama de fases para la aleación 2.5Ti, en este caso se utiliza esta composición de referencia para conocer la secuencia de solidificación, se estima un proceso similar para las aleaciones 0.86 y 1%Ti. En este caso los carburos de titanio se forman en el seno del material líquido, son la primera fase en solidificar, y coexisten con la masa fundida. A medida que desciende la temperatura a 1310°C aproximadamente aparece la austenita proeutéctica debido a que los carburos de titanio sirven como centros de nucleación para la formación de la austenita, por ello incrementa la temperatura de formación en comparación a la aleación base 0Ti, posteriormente, a 1260°C sucede la transformación eutéctica. La secuencia de solidificación es la siguiente:

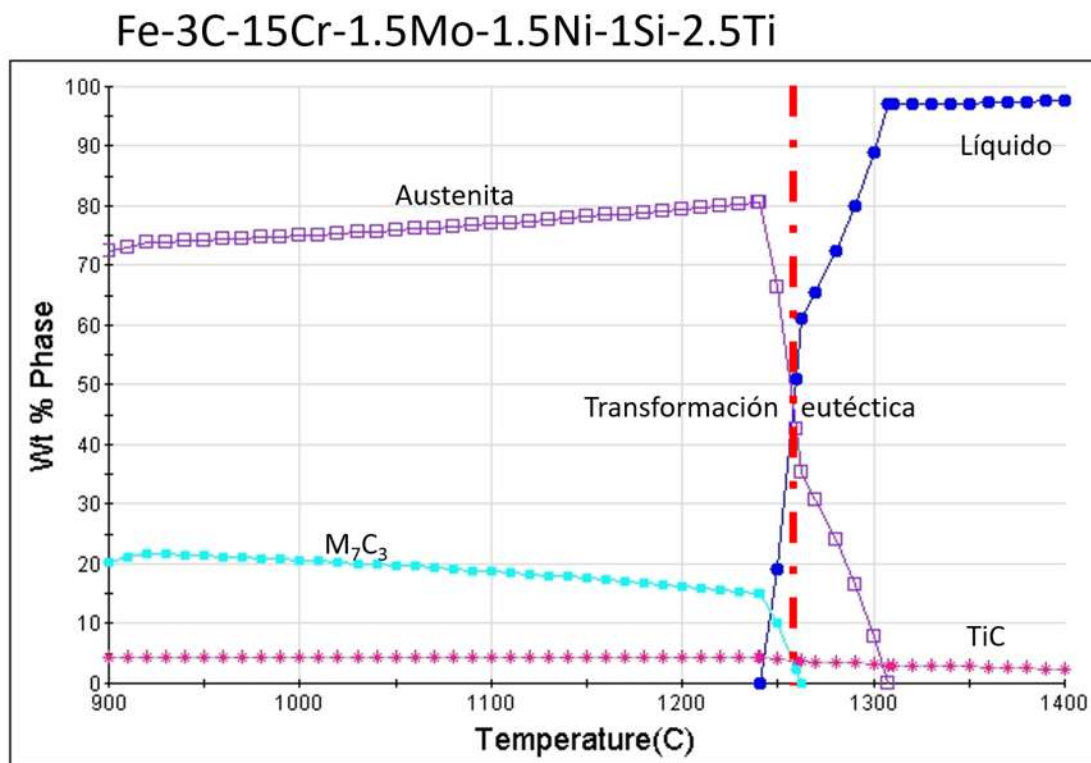
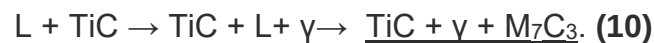


Figura 4.2 Diagrama de fases presentes durante el proceso de solidificación para la aleación 2.5Ti.

4.3 Microestructura general en condiciones de colada.

Como se ha mencionado, la microestructura típica de estas aleaciones es una matriz austenítica embebida en una red de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 , obteniendo así una microestructura como se observa en la figura 4.1, aleación 0Ti base estática en condiciones de colada.

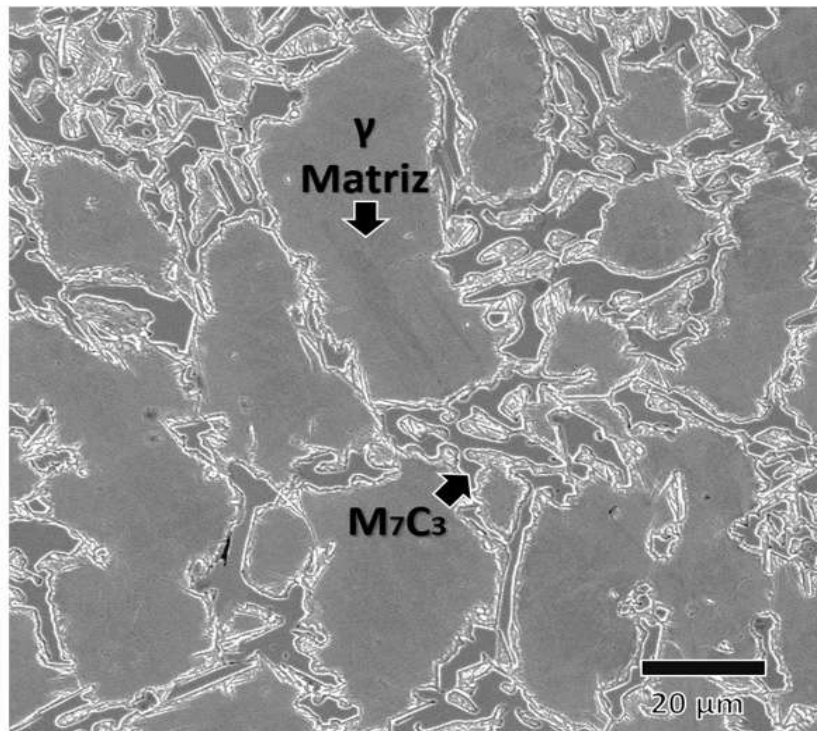


Figura 4.3 Microestructura obtenida por MEB típica de las aleaciones hierros blancos alto cromo, aleación base 0Ti estática en condiciones de colada.

En la siguiente imagen 4.4, se muestran las aleaciones Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti, obtenidas con el microscopio óptico en la cual se aprecian el crecimiento dendrítico en las aleaciones que fueron solidificadas estáticamente, el efecto visual del refinamiento en la microestructura se considera que es debido a la adicción del titanio, ya que se ha reportado que las partículas de carburo de titanio actúan como centro de nucleación para

la fase austenítica [34]. Como se ha reportado anteriormente la inoculación es una de las maneras perfectas de cambiar la cinética del proceso de solidificación, afectando a la microestructura, tal es el caso del titanio, el cual modifica la secuencia de solidificación en los hierros blancos alto cromo, los cuales al ser una aleación hipoeutéctica, la solidificación toma inicio en el crecimiento dendrítico de la austenita, al adicionar el titanio, este elemento por poseer alta energía para la formación de carburos, precipitará cuando el material está en estado líquido, posteriormente la austenita toma lugar y finalmente la transformación eutéctica (austenita y carburo eutéctico) [34, 52].

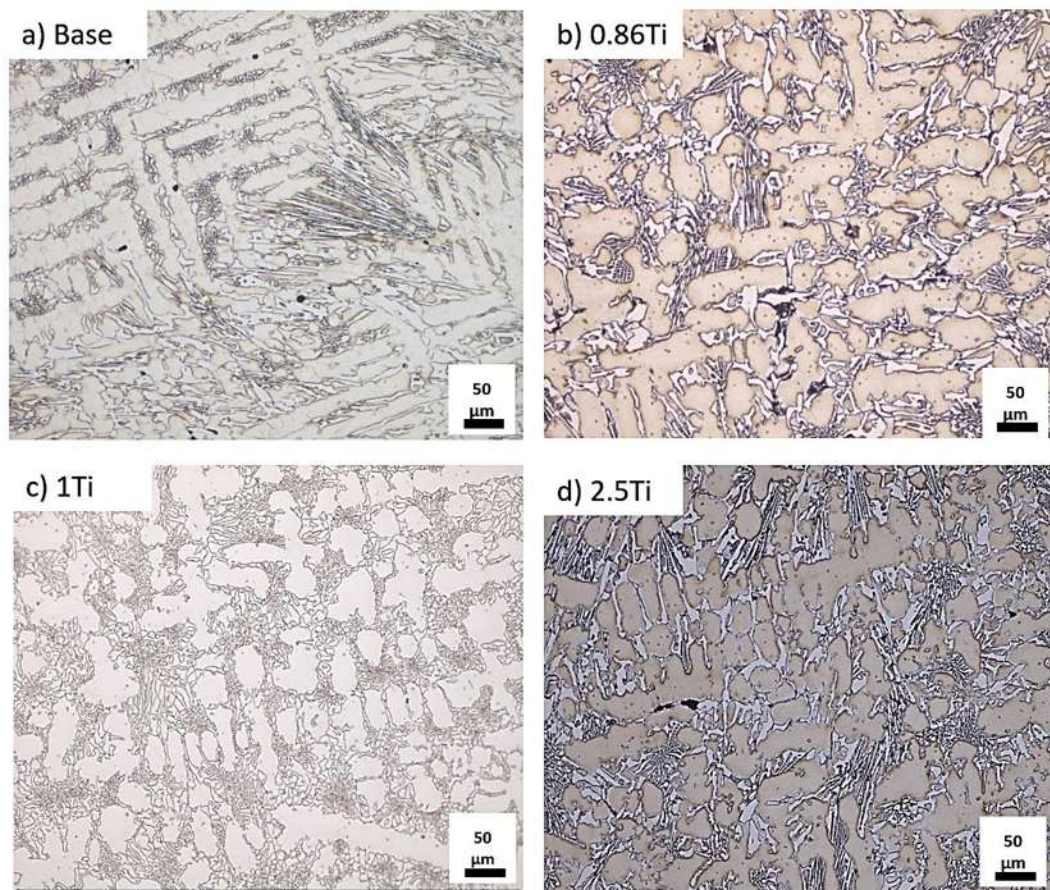


Figura 4.4 Imágenes de MO, en condiciones de colada, solidificación estática de las diferentes aleaciones a) Base, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti 46Ti donde se observa el refinamiento microestructural debido a la adicción del titanio.

De igual manera se utilizó un mapeo químico elemental para obtener una idea clara de la distribución de los elementos en la microestructura, en la figura 4.5, en este caso para la aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada, el elemento Cr (d) con mayor demanda por los carburos M_7C_3 , el Fe elemento más abundante (c, roja) presente preferentemente en la fase matriz, y el titanio imagen f ciertamente en los carburos TiC, igual manera se acompaña de otras técnicas para la identificación verídica de los elementos presentes en las fases.

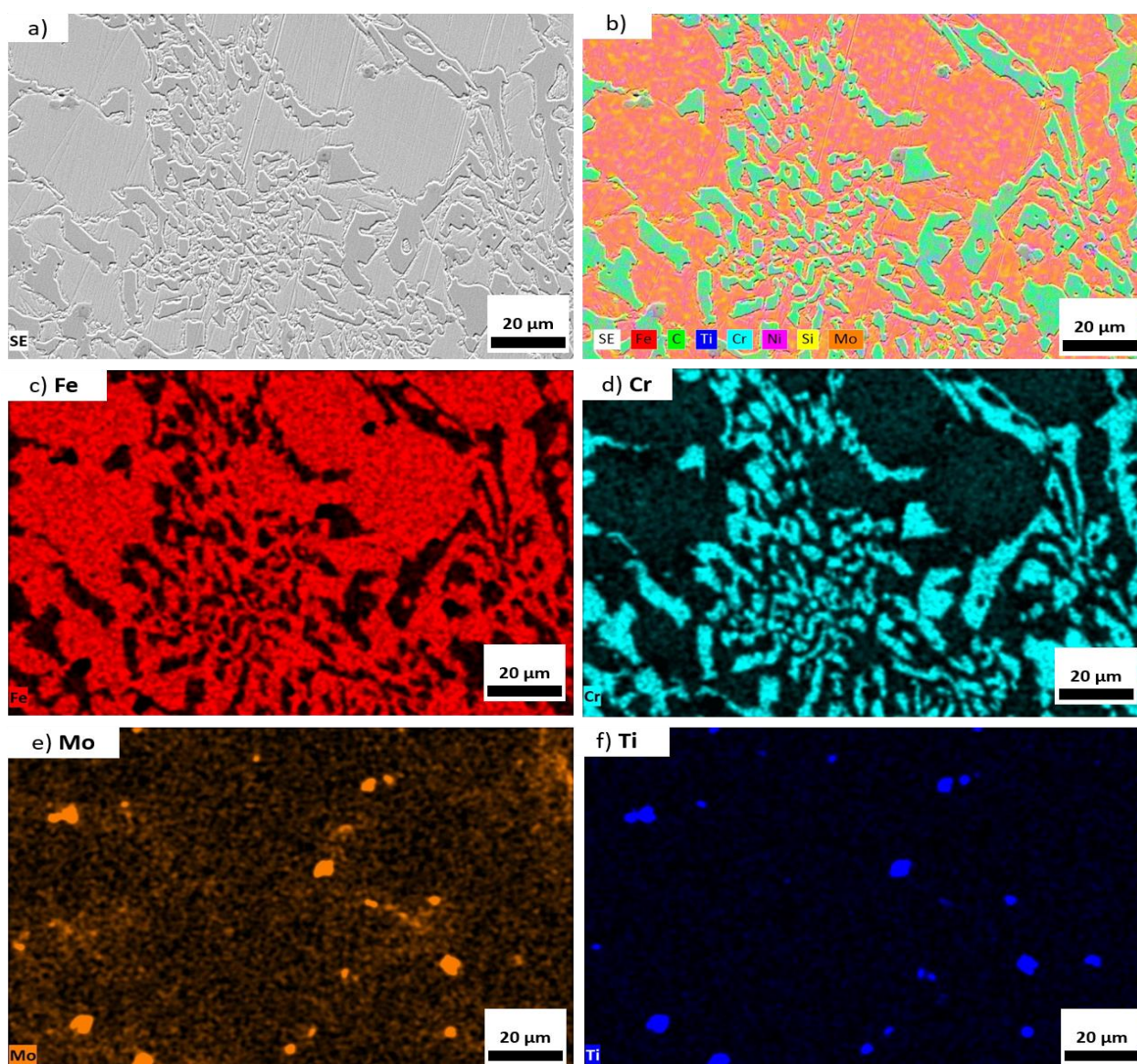


Figura 4.5 Mapeo químico elemental obtenido por EDS de la muestra *1Ti dinámica* a) patrón, b) mapeo general, c) Fe, d) Cr, f) Mo y g) Ti.

Con el empleo de las técnicas de caracterización, se utilizó el microscopio electrónico de barrido con la sonda de electrones retro dispersados, esta técnica es crucial ya que, en nuestro material, se cuentan con diversas fases, las cuales tienen diferente densidad, presentando una “mayor claridad en una escala de grises” aquellas fases que contengan “mayor densidad”. Este hecho ha sido estudiado, además del análisis químico con sondas EDS y mapeo químico elemental, y con otras técnicas como difracción de rayos X; se obtiene los siguientes resultados (Ver figura 4.6) micrografía con electrones retro dispersados aleación 1%Ti solidificación estática en condiciones de colada, en la cual se pueden apreciar los carburos de titanio con contraste más oscuro.

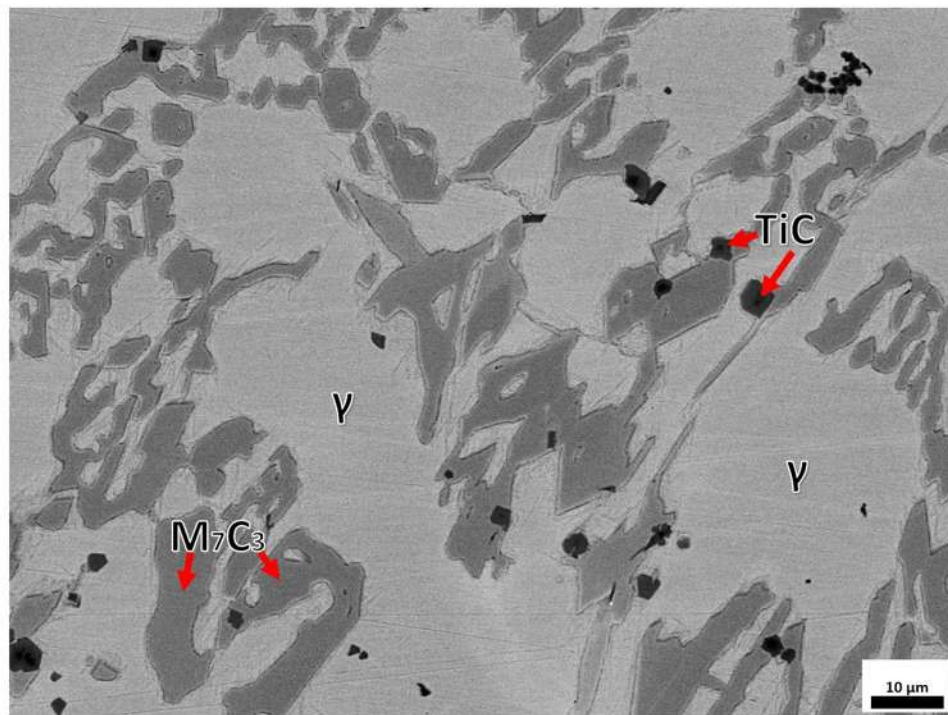


Figura 4.6 Micrografía obtenida por electrones retro dispersados MEB, muestra 1Ti Estática en condiciones de colada para la distinción de las diferentes fases.

Dado por la afinidad química, y la secuencia de solidificación los carburos de Titanio, que estos solidifican en el seno del material líquido, crean sitios de nucleación (o alta energía) para continuidad el proceso de solidificación, es por ello, en casos particulares, se

observen en la superficie de algunos carburos de cromo M_7C_3 debido a que el frente de solidificación los empuja y quedan impregnados en zonas para la transformación eutéctica. En esta figura 4.7 se observa a) una imagen de electrones secundarios y b) una imagen de electrones retro dispersados; donde se encuentran señalados los carburos de Ti, los cuales al contar con una densidad teórica de 4.9 gr/cm^3 mucho menor a la matriz e incluso a los carburos M_7C_3 presentan un *contraste obscuro*.

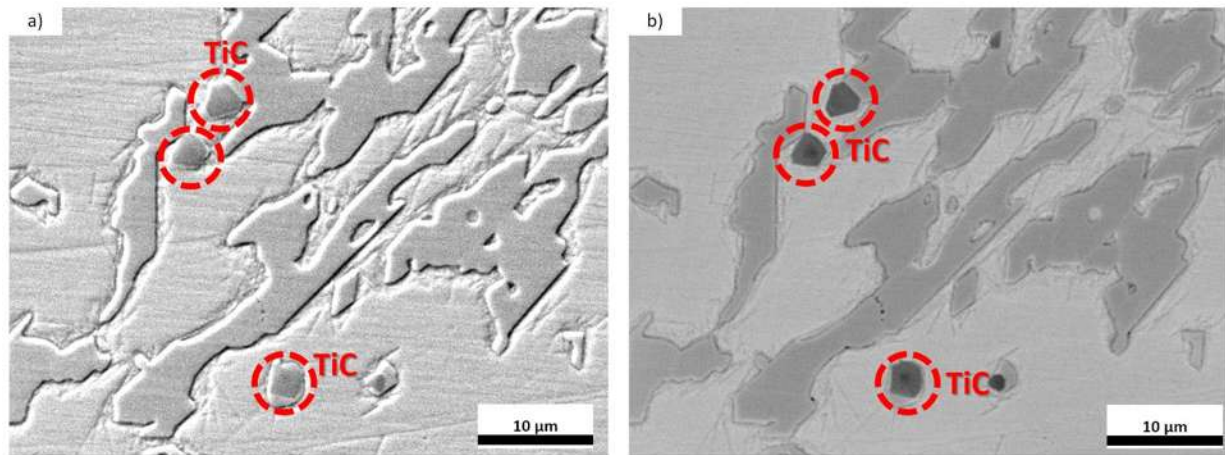


Figura 4.7 Micrografías MEB, aleación 1Ti Estática en condiciones de colada, a) electrones secundarios, b) electrones retro dispersados para la identificación de las partículas de TiC.

Con la obtención del mapeo químico elemental (Ver figura 4.8), en las partículas de carburo de titanio, además de carbono y titanio, también se encuentran diversos elementos como es el caso del molibdeno (4.6 “d”), la presencia de este elemento se debe a la interacción amigable entre los carburos de titanio y el molibdeno. De igual manera se le realizó un análisis por EDS en el carburo que se observa en la figura 4.9, donde indica la presencia de elementos como cromo, hierro y molibdeno; del mismo modo análisis de EDS en la zona matriz (identificación de la zona matriz figura 4.3) donde también se encuentran elementos disueltos (Ver figura 4.10), ya que se dividen en fases de carburo y matriz [53-55].

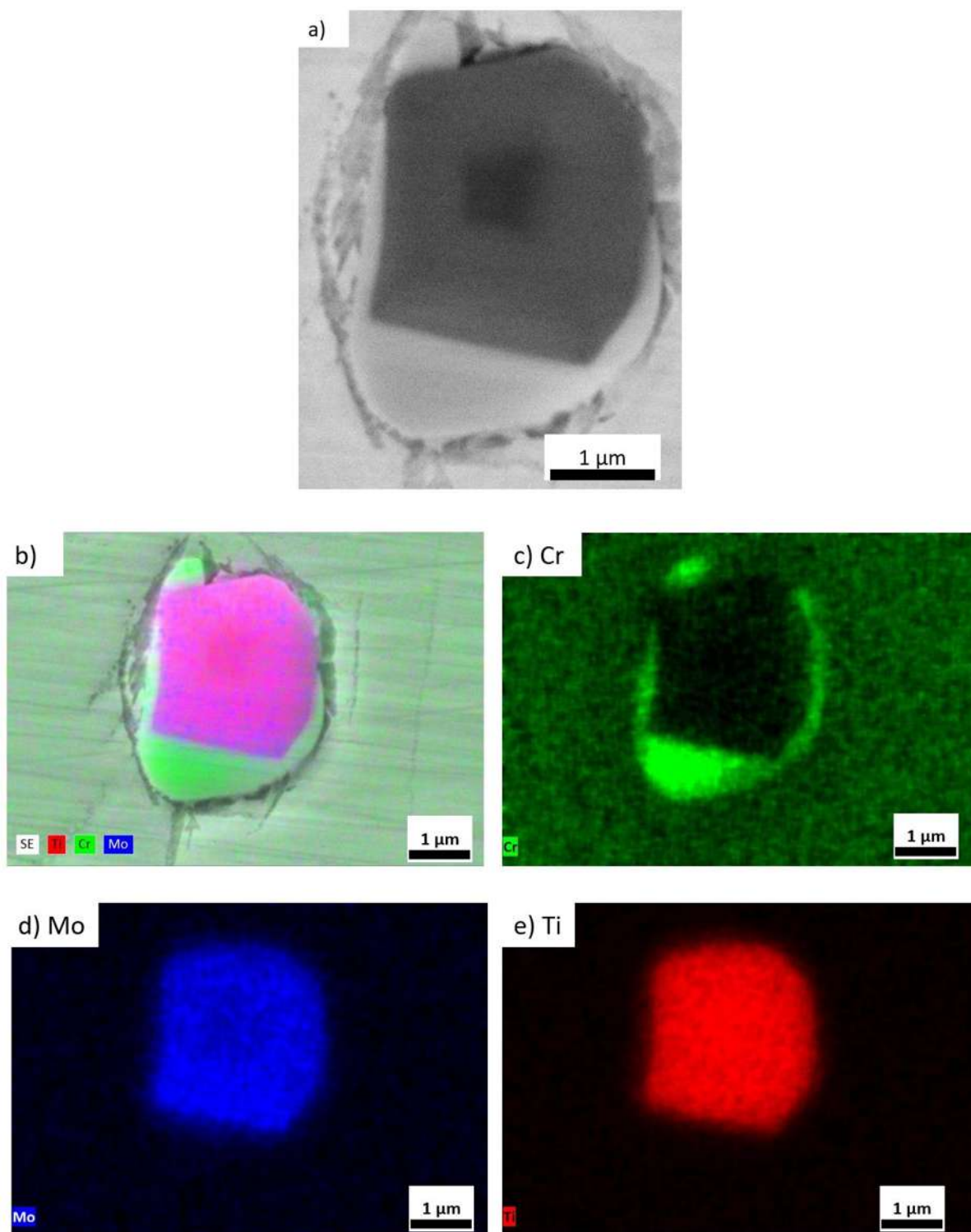


Figura 4.8 Mapeo químico elemental carburo de titanio (TiC) aleación 1%Ti en condiciones de colada solidificación estática, a) patrón, b) mapeo general, c) Ti, d) Mo y e) Cr.

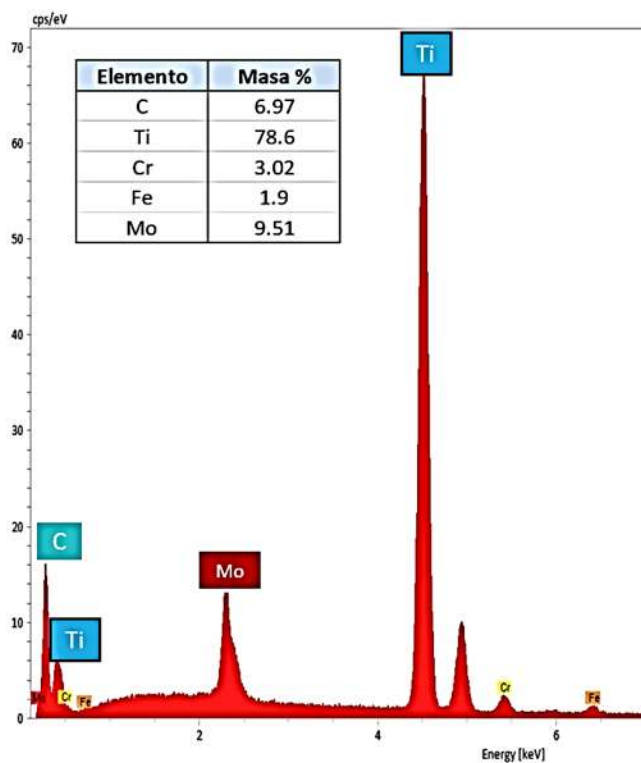


Figura 4.9 EDS zona carburo TiC aleación 1Ti estática en condiciones de colada.

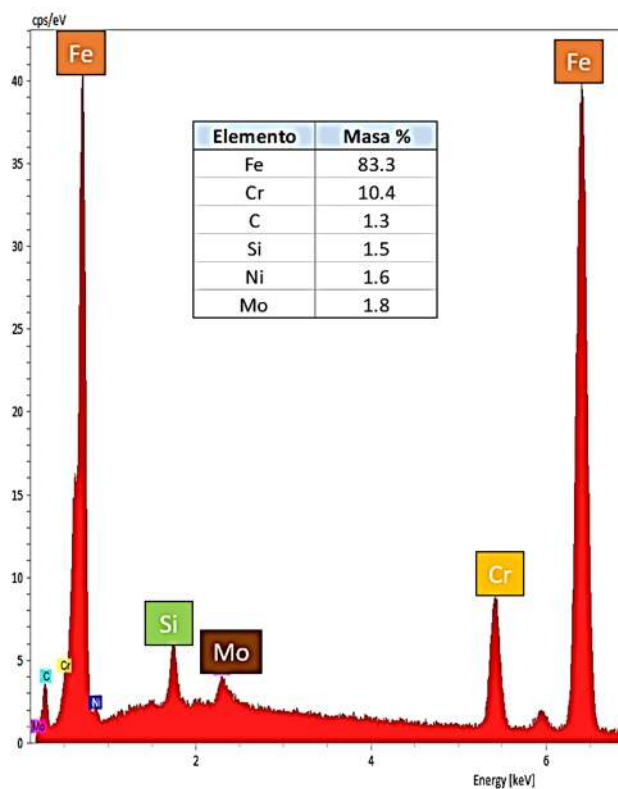


Figura 4.10 EDS zona matriz aleación 1Ti estática en condiciones de colada.

En la siguiente figura 4.11, muestra la evolución microestructural a medida que aumenta el contenido de titanio en las aleaciones (0, 0.86, 1 y 2.5, respectivamente), es perceptible detectar el aumento en número de partículas de carburo de titanio (de manera cualitativa en las micrografías), muchas de ellas embebidas en la matriz proeutéctica austenita.

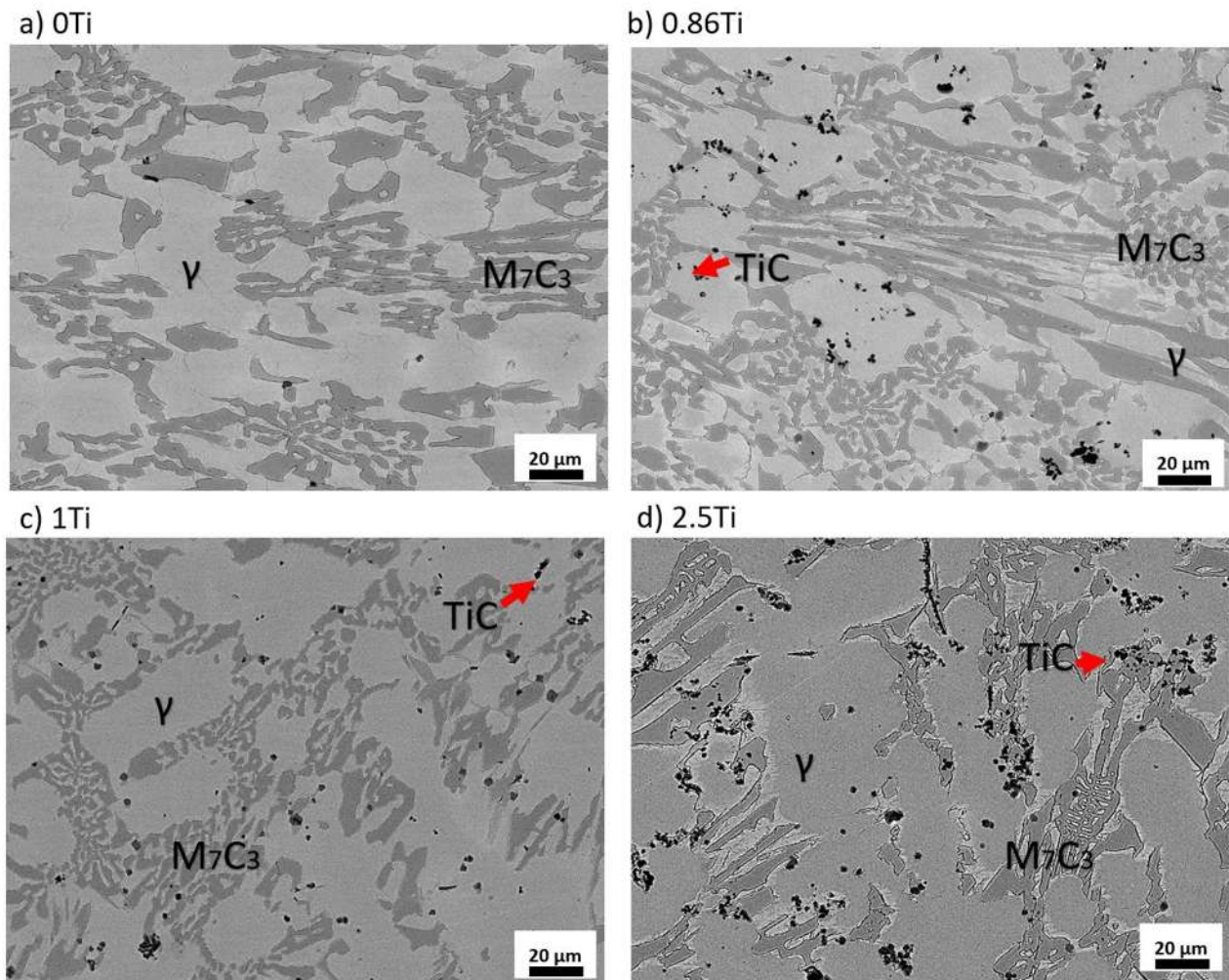


Figura 4.11 Evolución microestructural de la microestructura en función del contenido de titanio, imágenes obtenidas mediante MEB, en condiciones de colada solidificación estática de las diferentes aleaciones a) Base 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti.

