



UNIVERSIDAD
MICHOCANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO.

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES.

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES.

Efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste
de un hierro blanco alto cromo.

Tesis para obtener el grado de
Maestra en Metalurgia y Ciencia de los Materiales

Presenta: Ing. Eva Hernández Morales.

Asesor: Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde.

Co-Asesor: Dr. Francisco Vapeani Guerra López.

Morelia, Michoacán; Junio del 2025.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

Of. Núm.IIMM-143-2024

Morelia Mich., 14 de mayo de 2025

ING. EVA HERNÁNDEZ MORALES

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 *"Efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste de un hierro blanco alto-cromo"*, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

010003062	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	Director de tesis
01001531	Dr. José Lemus Ruiz	Vocal
02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Vocal
24003077	Dr. Eduardo Cortés Carrillo	Vocal
97003581	Dr. Juan Zárate Medina	Vocal
EXT23072	Dr. Adrián del Pozo Mares	Suplente

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



Dr. Ariosto Medina Flores
Director

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

#HumanistaPorSiempre

Agradecimientos

Al consejo nacional de humanidades, ciencias y tecnologías (CONAHCYT) por el apoyo brindado a lo largo del periodo de mi maestría y poder concluir esta meta.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por abrirme sus puertas para formarme como ingeniero y ahora como maestra en ciencia de los materiales.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por darme la oportunidad de formarme como maestro y brindarme sus instalaciones para obtener este logro.

A mi asesor Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde por todo el apoyo brindado y los conocimientos impartidos para llevar acabo mi trabajo de investigación y por la disponibilidad de seguirme enseñando y apoyando.

Al Dr. Francisco Vapeani Guerra López, por sus conocimientos brindados y apoyo; por darme la oportunidad de formar parte de su equipo de trabajo.

A mi comité tutorial, Dr. Ariosto Medina Flores, Dr. José Lemus Ruiz y al Dr. Eduardo Cortes Carrillo, por el apoyo brindado durante el periodo de maestría, por su tiempo y sus buenos consejos. También agradezco al Dr. Gerardo Rosas Trejo, por todo el apoyo y disponibilidad para realizar un buen trabajo.

A mi novio Alonso Pompa Rangel, por todo el apoyo incondicional y por estar siempre conmigo en los buenos y malos momentos.

A mis compañeros del laboratorio de fundición, especialmente a Lizeth, Adán, Josué, Jafet y Héctor, por su apoyo brindado.

Y a todo el personal del IIMM por la disponibilidad para desarrollar mi proyecto de investigación.

Este trabajo de investigación fue realizado con fondos del Proyecto Ciencias de Frontera CF-2023-I-640 patrocinado por la SECIHTI, por lo que se agradece a esta Institución por el apoyo económico brindado.

Dedicatoria

A Dios por darme la fuerza necesaria para permanecer y lograr este objetivo. Por darme la dicha de poder disfrutar este logro con mi familia, maestros, y amigos.

A mis padres por haberme enseñado a no rendirme, es por eso que les dedico este logro obtenido. Por ser los pilares de mi vida y apoyo en todo momento. Gracias por toda la confianza y apoyo que siempre encuentro en ustedes. Por las palabras que crean un motivo más para no rendirme y seguir mis sueños y anhelos.

A mis hermanos, Francisca, Lorenzo, Moisés, Angelina y Edith, por ser su ejemplo a seguir; por enseñarme a ser una persona con desafíos. Y también por todas las palabras de aliento y estar siempre cuando los necesito.

A mí por cumplir esta meta de mi vida, por demostrarme a mí misma que todo es posible y no rendirme, por tener la fuerza de seguir adelante cuando todo iba mal.

ÍNDICE

RESUMEN.....	12
ABSTRAC.....	14
1 CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....	15
1.1 Objetivos.	16
1.1.1 <i>Objetivo general</i>	16
1.1.2 <i>Objetivos particulares</i>	16
1.2 Justificación.....	17
1.3 Hipótesis.....	18
1.4 Metas del proyecto.	18
2 CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	19
2.1 Generalidades del hierro.....	19
2.2 Clasificación de los Hierros.	21
2.2.1 <i>Fundición maleable</i>	21
2.2.2 <i>Fundición Gris</i>	22
2.2.3 <i>Fundición Nodular</i>	23
2.2.4 <i>Fundición Blanca</i>	24
2.3 Tipos de hierros blancos.....	25
2.3.1 <i>Hierro fundido blanco normal</i>	25
2.3.2 <i>Fundición blanca de baja aleación</i>	26
2.3.3 <i>Fundición blanca de alta aleación</i>	26
2.4 Clasificación de fundiciones blancas de alta aleación.....	27
2.4.1 <i>Fundición blanca con alto contenido de cromo (HCWCI)</i>	27
2.4.2 <i>Fundición blanca de Níquel-Cromo (Ni-Cr)</i>	29
2.4.3 <i>Fundición blanca de Cromo-Molibdeno (Cr-Mo)</i>	30
2.5 Efecto de los principales elementos aleantes en hierros blancos alto-cromo.....	31
2.5.1 <i>Carbono</i>	31
2.5.2 <i>Cromo</i>	32
2.5.3 <i>Silicio</i>	32
2.5.4 <i>Molibdeno</i>	32

2.5.5	Níquel...	33
2.6	Tipos de carburos presentes en los hierros blancos alto cromo.	33
2.6.1	M_3C	33
2.6.2	M_7C_3	34
2.6.3	$M_{23}C_6$	34
2.7	Efecto del tratamiento térmico en el hierro blanco alto cromo.	35
2.8	Comportamiento al desgaste de los hierros blancos alto cromo.	37
2.8.1	Desgaste abrasivo.	38
2.8.2	Desgaste por ralladura.	38
2.8.3	Desgaste por deslizamiento.	39
2.9	Efecto de la adición de bismuto sobre hierros fundidos.....	40
2.10	Comportamiento del bismuto en combinación con otros elementos aleantes... ..	42
3	CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.	46
3.1	Fabricación del material.	47
3.2	Elaboración del molde.....	49
3.3	Fundición.....	52
3.4	Seccionamiento de las barras.	53
3.5	Tratamiento térmico.	53
3.6	Preparación metalográfica.	54
3.7	Caracterización microestructural.....	55
3.8	Ensayos de desgaste.	57
3.9	Ensayos de perfilometria.	58
3.10	Dureza.	59
3.11	Caracterización después del ensayo de desgaste por deslizamiento.	59
4	CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIONES.	60
4.1	Análisis químico.....	60
4.2	Predicción termodinámica de las fases presentes.....	61

4.3	Microestructura de las aleaciones directamente de colada.....	62
4.4	Refinamiento de la microestructura por efecto del bismuto.....	68
4.5	Efecto del bismuto sobre la fase carburo.....	71
4.6	Análisis microestructural después del tratamiento térmico.....	76
4.7	Análisis de dureza en condiciones de colada y tratadas térmicamente.	81
4.8	<i>Dureza general.</i>	81
4.9	<i>Microdureza.</i>	83
4.10	Resistencia al desgaste por deslizamiento en los hierros blancos alto cromo...	84
4.10.1	Estudio del coeficiente de fricción.	84
4.10.2	Mecanismo de desgaste.	86
4.10.3	Análisis de ensayos de desgaste por deslizamiento.	90
CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES.....		97
REFERENCIAS BIBLIOGRAFIA.		99

INDICE DE FIGURAS

Fig.1.1	Microestructura típica de hierros hipoeutéticos con alto contenido de cromo donde se muestran los carburos eutéticos en una matriz austenítica [1].	15
Fig.2.1	Diagrama de equilibrio hierro-carbono [10].	19
Fig. 2.2	a) estructura de las dendritas en fundiciones de hierro, y b) microestructura de un hierro durante la solidificación eutética[11].....	20
Fig. 2.3	Micrografía de un hierro maleable [15].	22
Fig.2.4	a) Micrografía del grafito y la matriz en las regiones de transición, b) imagen de grafito en escamas 3D [17, 18].	23
Fig.2.5	Estado del grafito en una matriz líquida de un hierro nodular [19].	24
Fig.2.6	a) Micrografía de una fundición blanca, b) representación de la micrografía del hierro blanco [22].	25
Fig.2.7	Diagrama ternario Fe-C-Cr de un hierro blanco alto cromo[26].	27
Fig.2.8	Microestructura de un hierro blanco alto cromo con presencia de carburos eutéticos M_7C_3 embebidos en una matriz austenítica (A)[28].	29

Fig.2.9 Microestructura de hierro Ni-Cr.	30
Fig.2.10 Microestructura del carburo de Molibdeno del tipo M_2C [32].	31
Fig.2.11 Morfología de los carburos tipo M_7C_3 en sección longitudinal y transversal [47].	34
Fig.2.12 Microestructura de un HBACr tratado térmicamente por desestabilización a 980°C por 90 min [50].	36
Fig.2.13 Tipos de desgase: a) Desgaste abrasivo de dos cuerpos, b) desgaste abrasivo de tres cuerpos [55].	38
Fig.2.14 Morfología de grafito con diferentes contenidos de Bi; a) 0.011% en peso de Bi, b) 0.014% en peso de Bi [6].	42
Fig.2.15 Microestructuras de las muestras con variaciones de bismuto con 2.8% en peso de Si [63].	43
Fig.2.16 Evaluación del grafito intercelular de a) 25 ppm en peso de Bi, b) 73 ppm en peso de Bi, c) laminillas a 110 ppm en peso de Bi [65].	44
Fig.2.17 Imagen de microscopía óptica captura la superficie de la muestra en dirección a las tierras raras con 0.8% [66].	45
Fig.3.1 Diagrama de Flujo del desarrollo experimental del presente proyecto.	46
Fig.3.2 Horno de inducción con capacidad de 30 Kg para la fundición de aleaciones.	47
Fig.3.3 Caja metálica para la fabricación de las barras.	50
Fig.3.4 Modelo metálico para moldeo en arena en verde.	50
Fig.3.5 a) Bentonita sódica, bentonita cálcica y carbón mariano, b) Pre-mezcla de bentonita sódica, bentonita cálcica y carbón marino.	51
Proceso de moldeo en verde	51
Fig.3.6 Moldeo en verde de las barras.	51
Fig.3.7 Crisol con los elementos de aleación antes y en el transcurso de la fundición.	52
Fig.3.8 Vaciado del metal líquido en molde de arena.	52
Fig.3.9 Cortadora metalográfica Buehler modelo AbrasiMet 250.	53
Fig.3.10 Horno eléctrico marca Carbolite para tratamientos térmicos.	53
Fig.3.11 Esquema del tratamiento térmico de desestabilización.	54
Fig.3.12 Pulidora marca Buehler modelo MetaServ 250.	55
Fig.3.13 Imágen obtenida del microscopio optico de la aleación 2 en condiciones de colada para la cuantificacion de carburos mediante el software SigmaScan Pro..	55
Fig.3.14 Microscopio Óptico marca ZEISS.	56

Fig.3.15 Microscopio electrónico de barrido marca Joel modelo 7600.	56
Fig.3.16 Difractograma de rayos- X marca Bruker® modelo D8 Advance.....	57
Fig.3.17 Ensayo de desgaste por deslizamiento.	57
Fig.3.18 Perfilometria marca Nanovea.....	58
Fig.3.19 Huella desgasta de la aleación 1 obtenida por perfilometria óptica.....	58
Fig.3.20 a) Durómetro Vickers marca Nanovea, b) Microdurometro Vickers marca Time.	59
Fig.4.1 Diagramas de fases de las aleaciones: a) aleación 2 (0.046% Bi) y b) aleación 4 (0.124% Bi).	61
Fig.4.2. Microestructuras de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, a) aleación 1(0 % Bi), b) aleación 2 (0.046 % Bi), c) aleación 3 (0.066 % Bi), d) aleación 4 (0.124 % Bi).	62
Fig.4.3. Micrografía en condiciones de colada a mayor amplificación: a) 0% Bi, b) 0.046% Bi, c) 0.066% Bi y d) 0.124% Bi.	63
Fig.4.4. Mapeo químico elemental obtenida por EDS de la aleación 2 en condiciones de colada.....	64
Fig.4.5. Micrografía obtenida de SEM de la aleación 2 directamente de colada.	65
Fig.4.6. EDS del punto a que corresponde al carburo tipo M_7C_3	66
Fig.4.7. EDS del punto b que corresponde a la matriz austenítica.....	66
Fig.4.8. EDS del punto c que corresponde la interfaz matriz/carburo.	67
Fig.4.9. Patrón de difracción de Rayos-X donde se muestran las principales fases, a) aleación 1, b) aleación 4.	68
Fig.4.10. Grafica del espaciamiento dendrítico secundario (SDAS) de las aleaciones y las micrografías.	70
Fig.4.11. Grafica del volumen de carburos eutécticos M_7C_3 : a) aleación 1 con 0% Bi, b) aleación 2 con 0.046% Bi y c) aleación 4 con 0.124% Bi.	74
Fig.4.12. Grafica del diámetro promedio y el factor de forma del carburo tipo M_7C_3 en función del bismuto: a) 0% Bi y b) 0.046% Bi y c) 0.124% Bi.	75
Fig.4.13 Diagramas TTT de las aleaciones: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046 % Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi), d) aleación 4 (0.124% Bi).	77
Fig.4.14 Micrografia de las cuatro aleaciones despues del tratamiento termico de desestabilizacion a 900°C: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046% Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi), aleación 4 (0.124% Bi).	78

Fig.4.15. Precipitación de carburos secundarios a mayor magnificación: a) aleación 3(0.066%) y b) aleación 4 (0.124% Bi).....	79
Fig.4.16 Difracción de rayos X de las aleaciones tratadas térmicamente por desestabilización: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046% Bi).	79
Fig.4.17 Mapeo químico elemental tomado por EDS de la aleación 1 tratada térmicamente.	80
Fig.4.18. Comparación de dureza en escala Vickers de las cuatro aleaciones en condiciones de colada.....	81
Fig.4.19. Comparación de dureza en escala Vickers de las cuatro aleaciones tratadas térmicamente.	82
Fig.4.20. Grafica de la microdureza evaluada en la matriz de las cuatro aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con una carga de 50 g.	83
Fig.4.21 Coeficiente de fricción de la aleación 1 (Base) y aleación 4 (0.124% Bi) en condiciones de colada.....	85
Fig.4.22 Superficie desgastada durante el ensayo de desgaste por deslizamiento: a) en condiciones de colada y b) tratada térmicamente.....	87
Fig.4.23 Micrografía de la capa de óxido en la aleación 2 (a) y EDS de la capa de óxido (b).	88
Fig.4.24 Micrografia de la capa de oxido sobre la superficie desgasta por deslizamiento en la aleación 4 bajo una carga 103 N: a) 500 X de magnificación y b) 1300 X de magnificación	89
Fig.4.25 Micrografía de la superficie de la huella desgastada de la aleación 2 (a) y aleación 4 (b) tratadas térmicamente.....	89
Fig.4.26 Residuos de desgaste de la aleacion 2: a) micrografia de los residuos, b) analisis de EDS de los residuos.	90
Fig.4.27 Resultados obtenidos por perfilometria óptica en condiciones de colada con una carga de 103N: a) aleación 1 (0% Bi) y b) aleación 2 (0.046% Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi) y aleacion 4 (0.124% Bi).	91
Fig.4.28 porcentaje de volumen desgastado de las aleaciones con una carga de 52 N y 103 N: a) en condiciones de colada, y b) tratadas térmicamente.	92
Fig.4.29 Resultados de perfilometria óptica de la aleación 2 con una carga de 103 N: a) en condiciones de colada y b) tratada termicamente.	93
Fig.4.30 sección transversal de la huella desgastada bajo una carga de 103 N en condiciones de colada: a) aleación 2 y b) aleación 4.	94
Fig.4.32 Perfil de la huella desgastada de la aleación 2: a) en condiciones de colada y b) tratada térmicamente.	96

INDICE DE TABLAS

Tabla 3.1 Composiciones químicas propuestas de las aleaciones (% en peso).	47
Tabla 3.2 Composición de la aleación Sorel.	48
Tabla 3.3 Composición química del ferro-molibdeno (Fe-Mo).	48
Tabla 3.4 Balance de materiales para obtener 5 kg de las aleaciones planeadas.....	48
Tabla 3.5 Porcentajes de la pre-mezcla.	51
Tabla 4.1 Análisis químico de las aleaciones fabricadas (% peso).	60
Tabla 4.2 Coeficiente de fricción de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con cargas de 52N y 103N	86

RESUMEN.

De acuerdo con el tema de investigación, se muestra y estudia el efecto de las adiciones de Bismuto sobre la microestructura de una fundición blanca con alto contenido de cromo, con el fin de modificar la microestructura e incrementar la resistencia al desgaste por deslizamiento en cada una de las aleaciones. Se fabricaron 4 aleaciones con una composición de 3% C, 1% Mo, 1% Ni, 16% Cr, 1% Si y adiciones de 0.0, 0.046, 0.066 y 0.124 % en peso de Bi, respectivamente. Para la fabricación de las aleaciones se llevó a cabo en un horno de inducción y posteriormente fueron vertidas a un molde de arena en verde para obtener cuatro barras.

Las aleaciones fueron seccionadas para obtener muestras en condiciones de colada y muestras para ser sometidas a un tratamiento térmico de desestabilización; este tratamiento térmico consistió en elevar la temperatura hasta 900° C con un tiempo de 45 minutos de permanencia y un enfriamiento lento con el fin de conseguir mayor dureza en las aleaciones. A todas las aleaciones experimentales se les aplicaron ensayos de desgaste por deslizamiento en seco utilizando una carga de 52 y 103 N. También, cada una de las aleaciones fueron sometidos a caracterización por microscopia óptica (OM), microscopia electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX) para determinar las fases presentes y el contenido o fracción volumétrica de carburos eutécticos M_7C_3 con la ayuda del software SigmScan Pro5.

Con base a los resultados obtenidos, se observa que la adición de bismuto promueve el refinamiento de los brazos dendríticos hasta un contenido de bismuto de 0.046%, al mismo tiempo se observa un refinamiento de los carburos eutécticos M_7C_3 , atribuido a un subenfriamiento constitucional durante la solidificación por efecto de segregación de bismuto a la interfase sólido-líquido. Con este contenido de bismuto también se observa un mayor contenido de carburos eutécticos y una menor interconexión entre ellos generando una dureza del orden de 463 HV. Significativamente mayor que las otras aleaciones. Contenidos de bismuto superiores a 0.046% produjeron resultados contraproducentes tanto a la microestructura como a las propiedades mecánicas. Estos resultados son discutidos en función del grado de segregación de este elemento poco soluble en el hierro.

Posterior al tratamiento térmico de desestabilización, la dureza cambio significativamente en la aleación con 0.046%Bi a un valor del orden de 739 HV debido a la precipitación de carburos secundarios, y la presencia de una matriz martensítica. Después del tratamiento térmico no se observa una influencia clara del efecto del bismuto sobre este fenómeno de precipitación, pero se correlaciona con el nivel de precipitación de carburos eutécticos en condiciones de colada. Como era de esperarse, esta aleación presenta el mejor comportamiento en resistencia al desgaste con respecto a las otras. Los resultados se discuten en función de la microestructura obtenida en cada aleación.