Figura 4.12 muestra el difractograma aleación base en condiciones de colada solidificada estáticamente, la cual se muestran las diferentes fases características. En este

difractograma se observan bastantes picos de los carburos M_7C_3 a causa de ser una de las aleaciones con mayor porcentaje de este tipo de carburos; para el caso de la austenita, algunos de los picos se encuentran desplazados o un poco anchos debido a la saturación de los elementos en la matriz y por último, la martensita la cual se puede observar en la periferia de los carburos dentro de la microestructura en condiciones de colada.

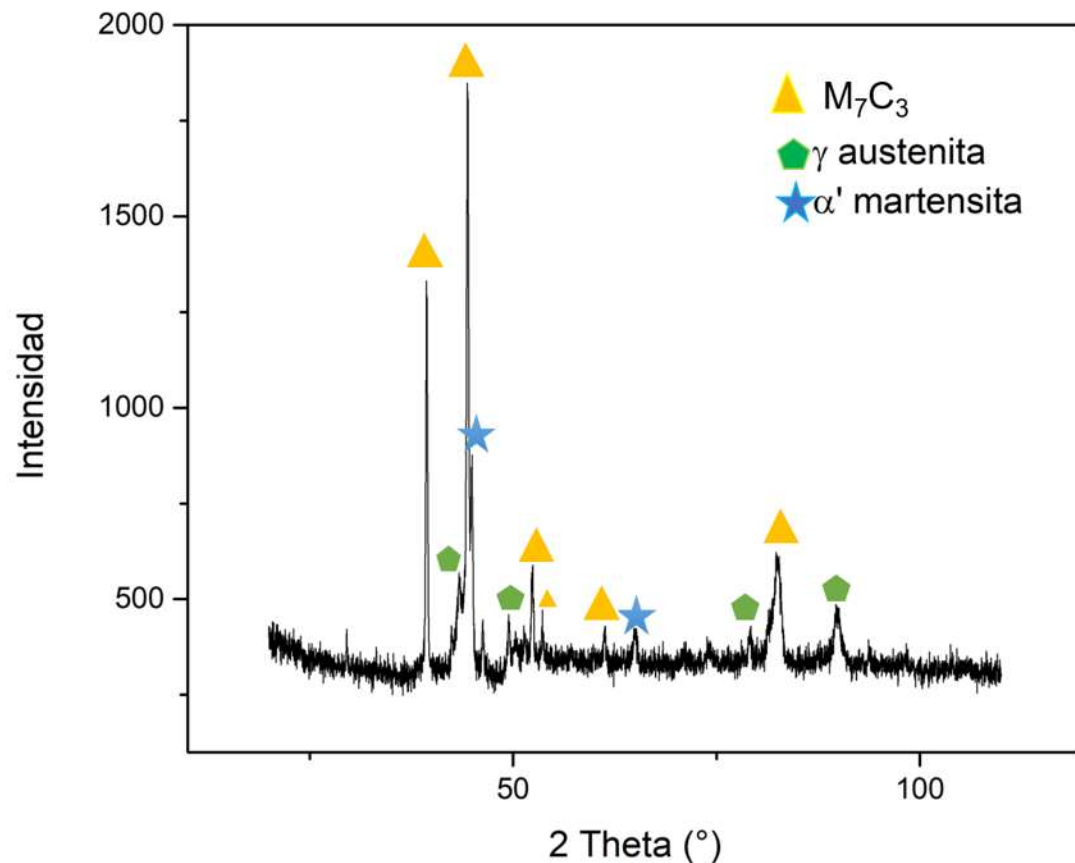


Figura 4.12 Difractograma de rayos X de la aleación Base Estática en condiciones de colada.

A diferencia de las aleaciones que no contienen titanio, en el difractograma de rayos X de las aleaciones con este elemento Ti (figura 4.13) muestran la fase característica carburos de titanio (TiC), además de los carburos M_7C_3 , la austenita y la martensita.

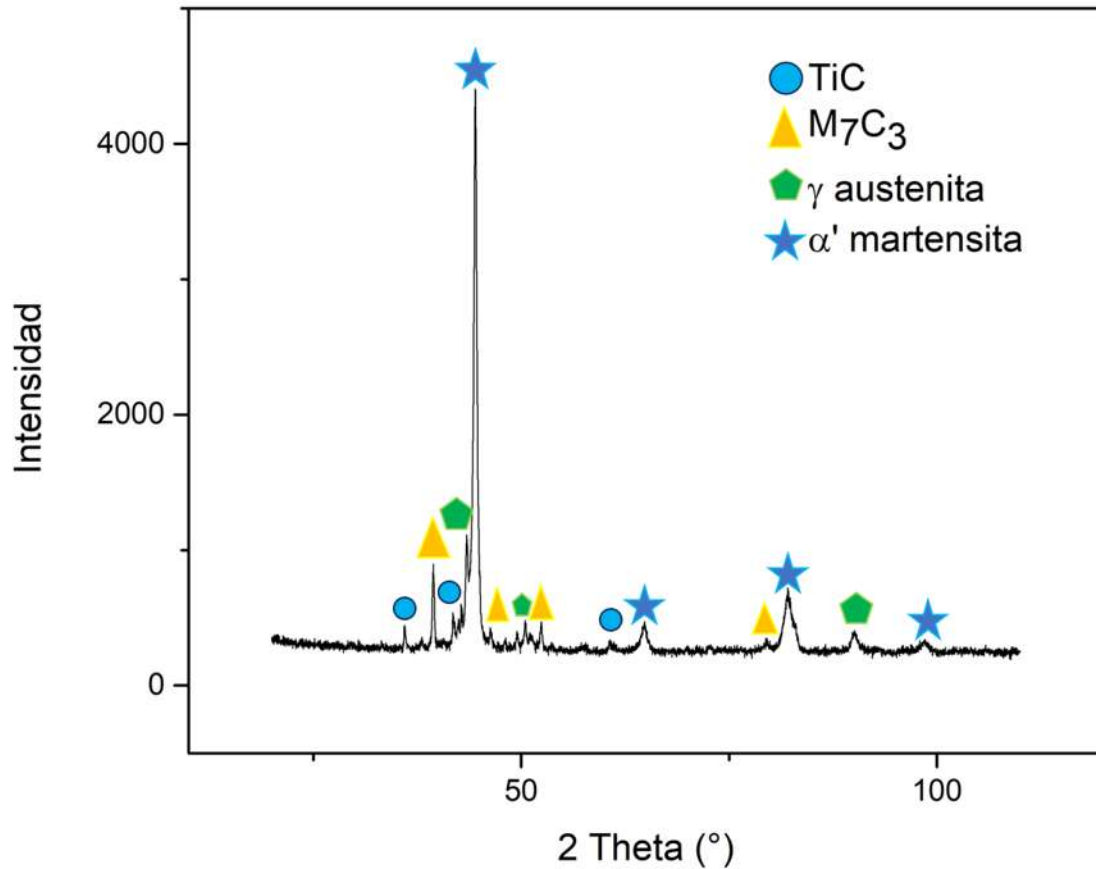


Figura 4.13 Difractograma de rayos X de la aleación 2.5Ti Estática en condiciones de colada.

4.4 Microestructura solidificación dinámica.

En la figura 4.14, se puede observar el cambio microestructural de la solidificación dinámica (micrografía “a”) frente a la solidificación estática, la fractura de las dendritas ocasionadas por el movimiento de vibraciones durante el proceso de solidificación, lo cual contribuye al refinamiento de la microestructura y por consiguiente un efecto en las propiedades mecánicas del material, mientras que en la micrografía “b” se visualiza un crecimiento dendrítico que surge sobre orientaciones preferenciales conforme avanza la extracción de calor a lo largo de la solidificación.

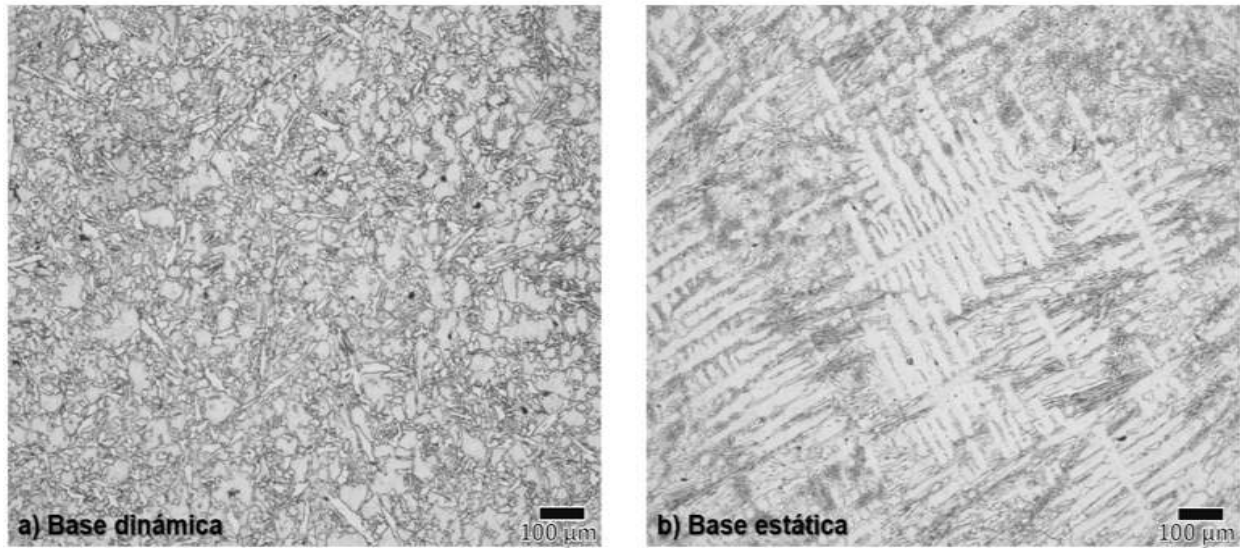


Figura 4.14 Imágenes de MO de aleación *Base a) solidificación dinámica y b) solidificación estática 46Ti* donde se observa el cambio microestructural frente a los dos sistemas de solidificación.

Las aleaciones que se encuentran sometidas bajo condiciones de solidificación dinámica se encuentran en la siguiente figura 4.9, primeramente, con ayuda del microscopio óptico, atacadas con el reactivo Villela, aleación base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti. En general se observa que la morfología es completamente diferente a la solidificación estática, debido la ruptura de las dendritas con mayor énfasis en la micrografía 1Ti, y el refinamiento de carburos debido al método de solidificación, y además debido a la adición del titanio.

De igual manera, las aleaciones se analizaron mediante (Ver figura 4.16) con electrones retro dispersados, estas micrografías se utilizaron para realizar un análisis de imágenes con ayuda del software sigmascan y con ello cuantificar el volumen de cada fase, además de los análisis por EDS y difracción de rayos X; en estas micrografías es notorio observar el incremento de volumen de carburos primarios TiC, donde para la aleación 2.45Ti (micrografía "d") contiene 1.66% de TiC, lo cual repercute en la disminución de los carburos eutécticos M_7C_3 , que pasa desde 32.58% (aleación base, micrografía "a") a un 22.12% de M_7C_3 para la aleación 2.45Ti, dado que una parte del carbono se encuentra formando carburos del tipo MC en el seno del material líquido, el contenido de carbono

restante forma carburos eutécticos cuando el material se encuentre en condiciones de solidificación.

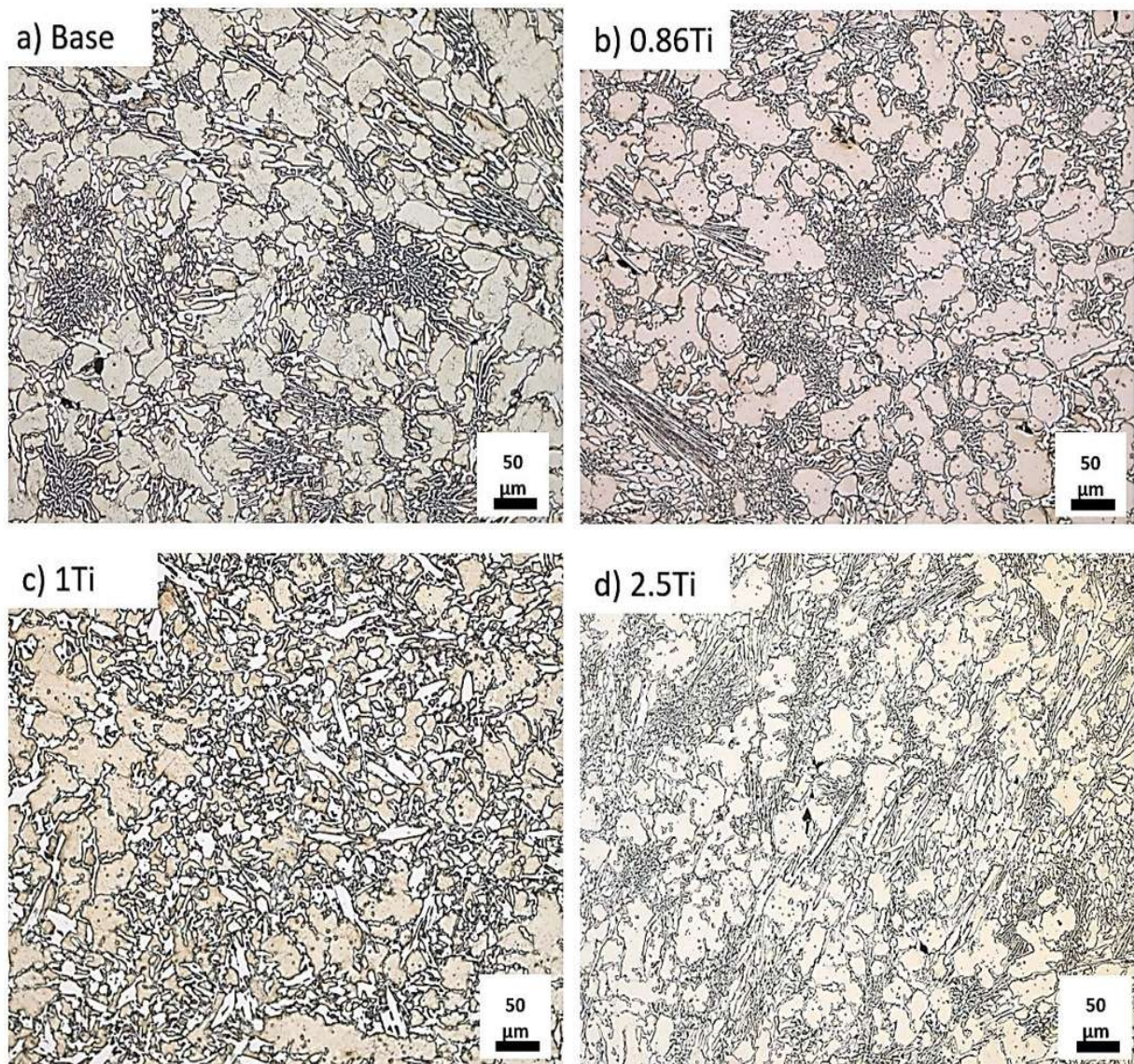


Figura 4.15 Imágenes obtenidas por MO, en condiciones de solidificación dinámica en condiciones de colada de las diferentes aleaciones a) *Base*, b) *0.86Ti*, c) *1Ti*, y d) *2.46Ti* donde se observa el cambio microestructural en función del contenido de titanio.

En los difractogramas de las aleaciones en condiciones de colada (ver figura 4.17) se puede destacar la presencia de martensita, este microconstituyente rodea la periferia de

los carburos eutécticos M_7C_3 en ambas aleaciones (0Ti y 2.5Ti). Sin embargo, la fase martensítica aparece con mayor cantidad de número de picos en la aleación 2.5Ti, se muestran cuatro picos de martensita detectados, lo cual es un símbolo cualitativo de un porcentaje de fase más elevado a diferencia de la aleación base 0Ti, en donde solo se muestran dos picos, en este caso es debido a que el carbono se utiliza para formar carburos primarios y eutécticos, reflejándose en la matriz empobrecida de este elemento (carbono), por lo que, la temperatura M_s aumenta y permite la transformación martensítica solo específicamente en la periferia de los carburos eutécticos M_7C_3 . Por otra parte, lo que se busca destacar es la presencia de los carburos de titanio TiC en la aleación 2.5Ti, de igual manera representativa para las aleaciones 0.86 y 1Ti, en las cuales también se presenta esta fase carburo; a diferencia de la aleación base 0Ti, en la cual no se presenta esta fase TiC, ya que no se cuenta con el elemento crucial en la composición química. A su vez, es importante observar para contribución a los resultados, la presencia de la austenita, la cual en la aleación 0Ti, en el pico más alto hay un conteo de picos por debajo de los 4500, mientras que para la aleación 2.5Ti el pico más alto se encuentra cercano a los 6000 conteos de intensidad, por lo tanto, cualitativamente hay más cantidad de austenita en las aleaciones cuando se adiciona el titanio, conforme aumenta el contenido de titanio aumenta el porcentaje de austenita, sin embargo esta austenita disuelta en la matriz de las aleaciones con titanio puede estar empobrecida en carbono debido a la formación de carburos primarios

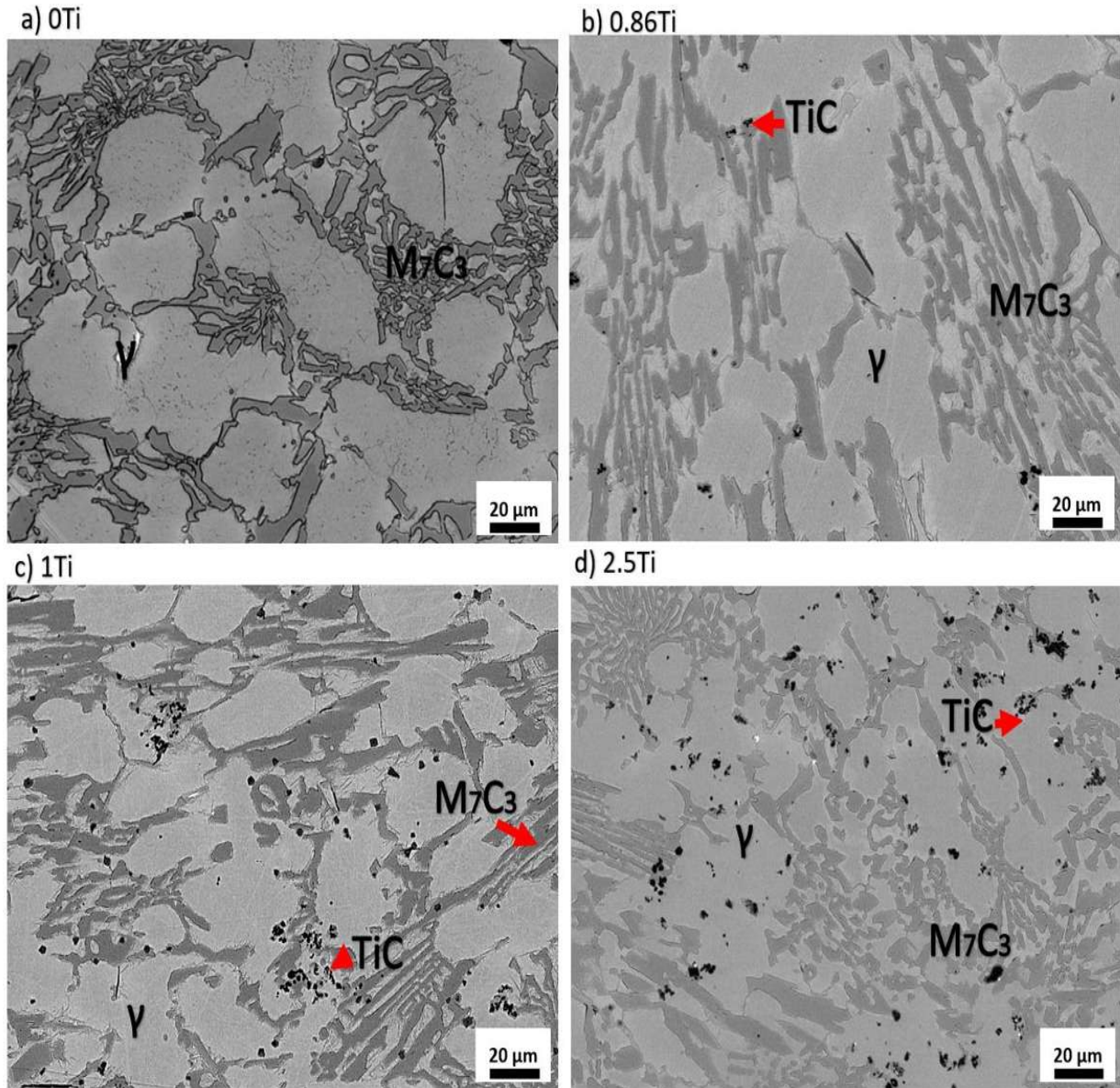


Figura 4.16 Evolución microestructural en función del contenido de titanio, imágenes obtenidas mediante MEB a 500X (atacadas Villela), en condiciones de solidificación dinámica de las diferentes aleaciones a) Base 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti, donde esencialmente se observa la distribución de la fase TiC debido al proceso de solidificación.

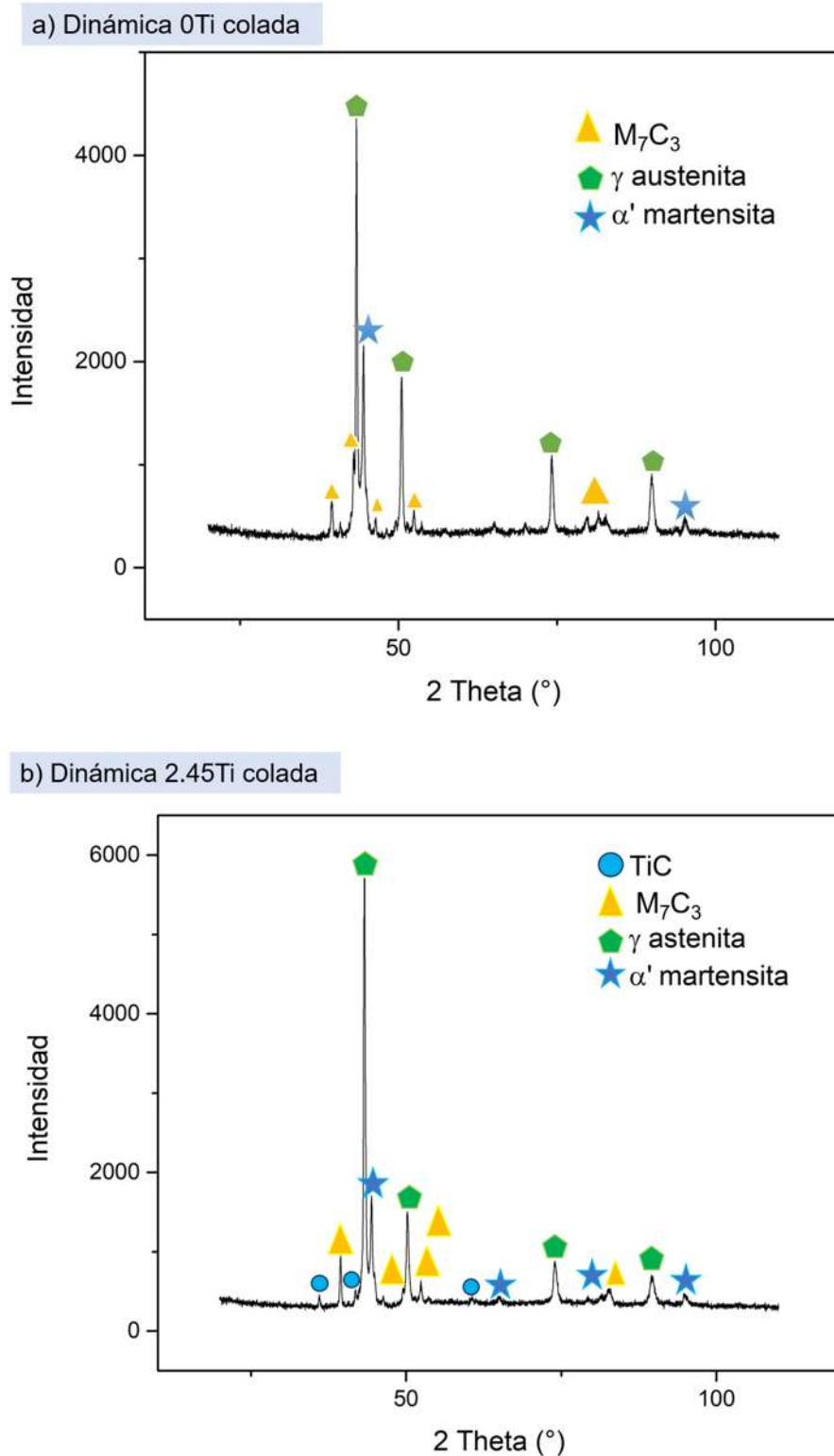


Figura 4.17 Comparación de los difractogramas de rayos X de las aleaciones: a) Dinámica 0Ti en condiciones de colada; b) Dinámica 2.5Ti en condiciones de colada, donde se pretende evidenciar la fase TiC en la aleación con titanio.

4.5 Espaciamiento dendrítico secundario (SDAS).

El espaciamiento dendrítico secundario, por sus siglas en ingles SDAS, como el nombre lo dice, es el espaciamiento entre los brazos secundarios, característico para medir el grado de refinamiento microestructural en las fundiciones, es una intersección lineal promediando la distancia entre las ramas laterales adyacentes de un brazo primario, la cual es paralela a la dirección de crecimiento. Con ayuda del software *sigmascan*, además de un numero confiable de mediciones se obtuvo la siguiente grafica (ver figura 4.18) para las condiciones de solidificación dinámica, el efecto del titanio es despreciable debido a que el mecanismo que gobierna es la tracción de las dendritas por *refinamiento mecánico* (observar micrografías figura 4.15), sin embargo para las condiciones de solidificación estática (figura 4.4) se observa una disminución crucial a medida que aumenta el contenido de titanio, donde diversos investigadores atribuyen este efecto a precipitación de partículas de TiC en el seno del material líquido, dichas partículas fungen como centros de nucleación para la austenita [53].

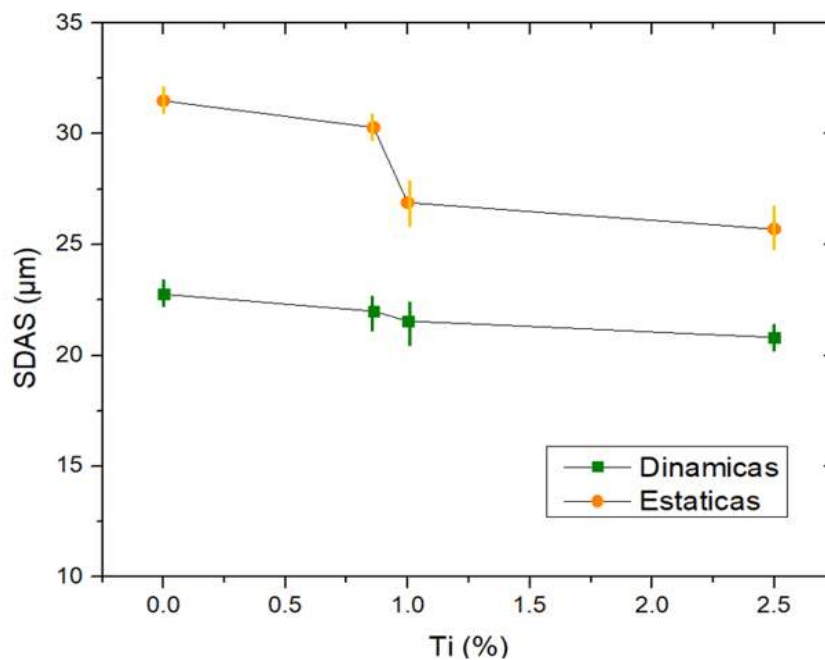


Figura 4.18 SDAS (μm) de las diferentes aleaciones en condiciones de colada solidificación dinámica y estática.

4.6 Cuantificación del volumen de carburos.

En esta caracterización, las aleaciones en condiciones de colada se sometieron a un ataque profundo con el objetivo de corroer la matriz permitiendo generar una diferencia de alturas (Ver figura 4.19), que se traduce en un alto contraste en análisis de imágenes, utilizando en software sigmascan.

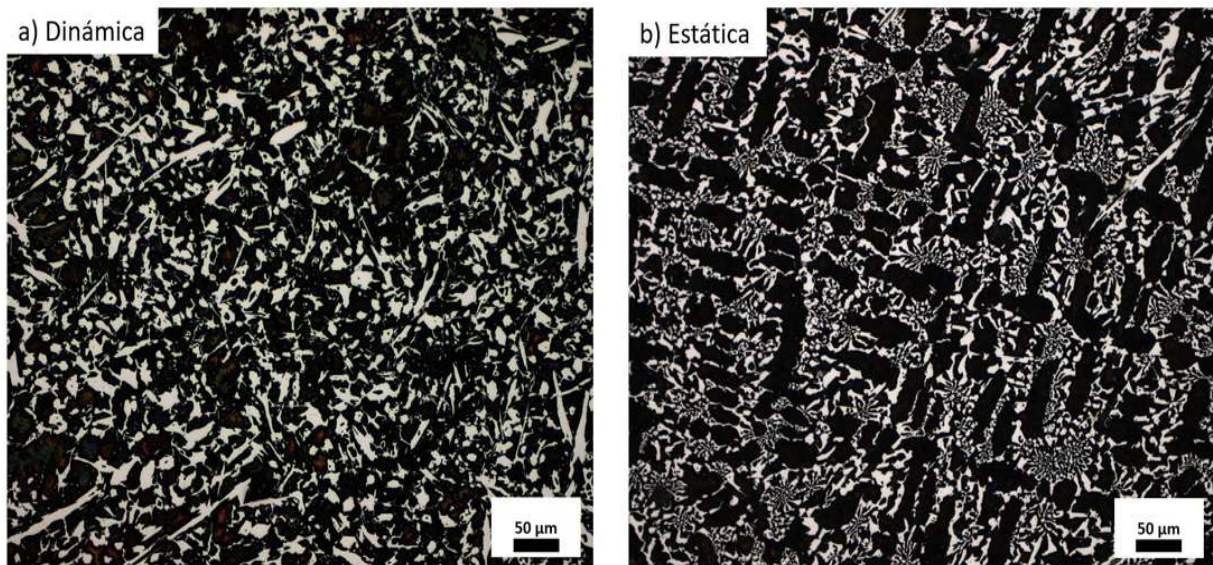


Figura 4.19 Imágenes obtenidas con el microscopio óptico, aleación Base en condiciones de colada, sometidas a ataque profundo 8h a) dinámica y b) estática.

4.6.1 Carburos M_7C_3 .

De igual manera, con ayuda del software sigmascan, y mediante un análisis de imágenes se obtuvo el porcentaje de las fases carburos M_7C_3 y TiC . Para los carburos M_7C_3 (Ver figura 4.20) el porcentaje de fase en ambas condiciones de solidificación disminuye a medida que aumenta el contenido de titanio, y respecto de los mecanismos de solidificación, para aleaciones intermedias gobierna la solidificación dinámica, esto debido a la extracción de calor, y conforme a los extremos por la segregación en el

proceso de solidificación estática, más sin embargo las variaciones son mínimas y pueden suceder por alteraciones en la medición.

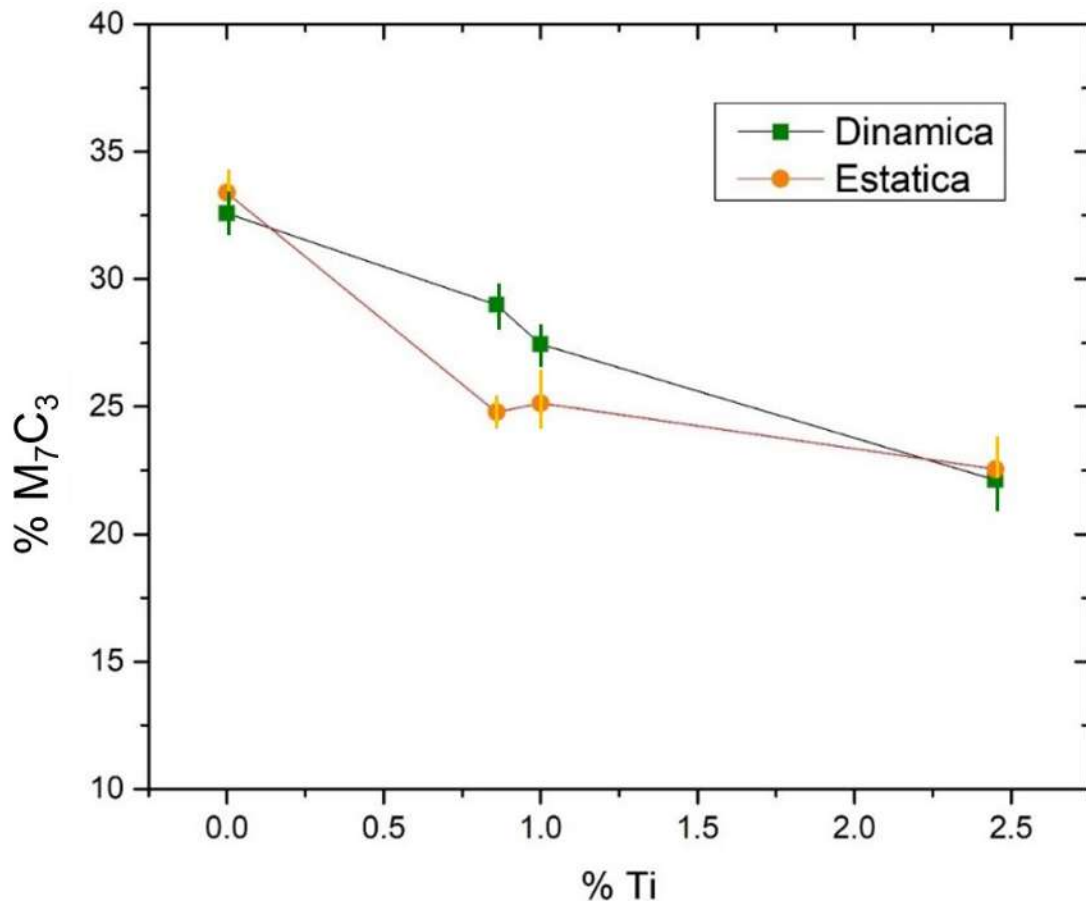


Figura 4.20 Porcentaje de la fase carburo M_7C_3 en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones colada

Los procesos de solidificación de modo similar repercuten en el diámetro de los carburos M_7C_3 (Ver figura 4.21), por un lado, observamos que la solidificación dinámica en comparación a la solidificación estática muestra una disminución en el diámetro de carburo, debido a la fractura de las dendritas, las variaciones respecto de cada aleación con solidificación dinámica son mínimas, más sin embargo hay una ligera tendencia decreciente conforme aumenta el contenido de titanio, debido a la adición del mismo, empobrece de carbono al líquido, quedando menos materia para la transformación

eutéctica, con ello un menor número de carburos eutécticos, no obstante el mecanismo que gobierna la disminución en el tamaño de carburo es el proceso de solidificación dinámica.

En la solidificación estática, abarca ampliamente el efecto de la adición de titanio para la disminución del tamaño de carburos eutécticos, el cual forma carburos primarios TiC , empobrece de carbono el líquido y cuando este transforma queda menos carbono para formar carburos eutécticos M_7C_3 por ello la disminución en el porcentaje de fase y a su vez en el diámetro de estos carburos [56].

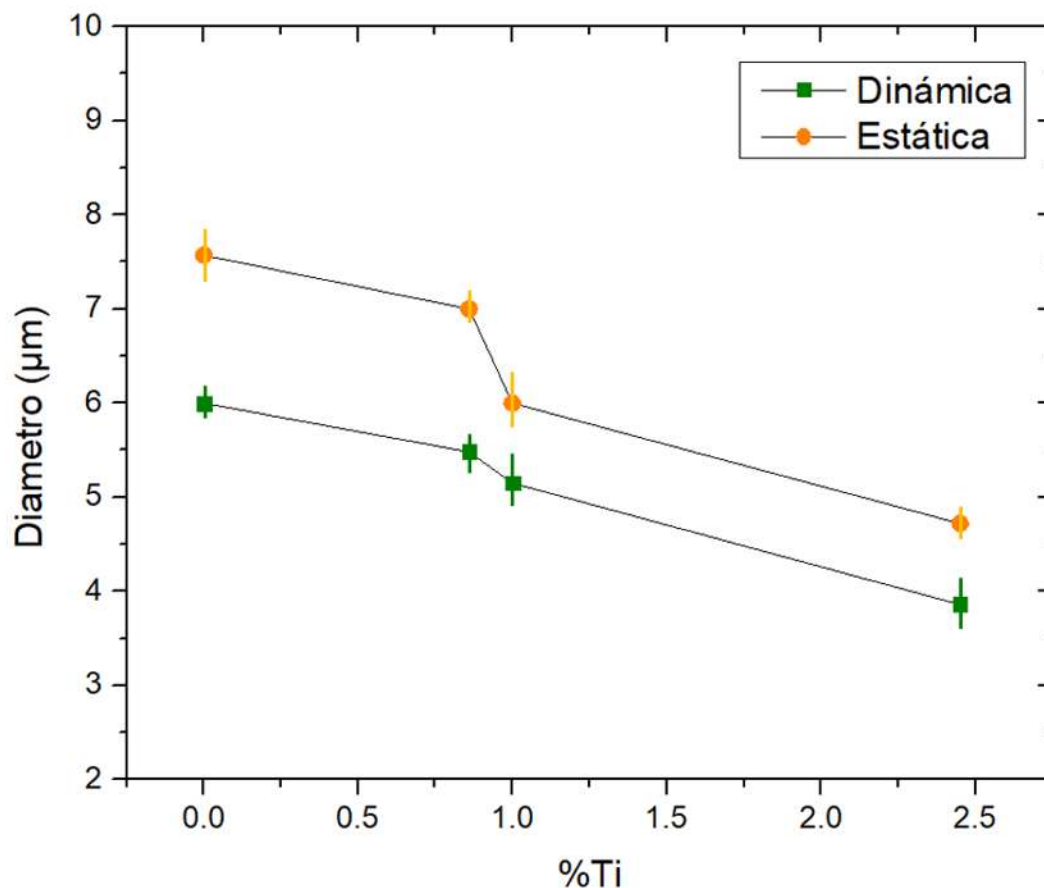


Figura 4.21 Diámetro de la fase carburo M_7C_3 en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones colada.

4.6.2 Carburos TiC.

En los carburos primarios TiC (ver figura 4.22), el porcentaje de fase aumenta en ambos procesos de solidificación conforme aumenta el contenido de titanio, y debido a la extracción de calor, la segregación y cinética de solidificación respecto de cada aleación se promueve un proceso de solidificación con mayor porcentaje de carburos TiC, pero sin embargo la diferencia es mínima en porcentaje, esto debido a que son carburos primarios (solidifican en el seno del material líquido) el proceso de solidificación no afecta con gran repercusión en comparación a los carburos M_7C_3 quienes si sufren cambios que difieren de las condiciones de solidificación; pero los carburos primarios TiC si presentan un cambio drástico en la distribución en todo el volumen de material (ver figura 4.23)

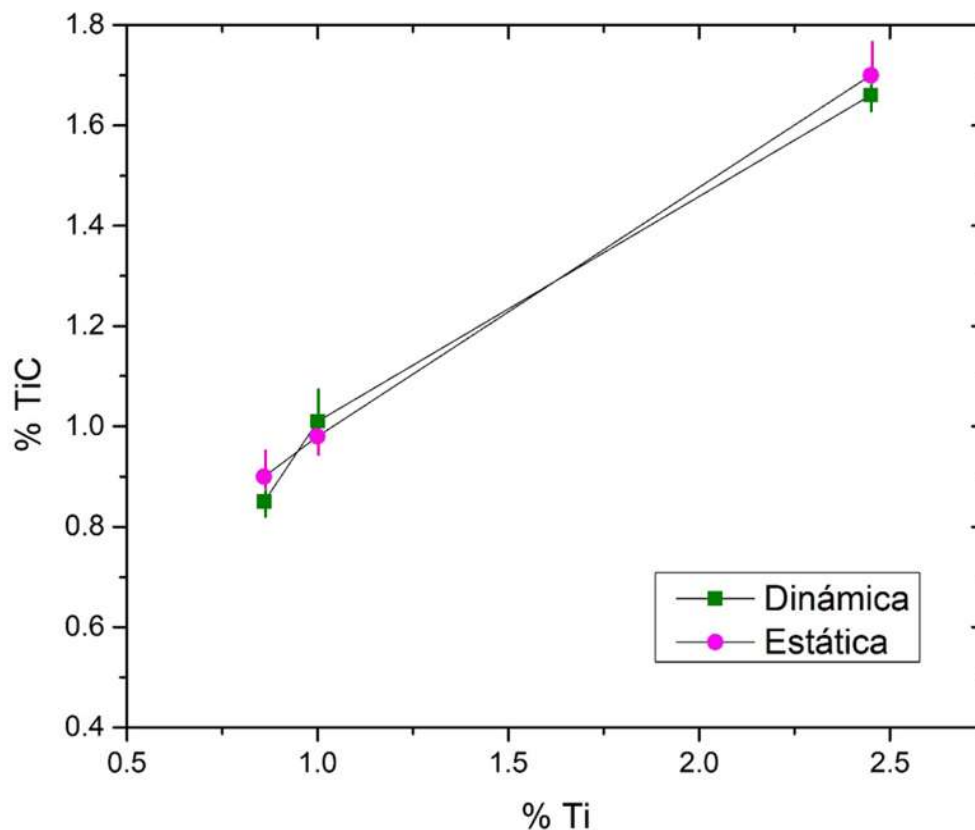


Figura 4.22 Porcentaje de la fase carburo TiC en solidificación dinámica y solidificación estática en condiciones de colada.

Como se ha estudiado, los carburos de titanio presentan una menor densidad en comparación a las diferentes fases presentes en el sistema de aleación [3]. Los TiC son la primera fase que precipite en el proceso de solidificación [22, 34, 35], existe una relación cristalográfica entre la austenita y el TiC, de modo que, la austenita puede precipitar a partir del TiC ya formado (esto dependerá en gran medida del tamaño de las partículas de TiC), investigadores reportan que las partículas de aproximadamente 1 μm estarán dispersas en la matriz, y partículas más grandes aparecen adheridos a los carburos eutécticos M_7C_3 en la interfaz M_7C_3 /austenita [34]. Por ello, en algunas situaciones el TiC es empujado por el frente de solidificación y se visualiza por encima de los carburos eutécticos [36] este efecto es mayormente apreciable en condiciones de solidificación estática (ver figura 4.7).

En la siguiente figura 4.23, observamos la distribución de los carburos de titanio en los diferentes procesos de solidificación. En el caso de la solidificación dinámica “a”, es notorio la distribución homogénea de esta fase en todo el volumen y generalmente se encuentran embebidos en la matriz debido a las fluctuaciones mecánicas durante el proceso de solidificación. Por otra parte, en la solidificación estática (imagen b) se genera un alto nivel de aglomeraciones, como se ha reportado en investigaciones previas, las partículas de titanio colisionan con los brazos detríticos, dado que el titanio tiene un bajo coeficiente de partición con la austenita [37], produce un aumento en soluto que induce a un sobre enfriamiento constitucional el cual facilita el engrosamiento de las partículas, por lo tanto las partículas de carburo solidas en la masa fundida chocan en la interfaz y son empujadas por la capa más densa. En algunos casos son atrapadas por la interfaz de movimiento en las primeras etapas del engrosamiento y nucleación de la austenita, se visualizan con tamaños más pequeños y en el centro de la matriz austenítica [34]. Dojka y colaboradores, obtuvieron aglomeraciones de compuestos de titanio en un hierro blanco alto cromo, y este efecto es considerable por encima del 0.5% de titanio, evento que deteriora las propiedades mecánicas y la resistencia al desgaste del material [22].

Como se mencionó, las partículas de titanio grandes se sitúan en la interfaz carburo eutéctico/austenita, mientras que las partículas menores o igual que una micra generalmente quedan embebidas en la matriz austenítica, debido al frente de solidificación, como se muestra en la figura 4.24.

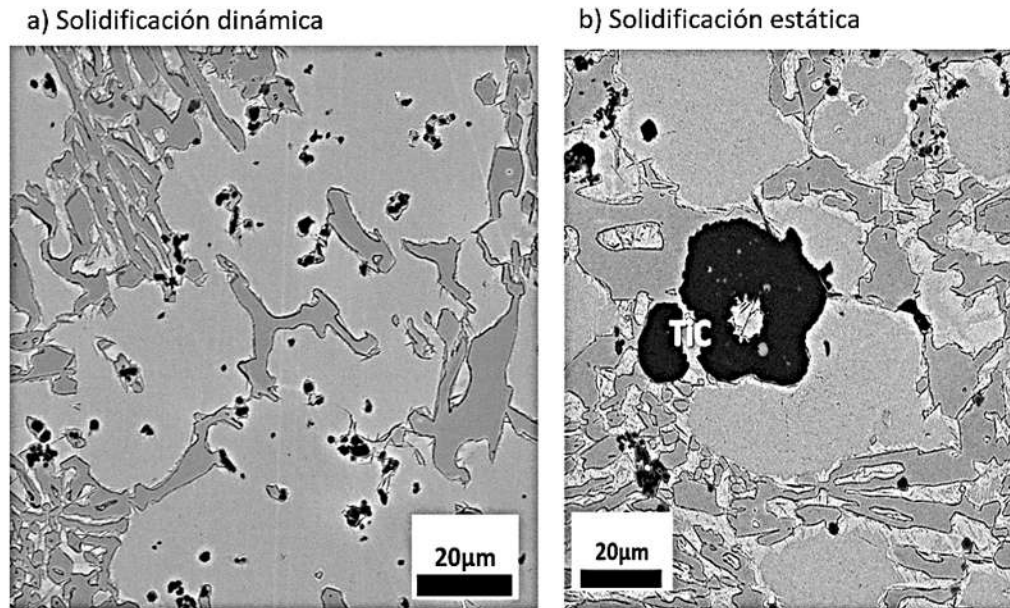


Figura 4.23 Distribución de carburos de titanio a) solidificación dinámica, b) solidificación estática.

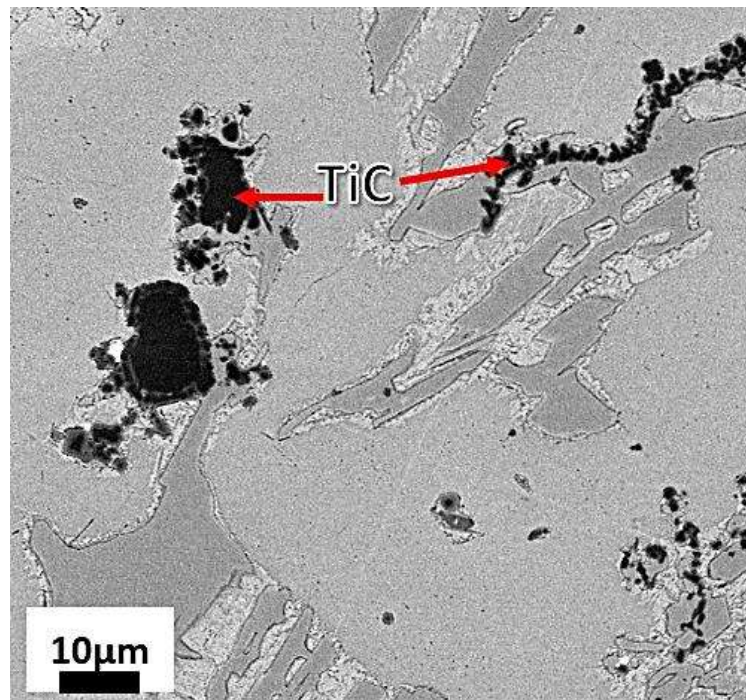


Figura 4.24 Alta aglomeración de carburos de titanio, solidificación estática aleación 2.5Ti en condiciones de colada.

4.7 Microestructura después del tratamiento térmico.

En la figura 4.25, se aparecen las aleaciones base 0Ti, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti en condiciones de solidificación estática a 1500X, en esta sección se muestra el efecto del tratamiento térmico de desestabilización de la austenita, el cual consiste en reducir el contenido de carbono a través de la precipitación de carburos secundarios, por el excedente de carbono y cromo disuelto en la matriz, al momento de la precipitación se agota el contenido de carbono de la austenita y se eleva el rango de temperatura Ms por encima de la temperatura ambiente produciendo así esta transformación martensítica [3]. De este hecho se espera que produzca un incremento en las propiedades mecánicas, y por ende en la resistencia al desgaste [29].

Dicho tratamiento térmico se llevó a cabo a 900°C, durante 45 minutos y un enfriamiento al aire, es importante mencionar que todas las aleaciones se sometieron a las mismas condiciones. En las aleaciones con solidificación estática (observar micrografías figura 4.25) no se observan cambios visibles respecto de una aleación de otra, más, sin embargo, si la intermezcla en la matriz. En el caso de la aleación 0Ti Base (en cualquier sistema de solidificación) presenta un mayor porcentaje de precipitación de carburos secundarios este efecto es más perceptible en las micrografías de las aleaciones en solidificación dinámica (figura 4.30), esto se debe a que la matriz austenítica se encuentra sobre saturada en Cr y C principalmente, ya que no existe la formación de carburos primarios MC, favoreciendo así la precipitación de los carburos secundarios durante la desestabilización.

Durante el tratamiento térmico de desestabilización, la fase austenita tiene lugar a la transformación martensítica, la microestructura resultante es una mezcla de los carburos eutécticos y los carburos secundarios en una matriz martensítica. Los carburos secundarios son los causantes del aumento en la resistencia de la matriz austenítica, además de proporcionar un mayor soporte a los carburos eutécticos [57]. Los carburos secundarios se encuentran en la matriz (Ver figura 4.26), dado que el ciclo de tratamiento térmico es un proceso el cual involucra energía y al someter todas las aleaciones, diferentes condiciones de solidificación, en el caso específico de la muestra 2.5Ti estática

a 4000X se encontró la precipitación de carburos formando a lo que en aceros se le conoce como un “límite de grano” en este caso una linealidad de carburos secundarios, esto indica fenómenos de difusión, crecimiento de carburos.

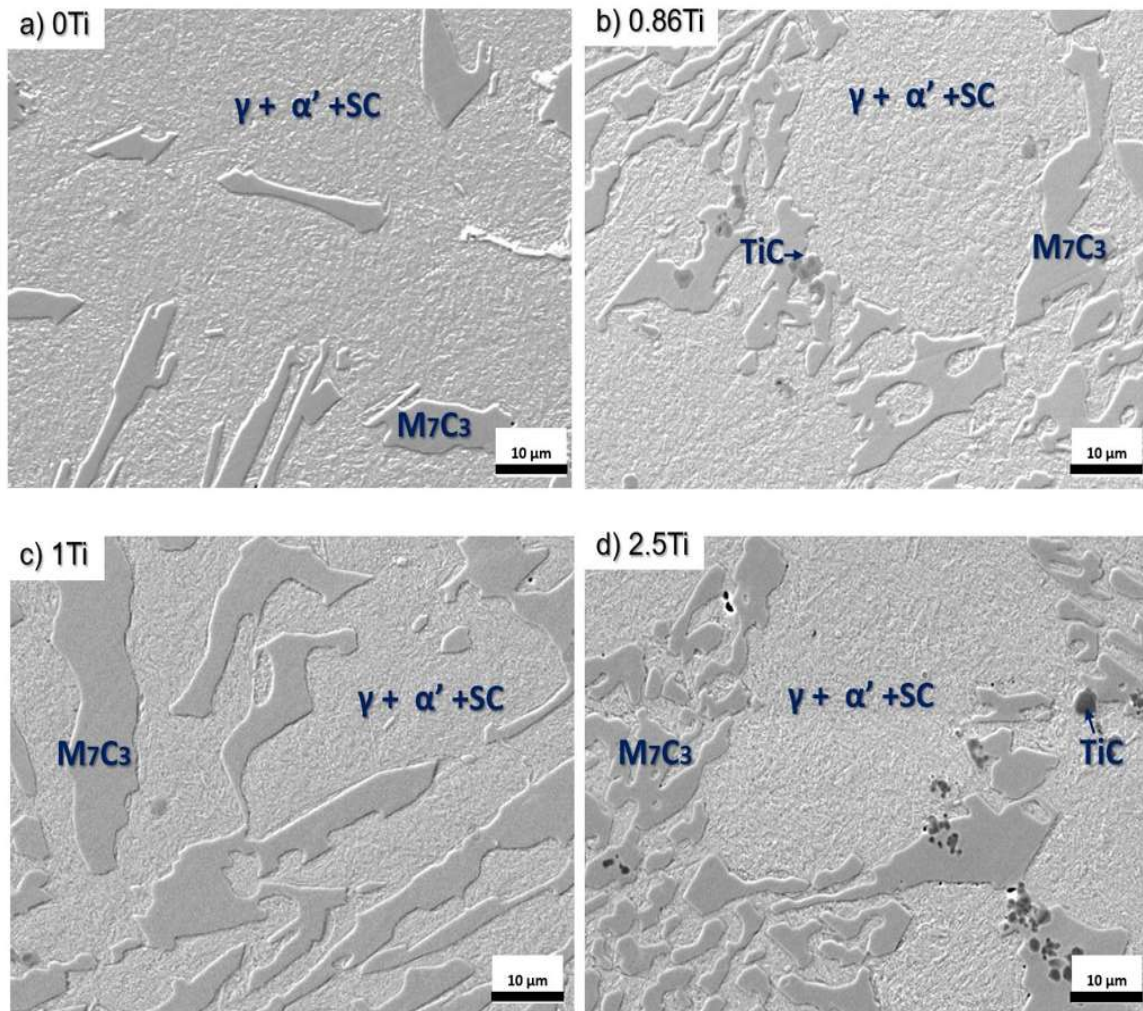


Figura 4.25 Imágenes obtenidas mediante MEB a 1500X, en condiciones de solidificación estática con tratamiento térmico de las diferentes aleaciones a) Base, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.46Ti.

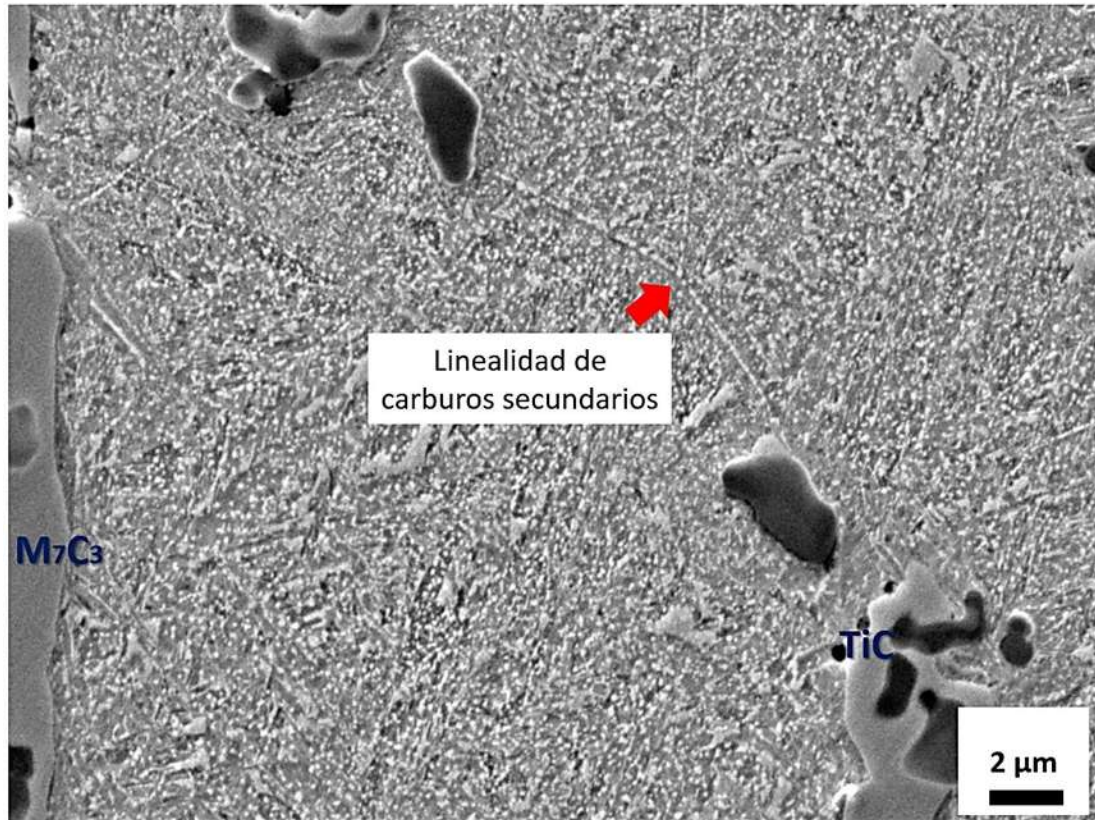


Figura 4.26 Micrografía a 4000X, aleación 2.5Ti solidificada estáticamente con tratamiento térmico.

En la figura 4.27 se muestran los patrones de difracción de la condición de tratamiento térmico solidificadas estáticamente, las aleaciones que contienen 2.5Ti se observan variaciones en los picos de austenita con respecto en condiciones de colada y con el tratamiento térmico, donde en general los picos de austenita disminuyeron en intensidad y los picos de martensita aumentaron, como se ha reportado en investigaciones la transformación parcial de austenita a martensita [58-60]; mientras que los picos que corresponden a los carburos de titanio no presentan desplazamientos, se suman a los carburos que no sufren cambios dentro del ciclo de tratamiento térmico, en estas condiciones de tiempo y temperatura [8]. Debido a la fase TiC, la matriz queda empobrecida en carbono para la transformación, por ello en la aleación 0Ti donde no se adiciona este elemento se encuentran bastantes número de picos de carburos

secundarios en este caso del tipo M_7C_3 , el más alto alrededor de 1800 conteos y la formación de martensita donde su pico más alto se encuentra cercano a los 3000 conteos de intensidad. Por otra parte, para la aleación 2.5Ti, los picos que corresponden a los carburos secundarios se encuentran muy bajos, y la martensita en 850 aproximadamente, sin embargo, en esta aleación la austenita se observa como fase dominante alrededor de los 4500 conteos de intensidad, fenómeno que se observa en ambos procesos de solidificación, lo cual, se atribuye a la adición del titanio, corroborado en las micrografías donde se observa un porcentaje significativo de austenita retenida.

En condiciones de solidificación dinámica (Ver figura 4.28), en comparación con las aleaciones sometidas a solidificación estática, se muestra visualmente mayor volumen de austenita retenida, esto por la formación de los carburos de titanio en el seno del material líquido, y por el proceso de solidificación, en el mecanismo dinámico, conforme descende la temperatura la formación de dendritas de austenita, las cuales se fracturan y generan mayores sitios de nucleación, el líquido alcanza la composición eutéctica formando mayor cantidad de carburos eutécticos (en comparación a solidificación estática), la matriz queda empobrecida en carbono, lo que posteriormente repercute cuando se someten a tratamiento térmico, menor porcentaje de carburos secundarios, esto se corrobora con los estudios de cuantificación de carburos, en condiciones de colada las aleaciones por solidificación dinámica presentan mayor porcentaje de fase M_7C_3 (Ver figura 4.20), de igual manera mayor porcentaje de carburos de titanio (Ver figura 4.22).

Las aleaciones que contienen mayor porcentaje de titanio (2.5%) manifestaron una menor cantidad de carburos secundarios, debido a que el proceso de precipitación es notoriamente dependiente de la cantidad de sobresaturación de carbono principalmente y cromo en la matriz [61]. El titanio es un elemento formador de carburos primarios, el cual va a empobrecer de carbono a la austenita, provocando una matriz empobrecida en carbono la cual precipitará un menor porcentaje de carburos secundarios durante el tratamiento de desestabilización [52, 58].