Palabras claves: hierros blancos, bismuto, refinamiento, carburos, subenfriamiento constitucional, segregación.

Abstract.

In accordance with the research topic, the effect of bismuth additions on the microstructure of a high-chromium white cast iron is shown and studied, with the aim of modifying the microstructure and increasing sliding wear resistance in each of the alloys. Four alloys were manufactured with a composition of 3% C, 1% Mo, 1% Ni, 16% Cr, 1% Si, and additions of 0.0, 0.046, 0.066, and 0.124 wt. % Bi, respectively. The alloys were melted in an induction furnace, and they were subsequently poured into a green sand mold to obtain four bars.

The alloys were sectioned to obtain as-cast samples and samples to undergo destabilization heat treatment. This heat treatment consisted of raising the temperature to 900°C with a 45-minutes of permanence time to achieve greater hardness in the alloys. All experimental alloys underwent dry sliding wear tests using loads of 52 and 103 N. Each alloy was also characterized by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and X-ray diffraction (XRD) to determine the phases present and the content or volume fraction of M_7C_3 eutectic carbides using SigmScan Pro5 software.

Based on the results obtained, it is observed that the addition of bismuth promotes the refinement of the dendritic arms up to a bismuth content of 0.046%. At the same time, a refinement of the M_7C_3 eutectic carbides is observed, attributed to constitutional undercooling during solidification due to the segregation of bismuth at the solid-liquid interface. At this bismuth content, a higher content of eutectic carbides and a lower interconnection between them are also observed, generating a hardness of approximately 463 HV, significantly higher than the other alloys. Bismuth contents above 0.046% produced adverse results for both the microstructure and the mechanical properties. These results are discussed in light of the degree of segregation of this element, which is poorly soluble in iron. After the destabilization heat treatment, the hardness of the 0.046% Bi alloy changed significantly to a value of approximately 739 HV due to the precipitation of secondary carbides and the presence of a martensitic matrix. After heat treatment, no clear influence of bismuth on this precipitation phenomenon was observed, but it was correlated with the level of eutectic carbide precipitation under as-cast conditions. As expected, this alloy exhibited the best wear resistance compared to the others. The results are discussed based on the microstructure obtained in each alloy.

Keywords: white irons, bismuth, refining, carbides, constitutional subcooling, segregation.

1 CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.

Los hierros blancos alto cromo se consideran aleaciones ferrosas que contienen entre 11-30% en peso de cromo y el contenido de carbono es de 1.8 -3.6%. Comúnmente la microestructura de este tipo de aleaciones en condiciones de colada está compuesta por una red de carburos eutécticos del tipo M_7C_3 (donde M es el metal, que puede ser Fe, Cr u otro metal formador de carburos y C es el carbono) embebidos en una matriz austenítica como se observa en la Fig. 1.1[1]. Por lo tanto, la presencia de estos carburos duros envueltos en una matriz suave puede traer una combinación de propiedades como alta dureza, buena resistencia al desgaste y grados de tenacidad a la fractura aceptables.

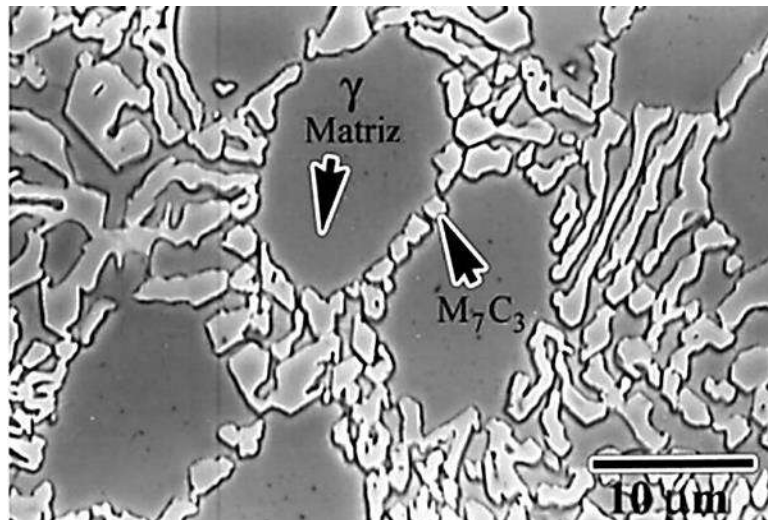


Fig.1.1 Microestructura típica de hierros hipoeutécticos con alto contenido de cromo donde se muestran los carburos eutécticos en una matriz austenítica [1].

Estos hierros tienen un gran impacto en la industria por su alta resistencia al desgaste y elevada dureza por lo que son ampliamente utilizados en el procesamiento de minerales, transporte de lodos, fabricación de cementos y procesamientos de molienda. Por otra parte, una forma de incrementar aún más el grado de dureza, es sometiendo al material a un ciclo de tratamiento térmico; comúnmente para este tipo de aleaciones se lleva a cabo un tratamiento de desestabilización, donde la matriz austenítica se desestabiliza al empobrecerse en cromo y carbono por la precipitación de carburos secundarios, dando paso a una transformación de austenita a martensita, este fenómeno ha sido ampliamente reportado por algunos investigadores [2, 3]. Este tratamiento térmico eleva considerablemente la dureza,

pero se reduce la tenacidad; así que una técnica alterna que se ha experimentado para mejorar la tenacidad sin afectar a la resistencia al desgaste, es refinar la forma y tamaño de los carburos eutécticos, así como aminorar su interconexión. Una de las técnicas que se han implementado en muchas aleaciones para lograr este fenómeno es la adición de elementos poco solubles y/o altamente segregantes. Se ha comprobado que la presencia de un elemento poco soluble en un metal se segrega a la interfase sólido líquido durante el proceso de solidificación limitando el crecimiento de alguna de las fases que crecen comúnmente acopladas en un eutéctico y generan cambios significativos en las propiedades mecánicas como ha sido reportado por algunos autores [4-7]. El efecto del bismuto y elementos de tierras raras en aceros, tienen un efecto sinérgico sobre la microestructura ya que promueven el refinamiento de los carburos eutécticos, reduciendo su tamaño y distribución sobre la matriz; también modifica la morfología del grafito e incrementa el recuento de nódulos en los hierros dúctiles. En el caso de los hierros, se tiene solo información del papel del bismuto en hierros blancos bajo-cromo (donde el tipo de carburo es M_3C) con un resultado de relativo éxito en el refinamiento de esta fase. Sin embargo, de acuerdo a la literatura consultada la adición de bismuto en hierros blancos alto contenido de cromo (donde el tipo de carburo eutéctico es M_7C_3) no ha sido estudiada hasta este momento. Esta es una de las motivaciones para realizar un estudio sistemático de la adición de este elemento sabiendo que la solubilidad del bismuto en el hierro es casi cero y que su segregación durante la solidificación puede generar un efecto sobre el crecimiento de este tipo de carburo eutéctico.

1.1 Objetivos.

1.1.1 *Objetivo general.*

El objetivo del presente trabajo, es estudiar el efecto de la adición de bismuto, sobre la microestructura y la resistencia al desgaste de un hierro blanco con alto contenido de cromo, así como, el efecto de estas adiciones sobre el endurecimiento secundario producido mediante tratamiento térmico de desestabilización.

1.1.2 *Objetivos particulares.*

- Estudiar el efecto de la adición de bismuto en condiciones de colada y tratamiento térmico.

- Analizar la microestructura mediante los equipos de microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido, difracción de rayos X.
- Evaluar el efecto del tratamiento térmico de desestabilización para obtener un endurecimiento secundario.
- Realizar ensayos de desgaste por deslizamiento de las diferentes aleaciones, en condiciones de colada y tratadas térmicamente.
- Evaluar el comportamiento de desgaste de las aleaciones mediante perfilometría.

1.2 Justificación.

Los hierros blancos alto cromo son conocidas por su elevada resistencia a la abrasión, por lo que comúnmente son utilizadas donde se requiere resistencia a un ambiente de desgaste severo; una de sus aplicaciones es la fabricación de asientos de válvulas para motores de combustión interna de alto desempeño debido a su elevada resistencia al desgaste, dureza y estabilidad térmica. Por otra parte, son ampliamente utilizadas en la industria de la minería y procesamiento de minerales, la industria de la producción de cementos, la industria del papel y, las industrias manufactureras del acero. Se sabe que la microestructura de los Hierros Blancos Alto-Cromo (HCWCI) tiene un efecto importante sobre la dureza y resistencia al desgaste, por lo tanto, la microestructura de este tipo de hierros comúnmente está compuesta por una red de carburos de alta dureza con estequiometría M_7C_3 por la presencia del cromo, lo cual, refuerzan la matriz austenítica. Sin embargo, si el volumen de carburos aumenta, se mejora la resistencia al desgaste, pero la tenacidad a la fractura del material disminuye. Una forma de incrementar esta propiedad de acuerdo con la literatura, es disminuyendo la cantidad de carbono y cromo para evitar el alto volumen de carburos, pero esto afecta gravemente la resistencia al desgaste, por lo que se han buscado otras estrategias con el fin de no sacrificar ambas propiedades; y una técnica es el refinamiento de la microestructura adicionando elementos altamente segregantes que limitan el crecimiento de la red de carburos disminuyendo su tamaño y así mismo evitar la interconexión de estos carburos. De acuerdo con la bibliografía [8], se sabe que la adición de bismuto promueve el refinamiento de la microestructura del hierro nodular y gris, incrementa el recuento de nódulos de grafito y disminuyendo el tamaño de las hojuelas del grafito, ya que el bismuto es un elemento con muy baja solubilidad en el hierro e incrementa el subenfriamiento. Por lo tanto, se espera que

la adición de bismuto, limite el crecimiento de la fase carburo tipo M_7C_3 durante la solidificación eutéctica de estos hierros promoviendo su refinamiento. Este efecto ya ha sido observado por otros investigadores[4] en hierro blanco con bajos contenidos de cromo. Por lo tanto, en este trabajo se realiza un estudio sobre el efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste de un hierro blanco alto cromo, así como su respuesta ante el tratamiento térmico de desestabilización, para producir un endurecimiento secundario.

1.3 Hipótesis.

El bismuto (Bi) es conocido por su baja solubilidad en hierro, lo que provoca su segregación durante el proceso de solidificación en la región eutéctica. Estudios previos han demostrado que esta segregación limita el crecimiento de los carburos eutécticos en un hierro blanco de bajo contenido de cromo. En este contexto, se espera que la adición de pequeñas cantidades de bismuto favorezca el refinamiento de la fase carburo del tipo M_7C_3 en un hierro blanco alto contenido de cromo, lo cual podría contribuir a mejorar la resistencia al desgaste.

1.4 Metas del proyecto.

- Obtener 3 aleaciones con diferencias no mayores al 0.2% con respecto a la composición química base, para observar las diferencias microestructurales únicamente con las variaciones de bismuto.
- Promover el endurecimiento del hierro blanco al menos un 5% con adiciones de bismuto.
- Reducir el diámetro de Feret en un 20%.

2 CAPÍTULO 2 REVISIÓN Y DISCUSIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.

2.1 Generalidades del hierro.

El hierro fundido se consideran aleaciones que contienen Fe-C, el carbono se encuentra en un rango de 2-6%. De acuerdo con el diagrama de fases (Fig. 2.1), se observa que los hierros se pueden clasificar como hipoeutecticos, eutéticos e hipereutecticos que depende de la cantidad de carbono equivalente. Así mismo, cuando se tiene 3% de carbono se trata de un hierro hipoeutectico de acuerdo con el diagrama (Fig. 2.1), ya que solidifica antes del eutético, por lo tanto, la fase que solidifica en primer lugar es la austenita en forma de dendritas y a medida que disminuye la temperatura las dendritas crecen y hay un rechazo de soluto enriqueciendo de carbono al líquido remanente. Sin embargo, al incrementar el enfriamiento la austenita también absorbe parte del carbono y el líquido se va enriqueciendo cada vez más hasta dar paso a la reacción eutética donde la austenita tendrá alrededor del 2% de carbono mientras el líquido restante de 4.3% de carbono; por lo que este líquido remanente solidifica en forma de una reacción eutética, formando austenita y carburos de hierro principalmente de forma cooperativa, teniendo una microestructura final compuesta de austenita primaria en combinación de una mezcla de austenita eutética y carburos tipo Fe_3C (Fig. 2.2) como también lo mencionaron Elliott y Col.[9].

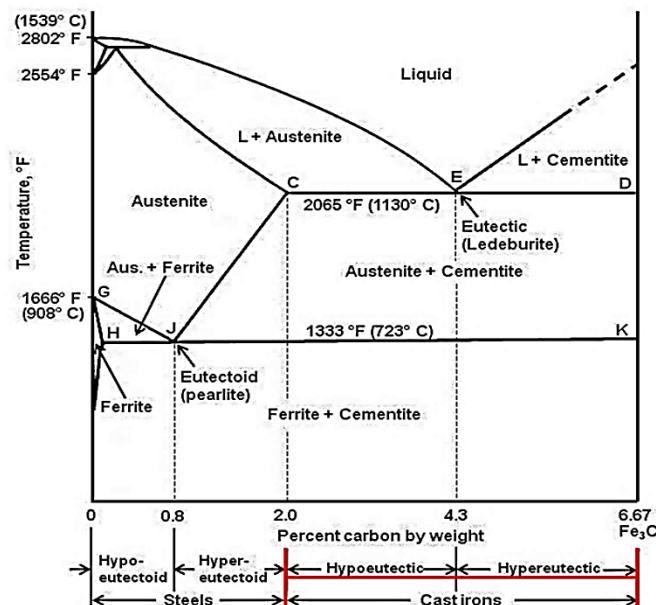


Fig.2.1 Diagrama de equilibrio hierro-carbono [10].

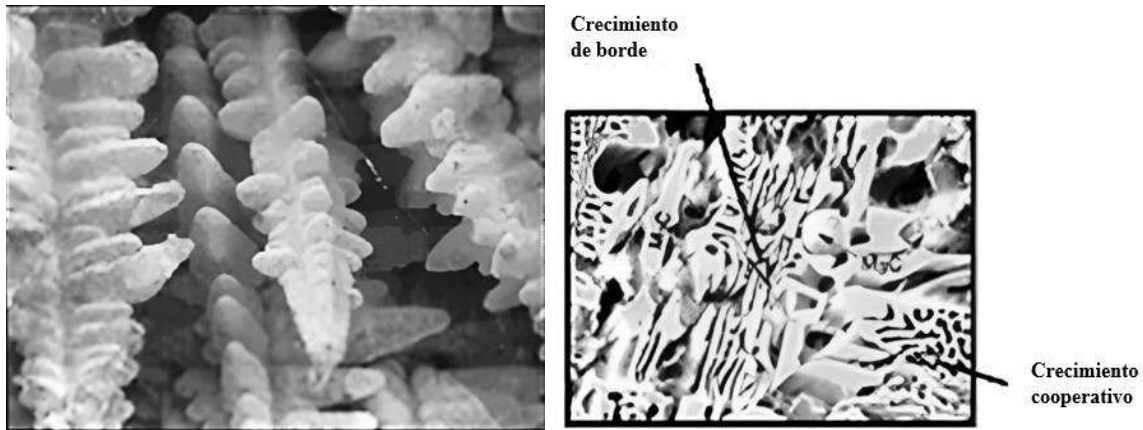


Fig. 2.2 a) Estructura de las dendritas en fundiciones de hierro, y b) microestructura de un hierro durante la solidificación eutéctica[11].

Como ya se explicó en términos de solidificación, las fundiciones de hierros tienen una microestructura con una matriz austenítica principalmente y una red de carburos de hierros; estos carburos tienen una extremada dureza pero al mismo tiempo son muy frágiles, por lo tanto, se ha demostrado que los hierros con carburos Fe_3C da refuerzo para la matriz no tienen una amplia aplicación, ya que son muy frágiles y no son aptos para muchas aplicaciones donde se requiere alta resistencia al desgaste, sin embargo, se han investigado otras formas para incrementar la resistencia de las fundiciones de hierro, por lo que se ha visto la necesidad de adicionar otros elementos como el Si, Ni y Mo que favorezcan a la matriz austenítica dándole más templabilidad y fluidez en el caso del Si; por otra parte, también se han estudiado el efecto de elementos formadores de carburos como el cromo, ya que forma carburos más duros del tipo M_3C , M_7C_3 y M_{23}C_6 comparado con los carburos Fe_3C , la estequiometría de carburos depende de la cantidad de carbono y cromo. También se han añadido otros elementos como el Niobio (VC), tungsteno (WC), titanio (TiC) para incrementar aún más la dureza del material.

Sin embargo, los hierros se clasifican de acuerdo con su microestructura que depende significativamente de la cantidad de carbono y de los elementos de aleación, la velocidad de enfriamiento durante la solidificación, por lo tanto, la cantidad de carbono y silicio toman un papel importante ya que influyen en la naturaleza de la fundición para obtener un hierro gris, hierro nodular, hierro maleable o un hierro blanco; a continuación se estarán explicando más a detalle cada una de estos tipos de hierros fundidos.

2.2 Clasificación de los Hierros.

De acuerdo con Singh y col.[12] mencionan que los hierros se clasifican de acuerdo con el contenido de carbono, el tipo de aleación y su microestructura, por lo que, de esta forma se determinan las propiedades del hierro fundido. Así mismo, la presencia del carbono en las fundiciones, controla la morfología del grafito y define el tipo de hierro como se describe a continuación:

3.2.1 Fundición maleable	➔	2.00-2.65% C
3.2.2 Fundición gris.	➔	2.50-4.00% C
3.2.3 Fundición nodular.	➔	2.00-2.50% C
3.2.4 Fundición blanca	➔	1.8-3.6% C

2.2.1 Fundición maleable.

Esta clase de hierro presentan una estructura blanca principalmente, lo cual consiste en carburos de hierro embebidos en una matriz perlítica, de acuerdo a lo reportado por otras investigaciones[13]. Posteriormente, este hierro blanco se le aplica un tratamiento térmico de recocido, lo que da paso a la descomposición de los carburos de hierro Fe_3C y forman nódulos de grafito que se denominan como grafito templado, de acuerdo con la siguiente reacción química:



Este tipo de fundiciones tienen una microestructura compuesta por nódulos de grafitos y perlita o una combinación entre perlita y ferrita con carburos que no alcanzaron a descomponerse como se observa en la Fig. 2.3. Debido a que el hierro maleable se forma después de un tratamiento térmico de recocido y la estructura del grafito se transforma en glóbulos, se ha reportado por Hidajatullah y col.[14] que se tiene una excelente combinación de resistencia y ductilidad de la matriz, sin embargo la fabricación de este tipo de fundiciones elevan los costos de producción debido al tratamiento térmico.