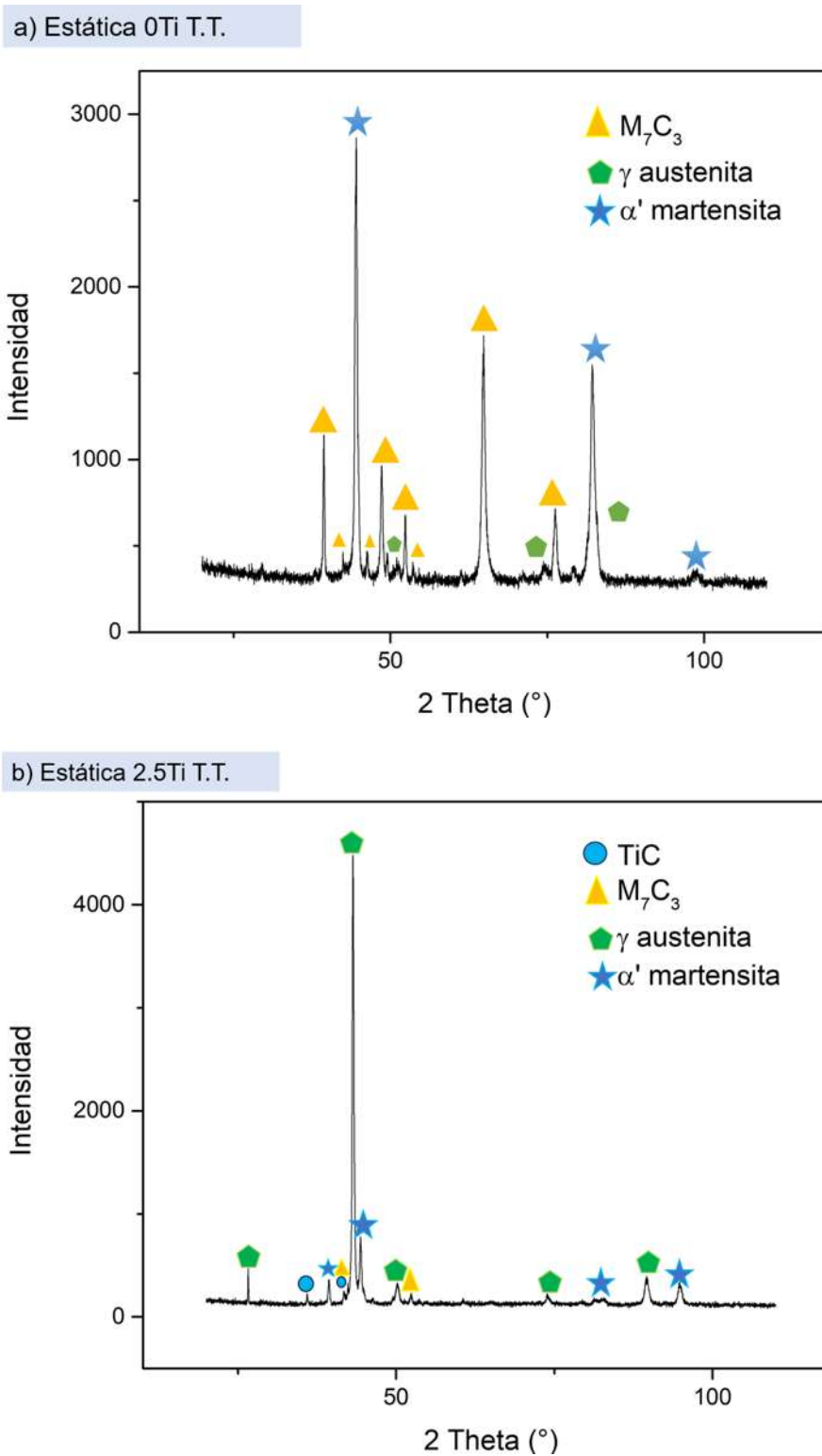


Figura 4.27 Difractogramas de rayos X de las aleaciones con solidificación estática con tratamiento térmico: a) Base 0Ti; b) 2.5Ti.

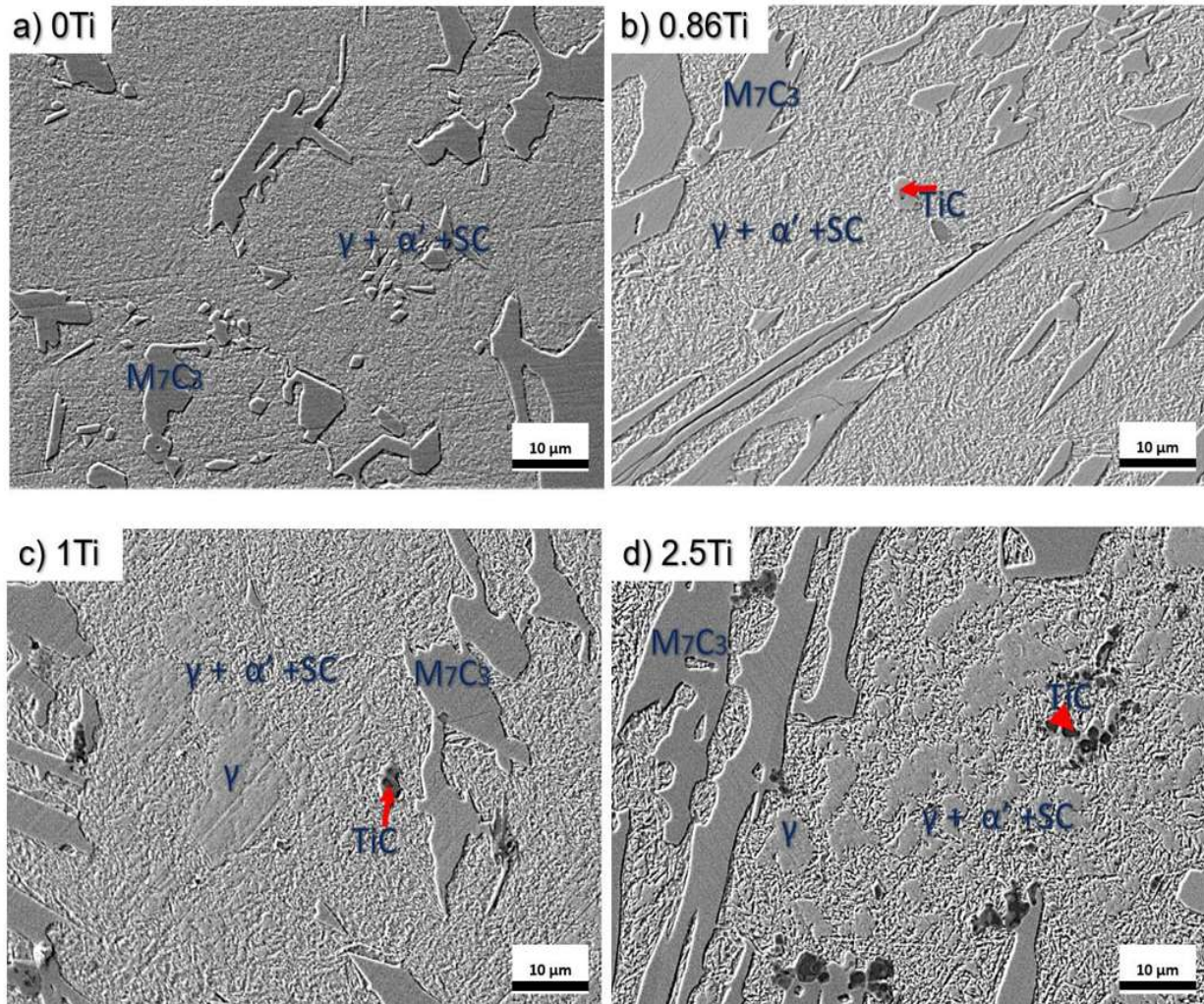


Figura 4.28 Imágenes obtenidas mediante MEB, en condiciones de solidificación dinámica con tratamiento térmico de las diferentes aleaciones a) Base, b) 0.86Ti, c) 1Ti, y d) 2.5Ti.

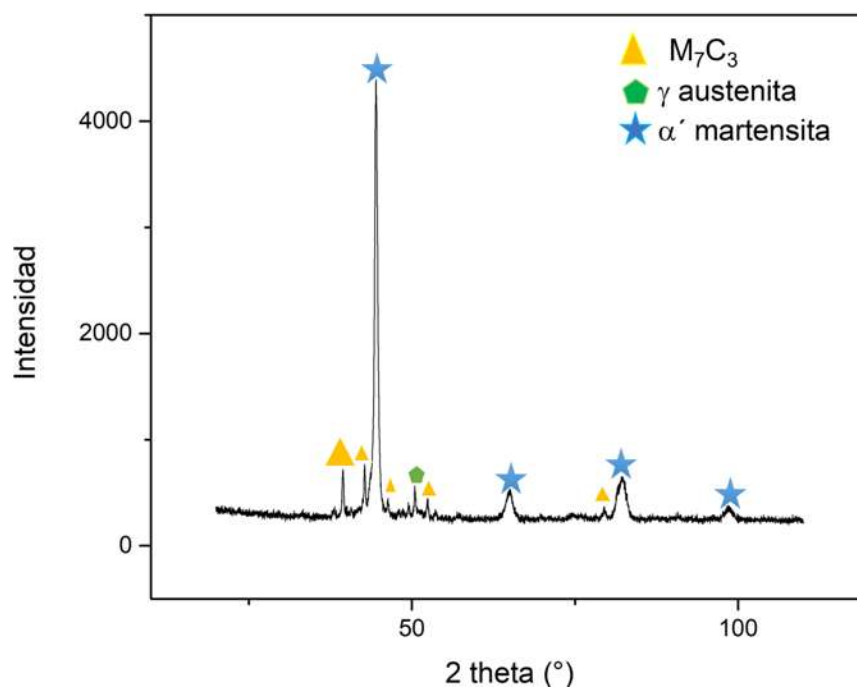
La figura 4.29, muestra la aleación base dinámica tratada térmicamente, donde aparecen muchos más picos de martensita (4 picos) y con una intensidad mayor intensidad en su pico más alto de 4500 conteos comparación con la aleación en condiciones de colada donde aparece en 2000 conteos aproximadamente, la causa de ello, el efecto del tratamiento térmico, como se menciona anteriormente la temperatura M_s sube y facilita su transformación. De igual manera los carburos eutécticos M_7C_3 y los carburos primarios TiC no presentan alteraciones durante el tratamiento térmico, sin embargo, los carburos

secundarios, los cuales como se ha mencionado precipitan durante el tiempo de permanencia son del tipo M_7C_3 corroborado a su vez en el análisis figura 4.30. Por otra parte, en la aleación 2.5Ti dinámica la austenita retenida se encuentra alrededor de los 3200 conteos, mientras que en la aleación 2.5Ti pero solidificada estáticamente se encuentra en 4500 conteos, de igual manera la distribución de los picos es completamente diferente, para la aleación dinámica se observa una distribución homogénea en la intensidad de los picos, mientras que en la aleación solidificada estáticamente se muestra bastante espaciamiento entre ellos y menor intensidad, lo cual nos da un índice que las propiedades mecánicas y el posible comportamiento del material. La fase austenítica es dúctil y suave, por ello, al presentarse en mayor cantidad la dureza baja.

Los carburos secundarios (SC) en el caso de este tipo de aleaciones contienen generalmente cromo, y cuentan con una morfología cubica (Ver figura 4.30) donde se muestra un mapeo químico elemental de este elemento, en una sección de la aleación 0.86Ti Dinámica tratada térmicamente a 25000 aumentos, en la cual también se observa un porcentaje parcial de austenita en el patrón (a) e imagen general (b), lo cual posteriormente se corrobora con difracción de rayos X.

Como se ha mencionado anteriormente, los carburos M_7C_3 no sufren cambios en estas condiciones de tratamiento térmico (temperatura y tiempo) [59]. En la figura 4.31, se observa con mayores aumentos, la matriz contiene zonas visibles grandes de austenita retenida, la razón es debida a que esta la aleación cuenta con el mayor porcentaje de titanio, y la acción del tratamiento térmico, por consiguiente, la matriz posee una intermezcla de austenita retenida, martensita y los carburos secundarios. Investigadores como Abdel-Aziz y colaboradores, han reportado la transformación parcial de austenita a martensita cuando se someten a tratamiento térmico este tipo de aleaciones [62].

a) Dinámica 0Ti T.T.



b) Dinámica 2.45Ti T.T.

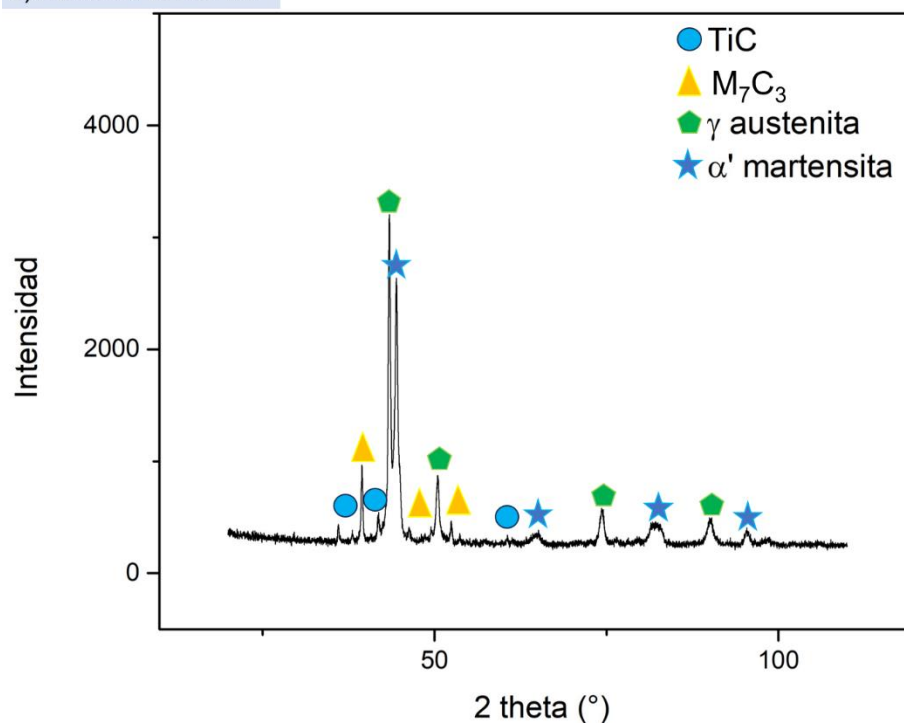


Figura 4.29 Difractogramas de rayos X de las aleaciones con solidificación dinámica con tratamiento térmico: a) Base 0Ti; b) 2.5Ti.

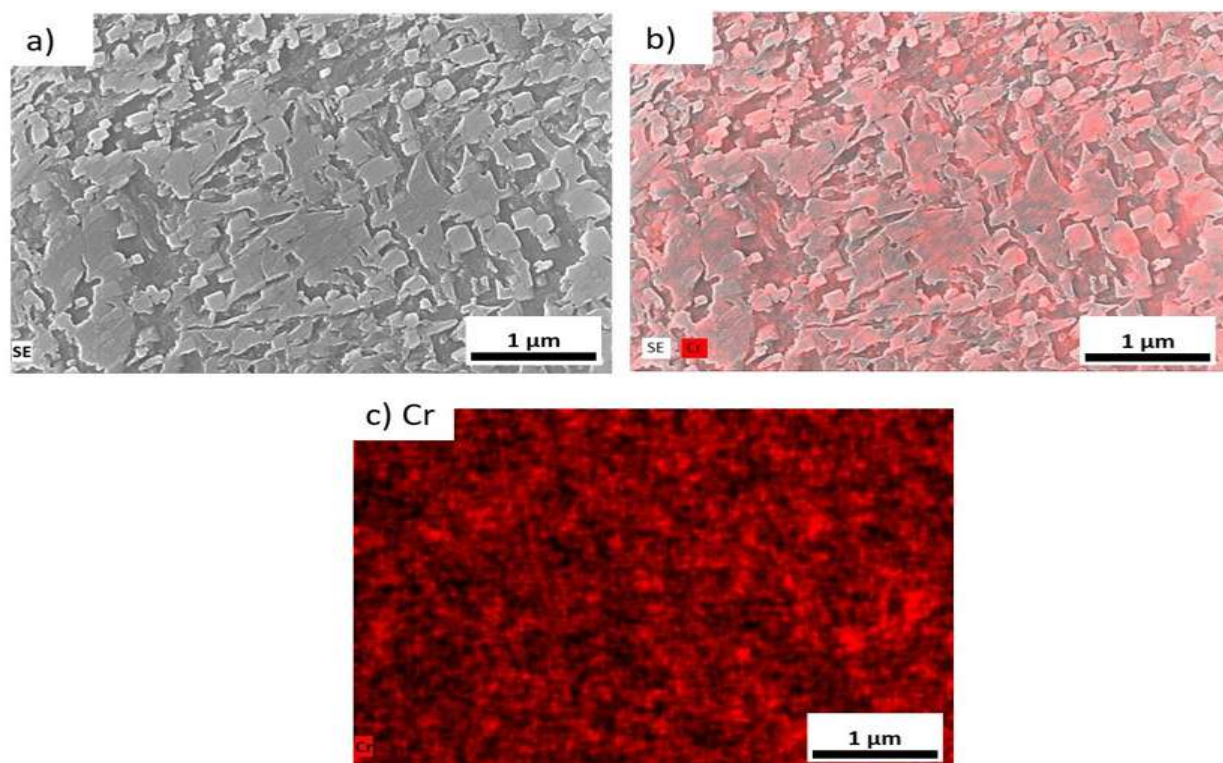


Figura 4.30 Mapeo elemental elemento Cr en la aleación 0.86Ti solidificada dinámicamente y en condiciones de tratamiento térmico, a) patrón, b) mapeo general y c) Cr.

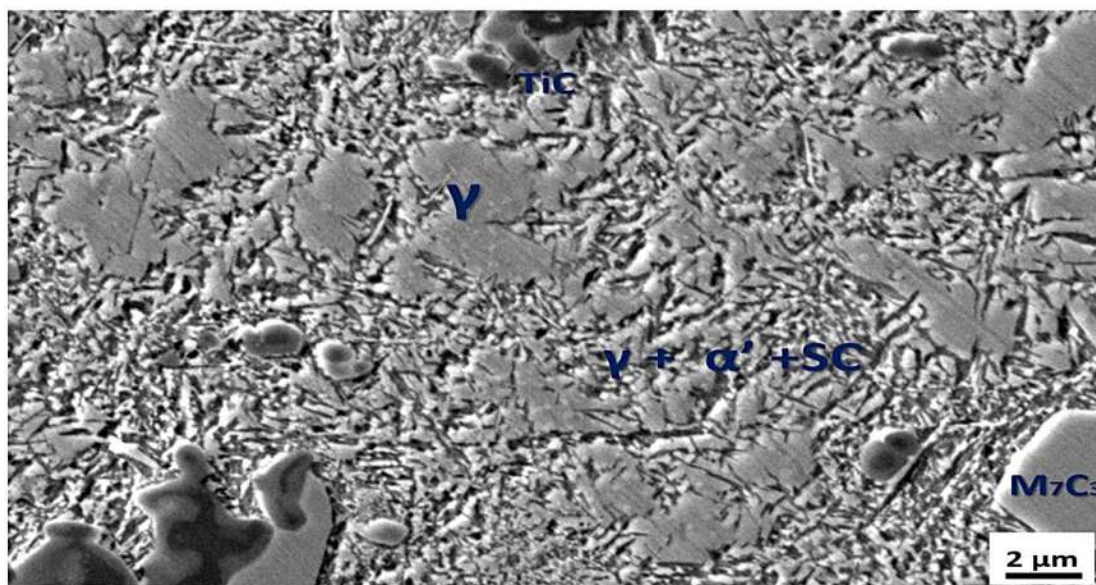


Figura 4.31 Micrografía aleación 2.5Ti solidificada dinámicamente con tratamiento térmico.

4.8 Dureza.

4.8.1 Dureza general.

En la siguiente grafica 4.32 se muestra el perfil de dureza del material en bulto de las aleaciones en solidificación estática, las aleaciones que son tratadas térmicamente en comparación a las aleaciones en condición de colada presentan un aumento de dureza por causa de la precipitación de carburos secundarios y la contribución de la martensita como diversos autores han reportado [57]. Sin embargo, vemos que hay un perfil decreciente aleaciones con tratamiento térmico a medida que aumenta el contenido de titanio, este efecto también está presente en las aleaciones por solidificación dinámica (ver figura 4.33), el cual tiene lugar desde el cambio en la cinética de solidificación, al adicionar el Titanio. El titanio reduce de carbono al material líquido y con ello la matriz queda con menos saturación de carbono, que posteriormente aplicando el tratamiento térmico produce un menor porcentaje de precipitación de carburos secundarios, manifestándose macroscópicamente como la disminución en la tasa de dureza conforme aumenta el contenido de titanio.

Para las aleaciones en condiciones de colada, se observa un cambio de pendiente en las aleaciones intermedias (0.86 y 1Ti), esta variación que sufre el perfil se debe a la adición de titanio, el cual como se ha reportado, al precipitar carburos TiC funciona como centro de nucleación para la precipitación de la austenita, acto el cual es reflejado en el espaciamiento dendrítico (ver figura 4.18) especialmente en las aleaciones con solidificación estática, para la aleación 0Ti se encuentra en 31.5 micras, 0.86Ti disminuye a 30.3 micras y para 1Ti cae a 26.9 micras, por otra parte, también se suma el tamaño de carburos eutécticos (ver figura 4.21) el cual cae desde 32.6 micras aleación 0Ti, 29 micras aleación 0.86Ti y 27.5 micras aleación 1Ti, como se ha estudiado el refinamiento microestructural mejora las propiedades mecánicas del material.

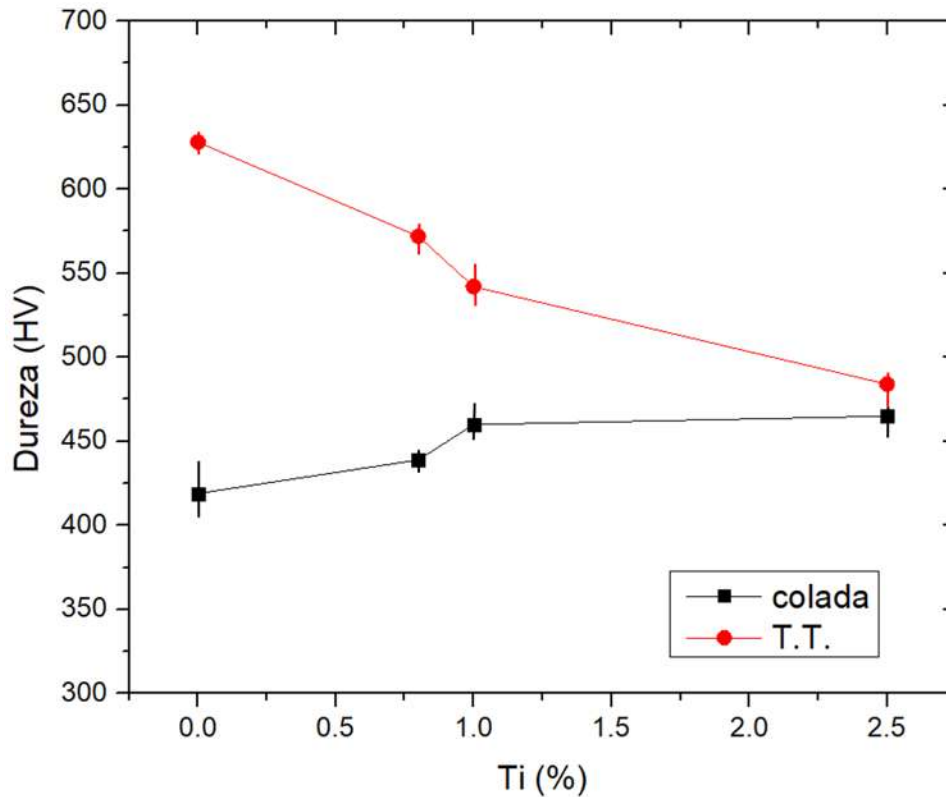


Figura 4.32 Perfil de dureza de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

Para las aleaciones que son solidificadas mediante condiciones dinámicas se presenta la gráfica 4.33, el perfil de dureza aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

Al igual que en la solidificación estática, las aleaciones que son tratadas térmicamente poseen las durezas más elevadas en comparación a las condiciones de colada debido a la precipitación de los carburos secundarios y la martensita. Sin embargo, existe una pendiente de las aleaciones tratadas térmicamente que presenta una disminución de manera gradual, si observamos la figura 4.28 visualmente se observa austenita retenida conforme aumenta el contenido de titanio, lo cual es corroborado por difracción de rayos X (ver figura 4.29) se aprecian más picos de austenita retenida en la aleación 2.5 Ti tratada térmicamente, de manera cualitativa.

En estas aleaciones con 2.45Ti, se contempla el efecto de la austenita retenida, la cual se considera como una *fase suave* y la martensita es microconstituyente *duro*, al manifestarse en mayor cantidad, como se observa en los análisis previos, la dureza general disminuye. Karantzalis y colaboradores [59] y Maratray y colaboradores [60] han reportado la disminución en el perfil de dureza debido a un menor contenido de carbono en la matriz.

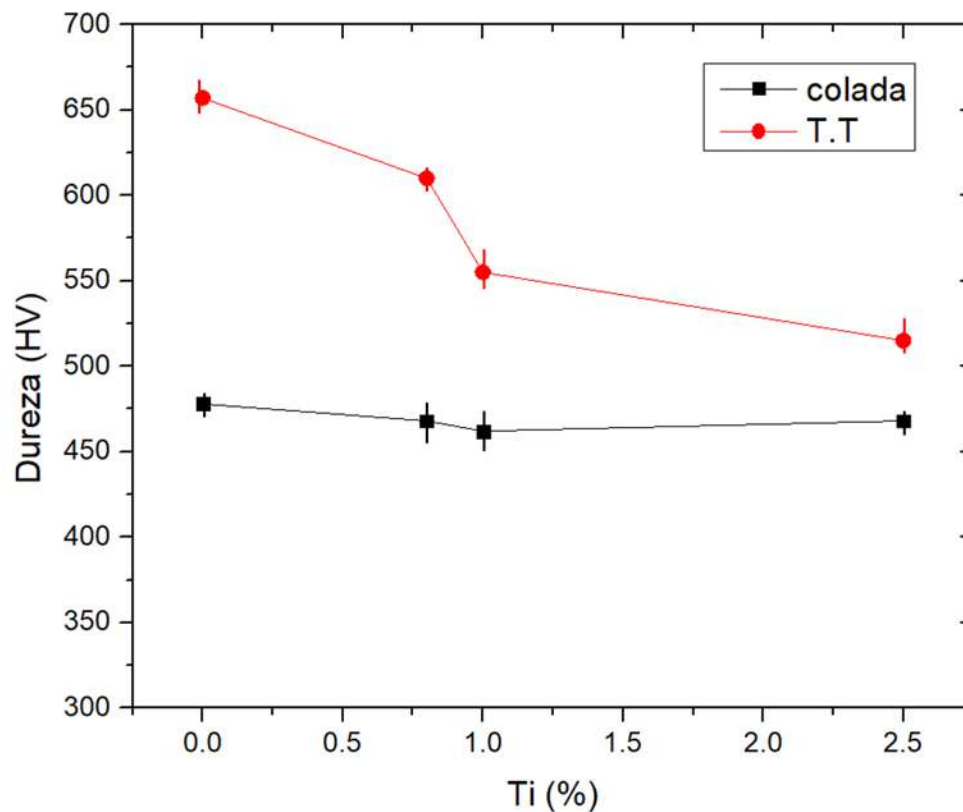


Figura 4.33 Perfil de dureza de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

Las características microestructurales de las aleaciones principalmente como tipo de carburos, volumen de los mismos, estructura de la matriz determinarán el valor de la dureza para la aleación, siendo una variable directamente proporcional a la intensidad de desgaste [63], la cual se habla en el siguiente apartado.

4.8.2 Microdureza.

Es importante recalcar que la microdureza se mide en la zona matriz, para ofrecer criterio sobre el soporte que le dará a la red de carburos cuando se somete a ensayos tribológicos. Se aplicó una carga de 100g en escala Vickers (HV_{100}). En la siguiente gráfica se muestra el perfil de microdureza en la zona matriz para las aleaciones con solidificación dinámica (figura 4.34), en condiciones de colada y con el tratamiento térmico. De primera instancia, se observa que las aleaciones con el tratamiento térmico presentan un aumento en comparación en condición de colada, sin embargo, para las aleaciones intermedias con T.T. el perfil cae bruscamente, esto es debido al porcentaje de fases presente la intermezcla de la matriz, de igual manera este comportamiento se ve afectado en la dureza general, observamos que en las aleaciones con 0, 0.86 y 1Ti, el perfil decrece, debido a la adición de titanio que empobrece de carbono al líquido por la precipitación de carburos, dejando a la matriz con menos sobresaturación de carbono para posteriormente precipitar carburos secundarios y la transformación de una martensita de bajo carbono (menos dura) [60], en este caso la aleación 0Ti posee la mayor cantidad de carburos secundarios por eso su alta dureza en comparación a las aleaciones 0.86 y 1Ti, ahora bien, se genera un aumento en el perfil para la aleación 2.5Ti, está la virtud que se presenta, es por la formación de carburos primarios duros homogéneamente distribuidos en la matriz por causa del proceso de solidificación, elevan el perfil de dureza, más la formación de carburos secundarios los cuales son finos, el porcentaje de martensita que se transforma por el aumento de M_s , el porcentaje de austenita retenida empobrecida en carbono la cual ofrece la tenacidad del material y un soporte a la mezcla de los carburos, elevan potencialmente la dureza, teniendo en cuenta que en esta aleación la fase que contribuye con mayor peso es los TiC , por ello el cambio respecto de las aleaciones 0.86 y 1Ti; en este caso el porcentaje de carburos primarios (aproximadamente 1.7%, figura 4.22) es suficientemente alto para contribuir con peso a este mecanismo.

Para las aleaciones en condiciones de colada por solidificación dinámica, en la zona matriz, se observa un aumento en todo el perfil de dureza, evento permitido por la precipitación de carburos primarios, los cuales contienen una alta dureza, en este caso

se encuentran distribuidos y en tamaños pequeños (en comparación a solidificación estática), además de la austenita sobresaturada la cual ofrece un soporte a los carburos durante el ensayo. Las aleaciones que cuentan con 1 y 2.5Ti, cuentan con una dureza alta debido al porcentaje de carburos de titanio (1 y 1.7%, respectivamente), la cual puede igualarse a las aleaciones cuando se somete a tratamiento térmico.

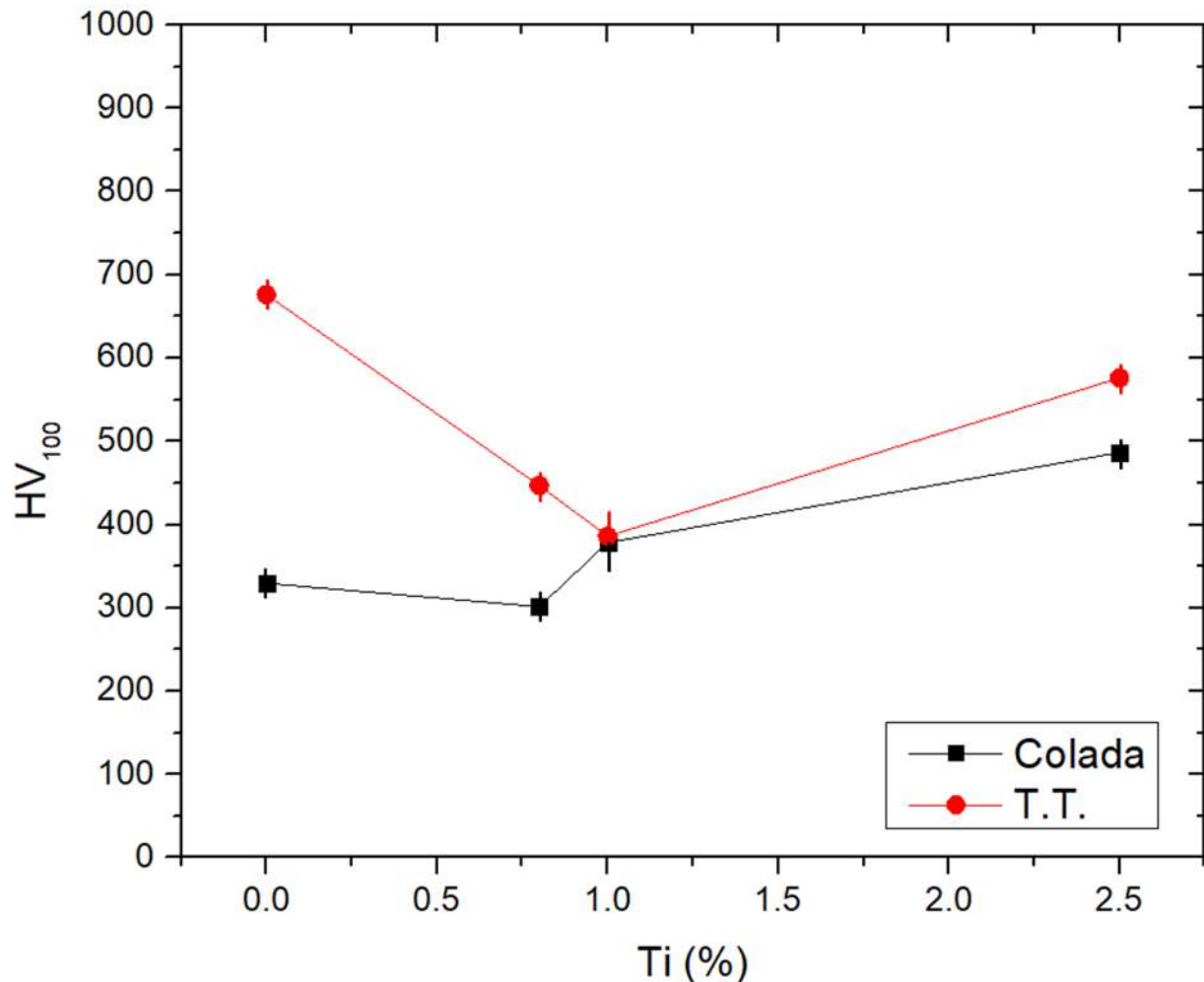


Figura 4.34 Grafica de microdureza en la zona matriz, en las aleaciones en condiciones de solidificación dinámica.

En la figura 4.35 se visualiza la microestructura de la matriz en condiciones de solidificación dinámica tratadas térmicamente, en las que se observa cualitativamente el cambio microestructural que sufre la matriz a medida que aumenta el contenido de titanio.

En las aleaciones 0.86, 1 y 2.5% de titanio, la matriz presenta una intermezcla de austenita retenida, martensita, carburos secundarios y carburos primarios, claro está que el porcentaje de cada una de estas fases varía conforme varía el contenido de titanio, el cual se observa cualitativamente.

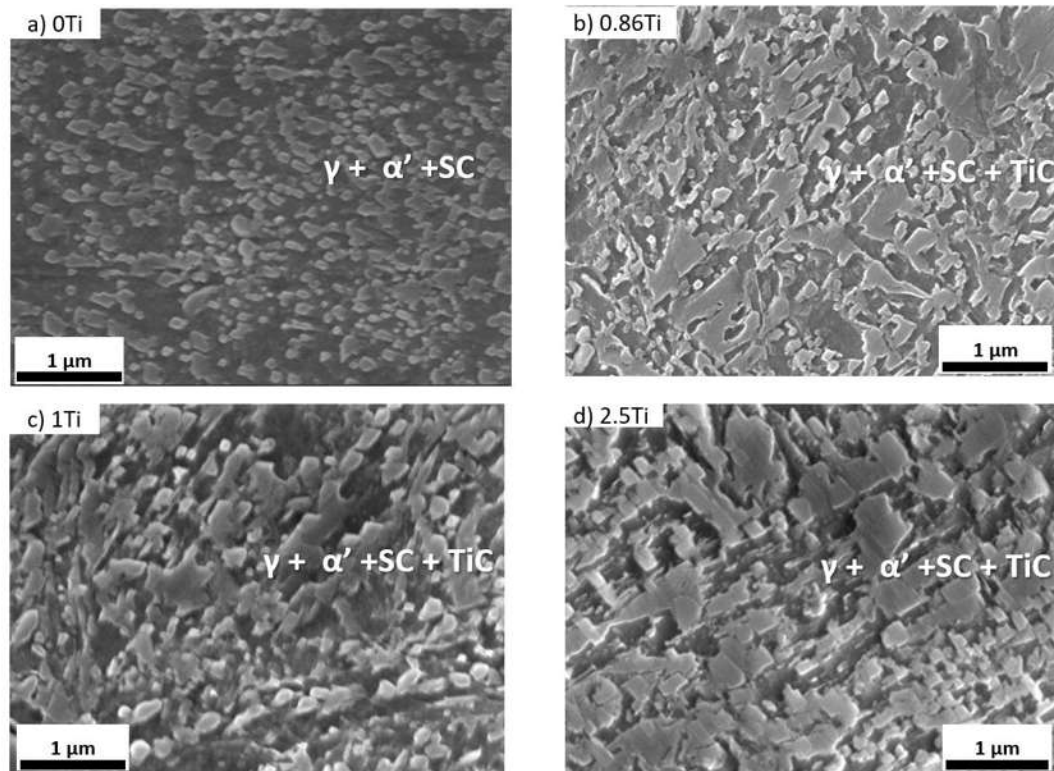


Figura 4.35 Micrografías zona matriz aleaciones en condición de tratamiento térmico con solidificación dinámica a) 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti y d) 2.5Ti.

La grafica 4.36, se ilustra de igual manera el perfil de microdureza de la matriz para las aleaciones en solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente. Donde podemos observar que sucede el mismo efecto que las aleaciones por solidificación dinámica, sin embargo, el nivel de dureza en comparación ha disminuido para todas las composiciones respecto del sistema de solidificación, para las aleaciones tratadas térmicamente alrededor de un 20%, y para las aleaciones en condición de colada un 5% aproximadamente. La microdureza en condiciones de colada tiende a crecer a medida que aumenta el contenido de titanio, por causa de la fase carburo TiC que queda en la matriz, mientras que para las aleaciones con tratamiento térmico se cumple la

inversa del perfil, decrece hasta 1% debido al porcentaje menor de carbono para la precipitación de carburos secundarios y de la transformación de martensita pero de bajo carbono, investigadores como Karantzalis han retado este fenómeno de reducción en la dureza por bajo contenido de carbono disuelto en la matriz [59].

Posteriormente se eleva el perfil con 2.5Ti T.T. a causa del porcentaje de fase TiC es más elevado, similar al de las aleaciones con solidificación dinámica, pero en este caso la fase TiC se encuentran (las que correspondan a la matriz) con mucho mayor tamaño en comparación a la solidificación dinámica. Por otro lado, las aleaciones en condición de colada, de igual manera presentan el mismo comportamiento en ambos sistemas de solidificación, sin embargo si una disminución en la tasa de dureza, debido que en este caso (solidificación estática) muchas de las partículas se encuentran cercanas a la interfaz carburo eutéctico/austenita, además de poseer un tamaño relativamente grande (figura 4.38 “a”), como se mencionó anteriormente [34].

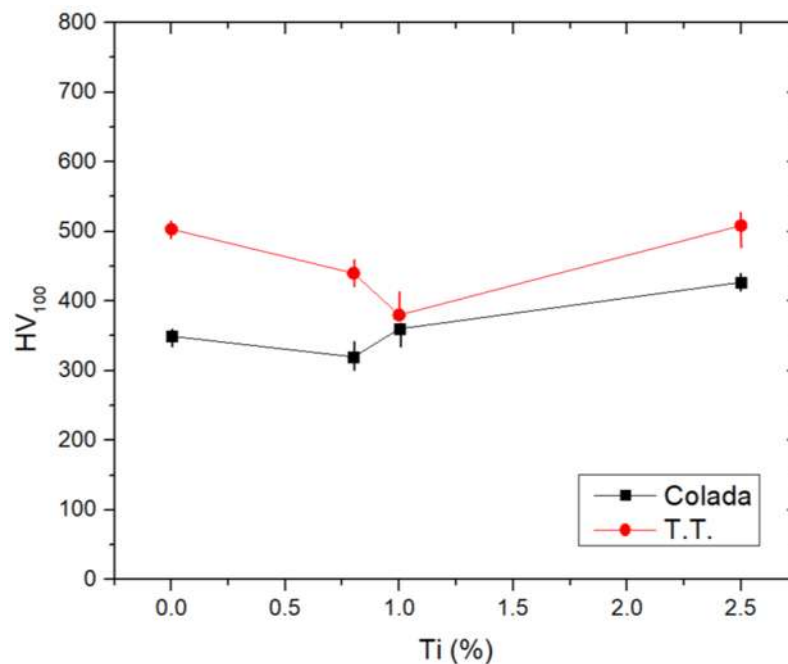


Figura 4.36 Grafica de microdureza en la zona matriz, en las aleaciones en condiciones de solidificación estática.

La visualización de la fase carburo TiC en la matriz es un poco compleja, debido al efecto del tratamiento térmico, además de que muchas de las partículas se encuentran aglomeradas en mayor medida en la interfaz carburo/matriz o en algunas ocasiones se visualizan como si estuvieran dentro de los carburos M_7C_3 por consecuencia del proceso de solidificación (observar figura 4.37), sin embargo, se visualiza la evolución de la matriz conforme aumenta el contenido de titanio, caso similar que sucede en las aleaciones con solidificación dinámica que presentan una intermezcla en la matriz de austenita retenida, martensita, carburos secundarios y carburos primarios de titanio.

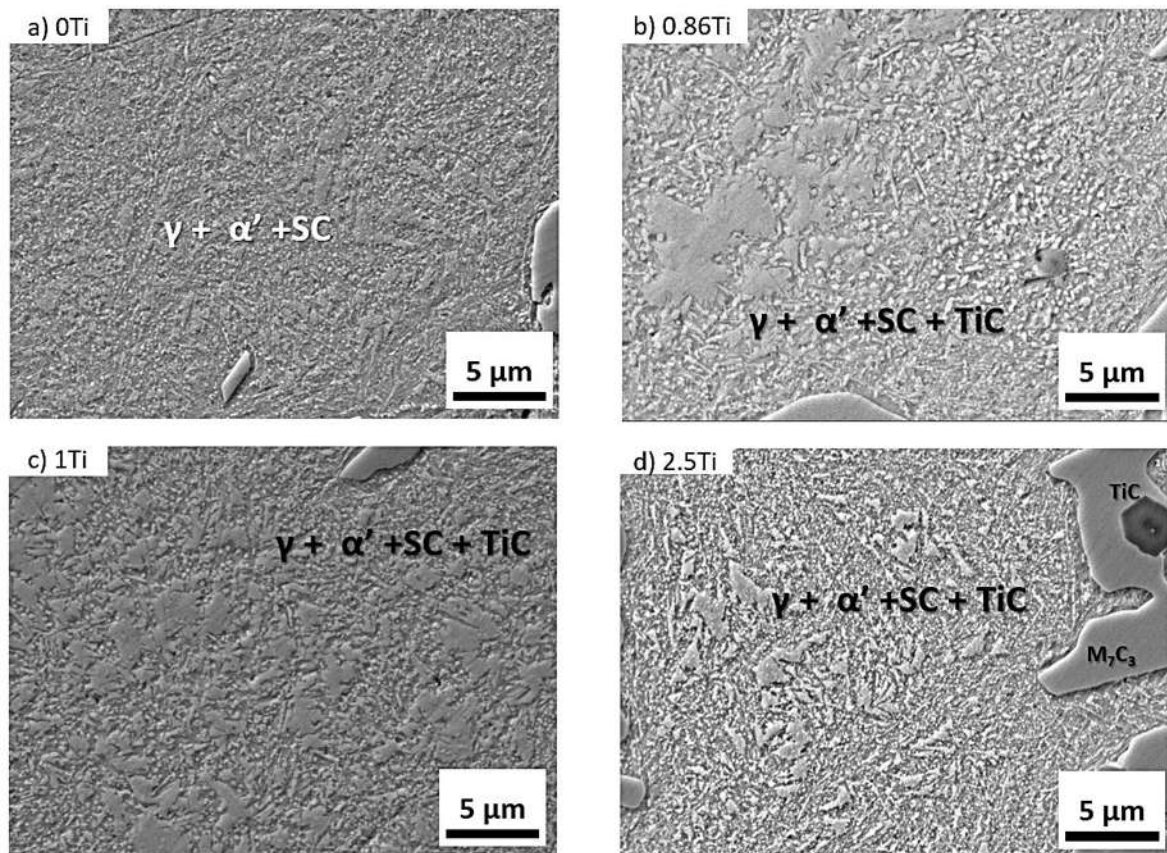


Figura 4.37 Micrografías zona matriz aleaciones en condición de tratamiento térmico con solidificación estática a) 0Ti, b) 0.86Ti, c) 1Ti y d) 2.5Ti.

Como se ha mencionado y analizado anteriormente la distribución de los carburos de titanio, se ve afectada por el proceso de solidificación, es inevitable que algunos carburos

se posicionen en la interfaz carburo/matriz, no obstante este efecto es disminuido con la solidificación dinámica como se visualiza en la siguiente figura 4.38 b, una cantidad de carburos de titanio quedan dispersos en la matriz, mientras que en la solidificación estática son empujados por el frente de solidificación y por ello, la diferencia en la microdureza de esta aleación 2.5Ti entre cada proceso de solidificación.

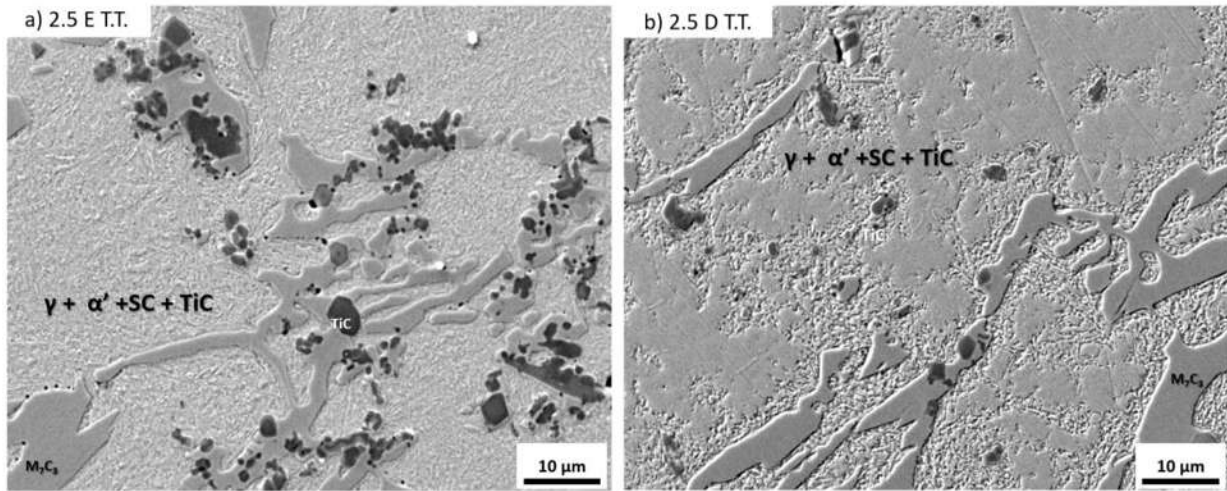


Figura 4.38 Micrografías aleación 2.5Ti sometidas a tratamiento térmico a) solidificación estática b) solidificación dinámica.

4.9 Desgaste.

4.9.1 Desgaste por abrasión.

Los ensayos de desgaste por abrasión fueron llevados a cabo por la norma ASTM G65 [64] en condiciones de carga 94N y 1500 metros, este ensayo es el que posee la mayor carga y distancia de deslizamiento, a diferencia de los otros ensayos realizados (deslizamiento y rayadura). La figura 4.39, muestra la intensidad de desgaste ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada (color negro) y tratadas térmicamente (color rojo) en función del contenido de Ti, donde se observa una menor tasa de desgaste en las aleaciones que se someten a tratamiento térmico en

comparación de condiciones de colada, sin embargo, la aleación 1 y 2.5Ti, demuestra un ligero aumento de desgaste por el efecto titanio [3], lo cual va de la mano con el perfil de dureza (Ver figura 4.32). Estos comportamientos son inversamente proporcionales la dureza y la intensidad de desgaste, mayor dureza, menor tasa de desgaste.

La microestructura es un factor predominante para predecir el comportamiento mecánico del material, dado que el volumen, tipo de carburos, la fase matriz son los que determinan la dureza y la resistencia al desgaste [65]. Diversos investigadores han reportado, que a medida que aumenta el volumen de carburos, la tasa de desgaste se ve considerablemente disminuida [3].

Por otra parte, la tasa de desgaste en condiciones de colada, presenta un perfil lineal, alteraciones mínimas entre cada aleación, el comportamiento similar es debido a los carburos de titanio, si se presenta un pequeño incremento de la tasa en la aleación 2.5Ti, pero el hecho que estos carburos sean mucho más duros que los carburos eutécticos, proporciona el mismo efecto que cuando no se adiciona, se esperaría un perfil decreciente debido a la aglomeración que sufre, a pesar de ello no repercute fuertemente el sistema de sollicitación, pero no se presenta una mejora en la intensidad de desgaste a medida que se adiciona el titanio.

En la figura 4.40, se muestra el resultado de Perfilometría de la aleación 1Ti estática tratada térmicamente, donde se pueden observar los surcos y profundidad de la huella, la rugosidad en la zona desgastada. El mecanismo de desgaste por partículas duras en abrasión, donde ocurre microcorte y microsurcamiento por el mismo efecto de las partículas duras, las cuales erosionan la superficie y causan la rugosidad a lo largo de toda la huella de desgaste.

Por otra parte, la figura 4.41, muestra la tasa de desgaste por abrasión ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti, las aleaciones dinámicas presentan un comportamiento similar en este tipo de ensayo, por una parte las aleaciones en condiciones de colada contienen un refinamiento microestructural y la matriz la cual es

una fase suave que le otorga tenacidad al material, de las cuales la aleación 2.5Ti presenta una menor tasa de desgaste; por otra parte, las aleaciones tratadas térmicamente poseen en su microestructura carburos primarios (TiC), carburos eutécticos (M_7C_3), carburos secundarios (SC) y martensita (α') quienes les ofrecen resistencia al desgaste, mientras que así mismo conforme aumenta el contenido de titanio aumenta la cantidad de austenita retenida en la matriz ofreciendo tenacidad al material, la intermezcla de las fases son las resultantes de este comportamiento en la intensidad al desgaste. Altos volúmenes de carburo optimizan el rendimiento del material frente a la resistencia al desgaste, como se ha reportado anteriormente [3].

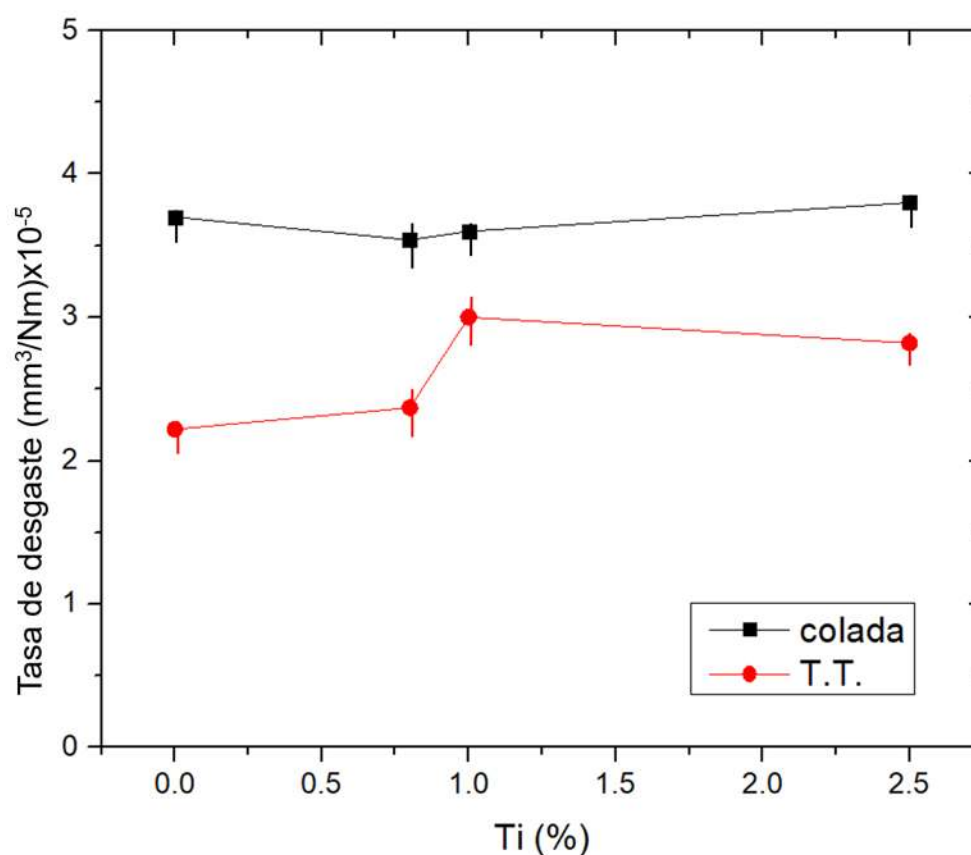


Figura 4.39 Tasa de desgaste por abrasión ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

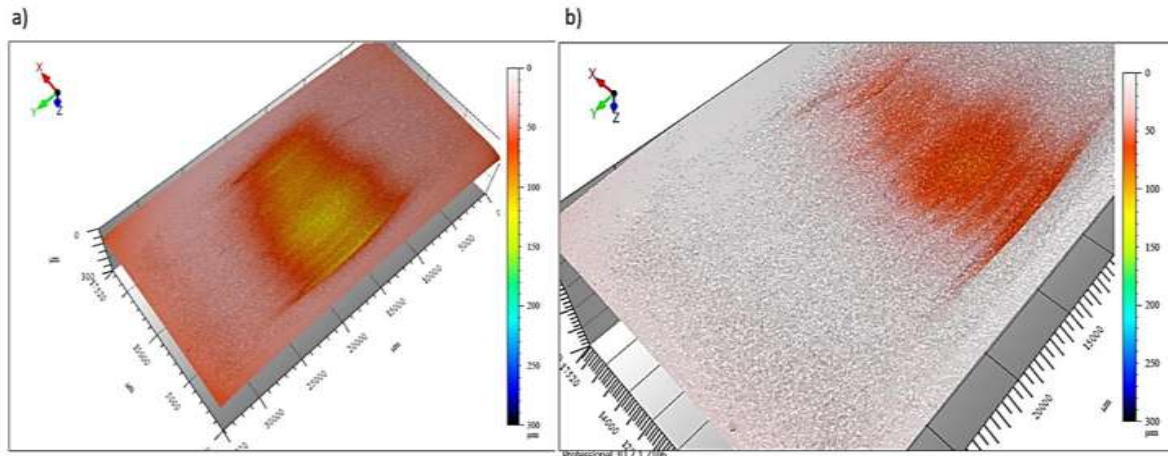


Figura 4.40 Perfilometría aleación 1Ti en condiciones de solidificación estática tratada térmicamente sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros.

La aleación 2.5Ti dinámica, en condiciones de colada presenta la menor tasa de desgaste, en comparación a la misma aleación con el tratamiento térmico, la discrepancia radica en el cambio microestructural que presenta la matriz por efecto del tratamiento térmico, como se ha comentado, la aleación 2.5Ti D T.T. en la matriz cuenta con carburos primarios TiC, carburos secundarios SC, martensita transformada con bajo porcentaje de carbono, austenita retenida de igual manera de bajo carbono, la cual es mucho más suave que la austenita de partida en condiciones de colada que se encuentra sobresaturada en carbono, y ofrece menor resistencia al desgaste que en condición de colada. Esta diferencia en la matriz es notoria en la gráfica del perfil de microdureza (figura 4.41)

A continuación, se muestra el perfil óptico de la huella de desgaste aleación 0.86Ti D tratada térmicamente (ver figura 4.42), donde se observa la rugosidad en la huella de desgaste y surcos paralelos a la dirección de deslizamiento generado por la interacción de la superficie con las partículas duras de arena sílice (SiO_2).

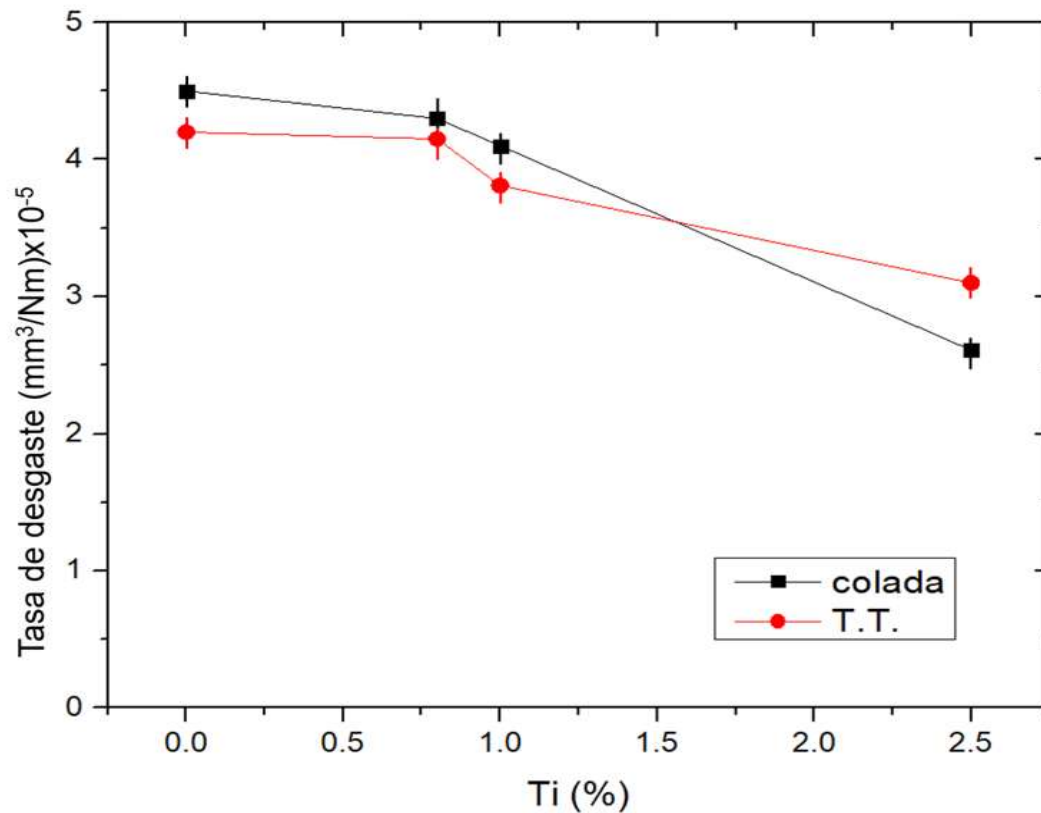


Figura 4.41 Tasa de desgaste por abrasión ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-5}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

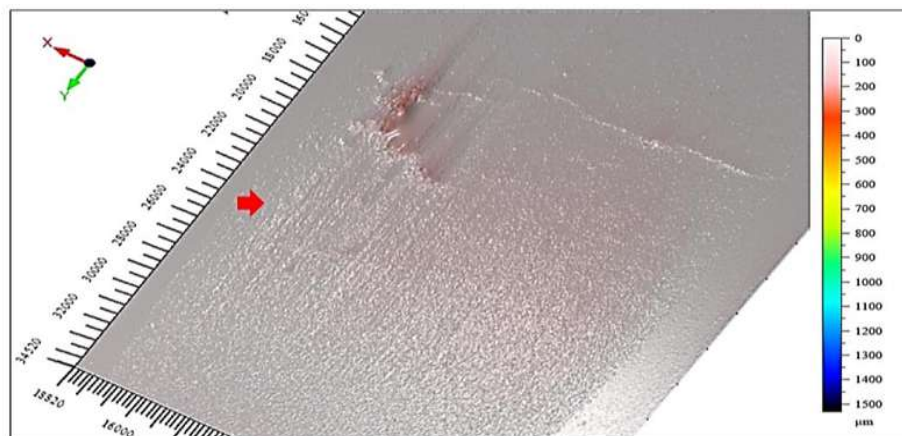


Figura 4.42 Perfilometría aleación 0.86Ti en condiciones de solidificación dinámica tratada térmicamente sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros.

La superficie fue examinada por microscopía electrónica de barrido (Ver figura 4.43), donde se observan partículas producto del desgaste que han sido localizadas en los extremos de la huella, las cuales no se desprenden el tribosistema, en su mayoría están compuestas por óxidos propios del sistema. En la micrografía “a” se presenta la superficie desgastada, la rugosidad en la zona, en la cual en el centro de la probeta se puede observar un surco imagen “b”.

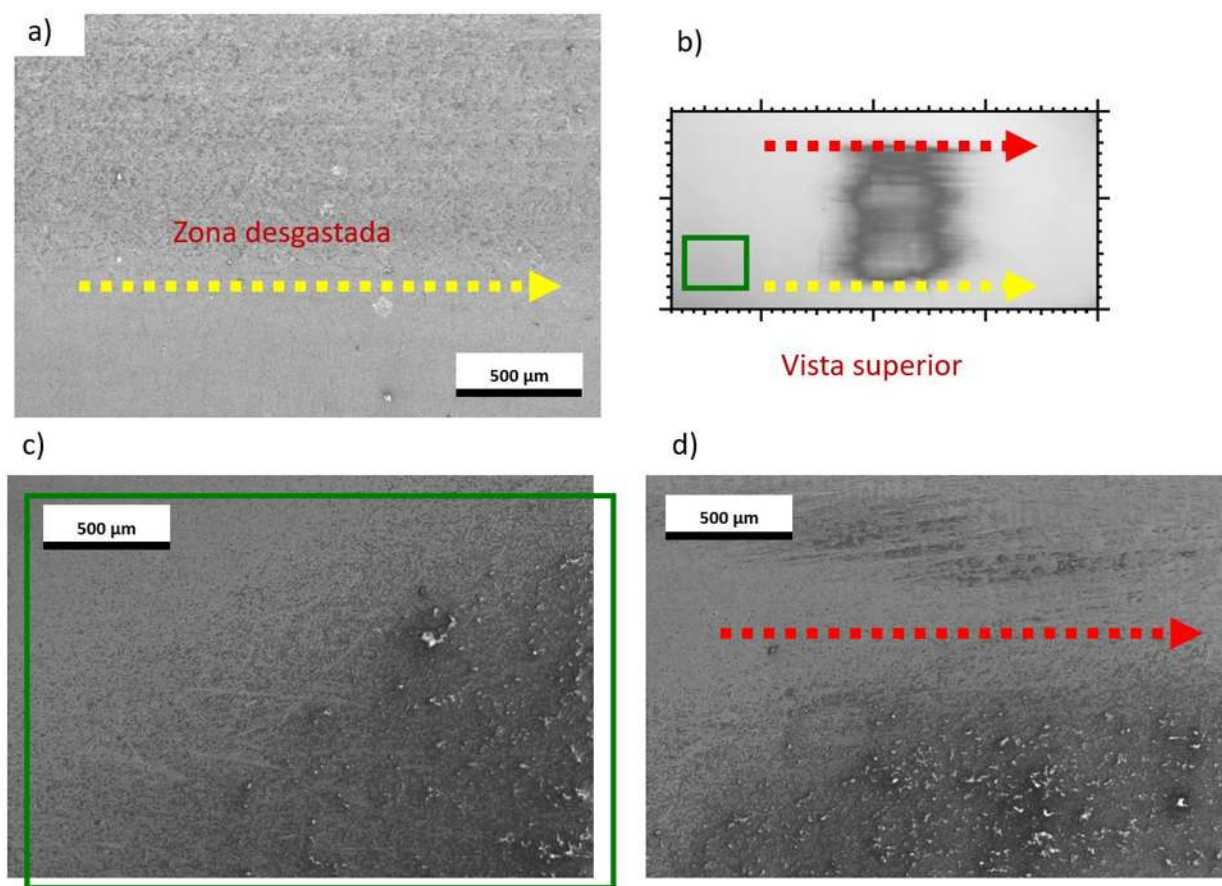


Figura 4.43 Micrografías de la superficie aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a) periferia inferior huella, b) huella obtenida por perfilometría, c) extremo inferior huella y d) periferia superior huella.