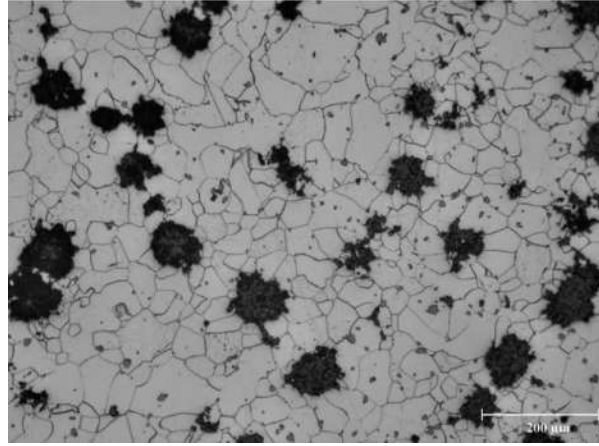


Fig. 2.3 Micrografía de un hierro maleable [15].

2.2.2 Fundición Gris.

Es una de las fundiciones que se caracterizan por tener una microestructura con presencia de grafito en forma de escamas en una matriz ferrosa; estas hojuelas de grafito se encuentran alargadas e interconectadas. La composición de estos hierros consta principalmente de carbono entre 2.5 a 4% y silicio de 1-3%, también se tienen pequeñas adiciones de manganeso entre 0.1-1.2%. La resistencia de estas fundiciones está directamente relacionada con el tipo de matriz en donde se encuentra embebido el grafito, ya que la matriz puede cambiar de una matriz ferrítica o perlita dependiendo de la cantidad de silicio y carbono presente, de acuerdo con lo que mencionaron algunos investigadores[16]. En la Fig. 2.4 se puede observar una micrografía típica de un hierro gris, en donde se muestra que en su mayoría las escamas de grafito se encuentran interconectadas con un tamaño mayor, por lo que se ha reportado en la literatura que afecta significativamente la resistencia de estos hierros, por lo que se adicionan elementos inoculantes que promueven la presencia de hojuelas más finas. Debido a las laminillas de grafito distribuidos en toda la matriz, se utilizan ampliamente en aplicaciones donde se requieren buena conductividad térmica ya que las escamas de grafito son buenos conductores de calor; también, la presencia de grafito en forma de escamas conlleva a una excelente maquinabilidad de las piezas fundidas y mejora las propiedades de autolubricantes para aplicaciones de desgaste.

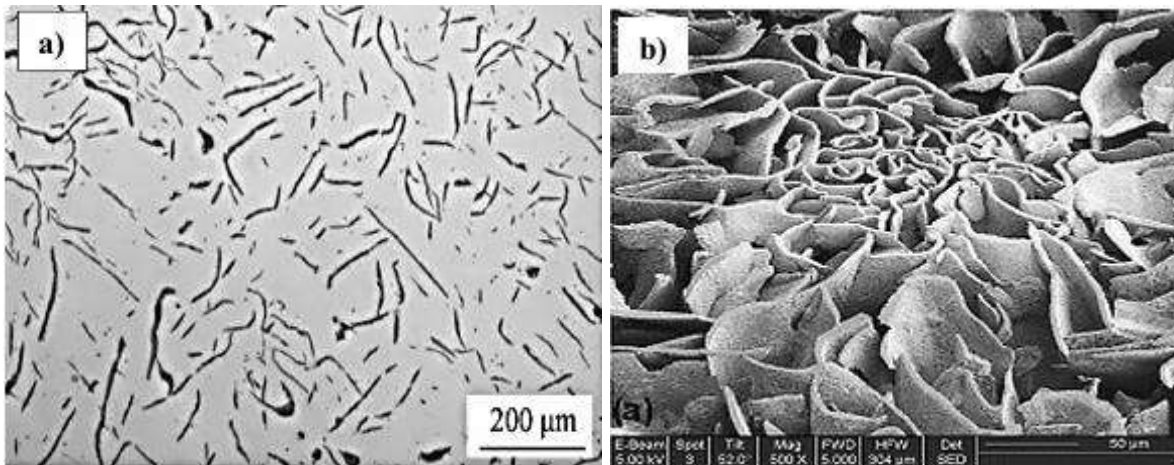


Fig.2.4 a) Micrografía del grafito y la matriz en las regiones de transición, b) imagen de grafito en escamas 3D [17, 18].

2.2.3 Fundición Nodular.

También se le conoce como hierro dúctil; el grafito embebido en la matriz se encuentran en forma de esferas como se observa en la Fig. 2.5, por lo tanto, una microestructura con glóbulos de grafito bien distribuido trae buena resistencia y tenacidad como lo mencionaron algunos investigadores [19].

La composición de esta fundición es similar a los hierros grises; en este caso se adicionan pequeñas cantidades de magnesio o cerio (0.015%), permiten que la forma del grafito sea cercana a la de una esfera, lo cual contribuye a mejorar sus propiedades de resistencia de acuerdo con la literatura[13]. Este tipo de hierros se obtienen a partir del hierro gris, pero posteriormente recibe un tratamiento de inoculación con magnesio. De acuerdo con otras investigaciones[20], se ha reportado la influencia del azufre y oxígeno durante el tratamiento del Mg, en donde observaron la presencia de óxido de manganeso, sulfuros de magnesio, lo cual evitan que el grafito crezca de forma alargada sino en forma de esferas. La cantidad de magnesio requerido está relacionado con la cantidad de azufre presente y la velocidad de enfriamiento, ya que a una velocidad de enfriamiento alto requiere menor cantidad de magnesio; por otra parte, el magnesio residual se considera importante debido a que una menor cantidad provoca una baja cantidad de nódulos y afecta gravemente las propiedades mecánicas. Así mismo, de acuerdo con su micrografía este tipo de hierros se utilizan en el sector automotriz, minero y en la acería, donde se requieren altos grados de resistencias y ductilidad.

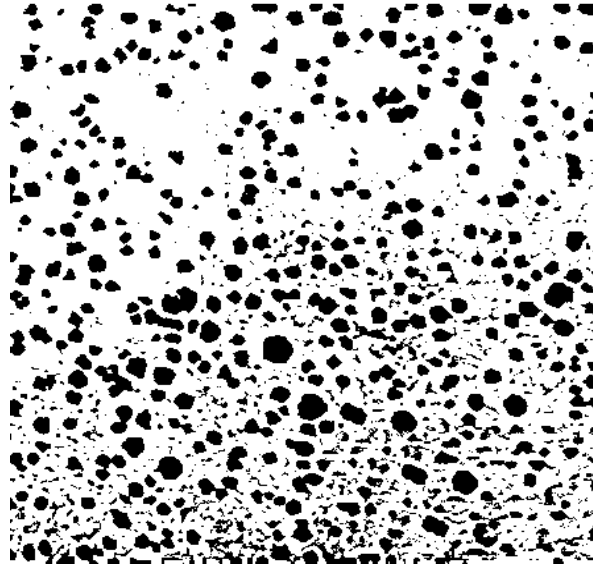


Fig.2.5 Estado del grafito en una matriz líquida de un hierro nodular [19].

2.2.4 Fundición Blanca.

Para este tipo de fundiciones, el carbono se encuentra en forma de carburos del tipo Fe_3C a diferencia de los hierros anteriores en forma de grafito como se observa en la Fig. 2.6. Por otra parte, se le denomina como hierro blanco por la superficie de fractura que sucede a través de las placas de carburos de hierro, por ello, se observa de un color más claro. Con base a la composición, el contenido de silicio en este caso es bajo y no permite la grafitización; también se ha reportado que la red de carburos presenta una alta dureza, por lo tanto, hace que los hierros blancos tengan buena resistencia a la compresión y resistencia a altas temperaturas, pero al mismo tiempo son muy frágiles que disminuye las propiedades mecánicas del material como lo mencionan algunas investigaciones [21]. Sin embargo, se adicionan otros elementos estabilizadores del carburo que tiene una extremada dureza, por ejemplo: el cromo, tungsteno, niobio, vanadio, titanio, etc. La microestructura del hierro blanco está compuesta de cementita blanca y perlita, donde la cementita se encuentra entre los brazos interdendríticos tomando una apariencia de widmanstiitten. Por otra parte, cuando se tiene un hierro hipoeutectico la austenita se forma antes de la reacción eutéctica, donde el líquido se transforma en dos sólidos diferentes (austenita y cementita). Dado que estos hierros es posible modificar su microestructura para incrementar su dureza, se utilizan ampliamente en aplicaciones en donde se requieren altos grados de dureza y resistencia al desgaste ya que están expuestos a un ambiente de desgaste severo.

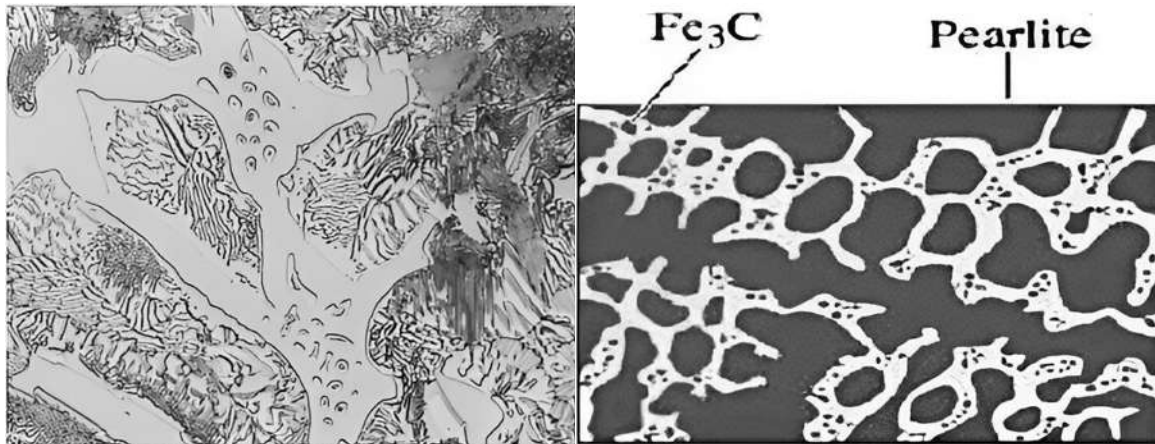


Fig.2.6 a) Micrografía de una fundición blanca, b) representación de la micrografía del hierro blanco [22].

En general, las propiedades de los hierros blancos están directamente relacionadas con las fases que se encuentran presentes en su microestructura, así como su distribución de cada una de ellas y su morfología. Sin embargo, dentro de la familia de los hierros blancos se pueden encontrar algunos de los constituyentes microscópicos como: ferrita, la cementita, perlita, sorbita, y los menos comunes la troostita, vainita y martensita; lo cual juegan un papel importante en combinación de los elementos de aleación como también lo mencionan otras investigaciones[23]. Así mismo, considerando cada uno de los puntos descritos, las fundiciones blancas se clasifican de acuerdo a su composición química como se explican a continuación.

2.3 Tipos de hierros blancos.

El modo, la concentración de carbono y elementos aleantes en el hierro fundido blanco, se controlan para llevar a cabo la fabricación de diferentes tipos de hierros como son: fundición blanca normal, fundición de baja aleación y, fundición de alta aleación. A continuación, se describen algunas de sus características y propiedades que las distinguen unas de otras.

2.3.1 Hierro fundido blanco normal.

Se consideran como hierros que no son aleados por otros elementos y que se encuentra con poca cantidad de carbono y silicio; se han observado solo la presencia de carburos de hierro sobre la matriz, por lo que, incrementa su fragilización debido a la extrema dureza de los

carburos [12]. Las aplicaciones son muy limitadas debido a la baja resistencia al impacto que tienen.

En casos particulares, los hierros que presentan altas resistencias a la abrasión contiene altos contenidos de carbono y bajos contenidos de silicio, con el propósito de incrementar la cantidad de carburos y mejorar su resistencia. Sin embargo, la preocupación sobre estos hierros es la necesidad de tener una combinación de dureza y tenacidad con el fin de mejorar el rendimiento en aplicaciones posteriores.

2.3.2 Fundición blanca de baja aleación.

En este caso, es posible añadir ligeramente elementos aleantes en porcentajes menores del 5%, con el fin de incrementar la microdureza de la matriz con la presencia de otros carburos más duros, que le dan soporte a la matriz e incrementan sus propiedades mecánicas. Con base a la composición química de estos hierros; la cantidad de silicio se encuentra en el rango de 0.4%-1.2% en peso, mientras que el contenido de carbono es de 2.4-3.6% en peso, mientras que el cromo está por debajo del 2%, lo que permite la formación de carburos con alta dureza, lo cual, estabiliza la estructura del carburo. Se han estudiado algunos elementos formadores de carburos más comunes con el propósito de elevar la resistencia del hierro:

- ✓ Cromo.
- ✓ Vanadio.
- ✓ Titanio.
- ✓ Niobio.

2.3.3 Fundición blanca de alta aleación.

Los hierros blancos de alta aleación se consideran como un grupo importante de los materiales; la composición de estas fundiciones es por lo general de 1.8-3.5%C, 3%Mo y 12-30% de C. Se caracterizan por tener una combinación de extremada dureza y altos niveles de resistencia a la abrasión debido al tipo de microestructura que tienen, ya que la matriz esta reforzada con una red de carburos de alta dureza que ayuda a que la matriz soporte cargas extremas, por lo tanto, este clase de hierros se aplican principalmente en la fabricación de piezas que requieren alta resistencia a la abrasión como en maquinaria para trituración,

molinos, bombas de lodo, revestimiento de tolvas y tuberías, y también en la manipulación de materiales abrasivos por sus buenas propiedades, como también lo explicaron otros investigadores[24]. Sin embargo, es importante destacar que hay otros tipos de hierros que pertenecen a la familia de los hierros de alta aleación, donde se clasifican de acuerdo a sus elementos de aleación en mayor cantidad, como se explica a continuación cada uno de ellos.

2.4 Clasificación de fundiciones blancas de alta aleación.

2.4.1 Fundición blanca con alto contenido de cromo (HCWCI).

La fundición con alto contenido de cromo fue descubierta por Frederick Becket en 1915, en donde, encontraron que estas aleaciones con alto en carbono y cromo presentaban menos fragilidad a comparación de los hierros blancos sin alear y tienen alta dureza, excelente resistencia al calor y corrosión, como se analizó por otros investigadores[11]. Por tanto, también se reconocen por ser aleaciones ferrosas que tiene buena resistencia a la erosión, y extrema resistencia a la abrasión, por lo que es utilizada ampliamente en la industria minera. Su alta resistencia se debe principalmente por la red de carburos eutécticos que se encuentran embebidas en la matriz con base a la literatura[25]. Por otra parte, para predecir las fases presentes en estos hierros se utilizan los diagramas ternarios ya que es posible realizar cortes al diagrama para tener un panorama más claro. Para ello, en la Fig.2.7 se muestra el diagrama ternario Fe-C-Cr obtenida por Chicco y col.[26], donde nos indica la secuencia de solidificación en un hierro con altos contenidos de cromo.

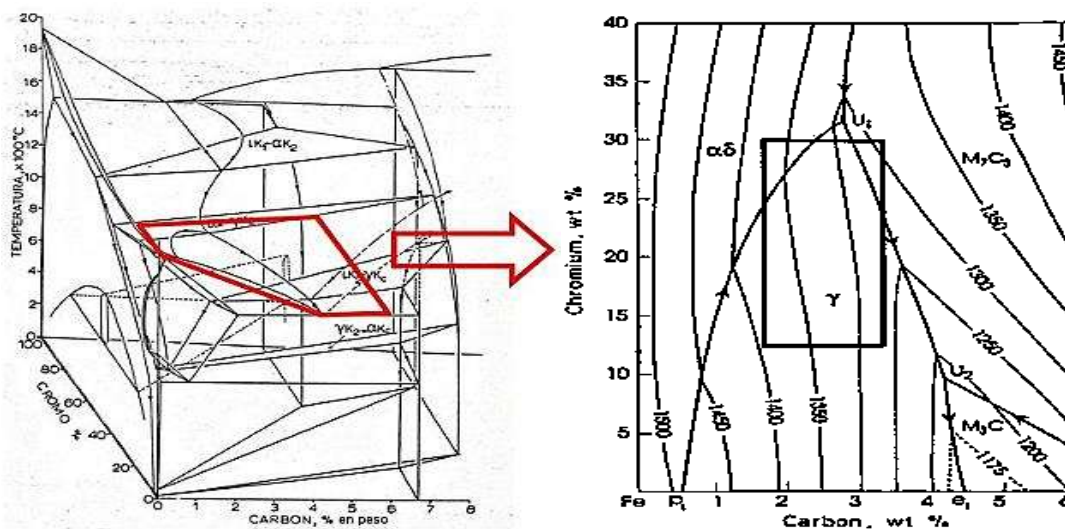


Fig. 2.7 Diagrama ternario Fe-C-Cr de un hierro blanco alto cromo[26].

En la zona señalada con color rojo, indica la región de la composición química correspondiente al grupo de los hierros blancos, lo cual consta de 1.8 hasta 3.5%C y 12 a 30%Cr, lo cual cada una de las líneas del diagrama indican isotermas de temperatura. Sin embargo, con la cantidad de carbono disponible se pueden clasificar los hierros como hipoeutectico, eutéctico o hipereutectico. Por otra parte, la solidificación inicia con la formación de dendritas de austenita que crecen en dirección opuesta a la extracción de calor promoviendo un rechazo de soluto en las regiones interdendriticas; con el paso de la solidificación, la temperatura va disminuyendo y la composición del líquido remanente cambia ya que se enriquece de soluto hasta un punto donde se tiene la composición eutéctica, la cual se muestra con una línea del punto U_1 - U_2 en el diagrama ternario (Fig. 2.7). Así mismo, cuando se tiene 3% C y 17%Cr, las fases principales son los carburos del tipo M_7C_3 en una matriz austenítica como lo mencionaron Chicco y col.[26].

De acuerdo con la literatura [24], se conoce que las fundiciones blancas con alto contenido de cromo presentan varias reacciones durante la transformación al estado sólido a temperatura ambiente o durante un enfriamiento muy rápido, por lo tanto, estas fases tienen una gran influencia en las propiedades mecánicas, algunas de ellas se mencionan a continuación:

- ❖ Austenita primaria en aleaciones hipoeutecticas.
- ❖ Carburos primarios M_7C_3 en aleaciones hipereutecticas.
- ❖ Carburos eutécticos y austenita en aleaciones hipoeutecticas e hipereutecticas.
- ❖ Ferrita eutéctica en aleaciones hipoeutecticas.
- ❖ Carburos peritecticos en aleaciones hipereutecticas.
- ❖ Precipitación de carburo secundario durante el enfriamiento.

Como se mencionó anteriormente, los hierros blancos alto cromo son bien reconocidas por sus excelentes propiedades mecánicas, debido a la presencia de una red de carburos eutécticos que le dan soporte a la matriz, ya que se encuentran distribuidos sobre ella, como se observa en la Fig.2.8. Sin embargo, estos hierros blancos comúnmente tienden a pasar por un proceso de tratamiento térmico, con el fin de elevar aún más su resistencia; por lo que, ocurre la desestabilización de la austenita permitiendo la precipitación de

segundas fases como los carburos secundarios y también la transformación de la matriz austenítica a martensítica como fue reportado por otras investigaciones[27].

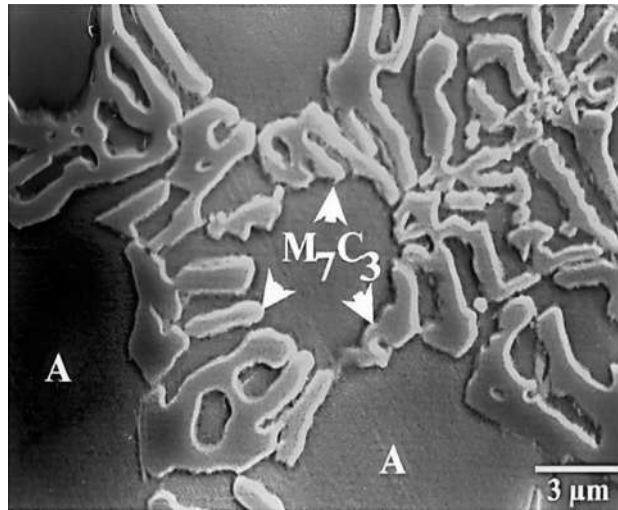


Fig. 2.8 Microestructura de un hierro blanco alto cromo con presencia de carburos eutécticos M_7C_3 embebidos en una matriz austenítica (A)[28].

2.4.2 Fundición blanca de Níquel-Cromo (Ni-Cr).

Este tipo de fundición también se le denomina como fundición blanca martensítica. La composición consta principalmente de 3-5% Ni y 1.4% de C, se trata de una aleación con bajos contenidos en cromo. Sin embargo, el efecto del níquel como elemento principal sobre la microestructura, es evitar la transformación de la matriz austenita en perlita, promoviendo una estructura martensita durante el enfriamiento [29]. En el caso del cromo, se adiciona para que el hierro solidifique en forma de carburos tipo M_3C ; es decir, para estabilizar la reacción eutéctica y, es una forma de contrarrestar la grafitización del níquel en el hierro como lo mencionan otros investigadores [11, 30].

Los hierros blancos de níquel-cromo o hierro Ni-duros tienen gran importancia en la industria, ya que son muy rentables para la fabricación de herramientas para trituración y molienda, debido a su alta resistencia al desgaste por su matriz ferrosa que se encuentra rodeada de carburos duros como es el caso del cromo. Su extremada dureza se debe a la matriz martensita/perlita que se obtiene directamente de colada. Por otra parte, una forma de incrementar aún más la dureza, es incrementando la cantidad de carbono y cromo, lo cual se forman más carburos, pero provoca que las piezas fundidas se vuelvan más frágiles. La

microestructura de este tipo de hierros está compuesta principalmente de carburos del tipo M_3C en una matriz martensítica como se observa en la Fig. 2.9.

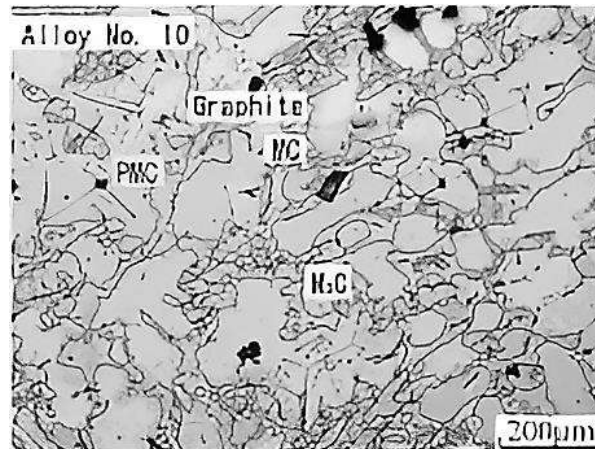


Fig.2.9 Microestructura de hierro Ni-Cr.

2.4.3 Fundición blanca de Cromo-Molibdeno (Cr-Mo).

Las principales aplicaciones para esta clase de fundiciones son en herramientas de alta resistencia a la abrasión, con una exigencia mayor que en el caso de los hierros Ni-Cr. En un caso particular, los hierros de cromo-molibdeno (clase II de ASTM A532) contienen 11-23% en peso de Cr y hasta 3% , de acuerdo con Scandian y col. [31]. Así mismo, cantidades por arriba del 3% de Mo se tiene la presencia de carburos de molibdeno del tipo M_2C o M_6C lo cual mejora la resistencia al desgaste a altas temperaturas. Los carburos de molibdeno precipitan entre los brazos secundarios interdendriticos en forma de ramos como se observan en la Fig. 2.10; los carburos Mo_2C se forman cuando hay bajos contenidos de cromo, mientras que los carburos Mo_6C es a partir de un alto contenido de cromo como se mencionan en investigaciones [32].

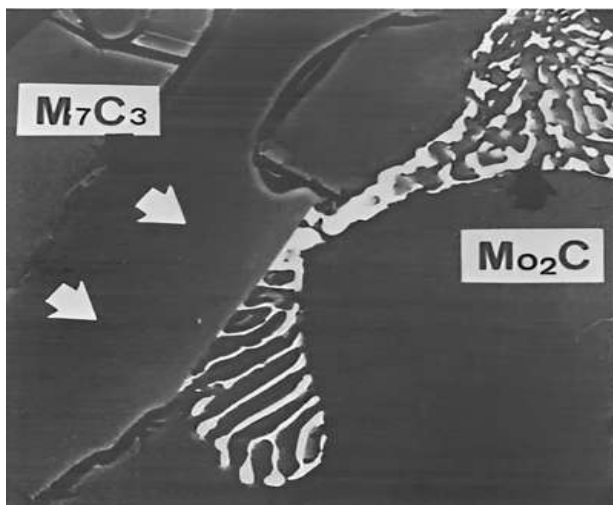


Fig.2.10 Microestructura del carburo de Molibdeno del tipo M_2C [32].

2.5 Efecto de los principales elementos aleantes en hierros blancos alto-cromo.

Los hierros fundidos con alto contenido de cromo (HCCI) se utilizan en la fabricación de piezas que requieren altos grados de resistencia al desgaste como se mencionó anteriormente; por lo tanto, se ha observado la necesidad de variar la composición química de estas aleaciones con el fin de tener una combinación de propiedades como alta dureza, resistencia al desgaste y tenacidad como se recomienda en otras investigaciones[33]. A continuación, se describen los principales elementos aleantes de los hierros blancos con alto contenido de cromo ya que la modificación de la composición puede traer beneficios positivos a las propiedades mecánicas.

2.5.1 Carbono.

El porcentaje de carbono está directamente relacionado con el volumen de carburos primarios, eutécticos y secundarios, así también, el tamaño y la morfología de los carburos cambian de acuerdo con el contenido de C; sin embargo, las fases como la austenita y martensita se encuentran influenciadas de igual manera como también lo mencionaron algunos investigadores[34]. Así mismo, la cantidad de carbono disponible tiene un efecto significativo en la dureza y la resistencia al desgaste. Se reportó que la cantidad de carbono para valores máximos de resistencia al desgaste esta entre 3.2 a 3.6%, mientras que a un rango de 2.7 a 3.2% se han observado una mejor respuesta al impacto de los materiales [35].

2.5.2 Cromo.

Con las adiciones de cromo en los hierros blancos, demuestran que presentan una excelente resistencia al desgaste y resistencia al impacto, ya que se tiene la presencia de carburos eutécticos discontinuos tipo M_7C_3 . Además, al incrementar el contenido de cromo en la masa fundida se tiene no solo el incremento de la microdureza, sino también, se presenta un cambio en la morfología de la microestructura; que pasa de ser una red continua a una red discontinua, de acuerdo con lo que observo Liu y col. [36]. También la adición de cromo en las fundiciones blancas de alta aleación sirve para evitar la formación de grafito durante la solidificación y para garantizar la estabilización de la fase carburo, como se reporta en la literatura [37, 38].

2.5.3 Silicio.

Altos contenidos de silicio en los hierros blancos alto cromo, desarrollan una disminución en dureza y resistencia al desgaste, debido a una matriz perlítica que se forma [39]. Sin embargo, se ha reportado que al adicionar silicio refina el tamaño de las dendritas, también mejora la fluidez, por lo tanto, aumenta la resistencia al impacto. Por otra parte, si el contenido de silicio se excede del 1% la matriz tiende a transformarse parcialmente ferrita; también durante el tratamiento térmico, con altos contenidos de silicio puede ocurrir una transformación a perlita afectando en gran medida su templabilidad debido a que disminuye la solubilidad del carbono en la matriz. Otras investigaciones han reportado que la presencia del silicio ayuda a mejorar la resistencia al desgaste de los hierros blancos alto cromo ya que se reportó un refinamiento de los carburos eutécticos en un rango de 0.5-1.5% Si [40]. Sin embargo, el porcentaje de silicio para estos casos debe ser bajo, ya que incrementa la actividad del carbono promoviendo la formación de grafito por lo que retarda la formación de los carburos [41].

2.5.4 Molibdeno.

La presencia de molibdeno en la composición de HCWCI, contribuye a mejorar la templabilidad y evitar que la matriz austenítica transforme a perlita, siempre y cuando se adicionen cantidades menores del 2%[31]. Por otro lado, se ha informado que se tiene la

formación de carburos tipo M_2C o M_6C cuando se tiene cantidades superiores del 3%, lo cual estos carburos contribuyen en la resistencia a elevadas temperaturas. Generalmente, con la presencia del molibdeno la temperatura del líquido de la aleación incrementa y la temperatura eutéctica disminuye de acuerdo al diagrama Fe-C y lo que reportó Mourad y col. [42].

2.5.5 Níquel.

La presencia del Ni se añade en cantidades alrededor del 2% con el fin de incrementar la templabilidad y limitar la transformación a perlita. Por otra parte, tener excesos de níquel puede elevar la presencia de austenita retenida y así mismo reducir la dureza como lo reportan en la literatura [43]. En el caso de la resistencia a la corrosión, se ve influenciada drásticamente ya que la pérdida de peso por corrosión disminuye al incrementar los contenidos de níquel a la masa fundida como se ha reportado en otras investigaciones [44, 45].

2.6 Tipos de carburos presentes en los hierros blancos alto cromo.

La familia de hierros blancos alto cromo se componen de carburos eutécticos de cromo-carbono, las cuales, depende del porcentaje en peso de cromo y carbono disponible, como se explicará a continuación.

2.6.1 M_3C .

De acuerdo al contenido de cromo, es posible que se formen distintos tipos de carburos embebidos en la matriz. En el caso de los hierros que tienen bajos contenidos en cromo menor a 10%, se tiene la presencia de carburos eutécticos tipo M_3C que tienen una dureza alrededor de 1000 HV [41]. También, los carburos M_3C tiene una estructura ortorrómbica y su densidad de 7.4-7.6 g/cm³, por lo que, Santarín y col. [2] demostraron que los carburos tipo M_3C se muestran en dos morfologías distintas, se presentan en forma de placas aisladas de M_3C . En el caso de un hierro hipereutéctico, la cantidad de carbono que se requiere para formar carburos tipo M_3C es de 6.8%. En cuanto al Cr, la solubilidad máxima es aproximadamente de 15% de Cr, a diferencia del carburo tipo M_7C_3 que es ilimitada teóricamente [11].

2.6.2 M_7C_3 .

En este caso, se tiene más del 10% en peso de cromo (25%) y da paso al crecimiento del volumen de carburos reflejando un incremento en dureza alrededor de 1400-1600 HV con base a la literatura [41]. Este tipo de carburos tienen una estructura hexagonal y solidifican en forma de barras agrupadas o cuchillas, presentan una densidad de 6.6-6.9 g/cm³. Una vez completada la solidificación, la morfología de estos carburos pueden cambiar posterior a un tratamiento térmico. [46]. Al incrementar el contenido de cromo y carbono en el hierro blanco se ve influenciado la transformación del carburo eutéctico M_7C_3 continua en forma de lamillas discontinuas que mejora la tenacidad como lo reportaron en otras investigaciones [3, 11].

2.6.3 $M_{23}C_6$.

El contenido de cromo esta entre 16-28% en peso y 2.5-3.2% en peso de carbono, esta concentración es suficiente para la formación de carburos M_7C_3 y $M_{23}C_6$. Se ha reportado que este tipo de carburos tienen una densidad de 7.2-7.7 g/cm³, su dureza es menor que los carburos M_7C_3 pero mayor que la del M_3C [41]. En general, otros trabajos de investigación [47] reportaron que los carburos eutécticos M_7C_3 crecen en forma de varillas interconectadas con una sección transversal hexagonal y tienden a crecer en dirección de sus ejes de manera agrupada; también se pueden observar en forma de cuchillas (Fig.2.11). Los carburos $M_{23}C_6$ que se forman después de un tratamiento de desestabilización y que se conocen como carburos secundarios, tiene forma de varillas y tienden agruparse para formar una red. En este caso, la dirección de crecimiento es el [110] paralelo a las direcciones [110] de austenita.

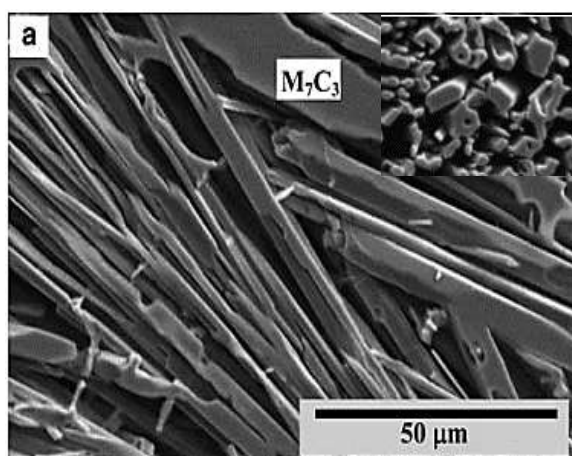


Fig.2.11 Morfología de los carburos tipo M_7C_3 en sección longitudinal y transversal [47].

Se cree que los carburos eutécticos se encontraban en forma de barras distribuidas de forma discontinua, sin embargo, con investigaciones realizadas [48], se ha demostrado mediante imágenes obtenidas del microscopio electrónico de barrido, que los carburos no se encuentran completamente discontinuos como ya se analizó en la Fig. 2.11. por lo que, estos estudios señalan que los carburos aparentarían estar separados en toda la matriz, pero se ha observado que se unen en la base.

Por otra parte, la presencia de los carburos y sus excelentes propiedades en la matriz, no basta para mejorar el rendimiento de las fundiciones para posteriores aplicaciones, ya que en ocasiones es importante recurrir a otros procesos con el fin de incrementar aún más las propiedades de los Hierros blancos alto-cromo (HCWCI); como es el caso del tratamiento térmico, que se ha reportado que hay una respuesta favorable en la dureza y resistencia al desgaste, a continuación, se explicara con mas a detalle.

2.7 Efecto del tratamiento térmico en el hierro blanco alto cromo.

La influencia de un proceso de tratamiento térmico sobre la microestructura, es generalmente la precipitación de los carburos secundarios debido a la desestabilización de la matriz austenítica, donde ocurren transformaciones de fases; por lo regular, se espera obtener la presencia de una fase martensita ya que le da una extremada dureza a la matriz. Dado que, estos materiales se utilizan en herramientas que tienen una exigencia extremada de resistencia al desgaste.

De acuerdo con la literatura, los hierros blancos con altos contenidos de cromo solidifican generalmente con una matriz austenítica principalmente y se encuentra saturada de cromo y carbono; la matriz austenítica se considera una fase estable por el alto contenido de carbono. Por lo que, durante el proceso del tratamiento térmico de desestabilización la austenita sufre una desestabilización disminuyendo la cantidad de carbono disuelto debido a la precipitación de carburos secundarios ya que al formar nuevos carburos reduce el carbono de la austenita e incrementa la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) por arriba de la temperatura ambiente, por lo tanto, la pérdida de carbono inhibe que la matriz austenítica se transforme a martensita.

Para la precipitación de los carburos secundarios, depende principalmente de la composición de dicha aleación, de la cantidad de cromo y carbono disponible, así como también la temperatura de desestabilización. Los nuevos carburos que se forman por la desestabilización de la austenita son del tipo M_7C_3 o $M_{23}C_6$ [41]. Se reportó que estos carburos secundarios mejoran significativamente la resistencia de la matriz austenítica ya que actúa como un refuerzo para la matriz; cabe resaltar que los carburos obtenidos en condiciones de colada no sufren alguna modificación en su distribución, forma ni tamaño por el tratamiento térmico, simplemente se ve influenciada la matriz austenítica. De acuerdo con otras investigaciones [49], el rango de temperatura que se utiliza para llevar a cabo el tratamiento térmico es de 800-1100°C por 1 a 6 h. Sin embargo, después de aplicar el tratamiento térmico, la microestructura de los HCWCI es constituida por carburos eutécticos obtenidos directamente de colada, carburos secundarios embebidos en una matriz martensítica con austenita retenida como se observa en la Fig. 2.12.

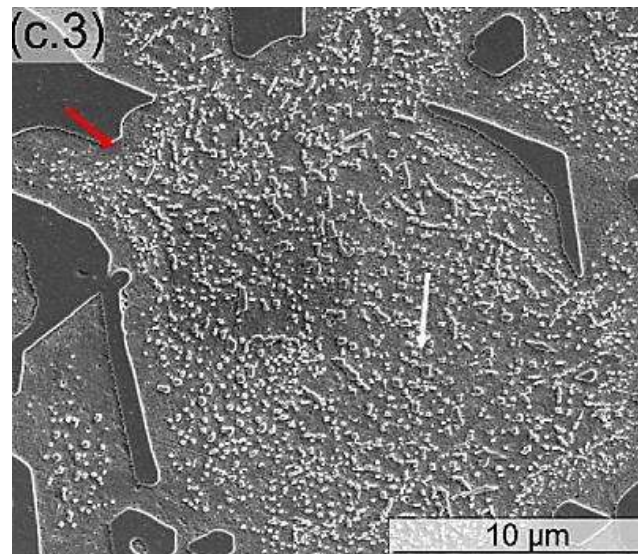


Fig.2.12 Microestructura de un HCWCI tratado térmicamente por desestabilización a 980°C por 90 min [50].

Posterior al tratamiento térmico, se han desarrollado varias investigaciones sobre la microestructura donde Kopycinski y col. [51], compararon los resultados microestructurales de la aleación en condiciones de colada y después de ser tratada térmicamente a 950° C; lo cual observaron una modificación en la microestructura, teniendo una matriz martensítica y una gran cantidad de carburos secundarios; por lo que, se destacó que contribuye

significativamente la resistencia al desgaste por la elevada dureza debido a los nuevos carburos.

También es importante mencionar que la influencia de la temperatura la cual se lleva acabo el tratamiento de desestabilización es importante ya que Maratray y col.[52] mencionaron que la dureza final del material está directamente relacionada con la temperatura de desestabilización, dado que a una temperatura alta incrementa la solubilidad de carbono en la austenita, por lo que disminuye la energía de activación para llevar a cabo la precipitación de los nuevos carburos (SC), por otra parte, a bajas temperaturas se puede observar que aumenta la precipitación de los carburos dejando muy pobre en carbono la matriz y la martensita tendrá una baja dureza ya que se estaría formando una martensita de bajo carbono.