En la figura 4.44, se observa la zona centro de la huella de desgaste vista superficial aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada, en la cual muestra evidencia del mecanismo de desgaste que gobierna por pérdida de partículas predominantemente (imagen a y c indicado con círculos amarillos), microsurcamiento generado en la superficie al paso de las partículas abrasivas (imagen b y c indicado con las flechas rojas), algunos óxidos productos triboquímicos del ensayo, en la zona de desgaste, la fisuración se debe por materiales con baja tenacidad a la fractura; el desgaste se produce como fractura frágil de los carburos en mayor volumen, visualizándose en la huella como poros generados debido al desprendimiento de los carburos M_7C_3 cuando son fracturados [63]. En general, los surcos que se generan corresponden al flujo plástico evidencia relativa de la ductilidad de la matriz.

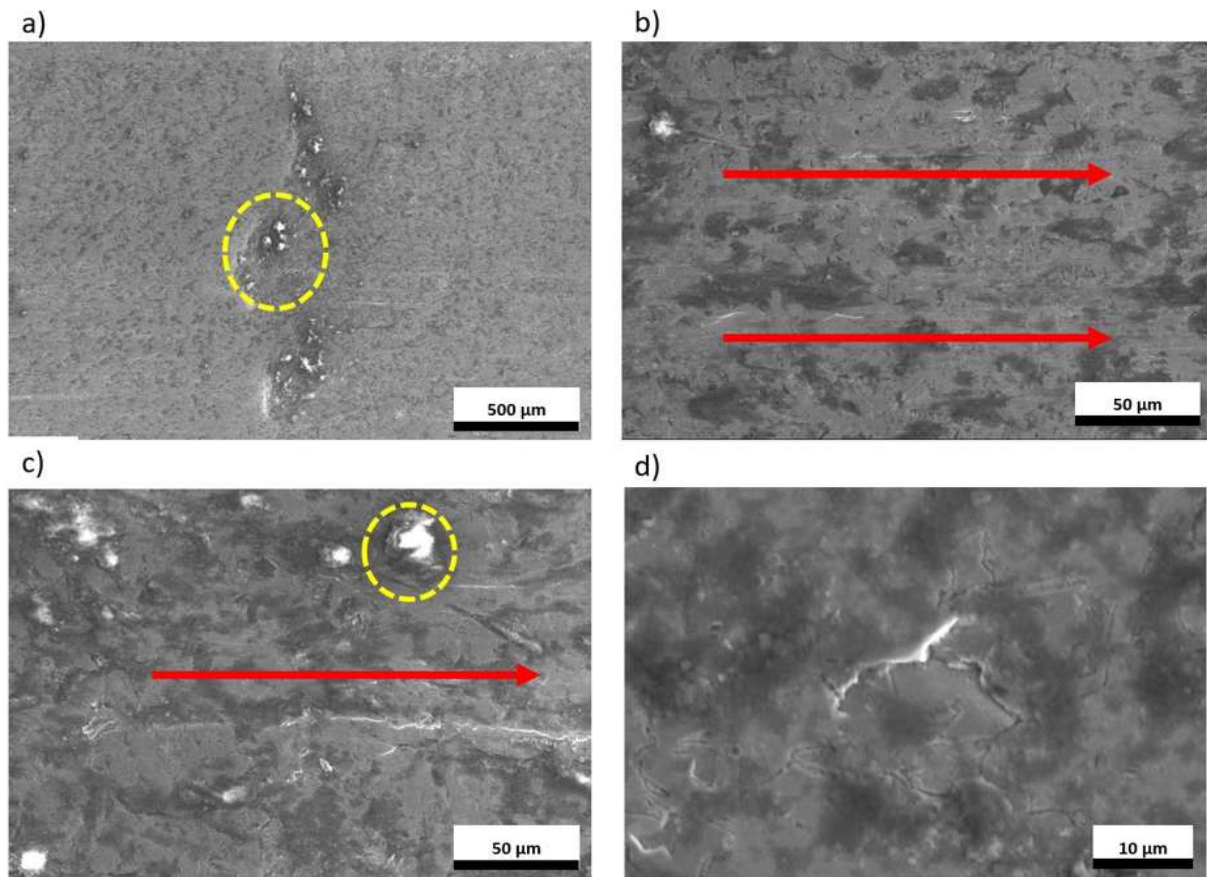


Figura 4.44 Micrografías de la superficie zona centro aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a)50X, b) 500X, c) 500X y d) 2000X.

La interacción de la superficie con el entorno resulta en la formación de óxidos propios del sistema (Fe, Cr, Si), el deslizamiento aumenta la temperatura y hace que sea más rápido este proceso, en la siguiente figura 4.45 se muestra un mapeo químico elemental de la zona centro donde se observa la presencia del oxígeno en toda la huella de desgaste.

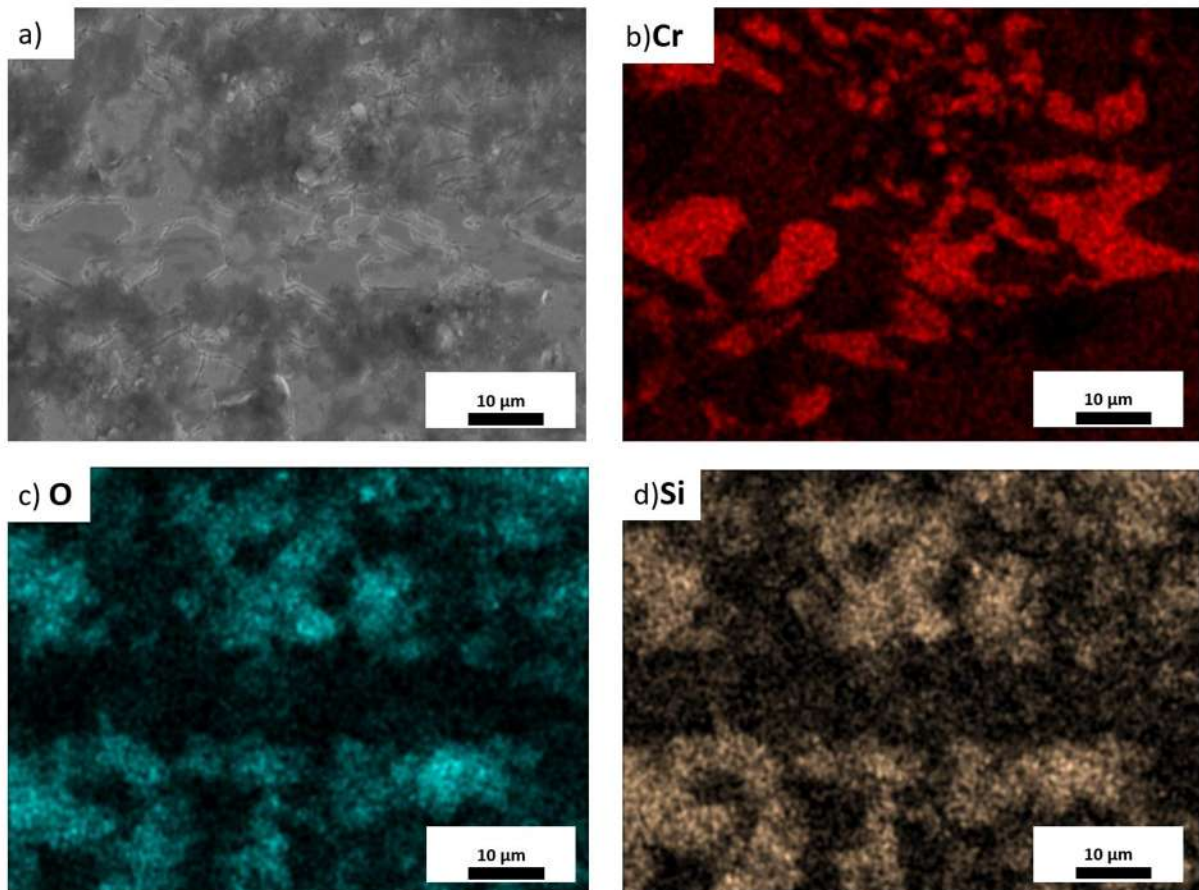


Figura 4.45 Mapeo químico elemental de la superficie zona centro aleación 1Ti dinámica en condiciones de colada sometida ensayo de desgaste por abrasión con 94N de carga y 1500 metros, a) patrón, b) Cromo, c) Oxígeno y d) Silicio.

En la figura 4.46, las micrografías de la sección transversal muestran evidencia de la fractura, en la cual cerca de la zona desgastada se presentan fisuraciones, ocasionadas por el desprendimiento de los carburos y corrimiento de grietas, indicativo de una fractura frágil en la aleación 1Ti solidificación estática tratada térmicamente [63]. Durante el

desgaste abrasivo se genera deformación plástica por debajo de la superficie, lo cual induce a la nucleación de grietas superficiales y subsuperficiales, con cargas cíclicas (carga y descarga) como fatiga lo que provoca que las grietas subsuperficiales se propaguen con grietas vecinas manifestándose paralelas a la superficie de deslizamiento y con ello el desprendimiento del material macroscópicamente se observa como plaquetas de desgaste [64]. Las grietas se forman debajo de la superficie a lo largo de los carburos que se encuentran orientados con los ejes perpendiculares a la superficie debido a las tensiones creadas por la fuerza tangencial [66].

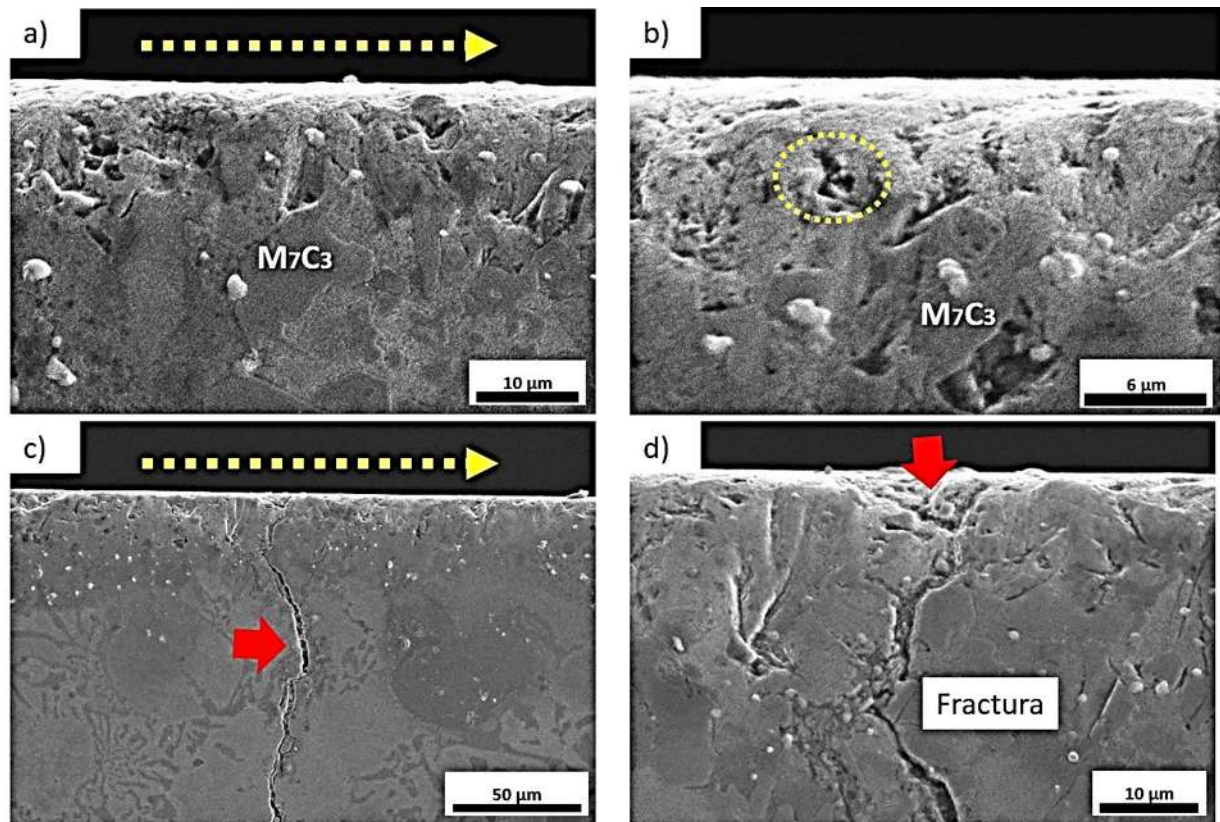


Figura 4.46 Micrografías de la sección transversal de la huella de desgaste por abrasión 1Ti estática tratada térmicamente.

La visualización de los carburos, es compleja debido a que esta zona se encuentra desgastada, por lo cual se realizó un mapeo químico elemental para la identificación de

la microestructura en especial de los carburos de titanio (Ver figura 4.47), la inter mezcla de las fases presentes es la que se encarga de la variación en la tasa de desgaste.

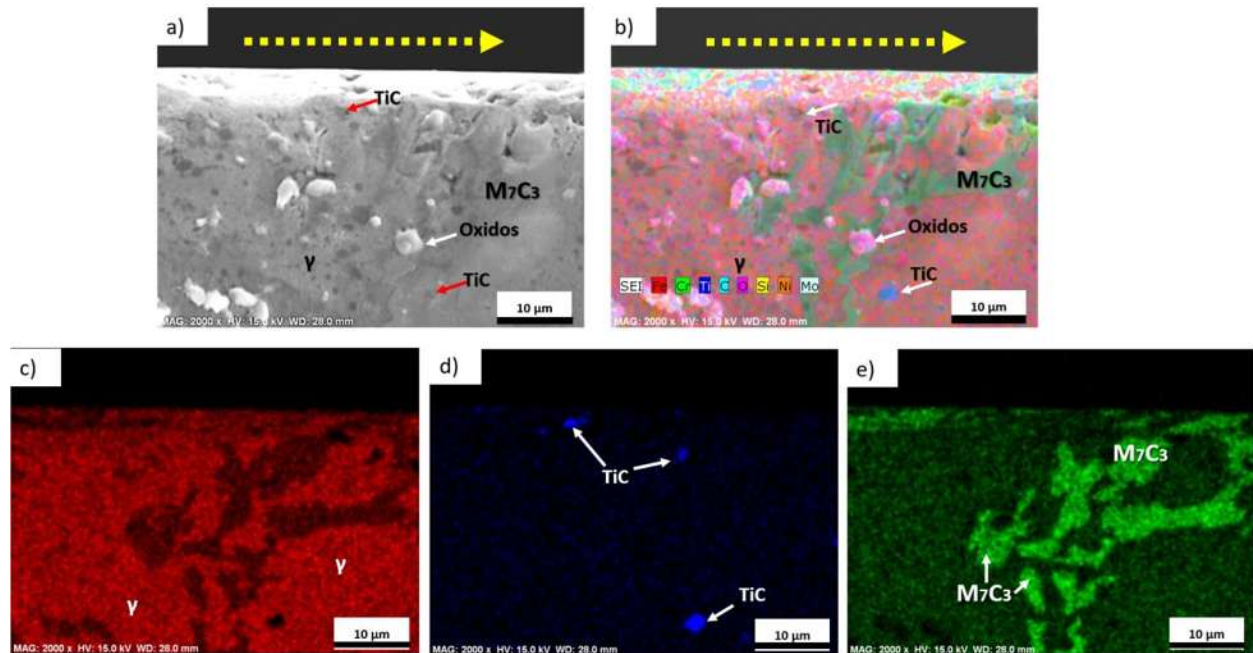


Figura 4.47 Micrografías del mapeo químico elemental de la sección transversal de la huella de desgaste por abrasión (94N, 1500 metros) 1Ti estática tratada térmicamente.

La aleación 2.5Ti dinámica en condiciones de colada, presenta una alta deformación (Ver figura 4.48) en los pequeños círculos se pueden observar pequeñas zonas de fisuraciones debido al desprendimiento y tracción de los carburos, por otra parte, durante el ensayo se genera mayor deformación plástica por debajo de la superficie lo que repercute en la formación de grietas internas debido a esfuerzos internos, las cuales se manifiestan micro o macroscópicamente paralelas a la dirección de deslizamiento [63]. Mientras que en esta aleación como se observa en las micrografías presenta deformación plástica, debido a la presencia de la austenita en la matriz, la cual presenta una dureza baja, y fluye conforme se aplica la carga, en este caso se visualizan algunas bandas de deformación, las cuales son generadas por una alta tenacidad a la fractura (fase dúctil).

En los mecanismos de desgaste por abrasión se encuentran la deformación plástica y la fractura frágil, en este caso la fractura frágil se atribuye a la segmentación, fractura y desprendimiento de los carburos y el corrimiento de grietas conforme a la dirección de deslizamiento (Ver figura 4.46) y la deformación plástica a la deformación que sufre la matriz (Ver figura 4.48) donde se observa que el material fluye acorde a la dirección de deslizamiento, la visualización de las bandas de deformación es una clave notoria que existe una alta tenacidad.

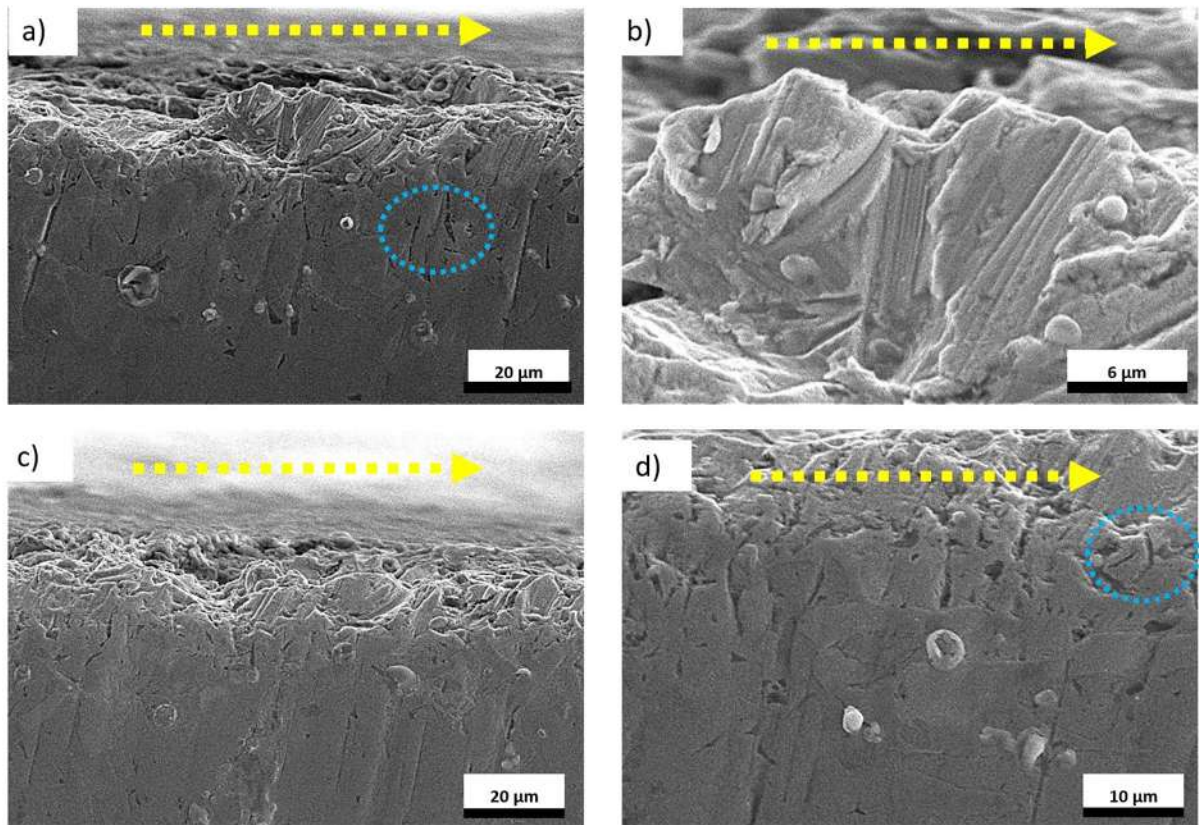


Figura 4.48 Micrografías de la sección transversal huella de desgaste por abrasión (94N, 1500 metros) de la aleación 2.5Ti en condiciones de colada solidificación dinámica.

Las variaciones en los perfiles de intensidad de desgaste respecto de los procesos de solidificación, se deben por el mismo mecanismo de solidificación, sin embargo, el efecto del tratamiento térmico sigue un comportamiento inversamente proporcional perfil de

dureza general, debido a la intermezcla ocasionada por la adición de titanio y el proceso térmico.

4.9.2 Desgaste por una sola rayadura.

Generalmente el desgaste abrasivo en una prueba de rayado no se describe como desgaste abrasivo en una aplicación real, por ello se realiza el ensayo de abrasión en el apartado anterior, sin embargo, este método de ensayo por una sola rayadura puede ofrecer una comparación relativamente rápida del desgaste abrasivo con buena repetibilidad de resultados [67]. Este ensayo visualiza el efecto de una partícula dura utilizada como abrasivo (punta de diamante), simulando un surco en el paso de una partícula abrasiva en el ensayo de desgaste abrasivo con arena sílice.

En la siguiente grafica (figura 4.49) se observa la tasa de desgaste en unidades de $\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-9}$ de las aleaciones con solidificación dinámica en función del contenido de Ti, donde visualiza un comportamiento similar en condiciones de colada y tratadas térmicamente, este efecto también se presenta en los ensayos por abrasión (figura 4.41), sin embargo, en este perfil se produce un incremento en la tasa de desgaste a medida que aumenta el contenido de titanio, notoriamente sigue la tendencia del perfil de dureza para las aleaciones tratadas térmicamente, menor dureza, presenta mayor tasa de desgaste. Sin embargo, para las aleaciones en condiciones de colada no sucede de la misma manera.

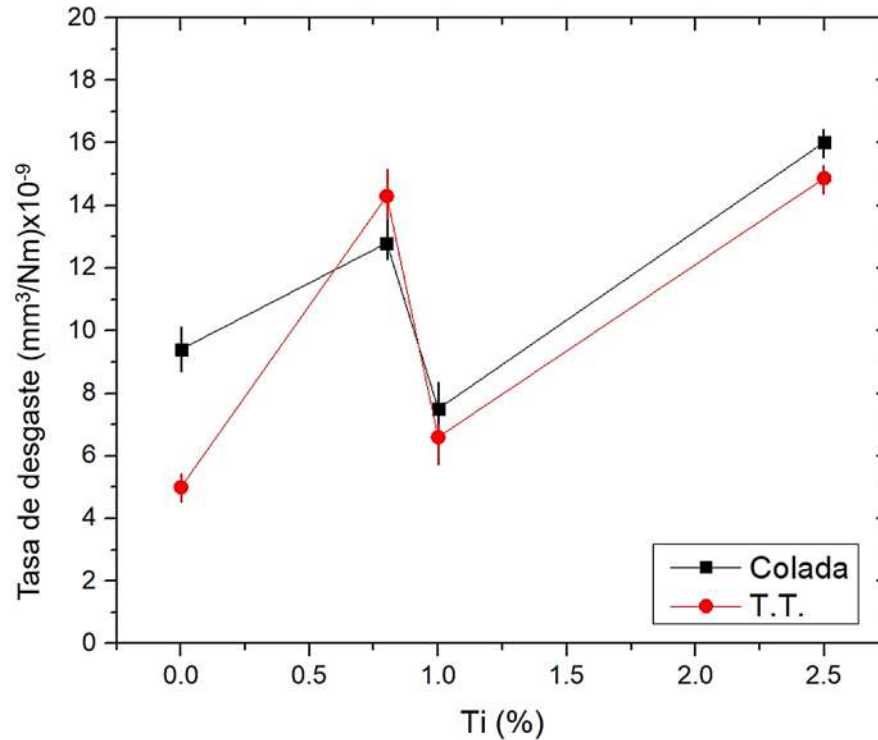


Figura 4.49 Tasa de desgaste por desgaste de una sola rayadura ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-9}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

Los mecanismos de microcorte y microsurcamiento se relacionan con la profundidad y velocidad de rayado. Cuando la profundidad es baja, se produce principalmente microsurcamiento [68]. A medida que aumenta la profundidad de rayado, se presenta mayor acumulación de material en la periferia de la huella de desgaste. De igual manera, los mecanismos de microcorte y microsurcamiento coexisten al mismo tiempo, sin embargo, cambian dependiendo de la naturaleza del material.

En las aleaciones en condiciones de colada, (figura 4.50) presentan un índice de deformación plástica, manifestándose alrededor de la periferia de la huella de desgaste, donde se asocia a el mecanismo de desgaste por microsurcamiento, de igual manera sucede el mecanismo por fractura frágil, al contener una fase altamente dura, sin embargo la aleación 0.86Ti, presenta un pequeño aumento en la intensidad de desgaste debido al aumento en el ancho de rayado aproximadamente de 102 micras, y para la aleación 1Ti

95.7 micras en promedio, a causa del flujo plástico sucede en la fase matriz austenita. Las grietas se forman como resultado de las tensiones de tracción al paso del indentador sobre los carburos [66].

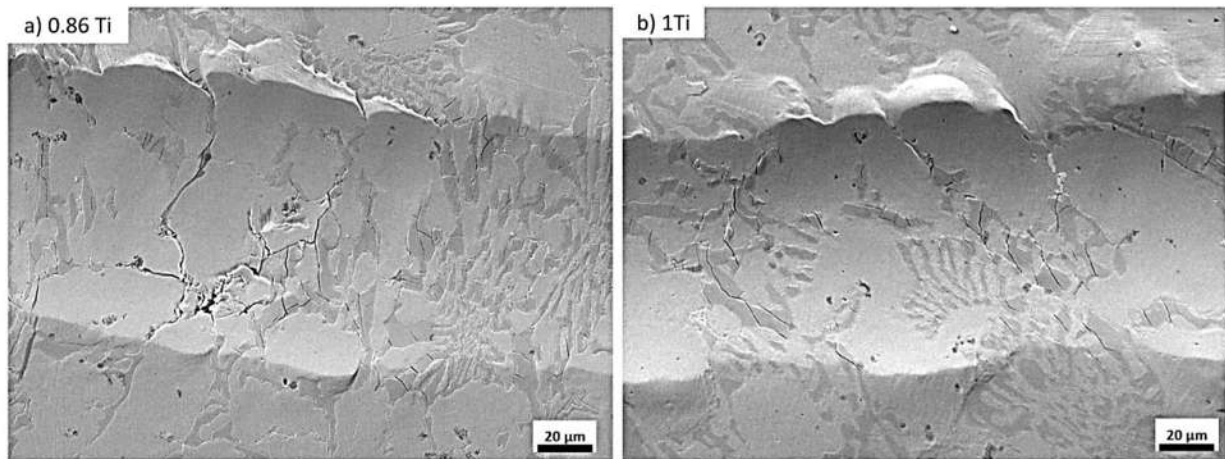


Figura 4.50 Micrografías vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleaciones en condiciones de colada por solidificación dinámica a) 0.86Ti, b) 1Ti.

Dogan y colaboradores reportaron que la respuesta de los carburos en la superficie frente a las condiciones de desgaste, es dependiendo la orientación de los carburos con respecto a la superficie y la dirección de desgaste [66].

Como se observa en la gráfica (figura 4.51), la tasa de desgaste mínima se encuentra en la aleación 0Ti tratada térmicamente, donde el promedio de ancho de rayado para esta aleación ronda en los 78.4 micras, mientras que la aleación 2.5Ti tratada térmicamente ronda 88.5 micras aproximadamente, a diferencia de las aleaciones en condiciones de colada, no se muestra una alta deformación plástica en la huella de desgaste, sin embargo, sucede en menor medida. La aleación 2.5Ti tratada térmicamente, contiene una dureza de 515 HV, mientras que la aleación 0Ti T.T. de 657 HV.

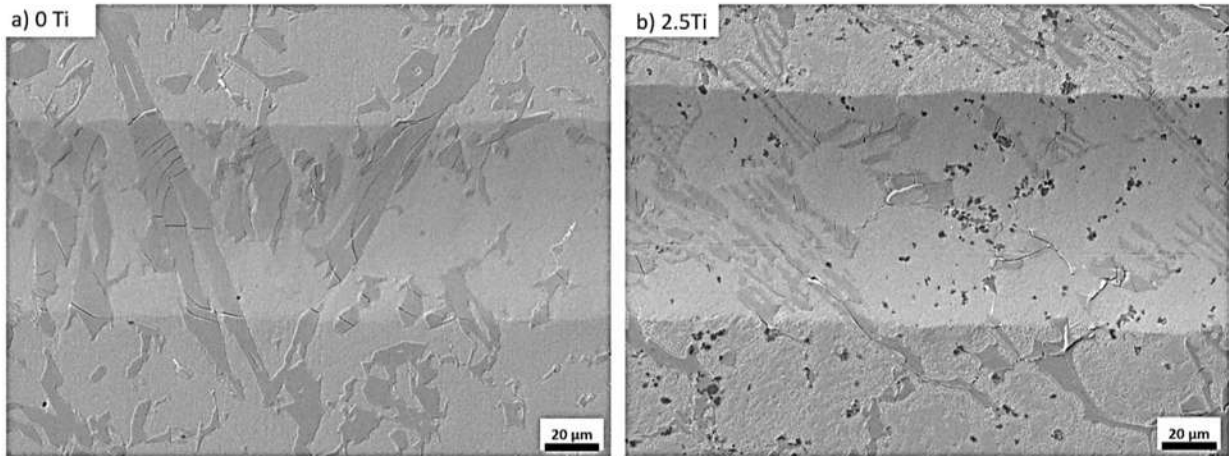


Figura 4.51 Micrografías vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleaciones en condiciones de tratamiento térmico por solidificación dinámica a) 0Ti, b) 2.5Ti.

La fractura frágil en las aleaciones se presenta en la fase carburo en mayor volumen, en este caso en los carburos eutécticos M_7C_3 , la deformación plástica es nula, se produce agrietamiento, el desgaste que sucede por el mecanismo de fractura frágil es mucho mayor al desgaste por flujo plástico [69], en la siguiente micrografía (figura 4.52) se observa la zona desgastada debido al paso del indentador, donde se visualiza la fractura de los carburos por el corrimiento de una grieta interna que se intercepta en la superficie desprendiendo material por agrietamiento.

A continuación, se observa la tasa de desgaste (figura 4.49) para las aleaciones en solidificación estática en condiciones de colada (negro) y en condiciones de tratamiento térmico (rojo), la condición de tratamiento térmico mejora la intensidad de desgaste con una disminución de aproximadamente 30% a diferencia en condiciones de colada, en este caso, la aleación 0Ti muestra la mejor tasa, las aleaciones siguen el perfil de microdureza (figura 4.39). Sin embargo, en las aleaciones 0.86, 1 y 2.5Ti, aumenta la tasa de desgaste, por efecto de la austenita retenida, la cual se presenta la mayor parte de la deformación plástica por microsurcamiento. Las aleaciones en condiciones de colada, la tasa de desgaste aumenta a medida que aumenta el contenido de titanio, esto se debe a la aglomeración que sufren dichos carburos debido al proceso de solidificación, por otra

parte la aleación 1Ti muestra discrepancia en este fenómeno, el perfil desciende, y se puede contribuir al porcentaje de fase carburo TiC aumenta de 0.8 a 1, lo que genera la suficiente contribución para disminuir el desgaste, sin embargo este efecto no se ve reflejado en la aleación 2.5Ti ya que sufre un incremento a consecuencia de la alta aglomeración de los carburos de titanio.