La presencia de estos carburos secundario en una matriz martensitica se ha reportado un incremento en las propiedades como se discutió anteriormente, por lo que la mayoría de estos hierros están sometidos a un ambiente de desgaste severo por su larga durabilidad, así mismo, se describen los tipos de desgaste influyentes en los hierros blancos alto cromo.

2.8 Comportamiento al desgaste de los hierros blancos alto cromo.

El desgaste se puede definir como la remoción y deformación de una superficie del material que se encuentra expuesta a repeticiones continuas bajo una carga de otra superficie o partículas. De manera general, el desgaste es la pérdida del material de una superficie más blanda por la acción de otra superficie más dura.

Como ya se mencionó anteriormente los hierros blancos son característicos por presentar buena resistencia al desgaste, sin embargo, esta resistencia dependerá del tipo de microestructura de la matriz, la morfología y la distribución de los carburos. Generalmente, en los hierros blancos alto cromo la resistencia al desgaste suele incrementar con el aumento de la dureza. Por lo tanto, a bajos valores de dureza puede existir mayor pérdida de volumen como lo reporto Bedolla-Jacuinde [53].

Existen diversos tipos de desgaste, tales como el desgaste por deslizamiento, desgaste abrasivo y desgaste por ralladura, entre otros. En cada uno de estos casos, se emplean parámetros estandarizados críticos, como las dimensiones de la muestra, tiempo del ensayo, la carga aplicada en cada una de las muestras, la distancia de deslizamiento y la velocidad de

deslizamiento. Cada uno de estos factores inciden directamente en el volumen de material perdido durante las pruebas de desgaste. A continuación, se describen a grandes rasgos los tipos de desgaste:

2.8.1 Desgaste abrasivo.

El desgaste abrasivo ocurre cuando una superficie con asperezas duras o partículas con alta dureza y rugosas se deslizan en una superficie blanda y crea una infinidad de surcos dañando la superficie por deformación plástica o fractura; es decir, el desgaste ocurre cuando una superficie dura y rugosa entra en contacto contra una superficie blanda como lo han mencionado algunos investigadores [54]. Por otra parte, existen dos tipos de desgaste abrasivo: desgaste abrasivo de dos cuerpos y desgaste abrasivo de tres cuerpos, como se observa en la Fig.2.13; para el desgaste en dos cuerpos sucede por protuberancias duras o partículas que son movidas junto con la contracara; en el caso de la abrasión de tres cuerpos, las partículas se encuentran libres para desplazarse entre dos superficies deslizantes desgastándose una o ambas superficies de contacto, estas partículas duras pueden ser diferentes de las dos superficies de acuerdo a la literatura [55].

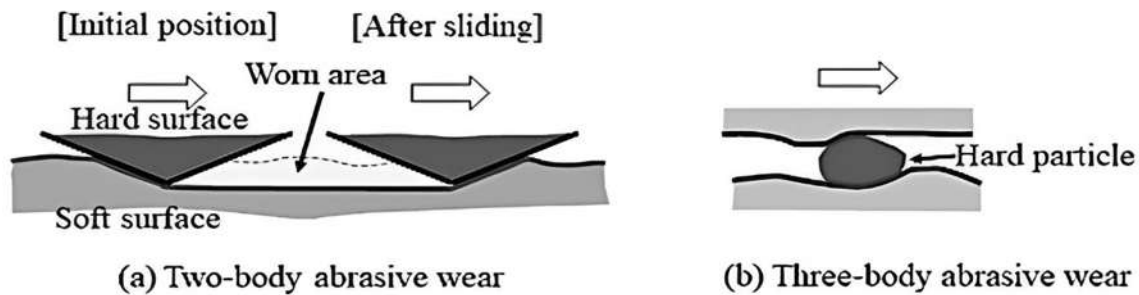


Fig. 2.13 Tipos de desgaste: a) Desgaste abrasivo de dos cuerpos, b) desgaste abrasivo de tres cuerpos [55].

2.8.2 Desgaste por ralladura.

Esta prueba de desgaste se basa en formar un rayado sobre una superficie sólida que se encuentra en contacto con una punta de diamante de geometría específica en constante movimiento a lo largo de una sola trayectoria bajo una carga normal a una velocidad constante. De acuerdo con la norma ASTM G171 [56], es necesario medir el promedio del

ancho de la raya para calcular la dureza en unidades de presión. Por otro lado, este ensayo se lleva a cabo sin un medio de lubricación a temperatura ambiente.

2.8.3 Desgaste por deslizamiento.

En particular, el desgaste por deslizamiento en seco se presenta cuando dos superficies interactúan mediante un movimiento relativo sin la presencia de un agente lubricante, se han llevado a cabo numerosas investigaciones sobre el comportamiento de distintas aleaciones bajo este tipo de desgaste [57]. Los materiales sometidos a este tipo de proceso exhiben un nivel de desgaste directamente correlacionado con la dureza del material. Según la literatura especializada, el desgaste desempeña un papel crucial en aplicaciones industriales donde los materiales están sujetos a condiciones de desgaste severo, como en el caso de los hierros blancos de alto contenido en cromo.

En los hierros blancos de alto contenido en cromo, la mejora en la resistencia al desgaste puede lograrse mediante el incremento de la fracción volumétrica de carburos eutécticos, lo que conlleva una reducción en la tenacidad a la fractura. Por consiguiente, el desarrollo de estas aleaciones se centra en maximizar la resistencia al desgaste sin comprometer de manera significativa sus propiedades de tenacidad. La proporción y la distribución de los carburos eutécticos son factores críticos que influyen en el comportamiento frente a la fractura de estas aleaciones con base a lo reportado por algunos investigadores [58]. Adicionalmente, las investigaciones experimentales han estado orientadas hacia la optimización de la resistencia al desgaste a través de la modificación de la microestructura de los carburos, específicamente en términos de su distribución, tamaño, fracción volumétrica y morfología [59]. Para alcanzar estos objetivos, se han explorado diversas técnicas de modificación directa durante el proceso de solidificación.

Correa y col. [60], evaluaron el efecto de las adiciones de boro en un hierro blanco con 16% en peso de Cr, sometido a cargas aplicadas de 50 N, 150 N y 250 N. Se determinó que el mecanismo de desgaste predominante fue de tipo oxidativo, evidenciado por la formación de una capa superficial de óxido durante los ensayos. El espesor de esta capa varió en función de la composición de las aleaciones y las diferentes magnitudes de carga aplicadas.

Adicionalmente, se observó que el engrosamiento de la capa de óxido estuvo acompañado por la incorporación de partículas de carburo desprendidas como resultado de la fractura de carburos de gran tamaño. La propagación de grietas en los carburos aumentó con el incremento de la carga aplicada, lo que sugiere una mayor susceptibilidad al daño mecánico bajo condiciones de mayor carga.

Por otro lado, C. Scandian y col. [31], llevaron a cabo el análisis del molibdeno y el cromo sobre un hierro blanco de alto cromo. Con base en sus resultados de desgaste por deslizamiento, reportaron que la presencia de cromo en una matriz monofásica incrementa la dureza conforme aumenta el contenido de molibdeno, lo cual, la resistencia al desgaste se ve favorecida ya que el volumen perdido disminuye. Sin embargo, al incorporar hasta un 32% de Cr, el coeficiente de fricción experimenta una disminución en combinación con el molibdeno.

Una de las estrategias más recurridas por investigadores para mejorar la resistencia al desgaste bajo condiciones de deslizamiento, y al mismo tiempo no afectar la tenacidad de los hierros, es conseguir un refinamiento de la microestructura directamente de colada como ya se había mencionado anteriormente. En un caso particular, se reportó una disminución del tamaño de los carburos precipitados en la matriz, logrando obtener un tamaño más fino ya que es una forma de mejorar las propiedades de resistencia, como lo menciona Bedolla y col. [4]. A continuación, se describen algunos de los elementos microaleantes, especialmente el efecto del bismuto sobre la microestructura de los hierros fundidos.

2.9 Efecto de la adición de bismuto sobre hierros fundidos.

Las adiciones de bismuto se ven comúnmente en la fabricación de hierro dúctil, y maleable, con el propósito de incrementar el número de nódulos para mejorar la nodularidad; con la presencia del bismuto junto con elementos de tierras raras, entre otros, promueven este efecto sobre las características microestructurales. Además, se reportó que mejora los niveles de enfriamiento, por lo que se tiene la formación de grafito subenfriado en la fundición gris con base a otras investigaciones [7]. En general, el bismuto se caracteriza por ser un metal pesado, brillante, y de un tono color blanco plateado, fácil de separarse. También, se reconoce

usualmente por su bajo punto de fusión (271 °C) como se menciona en la literatura [61]. Así mismo, el bismuto se distingue por algunas propiedades particulares como son:

- Se expande al solidificarse.
- Presenta una baja conductividad térmica a comparación de cualquier otro metal en estado sólido a temperatura ambiente.
- Se considera un metal diamagnético, es decir, toman una imantación en sentido inverso al que tenía cuando se somete a un campo magnético.

De acuerdo con trabajos realizados [7], se reportaron que al añadir con cantidades pequeñas de 0.003% en peso de bismuto a la masa fundida es posible tener un efecto de refinamiento del grafito, provocando el cambio de su morfología. También, se resaltó que el bismuto aumenta la cantidad de subenfriamiento, que se lleva a cabo durante las etapas de solidificación en los hierros fundidos. Las adiciones de tierras raras contrarrestan el efecto del bismuto, por lo que depende principalmente de la cantidad presente de azufre y bismuto.

Por otra parte, se han realizado estudios más a fondo sobre la influencia que tiene la presencia del bismuto en las propiedades mecánicas de un hierro dúctil de sección pesada, ya que uno de los problemas que se exponen es que a una sección amplia se tiene poco recuento de nódulos debido a la baja velocidad de solidificación, permitiendo que los radios de los nódulos crezcan, y las propiedades mecánicas disminuyan, debido a la presencia de grafito grueso embebidos en la matriz. Sin embargo, Song L y col. [6], demostraron que añadir a la masa fundida porcentajes hasta 0.011% en peso de bismuto, se mejora la resistencia a la tracción, tenacidad al impacto y alargamiento de la muestra, por el refinamiento de grafito que causa la presencia de bismuto; en cambio, si el contenido es superior al 0.011% Bi las propiedades mecánicas disminuyen, por el gran número de grafito grueso que se forma, como se observa en la Fig.2.14.

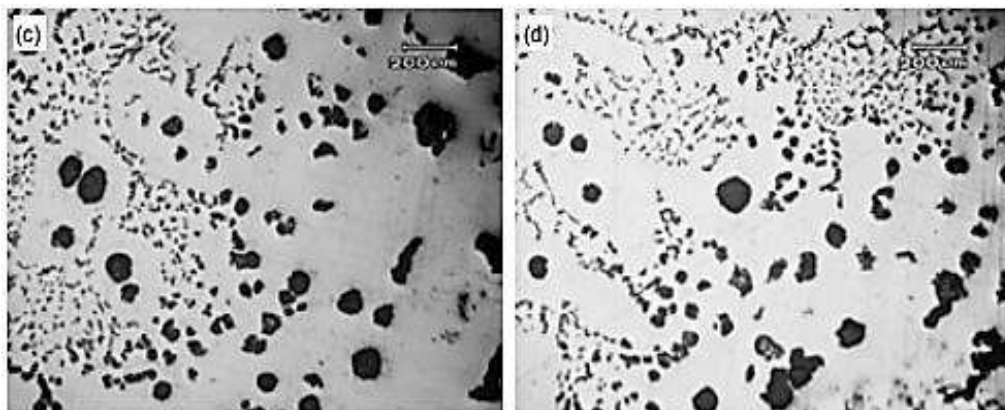


Fig.2.14 Morfología de grafito con diferentes contenidos de Bi; a) 0.011% en peso de Bi, b) 0.014% en peso de Bi [6].

Sin embargo, Glavaš y col. [5], encontraron que el efecto del bismuto en la matriz del hierro dúctil, puede cambiar de una matriz ferrita a una matriz perlita; esto sucede principalmente, por la presencia de carburos de hierro Fe_3C que se facilita su formación por la adición de bismuto a la masa fundida en secciones delgadas ya que al incrementar el espesor de las secciones disminuye la velocidad de enfriamiento y, es posible tener una matriz ferrítica porque los átomos de carbono difunden al grafito y la fase austenita queda pobre en carbono y se alcanza a transformarse en ferrita.

2.10 Comportamiento del bismuto en combinación con otros elementos aleantes.

Al igual que el bismuto, los elementos de las tierras raras también presentan muy poca solubilidad en la mayoría de las aleaciones. Así que el bismuto en combinación con tierras raras ha sido estudiado por P. Ferro y col. [62] donde el bismuto en combinación de elementos de tierras raras sobre la microestructura de un hierro dúctil casi eutécticas de secciones gruesas mejoran positivamente el tamaño de los nódulos de grafito y aumenta el recuento de los nódulos, esto se debe principalmente por la combinación del bismuto con elementos de tierras raras que forman compuestos intermetálicos estables que actúan como núcleos heterogéneos para la nucleación de grafito.

Sin embargo, la influencia del bismuto junto con RE sobre la microestructura de los hierros blancos de baja aleación también crea un efecto sinérgico ya que se registró la disminución del tamaño de los carburos eutécticos mediante la adición de una mezcla de Fe-Ti-RE-Bi, así mismo, se vio limitado el crecimiento de la red de carburos; esto se debe por la presencia de

RE y Bi que segregan en la interface carburo/matriz por su baja solubilidad en el hierro. Además, con la adición de estos elementos en el líquido se genera un alto grado de subenfriamiento que promueve significativamente el refinamiento de la fase austenita, provocando un incremento en la resistencia al desgaste por la presencia de una microestructura más fina y menos interconectada como lo reporto A. Bedolla y col.[4].

Con base a otros trabajos experimentales [63], se sabe que el bismuto tiene una gran influencia en piezas de hierro dúctil de sección delgada, ya que actúa como un refinador del grafito; para ello, es necesario controlar muy bien la cantidad de bismuto, dado que se encuentra una repuesta favorable con cantidades pequeñas (0.0,0.05,0.1 % Bi) junto con un alto contenido de Si (2.8%) ya que aumenta progresivamente el recuento de los nódulos. El grafito incrementa su refinamiento a medida que aumenta la cantidad de bismuto y silicio en la masa fundida, hasta llegar a una saturación de la misma y los nódulos de grafito finos pasan a ser de sección gruesa como se observa en la Fig.2.15. Por otro lado, el Si disminuye el diámetro de las partículas de grafito haciéndolo más esféricas; lo cual, se reportó que es posible alcanzar una esferoidización superior al 80% del grafito con la presencia de estos elementos. También, para el refinamiento de las partículas de grafito dependen de la velocidad de enfriamiento, como se mencionó en otras investigaciones [64].

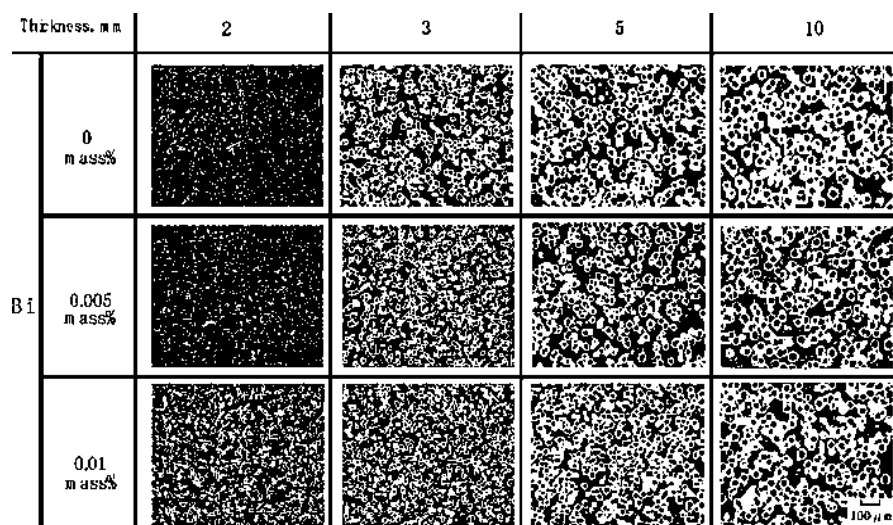


Fig.2.15 Microestructuras de las muestras con variaciones de bismuto con 2.8% en peso de Si [63].

Por otra parte, la morfología del grafito puede cambiar como lo reporto Stieler F y col. [65], donde estudiaron la relación entre el bismuto/cerio en un hierro dúctil, y argumentaron que

el cerio junto con bismuto pueden producir varias formas de grafito (laminar, vermicular, nodular) como se muestra en la Fig.2.16, la cual se observa la presencia del grafito laminar intercelular (ILG) embebido en una matriz ferrítica, este efecto se debe por la presencia del bismuto; sin embargo, este efecto se puede contrarrestar con la adición de cerio a la masa fundida, pero al incrementar la cantidad de cerio el grafito tiende a cambiar su morfología de una manera más esférica y más grueso. Por lo tanto, las adiciones de Ce deben ser en cantidades pequeñas, lo suficientemente para contrarrestar los elementos que forman el grafito laminar, por lo tanto, es necesario tener una relación entre Bi/Ce con el fin de evitar la presencia de grafito grueso y tener una microestructura más fina.

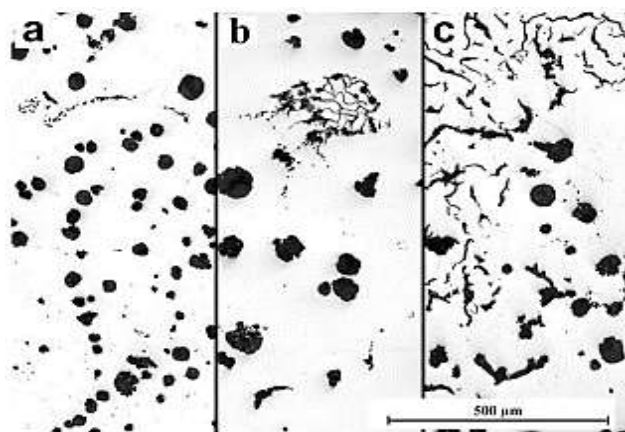


Fig.2.16 Evaluación del grafito intercelular de a) 25 ppm en peso de Bi, b) 73 ppm en peso de Bi, c) laminillas a 110 ppm en peso de Bi [65].