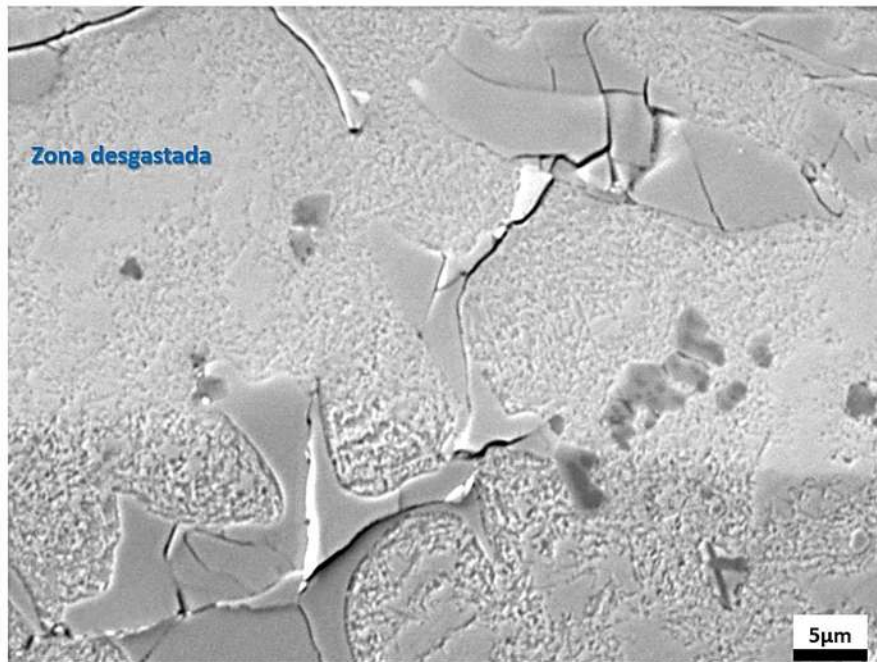


Figura 4.52 Micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 2.5Ti solidificación dinámica tratada térmicamente.

Chong y col. Observaron que en materiales donde contiene una combinación de fase cerámica y fase metálica, tal como lo es el hierro blanco alto cromo, la morfología de la huella principalmente se observa discontinua [68]. Como se ha reportado, al rayar materiales frágiles se forman fácilmente virutas trituradas, por otro lado, en materiales dúctiles la forma de la huella se presenta continua.

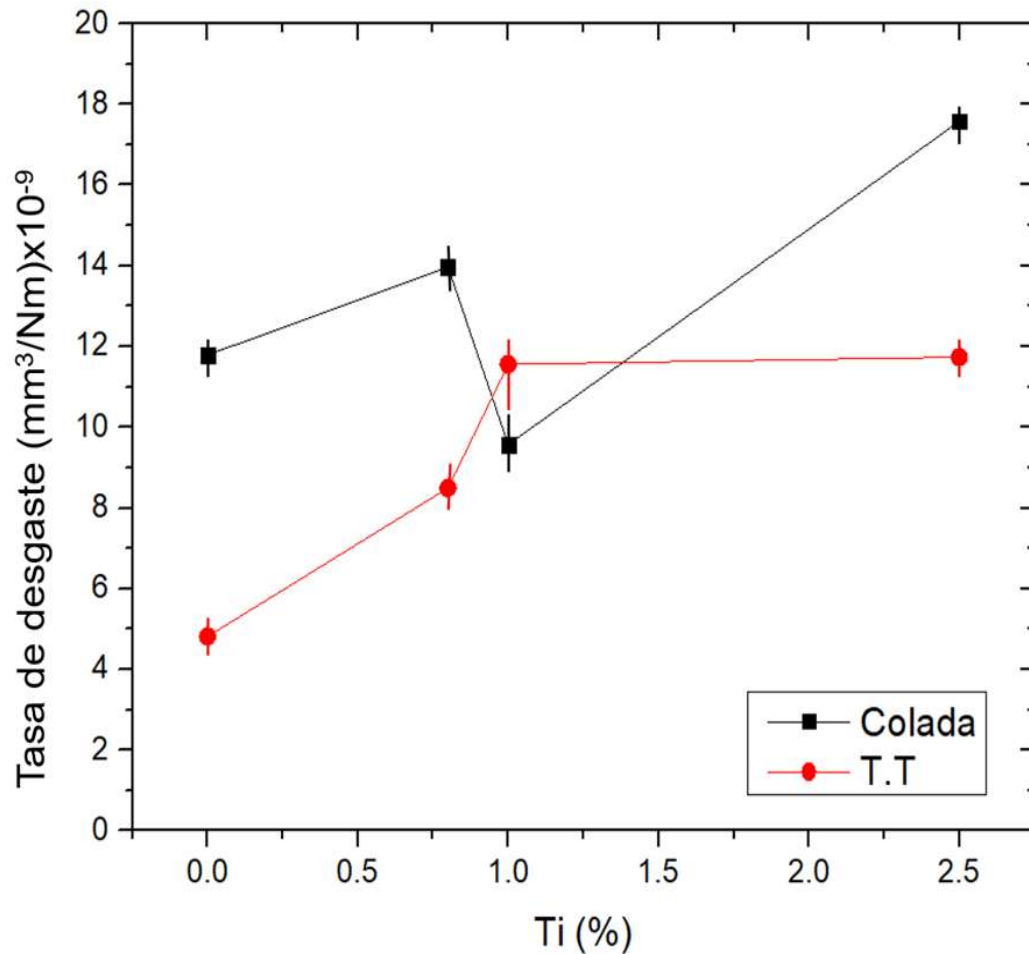


Figura 4.53 Tasa de desgaste por desgaste de una sola rayadura ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-9}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

De igual manera, las aleaciones en condiciones de solidificación estática presentan el mecanismo de deformación plástica y fractura frágil, en la siguiente micrografía (figura 4.50) se observa la huella de desgaste donde en la cual se muestran zonas de achura o surcamiento, debido a la deformación plástica que sufre la superficie, un poco de adhesión en zonas donde el material es empujado paralelamente a la dirección de deslizamiento.

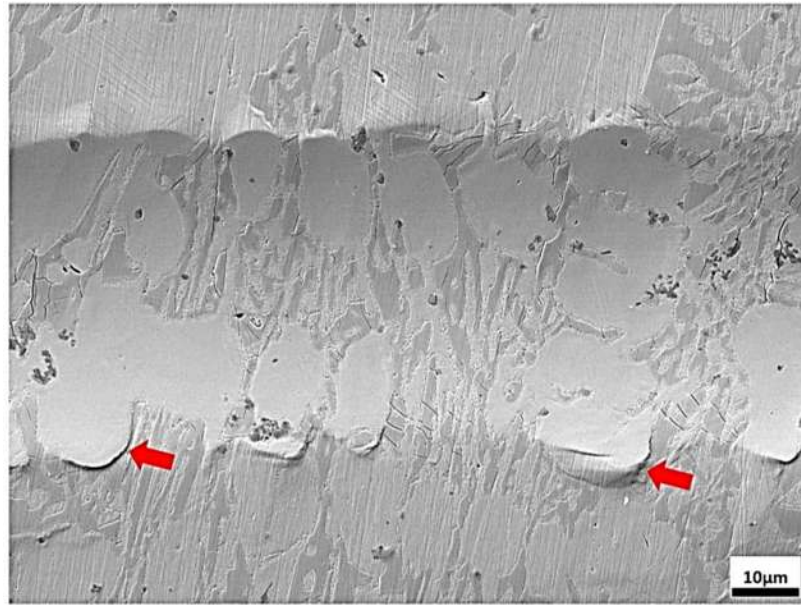


Figura 4.54 Micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 1Ti solidificación estática en condiciones de colada.

Observando con mayor detenimiento, en la zona donde se presenta la deformación plástica (ver figura 4.55), se visualizan una serie de bandas de deslizamiento donde el material fluye acorde a la dirección de deslizamiento, debido a que contamos un material dúctil y tenaz como lo es la austenita.



Figura 4.55 Bandas de deslizamiento, micrografía vista superior huella de desgaste por una sola rayadura (22N, 4.3 mm/s) aleación 1Ti solidificación estática en condiciones de colada.

4.9.3 Desgaste por deslizamiento.

4.9.3.1 Aleaciones con solidificación dinámicas.

El desgaste se mide en intensidad de desgaste (K) la cual se refleja en $\text{mm}^3\text{N/m}$, volumen perdido por unidad de carga por unidad de distancia de deslizamiento en este ensayo, la intensidad de desgaste con el prefijo de $\times 10^{-6}$. En la siguiente grafica (Figura 4.56) se denota la tasa de desgaste de las aleaciones en condición de colada solidificación dinámica (color verde) y tratadas térmicamente (color amarillo) en unidades correspondientes $\times 10^{-6}$ en función del contenido de titanio. Las aleaciones en condiciones de colada muestran una variación mínima en la intensidad de desgaste a medida que aumenta el contenido de titanio, mientras que las aleaciones que se sometieron al tratamiento térmico presentan una disminución decreciente a medida que aumenta el contenido del mismo (titanio). Para las aleaciones con tratamiento térmico 1 y 2.5Ti, presentan una mejora en la resistencia al desgaste de 2 y 6% respectivamente, en comparación en condiciones de colada, lo que se atribuye a la presencia misma de este elemento formador de carburos primarios.

Por otro lado, las aleaciones Base (0Ti) y 0.86Ti, muestran una menor tasa de desgaste en aleaciones en condiciones de colada, a diferencia de las aleaciones tratadas térmicamente, este cambio en la pendiente ocurre por causa del efecto del tratamiento térmico, las aleaciones tratadas térmicamente muestran en los difractogramas (ver figura 4.29 "a") mayor cantidad de picos de carburos secundarios (SC M_7C_3), reflejado en el perfil de dureza (ver figura 4.33), en este caso la aleación (0Ti D.T.T.) se encuentra empobrecida de la fase austenita la cual le ofrece tenacidad al material para soportar el deslizamiento, por ello ocasiona un incremento en la tasa de desgaste cuando las aleaciones se someten a tratamiento térmico, además que en estas condiciones tribológicas al mecanismo de desgaste es completamente diferente a los ensayos efectuados de desgaste por abrasión. Como se ha mencionado anteriormente, el perfil de dureza es gran indicativo de la sensibilidad al desgaste, una mayor dureza presenta una mayor resistencia al desgaste, sin embargo la relación no es completamente directa [70].

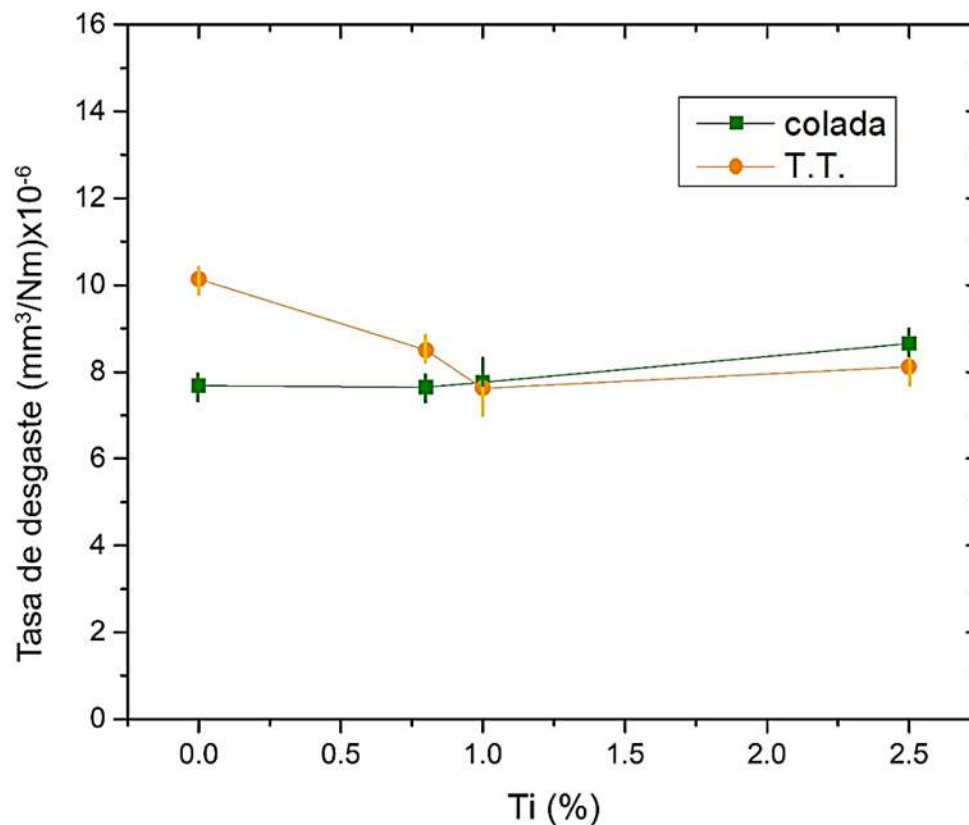


Figura 4.56 Tasa de desgaste por deslizamiento ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-6}$) de las aleaciones con solidificación dinámica en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

Los coeficientes de fricción se obtienen por medio de los ensayos de desgaste por deslizamiento, para cada una de las condiciones de las aleaciones, a continuación (Ver figura 4.57) se muestra el coeficiente de fricción de las aleaciones con solidificación dinámica y en condiciones de colada. El coeficiente más alto se muestra para la aleación 2.5Ti, lo cual es corroborado en la tasa de desgaste debido a que presenta la más alta intensidad en comparación a las otras aleaciones en condiciones de colada.

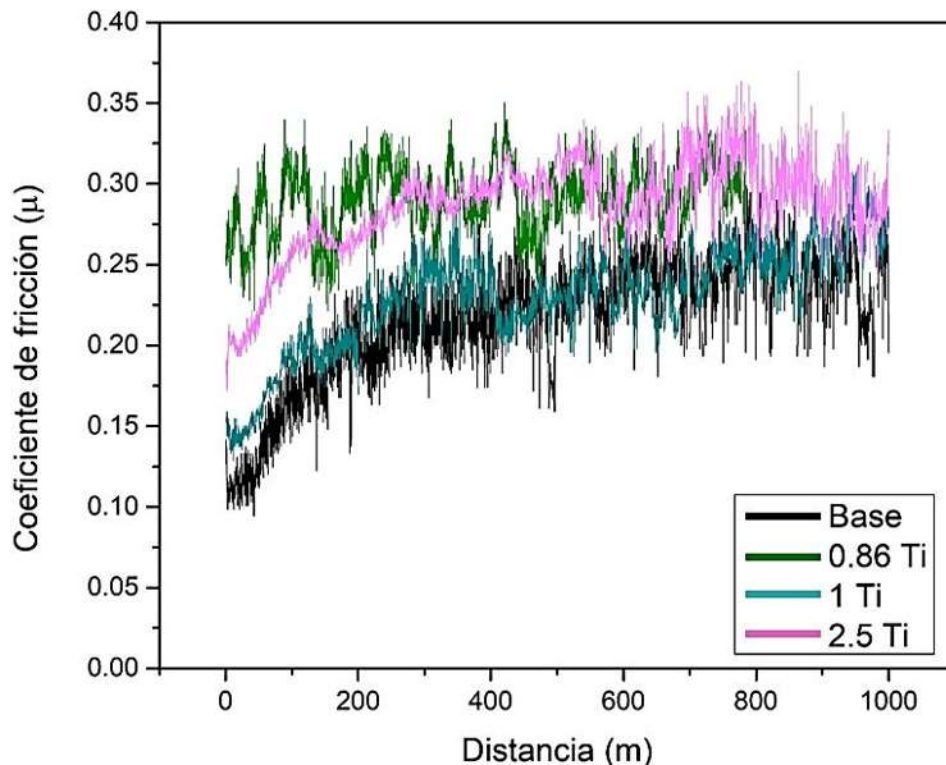


Figura 4.57 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas dinámicamente en condiciones de colada.

El coeficiente de fricción es un indicador de la intensidad de desgaste que se puede llegar a obtener en un elemento, siendo un factor directamente proporcional, es decir, mientras más alto sea el coeficiente de fricción, la intensidad de desgaste también será alta [69]. La importancia de monitorear el coeficiente de fricción radica en si sufre un cambio drástico significa que el mecanismo de desgaste también cambia durante el ensayo. Al inicio el coeficiente de fricción varía erráticamente, debido al acoplamiento de las superficies, esta etapa se le denomina running in, la zona con mayor importancia es en el estado estable. Este tipo de ensayos ayudan a predecir el comportamiento del material en operación, lo cual es evidenciado en la ecuación de Archard [71]. En la figura 4.58 se muestra el coeficiente de fricción para las aleaciones con solidificación dinámica con el tratamiento térmico, en este caso la aleación base 0Ti presenta el más alto perfil, de la misma manera corroborado con la tasa de desgaste.

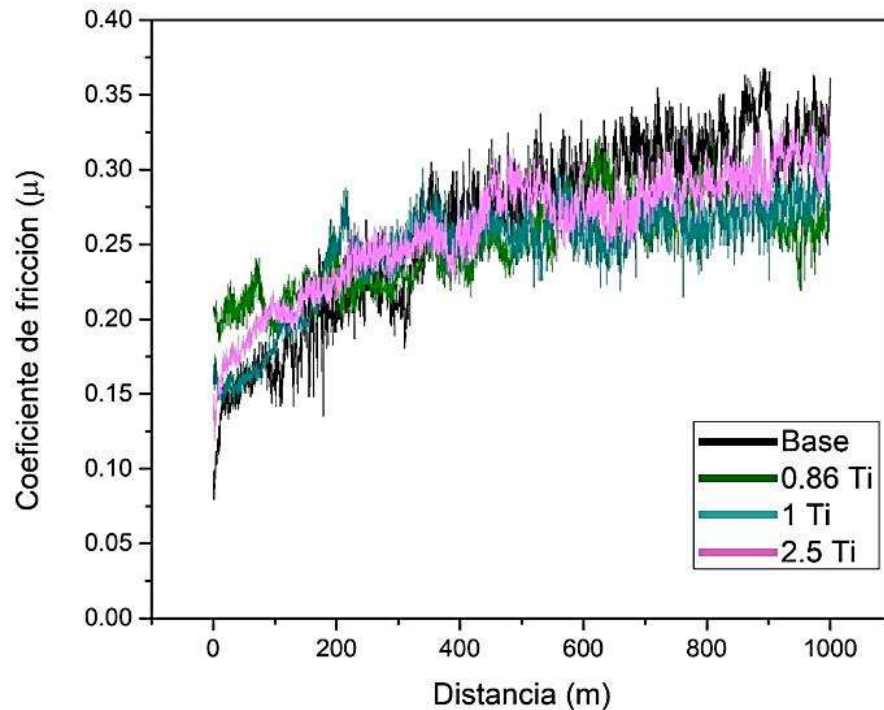


Figura 4.58 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas dinámicamente en condiciones de tratamiento térmico.

Las superficies fueron analizadas, en este análisis se observa un desgaste oxidativo la temperatura es suficientemente alta para generar una reacción química entre el oxígeno presente en el entorno y los elementos en la aleación.

De acuerdo a varios investigadores [34, 72, 73] el mecanismo de desgaste que gobierna los hierros blancos alto cromo, en condiciones deslizantes en seco es la oxidación a causa de la interacción triboquímica, lo cual se visualiza una serie de micrográficas de la superficie desgastada (Ver figura 4.59) una superficie cubierta por una capa de óxido, producto de la ejecución del ensayo de desgaste, en algunas ocasiones los fragmentos de óxido se presentan como hojuelas (imagen d), las partículas de óxido se aglomeran antes de ser expulsadas, así ocurre un ciclo continuo de oxidación, desprendimiento y re-oxidación.

Wan y colaboradores [74] estudiaron un hierro blanco alto cromo ensayado bajo condiciones tribológicas mediante la sonda EDS y en donde se detectó la presencia de

una capa de oxido. Se ha reportado que esta capa cuenta con la presencia de óxidos como el Fe_2O_3 y Fe_3O_4 [72, 75]. En esta figura 4.59, imagen f, se observa el desplazamiento de ciertos carburos fluyendo conforme a la dirección de deslizamiento, generando a su paso surcos de abrasión y/o partículas de oxido.

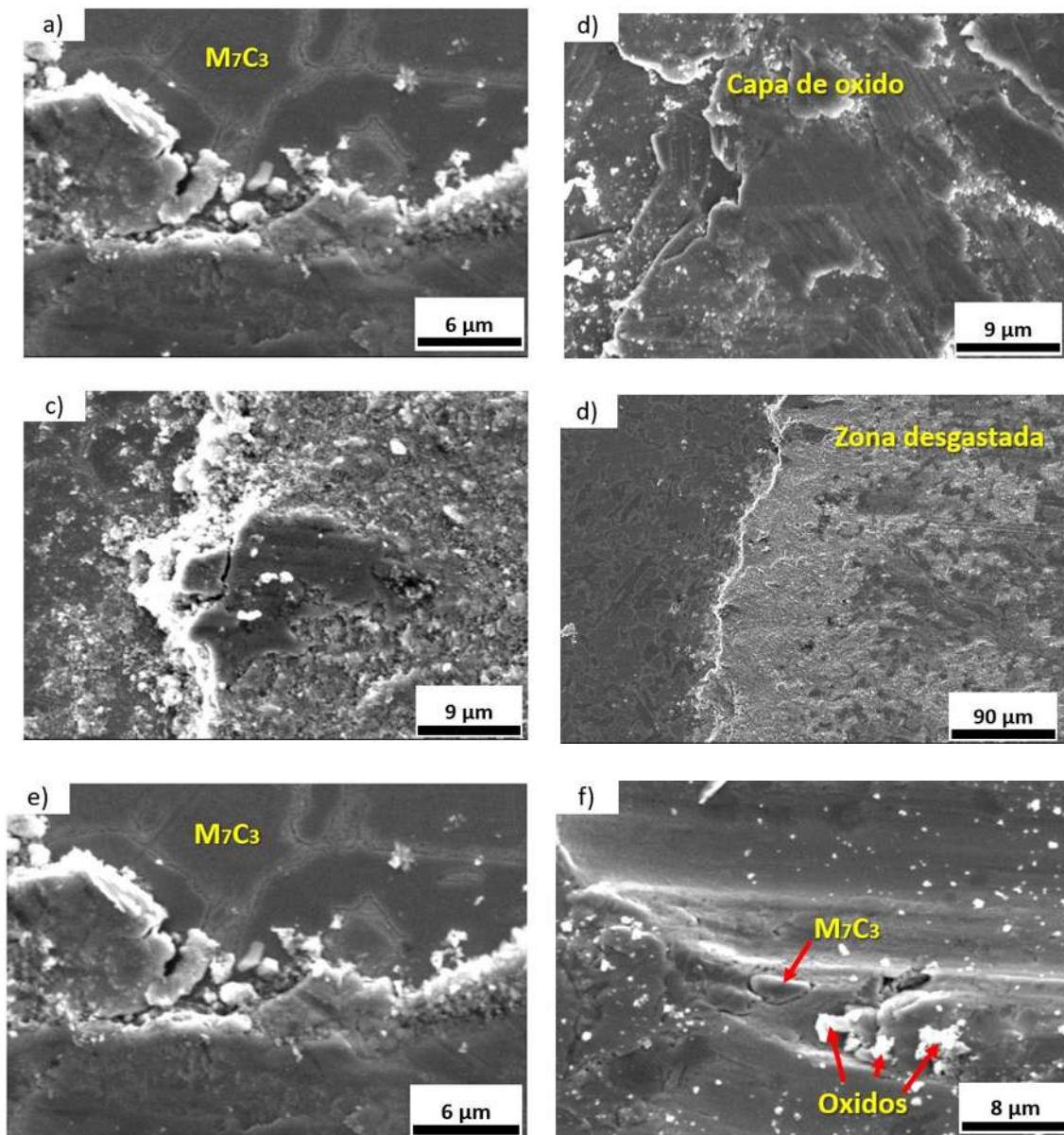


Figura 4.59 Huella de desgaste vista superficie, a y b aleación 2.5Ti Dinámica en condiciones de colada, c, d, e, y f aleación 2.5 Ti Dinámica de tratamiento térmico.

Las aleaciones tratadas térmicamente presentan una disminución considerable en la tasa de desgaste (Ver figura 4.56) a medida que aumenta el contenido de titanio y con ello, el contenido de carburos primarios del tipo TiC , considerando los resultados obtenidos por pruebas como difracción de rayos x, perfil de dureza y análisis de imágenes, el efecto del tratamiento térmico en medida que aumenta el contenido de titanio, es la disminución en la producción de carburos secundarios y el aumento de la austenita retenida. En este caso las aleaciones se encuentran endurecidas, pero a su vez con un alto índice de fragilidad, la matriz austenítica es la encargada de otorgarle la tenacidad al material, por ello, la pendiente se denota decreciente a medida que aumenta el porcentaje de titanio. En las micrografías “b y f” (figura 4.60) es fácil la visualización de este fenómeno de fractura fragilidad, conforme se efectúa el ensayo de deslizamiento la segmentación de los carburos M_7C_3 se presenta, la matriz se encuentra endurecida, el carburo M_7C_3 se fractura y se desprende de la matriz, ocasionando desgaste por abrasión a su paso. De igual manera, la propagación de las grietas como se observa en la micrografía d, donde se produce agrietamiento lateral, la cual escala, se promueve en el volumen de material y produce eliminación de material en gran cantidad.

Como se ha estudiado los carburos al ser una fase cerámica presentan nula deformación plástica, solo poca deformación elástica, por ello, al someterse a pruebas tribológicas el perfil de la huella de desgaste se observan la fractura de los mismos [69].

En la caracterización de la sección transversal, la visualización de los carburos de titanio es compleja debido a que cerca de la superficie desgastada se encuentra gran cantidad de óxidos, producto del ensayo de desgaste, por ello se realizó un mapeo químico elemental, donde se observa algunos carburos de titanio cerca de la huella de desgaste en la aleación 0.86Ti tratada térmicamente sometida a solidificación dinámica (Ver figura 4.61).

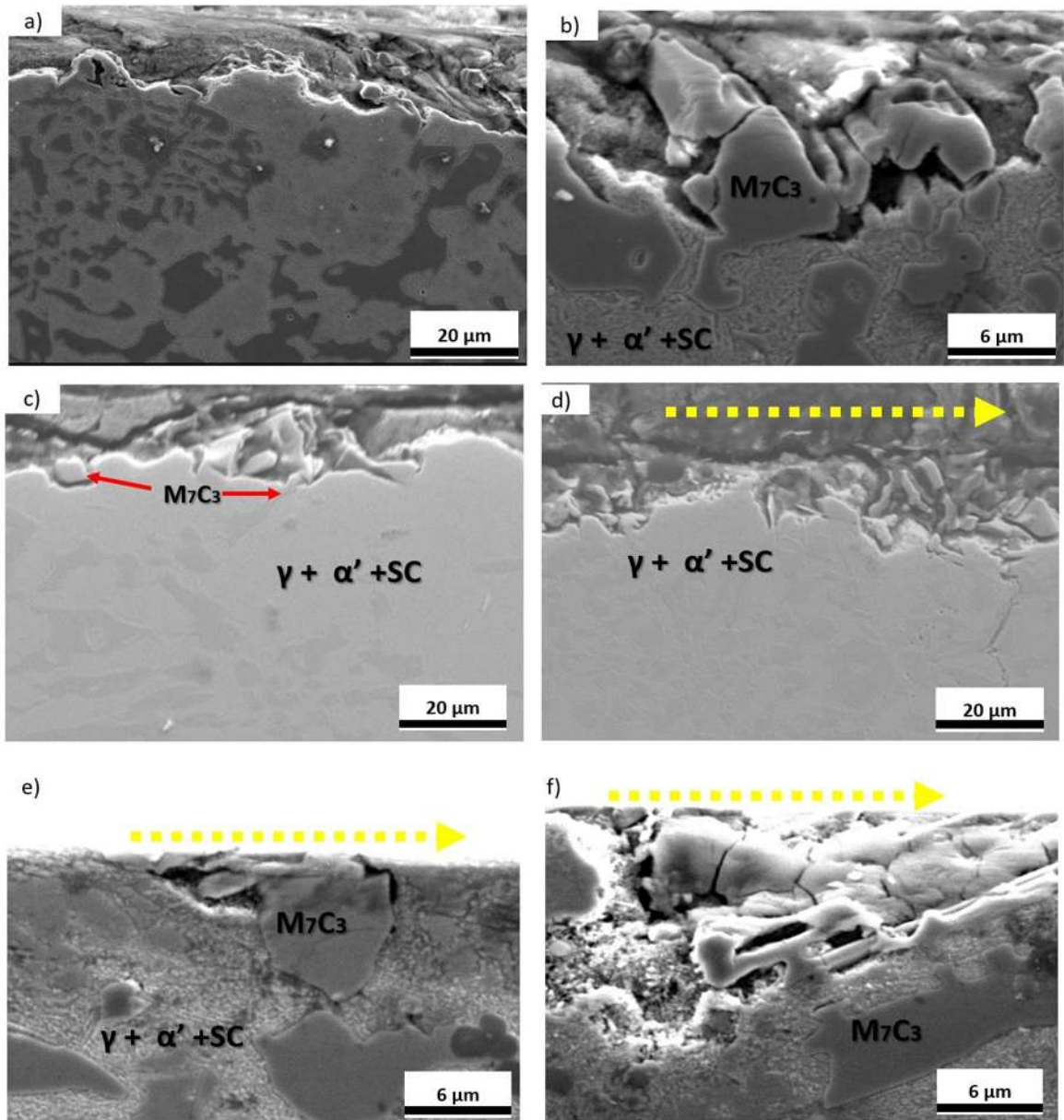


Figura 4.60 Huella de desgaste por deslizamiento vista transversal, aleaciones en condición de solidificación dinámica tratadas térmicamente: a y b 0.86Ti, c y d 1Ti, e y f 2.5Ti.

En la figura 4.62, se muestra el producto del ensayo de desgaste llamado “De bris”, partículas finas que son predominantemente óxidos metálicos, que también se sitúan en la superficie de la huella de desgaste (Ver figura 4.59), estas partículas fueron caracterizadas por sonda EDS, donde se muestra la composición química de la masa

normal, por lo que se concuerda con investigaciones previas que el producto del ensayo de desgaste son óxidos complejos propios del sistema [53].

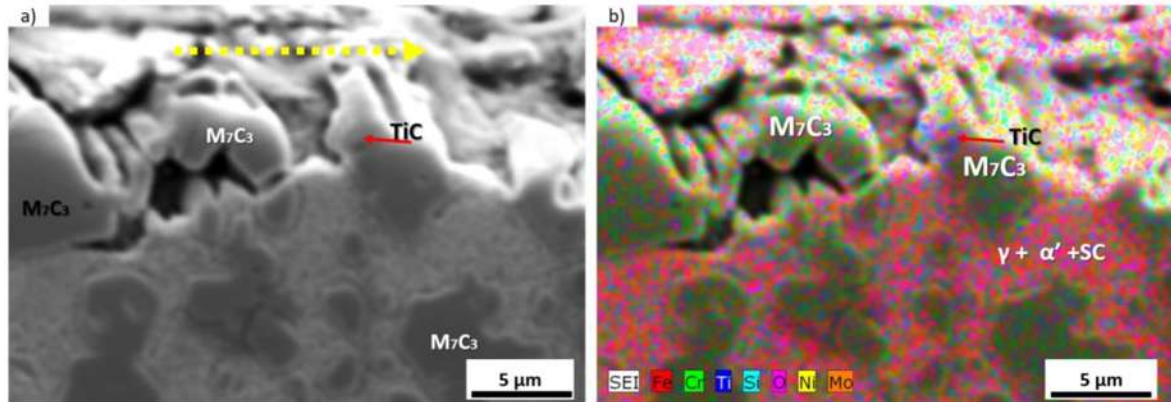


Figura 4.61 Huella de desgaste por deslizamiento sección transversal aleación en condiciones de solidificación dinámica aleación 0.86Ti tratada térmicamente, a) Patrón b) Mapeo químico elemental.