Por otro lado, la presencia de tierras raras puede actuar como centros de nucleación eficaz, es decir, actúa como un factor de refinador de los brazos de austenita. Los efectos de modificación que promueve el bismuto sobre la microestructura se atribuye a la capacidad de los elementos de tierras raras, como lo mencionaron otras investigaciones por Quyen y col. [66, 67]. Se sabe que los elementos de tierras raras son muy afines al oxígeno, por lo que, tienden a formar óxidos de tierras raras como: CeO_2 , La_2O_3 , Ce_2O_3 ; y en muchas de las ocasiones estos óxidos son identificados entre los brazos interdendríticos, por lo que, actúan como agentes nucleantes para la fase austenita. Sin embargo, a medida que aumenta la cantidad de RE la microestructura se ve menos continua y más fina, así mismo, la microestructura de la fase carburo M_7C_3 también se ve beneficiada con la presencia de RE en la masa fundida, como se observa en la Fig.2.17.

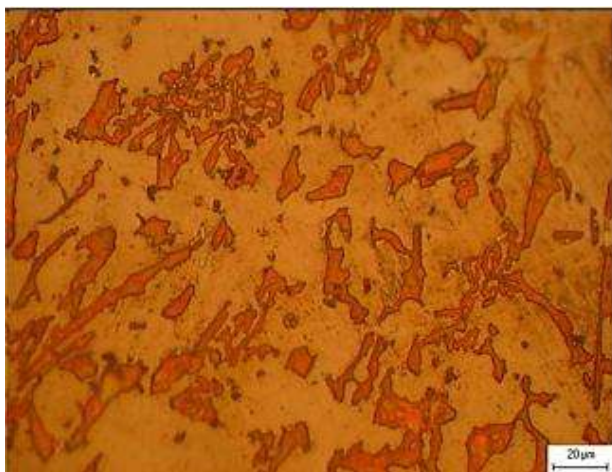


Fig.2.17 Imagen de microscopía óptica captura la superficie de la muestra en dirección a las tierras raras con 0.8% [66].

Así mismo, las propiedades se ven influenciadas en gran manera ya que dependen de la microestructura y composición. De lo contrario, Radulovic M y col. [68], señalaron que al incrementar la cantidad de elementos de tierras raras, disminuye gran parte de la fracción volumétrica de carburos ya que se tiene una cantidad saturada de estos elementos que se reflejan en forma de inclusiones de óxidos, fosfuros, oxifosfuros, oxicarburos y oxifosficocarburos, por lo que, disminuye drásticamente la cantidad de carbono disponible y limita la formación de partículas de carburos. Por otra parte, la disminución de carbono influye el rango de solidificación, dándole un rango más amplio, por lo que retarda el proceso de cristalización formando una alta gama de austenita primaria gruesa y menor cantidad de carburos eutécticos M_7C_3 .

Otro elemento poco soluble en hierros y que ha sido estudiado, es el estroncio. Dojka y col. [69]. Han estudiado el efecto de este elemento sobre los carburos tipo M_7C_3 que se forman en un hierro blanco alto cromo. Se reportó, que el estroncio está relacionado con los valores de longitud y el área de los carburos; se observó que a medida que incrementa la cantidad de estroncio disminuye el tamaño de los carburos, al menos en el rango de estroncio utilizando de 0.05, 0.1, 0.15% en peso y se logró reducir el área y longitud de los carburos.

De acuerdo a la literatura, la adición de elementos poco solubles puede generar un efecto refinador de la fase carburo durante el proceso de solidificación de estos hierros. Esta es la base de la hipótesis para el presente trabajo de investigación.

3 CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.

La Fig.3.1 representa el diagrama de flujo de la metodología de desarrollo experimental para el proyecto de investigación.

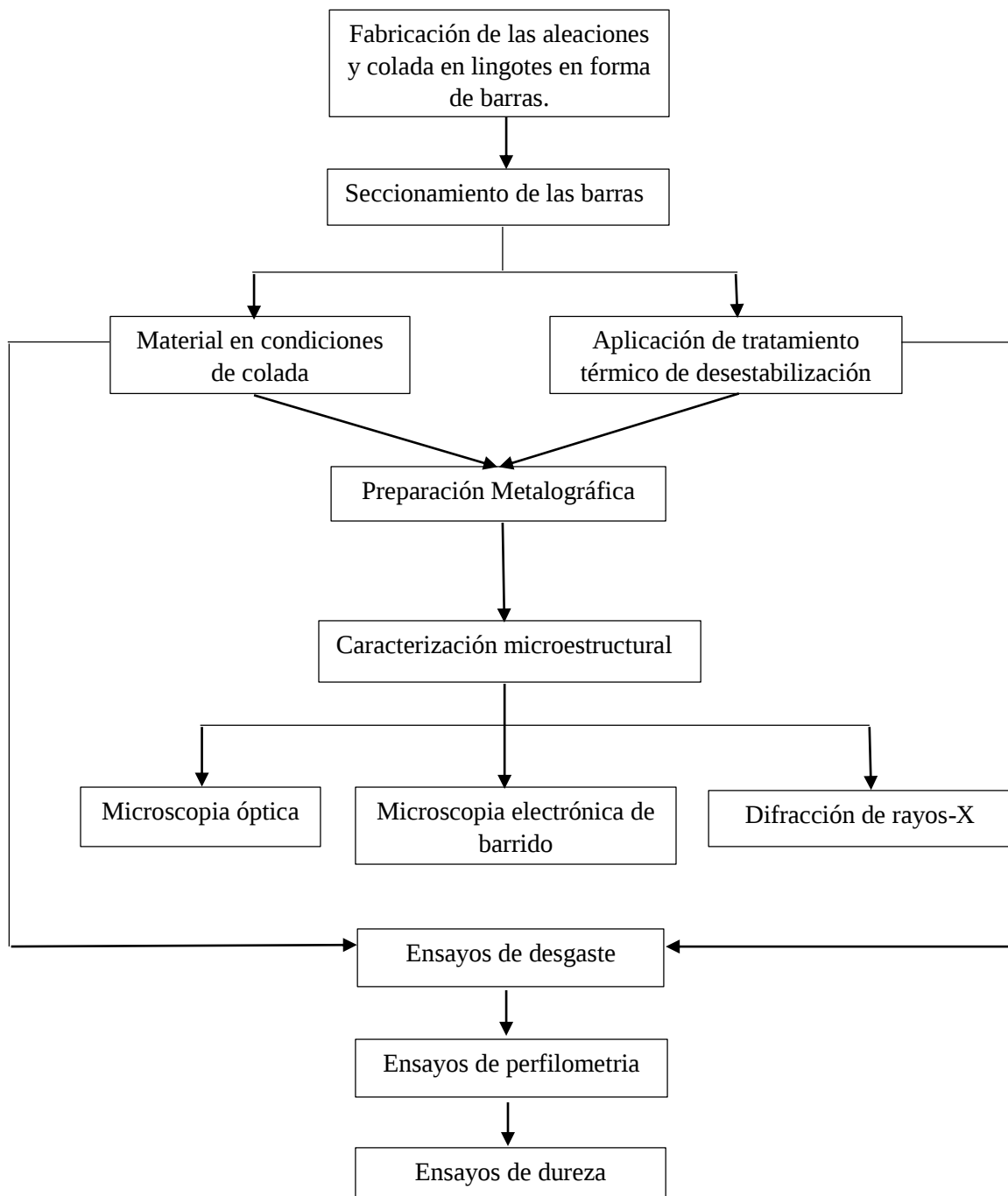


Fig. 3.1 Diagrama de Flujo del desarrollo experimental del presente proyecto.

3.1 Fabricación del material.

Se realizaron cuatro composiciones con cantidades fijas de C, Mo, Ni, Si y Cr. En el caso de Bi, como el objetivo del estudio es analizar el efecto segregante del bismuto en la microestructura, se adicionaron pequeñas cantidades de este elemento las cuales fueron de 0.05, 0.10 y 0.20 % en peso. La Tabla 3.1 muestra la composición planeada de las cuatro aleaciones para este propósito.

Tabla 3.1 Composiciones químicas propuestas de las aleaciones (% en peso).

Aleaciones	Fe	C	Mo	Ni	Si	Cr	Bi
1	Bal.	3.0	1.0	1.0	0.5	15.0	-
2	Bal.	3.0	1.0	1.0	0.5	15.0	0.05
3	Bal.	3.0	1.0	1.0	0.5	15.0	0.10
4	Bal.	3.0	1.0	1.0	0.5	15.0	0.20

Las aleaciones se fabricaron mediante fundición en un horno de inducción con capacidad de 30 Kg (Fig. 3.2). Como la cantidad de material a fabricar era mucho menor que la capacidad del horno, se introdujo un crisol de carburo de silicio en el hueco del horno para poder fundir una capacidad de cinco kilogramos en cada colada. Una vez líquido el metal, este se vació en moldes de arena para obtener barras rectangulares de dimensiones 25 x 12 mm x 250 mm. Para la fabricación de las aleaciones se utilizaron materias primas de alta pureza para acercarse lo más posible a la composición planeada.



Fig. 3.2 Horno de inducción con capacidad de 30 Kg para la fundición de aleaciones.

Para la fabricación de las aleaciones se utilizó como material base una aleación de hierro con 4 % de carbono conocida como metal Sorel o arrabio. En la tabla 3.2 se muestra la composición de la ferroaleación.

Tabla 3.2 Composición de la aleación Sorel.

Elemento	C	S	P	Si	Mn	Fe
% en peso	3.798	<0.150	0.146	0.020	0.022	95.62

En el caso de las adiciones de cromo, silicio, níquel y bismuto , se utilizaron en forma de elementos puros (rango de pureza entre 99.6-99.9%). En caso del molibdeno, este se agregó mediante ferroaleaciones cuyas composiciones se observan en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 Composición química del ferro-molibdeno (Fe-Mo).

Elemento	C	Cu	Si	P	S	Mo	Fe
% (peso)	0.10	0.30	0.90	0.03	0.03	61.10	Bal.

En base a la disposición de los elementos necesarios en forma pura o en forma de ferroaleación, se realizó un balance de carga para obtener la composición deseada en cada colada para fundir cinco kilogramos de material; quedando el balance como se muestrea en la Tabla 3.4. Es preciso mencionar que como el proceso de fusión es abierto, algunos de los elementos que se agregan suelen reaccionar considerablemente con el oxígeno y parte de ellos se pierde por oxidación en el proceso. En estas condiciones es necesario compensar estas pérdidas por oxidación. Para el presente balance solo se consideraron pérdidas en el orden del 10% en peso para el silicio, el cromo y el bismuto adicionados.

Tabla 3.4 Balance de materiales para obtener 5 kg de las aleaciones planeadas.

Aleación 1, composición 3%C, 15%Cr, 0.5%Si, 1%Mo, 1%Ni y Fe Bal. (% en peso)						
	Cr	Si	Fe-Mo	Ni	Bi	Sorel
Peso (g)	750	25	81.96	50	0	4093.04
Perdidas	10%	10%	0	0	0	0
Total (g)	825	27.5	81.96	50	0	4093.04

Aleación 2, composición 3%C, 15%Cr, 0.5%Si, 1%Mo, 1%Ni, 0.05%Bi y Fe Bal.(% peso)

	Cr	Si	Fe-Mo	Ni	Bi	Sorel
Peso (g)	750	25	81.96	50	2	4093.04
Perdidas	10%	10%	0	0	10%	0
Total (g)	825	27.5	81.96	50	2.2	4093.04

Aleación 3, composición 3%C, 15%Cr, 0.5%Si, 1%Mo, 1%Ni, 0.10%Bi y Fe Bal. (% peso)

	Cr	Si	Fe-Mo	Ni	Bi	Sorel
Peso (g)	750	25	81.96	50	3	4093.04
Perdidas	10%	10%	0	0	10%	0
Total (g)	825	27.5	81.96	50	3.3	4093.04

Aleación 4, composición 3%C, 15%Cr, 0.5%Si, 1%Mo, 1%Ni, 0.20%Bi y Fe Bal. (% peso)

	Cr	Si	Fe-Mo	Ni	Bi	Sorel
Peso (g)	750	25	81.96	50	6	4093.04
Perdidas	10%	10%	0	0	10%	0
Total (g)	825	27.5	81.96	50	6.6	4093.04

3.2 Elaboración del molde.

El molde se diseño para obtener cuatro barras de sección transversal rectangular de 25 x 12 mm y 250 mm de longitud, por lo que se utilizó una caja de acero con las dimensiones requeridas de las barras a fabricar como se muestra en la Fig. 3.3, la forma de las barras consta de un cilindro que se encuentra en la parte superior de la barra el cual tiene función de alimentador y mazarota, la parte inferior es propiamente la barra con las dimensiones ya mencionadas y que es la parte de material que fue estudiada (Fig. 3.4).



Fig. 3.3 Caja metálica para la fabricación de las barras.



Fig. 3.4 Modelo metálico para moldeo en arena en verde.

El molde se fabricó de arena por el proceso de moldeo en verde; este consiste en la preparación de una mezcla con arena sílica (SiO_2) de granulometría 50/60, bentonita sodica, bentonita calcica y carbon marino como aglutinantes (Fig.3.5), y un porcentaje de alrededor del 3% en peso de agua. La humedad hace reaccionar los componentes para darle al molde resistencia y plasticidad durante el apisonado. La bentonita sodica ademas de aglutinación le da resistencia al molde a altas temperaturas (temperatura de vaciado del metal del orden de 1500°C). La granulometría adecuada de la arena sílica le proporciona permeabilidad necesaria para que escapen los gases producidos cuando se vacia el metal al molde. Por otro lado, el carbon marino mejora la conductividad termica del molde, etc. La relación de la mezcla con respecto al peso de la arena se muestra en la Tabla 3.5

Tabla 3.5 Porcentajes de la pre-mezcla.

Bentonita sodica	2-5%
Bentonita calcica	2-5%
Carbon marino	3%
Agua	3-4%

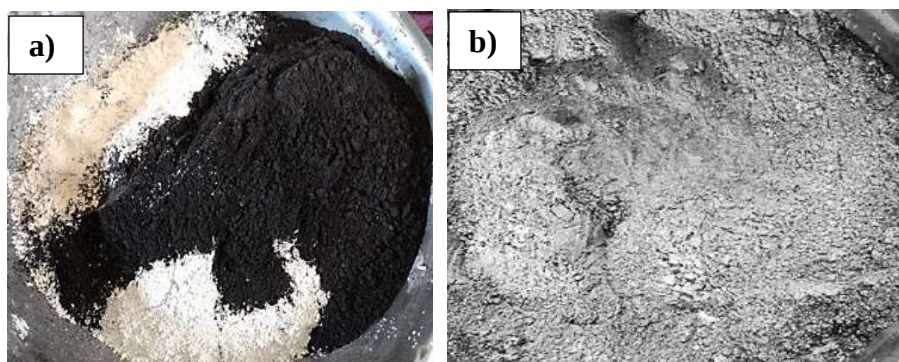


Fig. 3.5 a) Bentonita sódica, bentonita cálcica y carbón mariano, b) Pre-mezcla de bentonita sódica, bentonita cálcica y carbón marino.

Proceso de moldeo en verde.

A la mezcla de arena silica y agregados se le adicionó entre 3 y 4% de agua y se mezcló; a continuación se preparó el molde colocando en la caja cuadrada rectangular de 150 mm con longitud de 300 mm los modelos mostrados anteriormente en la Fig. 3.4. Se vertió arena y se procedió a compactarla de manera manual con una presión moderada para conservar la permeabilidad. El proceso se realiza en pasos hasta llenar el molde como se observa en la Fig. 3.6.



Fig. 3.6 Moldeo en verde de las barras.

3.3 Fundición.

Las materias primas fueron colocadas en un crisol de carburo de silicio el cual se distribuye al interior del horno como se observa en la Figura 3.7. La carga inicial fue solo del material soret, una vez líquido se empezaron a adicionar los aleantes como níquel, silicio, ferromolibdeno y finalmente el cromo. Con temperaturas entre 1500 y 1550°C se adicionó el elemento bismuto justo antes de vaciar el metal.



Fig. 3.7 Crisol con los elementos de aleación antes y en el transcurso de la fundición.

Antes de vaciar el metal líquido al molde, se limpió (se eliminó la escoria de la superficie) mediante un polvo escorificante cuya función es aglutinar la escoria líquida que flota en la superficie y poder eliminarla de manera mecánica mediante una barra. De esta manera se evita la entrada al molde de partículas de óxido u otro tipo de inclusiones. La Fig. 3.8 muestra el momento del vaciado de las aleaciones del crisol al molde.



Fig. 3.8 Vaciado del metal líquido en molde de arena.

3.4 Seccionamiento de las barras.

Para el seccionamiento del material se utilizó una cortadora metalográfica (Fig.3.9). El corte se realizó a una velocidad de giro del disco muy rápido, con una carga muy lenta y alto flujo de refrigerante para evitar el calentamiento de la superficie y una alteración en la microestructura del material, así como agrietamiento de los carburos.



Fig. 3.9 Cortadora metalográfica Buehler modelo AbrasiMet 250.

3.5 Tratamiento térmico.

Los tratamientos térmicos de desestabilización se realizaron en una mufla de calentamiento mediante resistencia eléctrica marca Carbolite (Fig. 3.10) en atmosfera de aire.



Fig. 3.10 Horno eléctrico marca Carbolite para tratamientos térmicos.

Antes de llevar a cabo el tratamiento térmico las muestras fueron recubiertas con pintura refractaria para evitar su oxidación. El tratamiento térmico consistió en calentar hasta una temperatura de 900°C a una velocidad de 10° por minuto con un tiempo de permanencia de 45 min a la temperatura de 900°C, posteriormente las barras fueron extraídas del horno y enfriadas al aire como se observa en la Fig. 3.11.

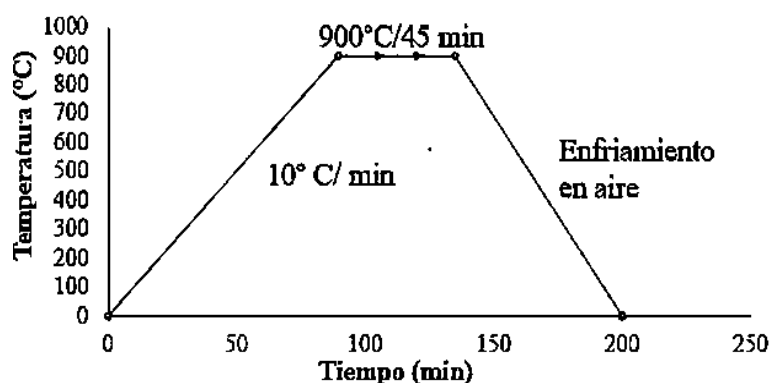


Fig. 3.11 Esquema del tratamiento térmico de desestabilización.

3.6 Preparación metalográfica.

Cada una de las muestras en condiciones de colada y tratadas térmicamente fueron sometidas a desbaste utilizando papel abrasivo de carburo de silicio de granos 80, 120, 240, 320, 400, 600, 800 y 1200 con la ayuda de una pulidora de la marca Buehler modelo MetaServ 250 (Fig.3.12). Posteriormente se les aplicó un pulido utilizando un paño de nylon, lubricante y pasta de diamante de 6 μm como abrasivo. Para finalizar, se pasó por un pulido más fino con pasta de diamante de 1 μm . Luego, las muestras pulidas fueron atacadas con la solución reactivo Villela (2.5 ml de HCl, 0.5 gramo de ácido pícrico y 50 ml de etanol) con una permanencia de 7 segundos, con la finalidad de revelar la microestructura. Las muestras en estas condiciones fueron utilizadas para la caracterización mediante estudios de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X.

Adicionalmente, para la medición del contenido de carburos eutécticos, las muestras preparadas metalográficamente fueron atacadas mediante la inmersión de estas por 24 horas en una solución de 50 ml de FeCl_3 , 20 ml de HCl y 390 ml de etanol. Este tipo de ataque corroe de manera considerable la matriz dejando intactos los carburos eutécticos. De esta manera, al observar la superficie de la muestra bajo el microscopio óptico se observa un gran

contraste entre la matriz y los carburos, por lo tanto, mediante análisis de imágenes es posible medir de manera confiable el contenido de cada una de estas dos fases en la microestructura del material (Figura 3.13).



Fig. 3.12 Pulidora marca Buehler modelo MetaServ 250.

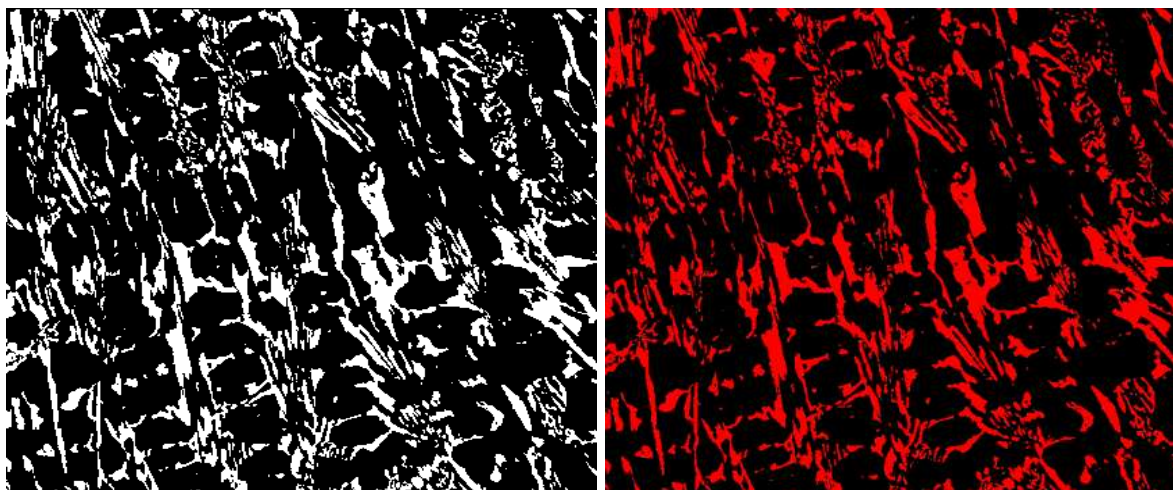


Fig. 3.13 Imágen obtenida del microscopio óptico de la aleación 2 en condiciones de colada para la cuantificación de carburos mediante el software SigmaScan Pro.

3.7 Caracterización microestructural.

La caracterización para cada muestra se llevó a cabo mediante el microscopio óptico (MO), microscopia de barrido (MEB) y difracción de rayos-X (DRX) para la identificación de las fases presentes.

El análisis por MO se realizó en un microscopio de la marca ZEISS con magnificaciones de 50, 100, 200 y 500 de magnificaciones (Fig. 3.14) para el detalla microestructural. Para el caso de la medición del volumen de la fase carburo eutéctico se tomaron 15 fotografías a 200 magnificaciones de manera aleatoria en cada muestra para poder realizar la medición mediante el software SigmaScan (Fig. 3.13).



Fig. 3.14 Microscopio Óptico marca ZEISS.

En el caso de la caracterización electrónica de barrido, esta se realizó con un microscopio de la marca JEOL modelo 7600 (Fig. 3.15) trabajando con 15 KV para poder observar el detalle de las fases a altas magnificación, se realizó análisis químico puntual con espectroscopia de energía dispersa (EDS) y mapeo elemental para complementar el proceso de caracterización.



Fig. 3.15 Microscopio electrónico de barrido marca Joel modelo 7600.

Se realizaron ensayos de DRX para identificar de manera precisa la estequiometria de las fases que se formaron en la microestructura de la aleación. Se realizó este estudio para cada una de las muestras mediante un difractometro de la marca Bruker® modelo D8 ADVANCE DAVINCI utilizando radiación Cu-K α en un rango angular de 2θ de 30° a 90° (Fig. 3.16). El

proceso de indexación de los picos resultantes se realizó mediante la ayuda de la base de datos del software Match!4 con que cuenta el equipo de difracción.



Fig. 3.16 Difracción de rayos- X marca Bruker® modelo D8 Advance.

3.8 Ensayos de desgaste.

Los ensayos de desgaste se llevaron a cabo mediante deslizamiento en seco con la geometría block-on-ring, siguiendo la norma ASTM G77. Para ello, se empleó una máquina diseñada para pruebas de desgaste (Fig. 3.17), utilizando como material de contracara un anillo de acero M2 en estado endurecido. Las pruebas se aplicaron a las 4 aleaciones tanto en condiciones de colada como tratadas térmicamente, utilizando cargas de 52 y 103 N. Durante el ensayo, el anillo giró a 200 rpm para obtener una velocidad de deslizamiento de 0.69 m/s a una distancia total de 500 m.

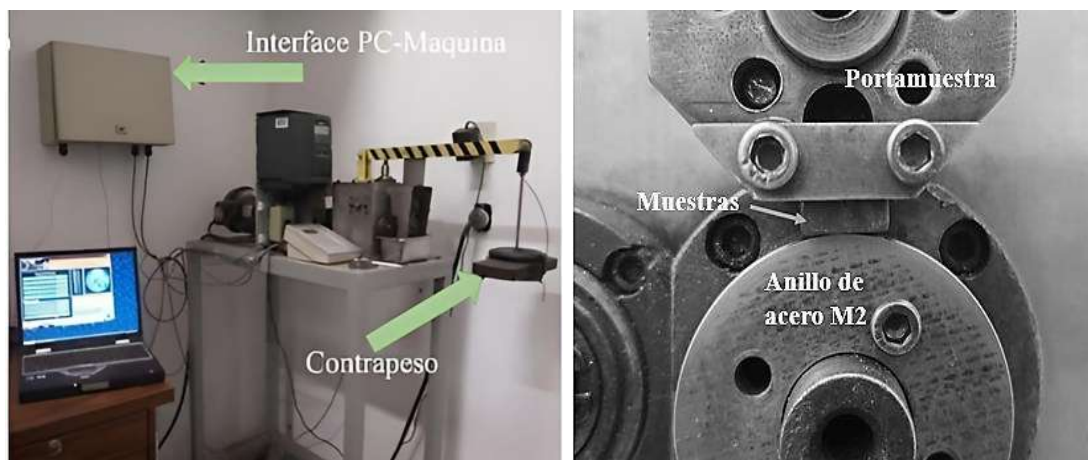


Fig. 3.17 Ensayo de desgaste por deslizamiento.

3.9 Ensayos de perfilometría.

Las huellas de desgaste se analizaron mediante perfilometría óptica 3D marca Nanovea® (Fig. 3.18). Este equipo genera o digitaliza la superficie desgastada y permite evaluar una serie de situaciones sobre la topografía de la superficie: rugosidad de la superficie, volumen perdido de material, tamaño y profundidad de la huella desgastada como se observa en la Fig.3.19.

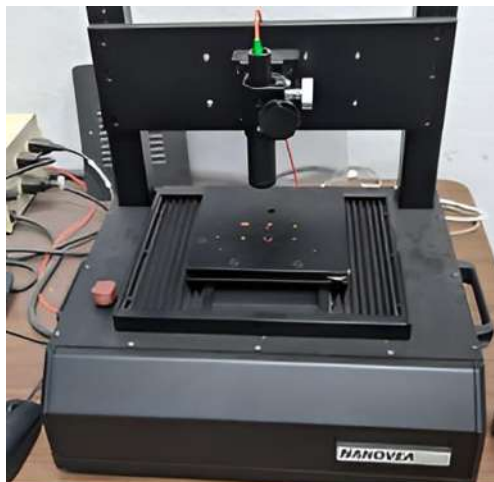


Fig. 3.18 Perfilometría marca Nanovea.

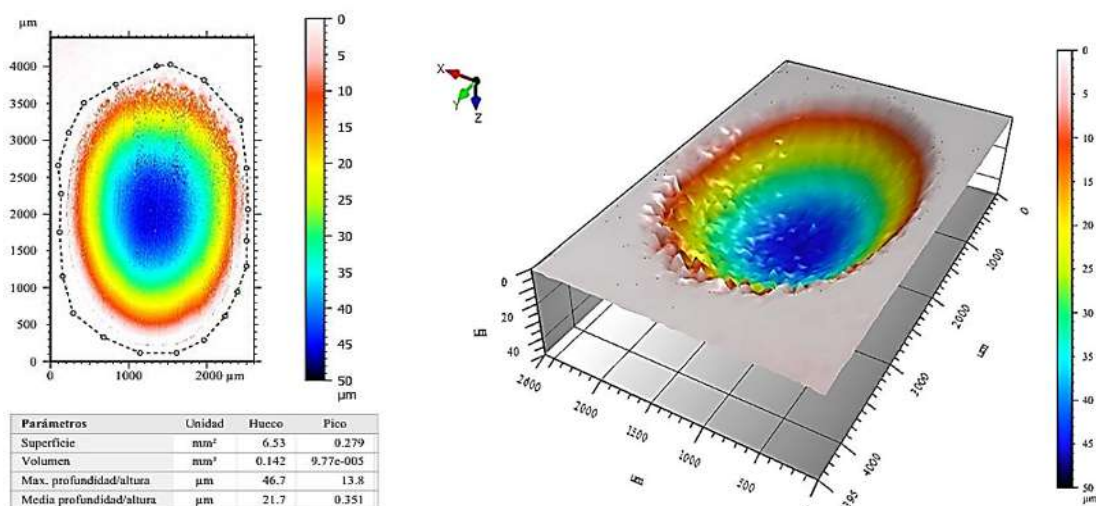


Fig. 3.19 Huella desgasta de la aleación 1 obtenida por perfilometría óptica.

3.10 Dureza.

Las durezas generales para cada aleación, se midieron con el apoyo de un durómetro en escala Vickers para la medición de la dureza general y microdureza (Fig.3.20), las pruebas se llevaron a cabo con a la norma ASTM E92[70].

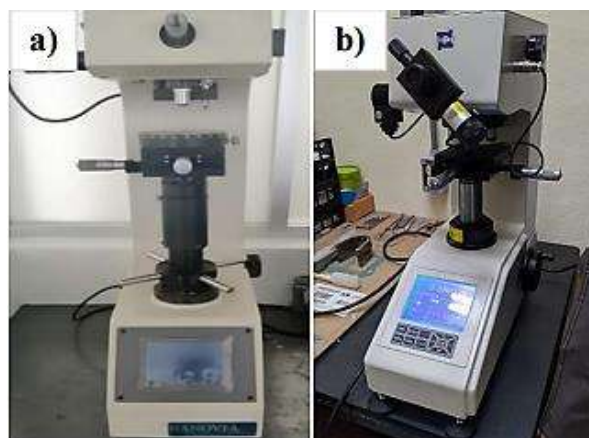


Fig. 3.20 a) Durómetro Vickers marca Nanovea, b) Microdurometro Vickers marca Time.

3.11 Caracterización después del ensayo de desgaste por deslizamiento.

Después del ensayo de desgaste por deslizamiento en seco, las muestras en condiciones de colada y tratadas térmicamente fueron analizadas mediante el microscopio electrónico de barrido, con el fin de observar la superficie desgastada y analizar el mecanismo de desgaste. Así mismo, a las muestras se les realizó un corte transversal, con el propósito de analizar la deformación plástica bajo la superficie desgastada.

4 CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIONES.

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos en cada uno de los ensayos planteados en el desarrollo experimental. Se realizaron ensayos de ocho aleaciones en total, las cuales cuatro fueron analizadas en condiciones de colada y cuatro tratadas térmicamente. Así mismo, los resultados se discuten con el apoyo de otras investigaciones similares a la aleación de interés.

4.1 Análisis químico.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos del análisis químico por espectroscopia de emisión de chispa de las cuatro aleaciones en condiciones de colada (tabla 4.1). Cabe mencionar, que los porcentajes en pesos obtenidos para cada aleación se aproximan a la composición propuestas en la tabla 3.1.

Tabla 4.1 Análisis químico de las aleaciones fabricadas (% peso).

Aleaciones	%C	%Mo	%Ni	%Cr	%Si	%Bi	%Fe
Aleación 1	2.603	0.947	0.969	16.28	0.601	0	Bal.
Aleación 2	2.575	0.934	0.972	16.66	0.580	0.046	Bal.
Aleación 3	2.570	0.917	0.970	16.50	0.607	0.066	Bal.
Aleación 4	3.081	1.104	1.266	16.67	2.398	0.124	Bal.

Como se puede observar en la Tabla 4.1 las aleaciones presentan una composición homogénea para todos los elementos, sin embargo, para la aleación cuatro se destaca un mayor contenido de C y Si a comparación de las primeras tres aleaciones. Por otro lado, la aleación 1 con 0% Bi se considera como la aleación base, en la aleación 2 es de 0.046% Bi, la aleación 3 con 0.066% Bi y de 0.124% Bi en la aleación 4, por lo tanto, se puede considerar que las variaciones microestructurales para las tres primeras aleaciones estarán atribuidas principalmente por la adición del bismuto, y en el caso de la aleación 4 estos cambios estarán correlacionadas con la cantidad de bismuto, carbono y silicio. Como se puede notar, la reducción del bismuto se atribuye principalmente por el bajo punto de fusión de 271°C, y parte del bismuto que se adicionó a la masa fundida se pierde por vaporización ya que el metal líquido se encuentra por arriba de su temperatura de ebullición (1564°C).

4.2 Predicción termodinámica de las fases presentes.

Por otra parte, con el software JMat Pro[®] se realizaron los cálculos termodinámicos con base a la composición química (tabla 4.1). Así mismo, en la Fig. 4.1 se observan el diagrama de equilibrio con las predicciones, donde se muestra la secuencia de solidificación en función del porcentaje de las fases y temperatura. Cabe mencionar que el inciso a) de la Fig 4.1, corresponde a la aleación 2 y se realizó el calculo termodinámico en representación de la aleación 1 y 3, dado que, como se mencionó previamente, sus composiciones presentaron una homogeneidad casi completa. En contraste, la aleación 4 mostró ciertas variaciones, lo que llevó la ejecución de una nueva predicción termodinámica específica.

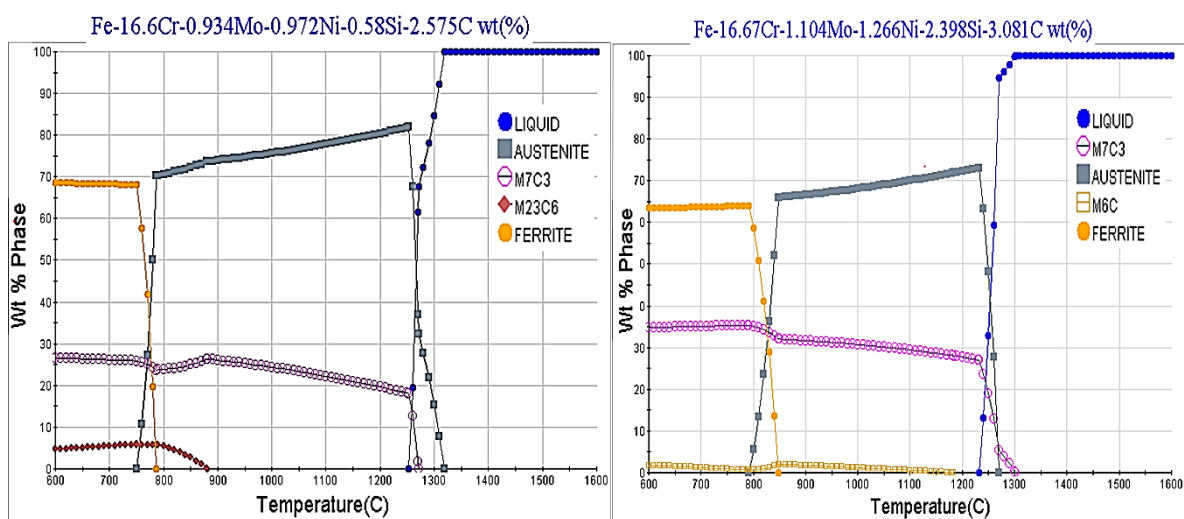


Fig. 4.1 Diagramas de fases de las aleaciones: a) aleación 2 (0.046% Bi) y b) aleación 4 (0.124% Bi).

Con base al diagrama Fig. 4.1 a), se puede observar que la solidificación inicia con la formación de la austenita proeutectica a una temperatura de 1319°C, y a medida que avanza la solidificación hay un rechazo de soluto, y al mismo enriquece el frente de solidificación hasta alcanzar la composición y temperatura eutéctica, donde se forma la austenita y carburos M_7C_3 de manera cooperativa a una temperatura de 1271°C. Por otro lado, a temperaturas por debajo de 900°C el diagrama de equilibrio señala que existe la formación del carburo $M_{23}C_6$ e incluso ferrita. Sin embargo, estas fases no se forman en el material dado que las condiciones de enfriamiento empleadas difieren de las establecidas en el diagrama de equilibrio ya que se ocupan tiempos muy lentos para dar paso a la difusión y alcanzar la formación de estas fases. En el caso de la Fig. 4.1 b), se observa que la solidificación inicia

a una temperatura de 1300°C formando carburos M_7C_3 , y siguiendo la secuencia de solidificación se alcanza la temperatura eutéctica a 1269°C formando austenita y carburos M_7C_3 . Por lo tanto, las cuatro aleaciones están compuestas de carburos eutécticos M_7C_3 en una matriz austenítica.

4.3 Microestructura de las aleaciones directamente de colada.

En la Fig. 4.2 se observa la microestructura de cada una de las aleaciones en condiciones de colada. Se puede destacar que la microestructura está compuesta por las fases observadas en la predicción termodinámica.