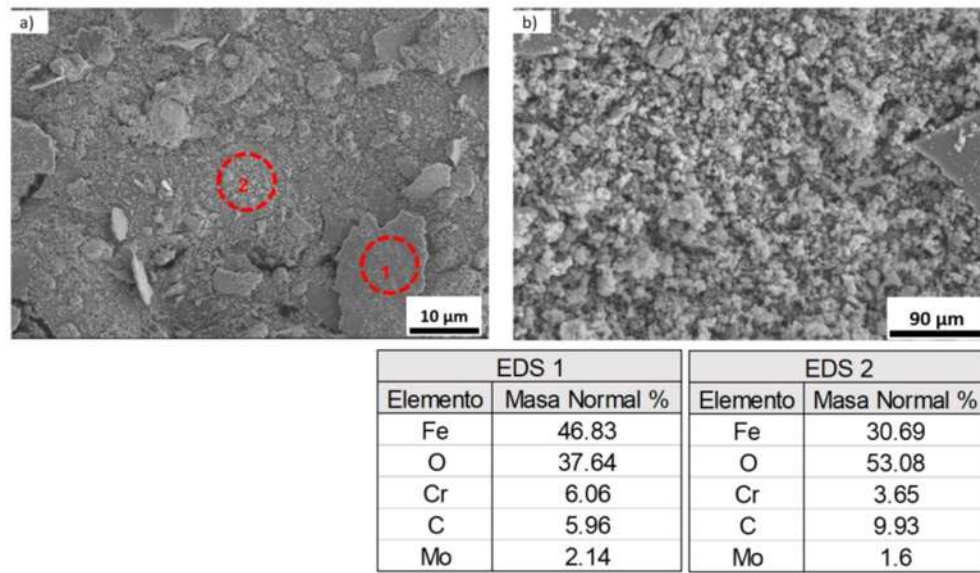


Figura 4.62 Micrografías del de bris, EDS zona 1 y 2.

4.9.3.2 Aleaciones con solidificación estáticas.

Las aleaciones en condiciones de solidificación estática, de igual manera se sometieron a deslizamiento en seco, estas aleaciones sufrieron grandes variaciones en el coeficiente de fricción con mayor alteración cuando se les realiza el tratamiento térmico (Ver figura 4.63), el coeficiente de fricción es un parámetro para predecir la intensidad de desgaste que sufre el material, en este caso la aleación 0.86Ti, presenta en toda la ejecución del ensayo, un alto nivel de fricción. Sin embargo, la aleación 1Ti, se comporta con un perfil bajo, esto debido principalmente a la distribución de los carburos de titanio y en estas aleaciones por efecto del tratamiento térmico.

Dojka y colaboradores [22], estudiaron el efecto del titanio en un hierro blanco alto cromo, en condiciones de solidificación estática, donde postulan al igual que otros investigadores, el porcentaje de titanio para obtener propiedades tribológicas óptimas es en 1% [34].

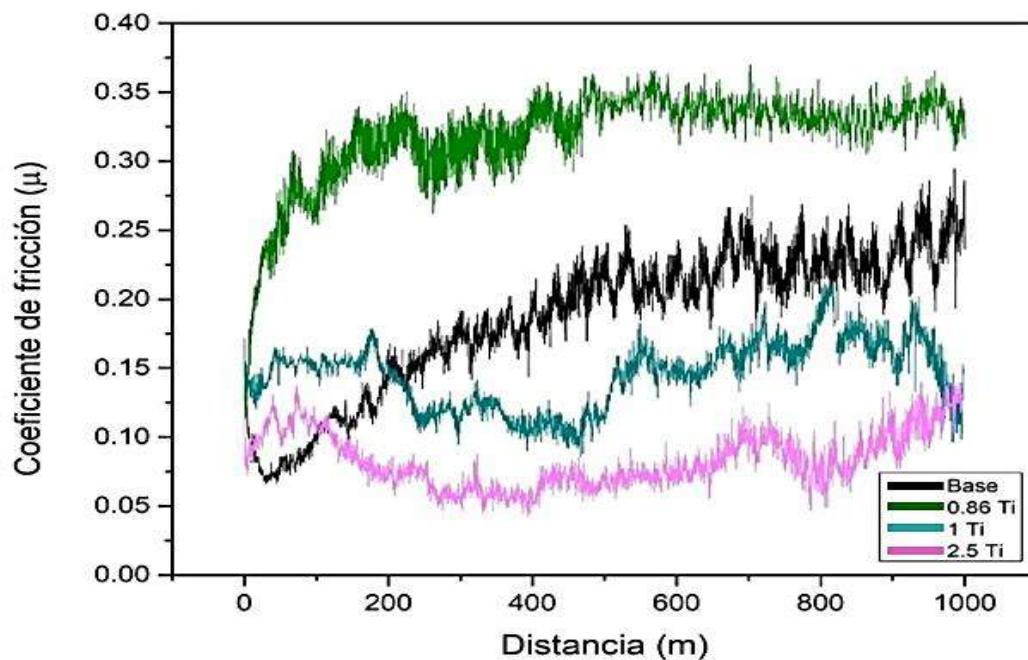


Figura 4.63 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas estáticamente en condiciones de tratamiento térmico.

El coeficiente de fricción en condiciones de colada para las aleaciones con solidificación estática (figura 4.64), con porcentaje de titanio (0.86, 1 y 2.5) muestran una pendiente creciente en función de la distancia de deslizamiento, estas aleaciones presentan aglomeración de carburos primarios debido al comportamiento de solidificación, lo cual es reflejado en la tasa de desgaste (figura 4.65) y a su vez en las micrografías obtenidas por barrido (figura 4.11).

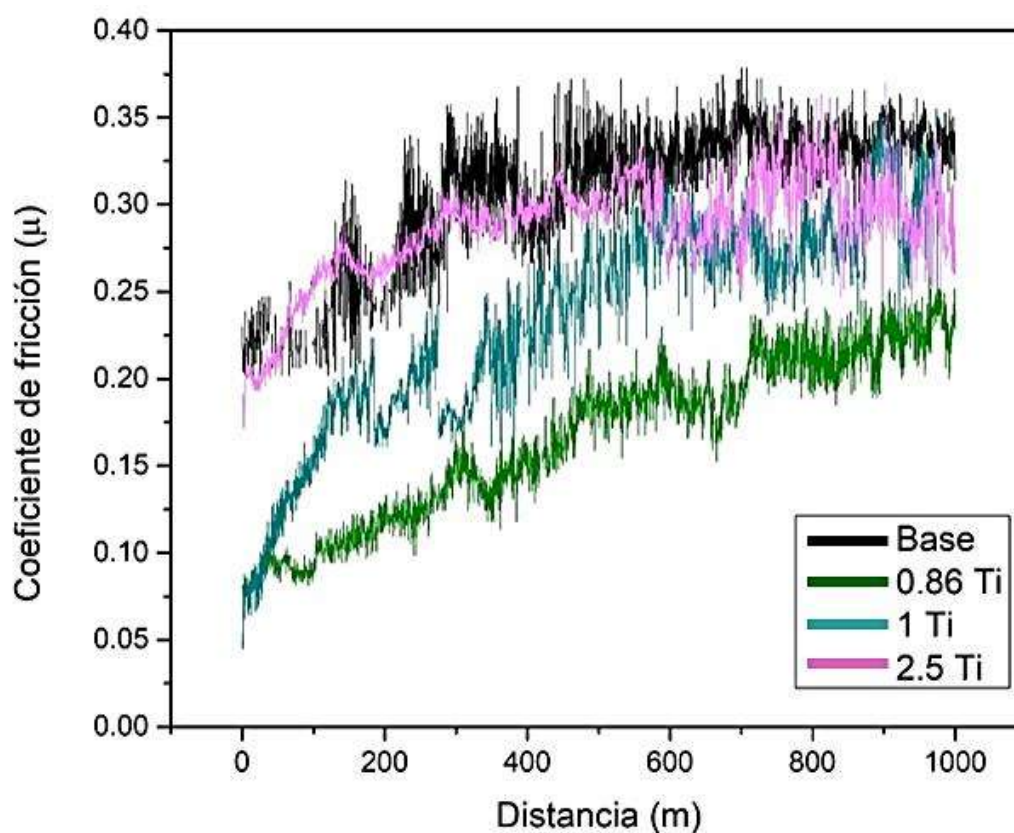


Figura 4.64 Coeficiente de fricción de las diferentes aleaciones (Base, 0.86Ti, 1Ti y 2.5Ti) solidificadas estáticamente en condiciones de colada.

La tasa de desgaste de las aleaciones que fueron sometidas por solidificación estática (figura 4.61), en especial las aleaciones 0Ti y 0.86Ti en condiciones de colada, muestran una menor intensidad de desgaste en comparación con la aplicación del tratamiento térmico, esto debido al soporte que le ofrece la matriz austenítica en condiciones de

colada a los carburos. Por otra parte, las aleaciones 0Ti y 0.86Ti tratadas térmicamente presentan un nivel de desgaste más alto debido a que la matriz se encuentra endurecida, produce una fractura frágil debido al alto porcentaje de carburos, y a medida que aumenta el porcentaje de titanio, aumenta la cantidad de austenita retenida lo que provoca una disminución en la tasa de desgaste para las aleaciones con 1 y 2.5Ti, debido a que la matriz ofrece mayor tenacidad. De igual manera, el cambio de la pendiente en las aleaciones intermedias 0.86Ti y 1Ti es susceptible al cambio que se refleja en el perfil de dureza (figura 4.28), lo que microestructuralmente se obedece al SDAS (fig. 4.21).

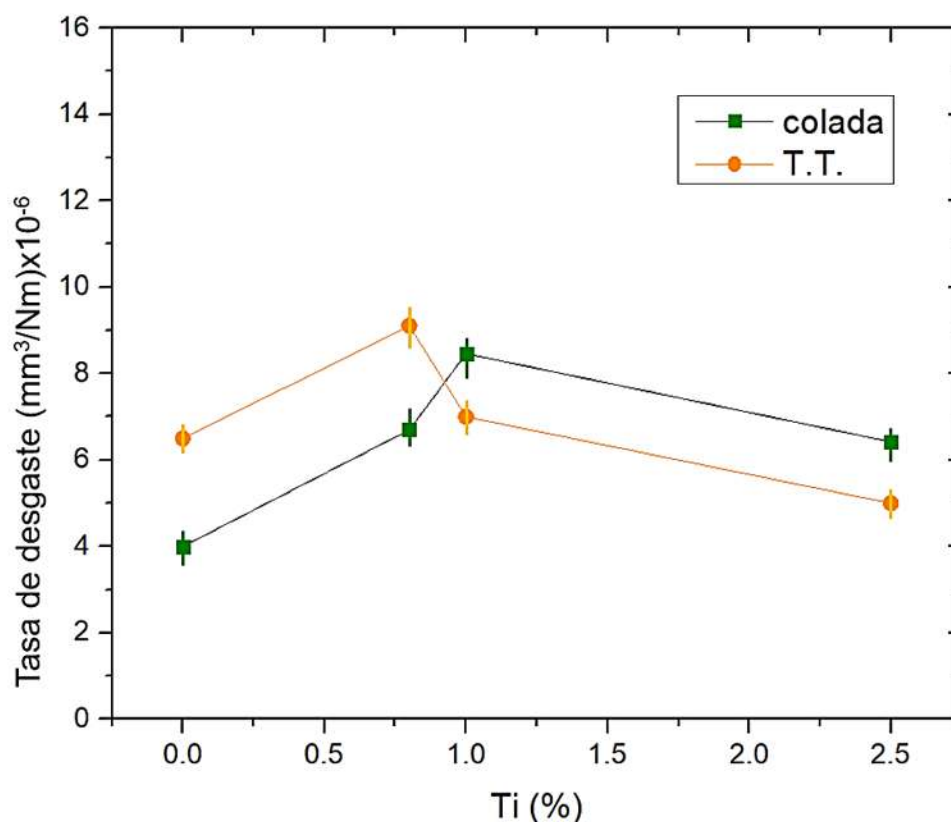


Figura 4.65 Tasa de desgaste por deslizamiento ($\text{mm}^3/\text{Nm} \times 10^{-6}$) de las aleaciones con solidificación estática en condiciones de colada y tratadas térmicamente en función del contenido de Ti.

5 CAPÍTULO. CONCLUSIONES

- ✚ La adición de titanio, en condiciones de solidificación estática contribuye a la disminución del espaciamiento dendrítico y con ello al refinamiento microestructural, a causa de que las partículas de carburo TiC , sirven como centro de nucleación para la formación de la austenita proeutéctica, lo cual se ha demostrado en otros trabajos de investigación (figura 4.18). Sin embargo, este efecto no se observa en las condiciones de solidificación dinámica, debido que el mecanismo que gobierna es el refinamiento por la acción mecánica.
- ✚ Las condiciones de solidificación dinámica contribuyen con mayor peso, en la disminución del tamaño de los carburos, debido al tracción de las dendritas y el movimiento oscilatorio cuando el material se está solidificando (ver figura 4.21).
- ✚ A medida que aumenta el porcentaje de carburos de Ti, disminuye el porcentaje de los carburos eutécticos M_7C_3 (ver figura 4.20), en ambos procesos de solidificación, debido al empobrecimiento de carbono en la masa fundida.
- ✚ De igual manera, los carburos M_7C_3 presentan una disminución en el tamaño de partícula conforme aumenta el contenido de Ti (Ver figura 4.21), por la formación de TiC en el seno del material líquido, lo cual empobrece la cantidad de eutéctico para la transformación (M_7C_3).
- ✚ El efecto del titanio sobre el tratamiento térmico de desestabilización genera austenita retenida (Ver figura 4.31) la cual es variante a medida que aumenta el contenido del mismo, esto debido a la formación de carburos del tipo MC; la matriz contiene menor porcentaje de carbono para producir los carburos secundarios (SC) durante el proceso térmico; la microestructura resultante es una mezcla, de martensita, más austenita retenida, carburos SC, M_7C_3 y TiC , provocando así, la disminución en perfil de dureza (ver figura 4.33), corroborado en los difractogramas (ver figura 4.27).
- ✚ Se observó un aumento de la dureza en la condición de solidificación dinámica con tratamiento térmico respecto a solidificación dinámica sin tratamiento térmico, un aumento del 29% para la aleación 0Ti, 27% para la aleación 0.86Ti, 18% para la aleación 1Ti y 7% para la aleación 2.5Ti (figura 4.33).

- ✚ Las aleaciones de solidificación estática presentan un perfil de dureza muy variable en su pendiente en ambas condiciones de colada y con tratamiento térmico (figura 4.32), un aumento de dureza del 25% para la aleación 0Ti, 25% para la aleación 0.86Ti, 12% para la aleación 1Ti y 17% para la aleación 2.5Ti; se ha reportado que para contenidos de 1% de titanio en estas aleaciones generan aglomeraciones de carburos muy severa, lo que causa el decremento de las propiedades mecánicas.
- ✚ En los ensayos de abrasión, la tasa de desgaste por solidificación estática a diferencia de la solidificación dinámica, se observa una grande discrepancia entre condiciones de colada y tratadas térmicamente en el comportamiento al desgaste del material a medida que aumenta el contenido de titanio (ver figura 4.39), esto debido principalmente al tipo de solidificación que se efectuó, en las aleaciones con T.T. la pendiente aumenta con las adiciones, debido a la disposición de titanio, los carburos primarios de titanio son empujados por el frente de solidificación, y con ello se encuentran segregados en algún punto, causando esfuerzos internos, lo cual se traduce en la perdida de las propiedades mecánicas (perfil de dureza, figura 4.32), en este caso la resistencia al desgaste se deteriora.
- ✚ Mientras que, las aleaciones con solidificación dinámica en ambas condiciones tribológicas de desgaste (de abrasión y deslizamiento), presentan una variación en la tasa de desgaste despreciable en comparación cuando se encuentran en condiciones de colada y cuando se les aplica el tratamiento térmico, resultando notoriamente la solidificación dinámica en condiciones de colada ofrece la misma resistencia al desgaste que cuando se realiza el tratamiento térmico, este comportamiento de igual manera es reflejado en los ensayos de desgaste por una sola rayadura.
- ✚ Sin embargo, las composiciones óptimas para las aleaciones con solidificación dinámica son:
Para abrasión 2.5Ti, en rayadura 1Ti y en deslizamiento 1Ti; la razón de ello es debido a los diferentes mecanismos de desgaste que ocurren en cada condición tribológica. El mecanismo de desgaste que predomina en abrasión en la aleación 2.5Ti es la deformación plástica y la fractura frágil debido a los carburos M_7C_3 (ver figura 4.46 y 4.48), esto es debido a la combinación de las fases de carburos (22.12% M_7C_3 y

1.7%TiC) y a la fase metálica (austenita %Bal.), ofrece un balance de propiedades para soportar la resistencia al desgaste por abrasión.

- ✚ Por otra parte, el mecanismo que opera en rayadura, en la fase metálica es microsurcamiento y fractura frágil en la sección de los carburos eutécticos. El mecanismo que opera en deslizamiento (aleación 1Ti) es la oxidación por causa de la interacción triboquímica. Cabe resaltar que, dependiendo de las condiciones de operación/aplicación, los mecanismos de desgaste difieren y con ello el porcentaje de aleación.
- ✚ En las condiciones de desgaste, la solidificación estática sufre cambios drásticos debido a la segregación de los carburos de Ti, los cuales se encuentran aglomerados en puntos específicos y deterioran la resistencia al desgaste.
- ✚ Resultando que la solidificación dinámica obtiene mejores propiedades tribológicas, debido a la distribución homogénea de las fases presentes, no obstante, una de las limitantes es el volumen de material para la fabricación de piezas fundidas de gran tamaño.

REFERENCIAS

1. Stefanescu, D.M., *Solidification and modeling of cast iron—A short history of the defining moments*. Materials Science and Engineering: A, 2005. **413-414**: p. 322-333.
2. Stefanescu, D., *A History of Cast Iron*. 2018. p. 3-11.
3. Laird, G., R.B. Gundlach, and K.K. Röhrig, *Abrasion-resistant cast iron handbook*. 2000: American Foundry Society.
4. Gundlach, R.B. and J.L. Parks, *Influence of abrasive hardness on the wear resistance of high chromium irons*. Wear, 1978. **46**(1): p. 97-108.
5. Zhu, C., y col., *Effect of Ti and TiC additions on the microstructure and wear resistance of high chromium white irons produced by laser directed energy deposition*. Wear, 2022. **510-511**: p. 204519.
6. Martin, J.W., 3 - *Metals and alloys*, in *Materials for Engineering (Third Edition)*, J.W. Martin, Editor. 2006, Woodhead Publishing. p. 71-132.
7. Singh, R., *Chapter 7 - Cast Iron*, in *Applied Welding Engineering*, R. Singh, Editor. 2012, Butterworth-Heinemann: Boston. p. 57-64.
8. Tabrett, C.P., I. Sare, and M. Ghomashchi, *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*. International materials reviews, 1996. **41**(2): p. 59-82.
9. Chicco, B. and W. Thorpe, *On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys*. Cast Metals, 1992. **5**(4): p. 203-211.
10. He-Xing, C., y col., *Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron*. Wear, 1993. **166**(2): p. 197-201.
11. Ngqase, M. and X. Pan. *An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons*. in *Journal of Physics: Conference Series*. 2020. IOP Publishing.
12. Kovaříková, I., y col., *Study and characteristic of abrasive wear mechanisms*. Materials Science and Technology, 2009. **1**: p. 1-8.

13. Bedolla-Jacuinde, A., y col., *Niobium additions to a 15% Cr–3% C white iron and its effects on the microstructure and on abrasive wear behavior*. Metals, 2019. **9**(12): p. 1321.
14. Zumelzu, E., y col., *Wear and corrosion behaviour of high-chromium (14–30% Cr) cast iron alloys*. Journal of Materials Processing Technology, 2002. **128**(1): p. 250-255.
15. Tabrett, C.P., I.R. Sare, and M.R. Ghomashchi, *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*. International Materials Reviews, 1996. **41**: p. 59-82.
16. Bedolla-Jacuinde, A., B. Hernandez, and L. Béjar, *SEM study on the M 7 C 3 carbide nucleation during eutectic solidification of high-chromium white irons*. Zeitschrift für Metallkunde, 2005. **96**: p. 1380-1385.
17. Doğan, Ö., J. Hawk, and G. Laird, *Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons*. Metallurgical and materials transactions A, 1997. **28**: p. 1315-1328.
18. Maratray, F., *Choice of appropriate compositions for chromium-molybdenum white irons*. AFS Trans, 1971. **79**: p. 121-124.
19. Handbook, A., *Volume 4: Heat Treating, ASM International*. Handbook Committee, ASM International, 1991.
20. Vardavoulias, M., G.D. Papadimitriou, and D. Pantelis, *Effect of M7C3→M23C6 transformation on fracture behaviour of cast ferritic stainless steels*. Materials Science and Technology, 1993. **9**: p. 711-717.
21. Pearce, J., *Structure and Wear Performance of Abrasion Resistant Chromium White Cast Irons.(Retroactive Coverage)*. Transactions of the American Foundrymen's Society., 1984. **92**: p. 599-622.
22. Dojka, M. and M. Stawarz, *Bifilm defects in Ti-inoculated chromium white cast iron*. Materials, 2020. **13**(14): p. 3124.
23. Islak, S., y col., *The effect of different carbon content on the microstructural characterization of high chromium white cast irons*.

24. Scandian, C., y col., *Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear*. Wear, 2009. **267**(1-4): p. 401-408.
25. Vander Voort, G.F., y col., *ASM handbook. Metallography and microstructures*, 2004. **9**: p. 44073-0002.
26. Rana, R., *High-performance ferrous alloys*. 2021: Springer.
27. Laird, G. and G.L. Powell, *Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons*. Metallurgical transactions A, 1993. **24**: p. 981-988.
28. Pearce, J., *Examination of M7C3 carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy*. Journal of materials science letters, 1983. **2**(8): p. 428-432.
29. Dupin, P., J. Saverna, and J. Schissler, *A Structural Study of Chromium White Cast Irons.(Retroactive Coverage)*. Transactions of the American Foundrymen's Society., 1982. **90**: p. 711-718.
30. Liu, H., y col., *Influence of secondary carbide precipitation and transformation on abrasion resistance of a 3Cr15Mo1V1. 5 white iron*. Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material, 2007. **14**(3): p. 231-235.
31. Powell, G. and G. Laird, *Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons*. Journal of materials science, 1992. **27**: p. 29-35.
32. Bedolla-Jacuinde, A., L. Arias, and B. Hernández, *Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2003. **12**: p. 371-382.
33. Ibrahim, K.M. and M.M. Ibrahim, *Heat treatment in high chromium white cast iron Ti alloy*. Journal of Metallurgy, 2014. **2014**.
34. Bedolla-Jacuinde, A., y col., *Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16% chromium white iron*. Materials Science and Engineering: A, 2005. **398**(1-2): p. 297-308.
35. Dojka, M., y col., *Crystallization process of high chromium cast iron with the addition of Ti and Sr*. Archives of Foundry Engineering, 2018. **18**(2): p. 57-64.

36. Zhu, C., y col., *Effect of Ti and TiC additions on the microstructure and wear resistance of high chromium white irons produced by laser directed energy deposition*. Wear, 2022. **510**: p. 204519.
37. Kagawa, A. and T. Okamoto, *Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification*. Journal of materials science, 1984. **19**: p. 2306-2318.
38. Chung, R., y col., *Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe–25wt.% Cr–4wt.% C*. Wear, 2009. **267**(1-4): p. 356-361.
39. Ibrahim, K.M. and M.M. Ibrahim, *Heat treatment in high chromium white cast iron Ti alloy*. Journal of Metallurgy, 2014. **2014**(1): p. 856408.
40. Zhi, X., y col., *Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **487**(1-2): p. 171-179.
41. Campbell, J., *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. 2015: Butterworth-Heinemann.
42. Guerra, F.V., y col., *Effect of the simultaneous Ti and W addition on the microstructure and wear behavior of a high chromium white cast iron*. Metallurgical Research & Technology, 2019. **116**(6): p. 602.
43. Appendino, P., y col., *Dynamic solidification of sand-cast aluminium alloys*. Metallurgical Science and Tecnology, 2002. **20**(1).
44. Zhiguo, Z., y col., *Microstructure and wear resistance of high chromium cast iron containing niobium*. China foundry, 2014. **11**(3).
45. Chirita, G., y col., *Influence of vibration on the solidification behaviour and tensile properties of an Al–18 wt% Si alloy*. Materials & Design, 2009. **30**(5): p. 1575-1580.
46. Sánchez-Cruz, A., y col., *Microstructural modification of a static and dynamically solidified high chromium white cast iron alloyed with vanadium*. Results in Materials, 2020. **7**: p. 100114.

47. Zou, W.-q., y col., *Effect of vibration frequency on microstructure and performance of high chromium cast iron prepared by lost foam casting*. China Foundry, 2016. **13**(4): p. 248-255.
48. Abu-Dheir, N., y col., *Silicon morphology modification in the eutectic Al–Si alloy using mechanical mold vibration*. Materials Science and Engineering: A, 2005. **393**(1): p. 109-117.
49. Diekmann, U., *Calculation of steel data using JMatPro*. COMAT2012, 2012. **21**(22): p. 11.
50. Standard, A., *ASTM E92–17, 2017a, Standard test methods for vickers hardness and knoop hardness of metallic materials*. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International, 2017.
51. Astm, A., *G171 Standard test method for scratch hardness of materials using a diamond stylus*. ASTM Stand, 2009. **3**: p. 1-7.
52. Dojka, M., y col., *Influence of Ti and REE on primary crystallization and wear resistance of chromium cast iron*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019. **28**: p. 4002-4011.
53. Bedolla-Jacuinde, A., *Microstructure of vanadium-, niobium-and titanium-alloyed high-chromium white cast irons*. International Journal of Cast Metals Research, 2001. **13**(6): p. 343-361.
54. Ono, Y., N. Murai, and K. Ogi, *Partition coefficients of alloying elements to primary austenite and eutectic phases of chromium irons for rolls*. ISIJ international, 1992. **32**(11): p. 1150-1156.
55. Baik, H. and C. Loper Jr, *The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe--C--Cr Alloys*. Transactions of the American Foundrymen's Society., 1988. **96**: p. 405-412.
56. Albertin, E., y col., *Ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste abrasivo*. Anais, 1985.
57. Guerra, F., y col., *Effect of copper additions on secondary carbide precipitation in high chromium with cast iron*. Characterization of metals and alloys, 2017: p. 61-81.

58. Kim, C.K., S. Lee, and J.-Y. Jung, *Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of duo-cast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006. **37**: p. 633-643.
59. Karantzalis, A., A. Lekatou, and E. Diavati, *Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: a microscopy examination approach*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2009. **18**: p. 1078-1085.
60. Maratray, F. and A. Poulalion, *Austenite retention in high-chromium white irons.(retroactive coverage)*. Transactions of the American Foundrymen's Society., 1982. **90**: p. 795-804.
61. Gasan, H. and F. Erturk, *Effects of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behavior of high-chromium white cast iron investigated using different characterization techniques*. Metallurgical and materials transactions A, 2013. **44**: p. 4993-5005.
62. Abdel-Aziz, K., M. El-Shennawy, and A.A. Omar, *Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-Cr white cast iron alloys*. Int. J. Appl. Eng. Res, 2017. **12**(14): p. 4675-4686.
63. Bhushan, B., *Principles and applications of tribology*. 2013: John wiley & sons.
64. Komvopoulos, K., N.P. Suh, and N. Saka, *Wear of boundary-lubricated metal surfaces*. Wear, 1986. **107**(2): p. 107-132.
65. Blanchet, T.A. and F.E. Kennedy Jr, *The development of transfer films in ultra-high molecular weight polyethylene/stainless steel oscillatory sliding*. Tribology Transactions, 1989. **32**(3): p. 371-379.
66. Doğan, Ö. and J. Hawk, *Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron*. Wear, 1995. **189**(1-2): p. 136-142.
67. Vencel, A., y col., *Possibility of the abrasive wear resistance determination with scratch tester*. Tribology Letters, 2010. **37**: p. 591-604.
68. Su, C., y col., *A comparison of the abrasive wear behaviors of cast iron and cast steel materials*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021. **30**(6): p. 4572-4582.

69. Hutchings, I. and P. Shipway, *Tribology: friction and wear of engineering materials*. 2017: Butterworth-heinemann.
70. Cardoso, P.H.S., C.L. Israel, and T.R. Strohaecker, *Abrasive wear in Austempered Ductile Irons: A comparison with white cast irons*. *Wear*, 2014. **313**(1-2): p. 29-33.
71. Briscoe, B., *Tribology—Friction and wear of engineering materials: IM Hutchings*. 1992, Elsevier.
72. Jacuinde, A.B. and W. Rainforth, *The wear behaviour of high-chromium white cast irons as a function of silicon and Mischmetal content*. *Wear*, 2001. **250**(1-12): p. 449-461.
73. Correa, R., y col., *Effect of boron on the sliding wear of directionally solidified high-chromium white irons*. *Wear*, 2009. **267**(1-4): p. 495-504.
74. Wang, H. and S. Yu, *Influence of heat treatment on microstructure and sliding wear resistance of high chromium cast iron electrosag hardfacing layer*. *Surface and Coatings Technology*, 2017. **319**: p. 182-190.
75. Rainforth, W., y col., *High resolution observations of friction-induced oxide and its interaction with the worn surface*. *Tribology International*, 2002. **35**(11): p. 731-748.

Vanessa Arredondo Flores

SOLIDIFICACIÓN DINÁMICA DE HIERROS BLANCOS ALTO CROMO, CON DIFERENTES CONTENIDOS DE TITANIO Y SU R...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

tm:oid::3117:463139347

Fecha de entrega

29 may 2025, 12:28 p.m. GMT-6

Fecha de descarga

29 may 2025, 12:36 p.m. GMT-6

Nombre de archivo

SOLIDIFICACIÓN DINÁMICA DE HIERROS BLANCOS ALTO CROMO, CON DIFERENTES CONTENIDO....pdf

Tamaño de archivo

15.1 MB

158 Páginas

30.607 Palabras

172.945 Caracteres

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
Título del trabajo	Solidificación dinámica de hierros blancos alto cromo, con diferentes contenidos de titanio y su resistencia al desgaste	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Ing. Vanessa Arredondo Flores	1342152c@umich.mx
Director	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	arnoldo.bedolla@umich.mx
Codirector	Dr. Adrian Del Pozo Mares	adpm1f
Coordinador del programa	Dra. Tzarara López Luke	tzarara@umich.mx

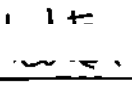
Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	Sí	Únicamente en abstract, toda la tesis fue escrita sin uso de IA.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	Sí	La utilice para revisar corrección del abstract, que había escrito en español sin uso de IA.
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro		

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Vanessa Arredondo Flores 
Lugar y fecha	Morelia, Mich. 28/05/2025