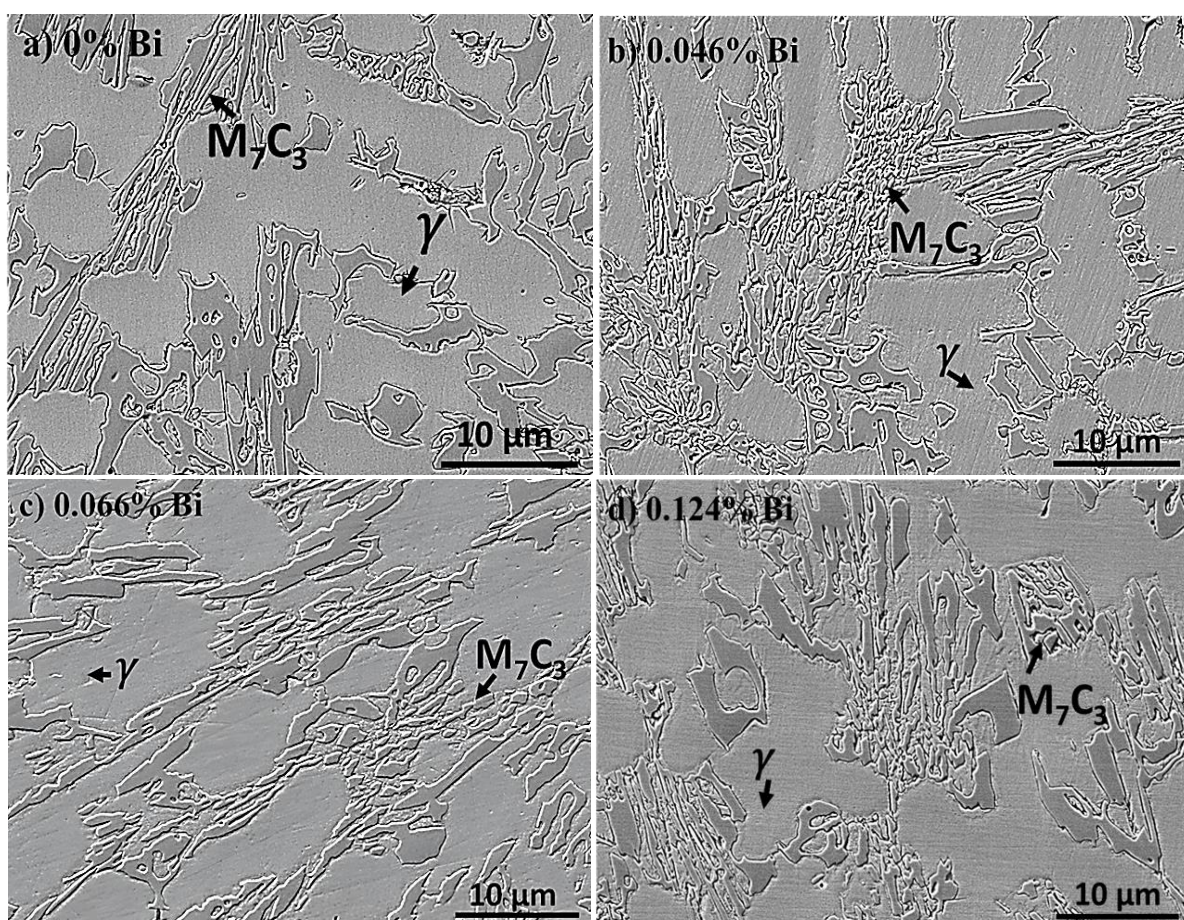


Fig. 4.2. Microestructuras de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, a) aleación 1 (0 % Bi), b) aleación 2 (0.046 % Bi), c) aleación 3 (0.066 % Bi), d) aleación 4 (0.124 % Bi).

De acuerdo con las imágenes (Fig. 4.2) la microestructura final en las cuatro aleaciones está compuesta por una red de carburos eutécticos M_7C_3 embebidos en una matriz austenítica principalmente, y porcentajes pequeños de martensita; estos resultados también han sido

reportados por otros investigadores [1, 71]. Cabe mencionar que, en las micrografías solo se tiene la presencia de los carburos de cromo y no carburos de otra naturaleza, esto se debe por la adición únicamente del cromo como formador de carburo, ya que solo se vertió la cantidad de bismuto en las aleaciones, por lo que, los cambios microestructurales se atribuyen a la adición de bismuto, como lo reportaron en un hierro blanco de baja aleación [4].

Por otra parte, a mayor magnificación de las micrografías (Fig. 4.3) se puede observar la presencia de martensita sobre la periferia de los carburos M_7C_3 , esto se debe a que los átomos de carbono difunden para la formación del carburo y su crecimiento, reduciendo la cantidad de carbono en la interfaz austenita/carburo lo que permite la transformación de austenita a martensita, este fenómeno es muy común en los hierros blancos alto cromo por lo que también se ha reportado en otras investigaciones [24].

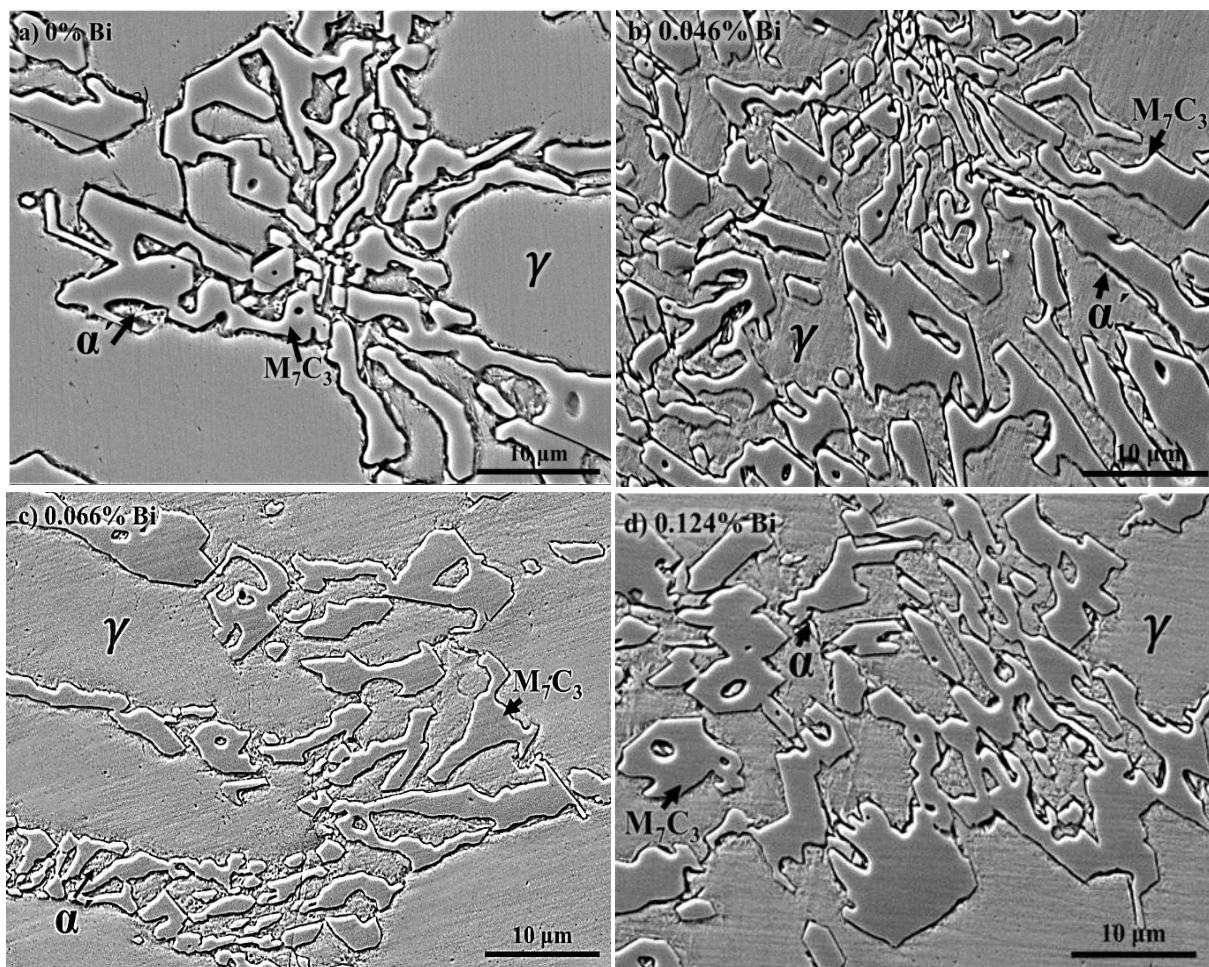


Fig. 4.3. Micrografía en condiciones de colada a mayor amplificación: a) 0% Bi, b) 0.046% Bi, c) 0.066% Bi y d) 0.124% Bi.

Por otro lado, se llevó a cabo una serie de mapeos químicos con el fin de observar la distribución de los elementos de aleación, como se muestra en la Fig. 4.4.

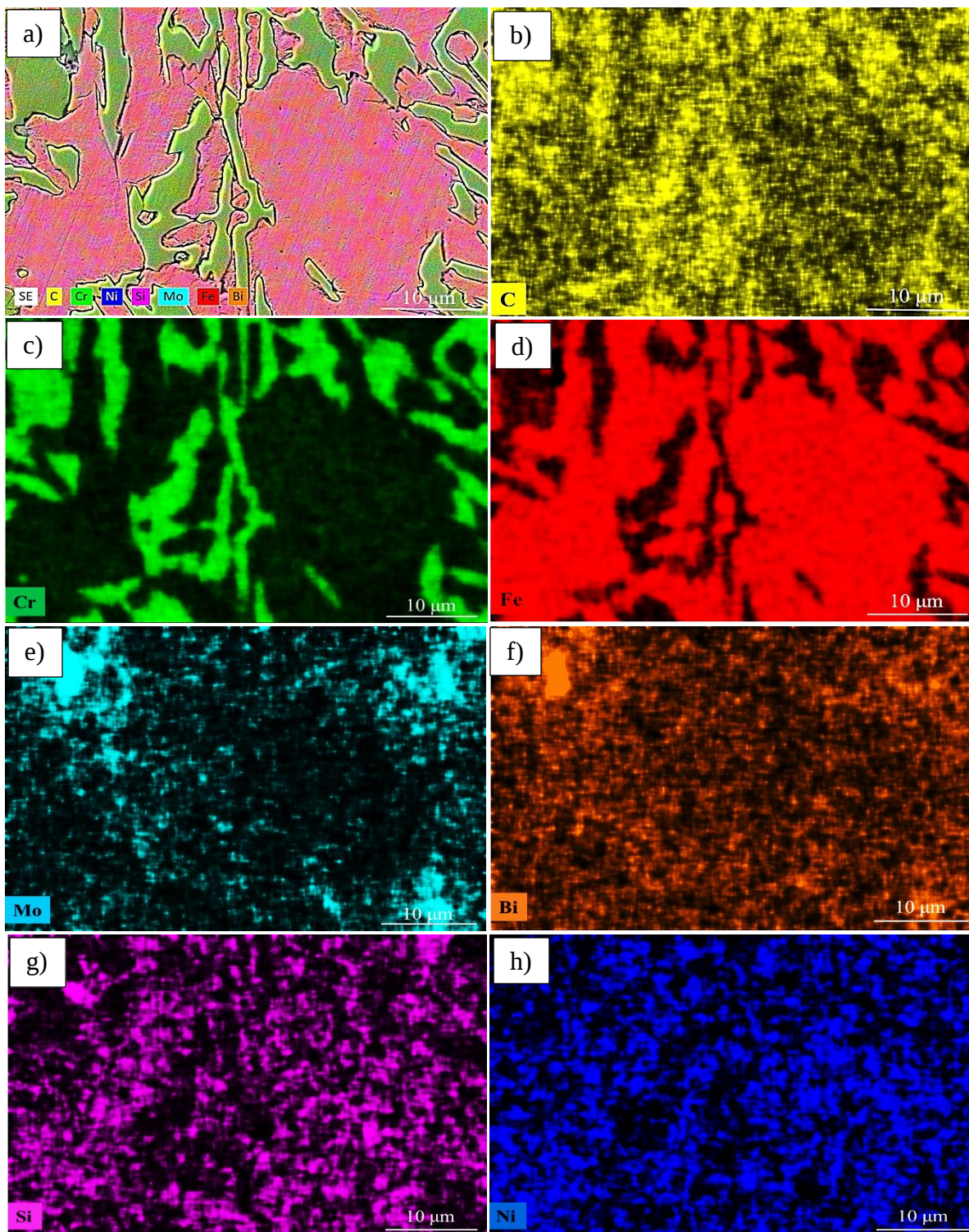


Fig. 4.4. a) Mapeo químico elemental obtenida por EDS de la aleación 2 en condiciones de colada, b) Carbono, c) Cromo, d) Hierro, e) Molibdeno, f) Bismuto, g) Silicio, h) Níquel.

Como se observa en la Fig. 4.4, el carbono (b) se encuentra distribuido principalmente en los carburos y parte en la matriz, mientras que los carburos precipitados corresponden principalmente de cromo (c). Por otro lado, el hierro (d) se encuentra distribuido por toda la matriz, lo cual, se comprueba que es una matriz austenítica, así mismo, el molibdeno (e) está distribuido en los carburos y mayor parte en la matriz, además de formar carburos M_2C , de acuerdo a otras investigaciones; pequeñas cantidades de bismuto (f) está de manera homogénea en la matriz, pero también se alcanza a observar en la periferia de los carburos. En el caso del silicio (g) y níquel (h), se encuentran completamente distribuidos en la matriz, lo cual le proporciona mayor templeabilidad.

Así mismo, se llevó acabo el microanálisis químico puntual en distintos puntos en cada una de las fases presentes en la microestructura del hierro blanco alto en cromo con 0.046% Bi, como se alcanza a observar en la Fig. 4.5.

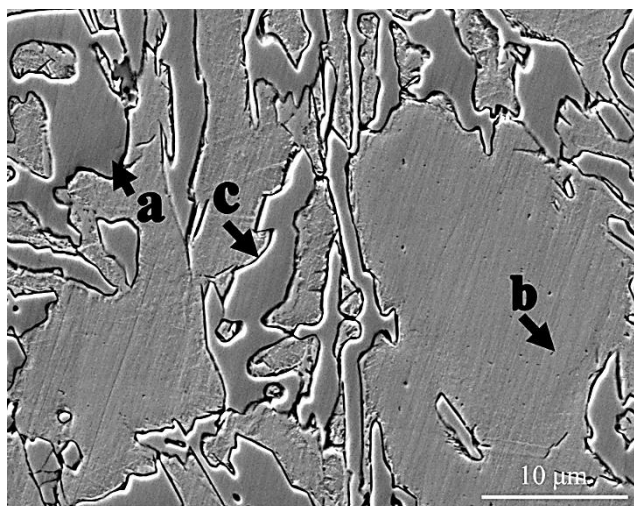


Fig. 4.5. Micrografía obtenida de SEM de la aleación 2 directamente de colada.

Los microanálisis se identificaron con la letra **a** para el carburo M_7C_3 , **b** para la matriz y la interfaz carburo/matriz con la letra **c**.

Para la Fig. 4.6 que corresponde al espectro del carburo, se muestra una alta intensidad del pico de cromo, lo cual, demuestra un alto porcentaje de cromo en el carburo, por lo tanto, corrobora que los carburos son predominantemente de cromo. Así mismo, para el microanálisis **b** (Fig.4.7), se observan los elementos principales en la matriz austenítica, donde se muestra que esta fase se encuentra rico en hierro y otros elementos aleantes como el Ni, Si, Mo y Cr.

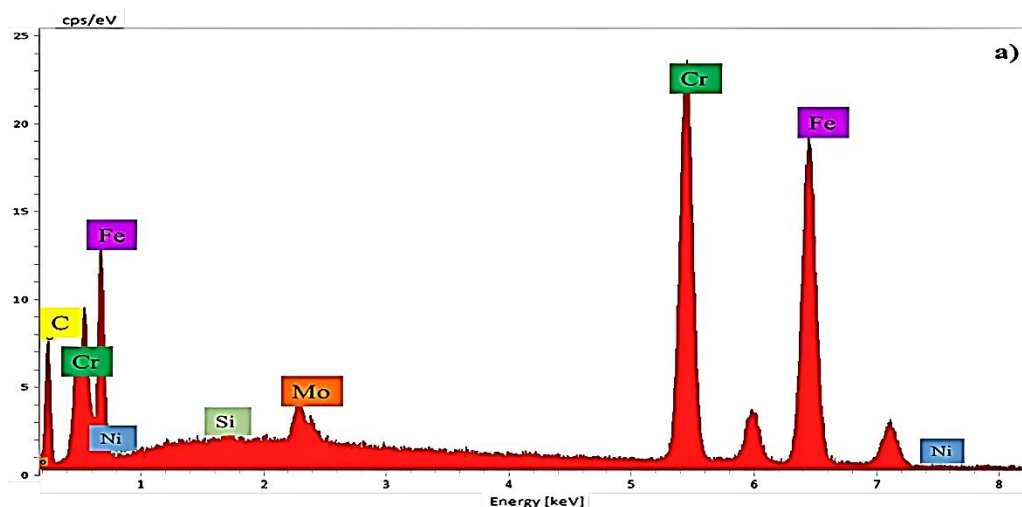


Fig. 4.6. EDS del punto **a** que corresponde al carburo tipo M_7C_3 .

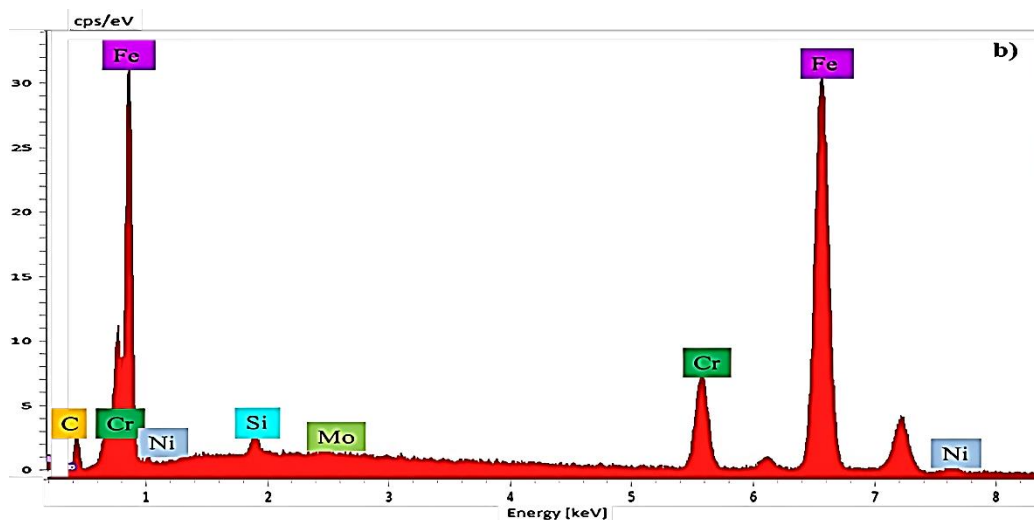


Fig. 4.7. EDS del punto **b** que corresponde a la matriz austenítica.

En la Fig. 4.8 se muestra el microanálisis de la interfaz carburo/matriz, en donde se observa que hay una mayor intensidad del hierro junto con los demás elementos ya mencionados en el microanálisis anterior (Fig.4.7), pero se alcanza a observar picos correspondientes al Bi por lo que se demuestra la presencia del bismuto en la interfaz y parte en la matriz, sin embargo, este argumento no se puede dar con mucha certeza, ya que la cantidad de Bi es muy pequeña, por lo tanto, es difícil identificar su presencia con exactitud pero este argumento ha sido explicado también en otras aleaciones similares [4, 72, 73].

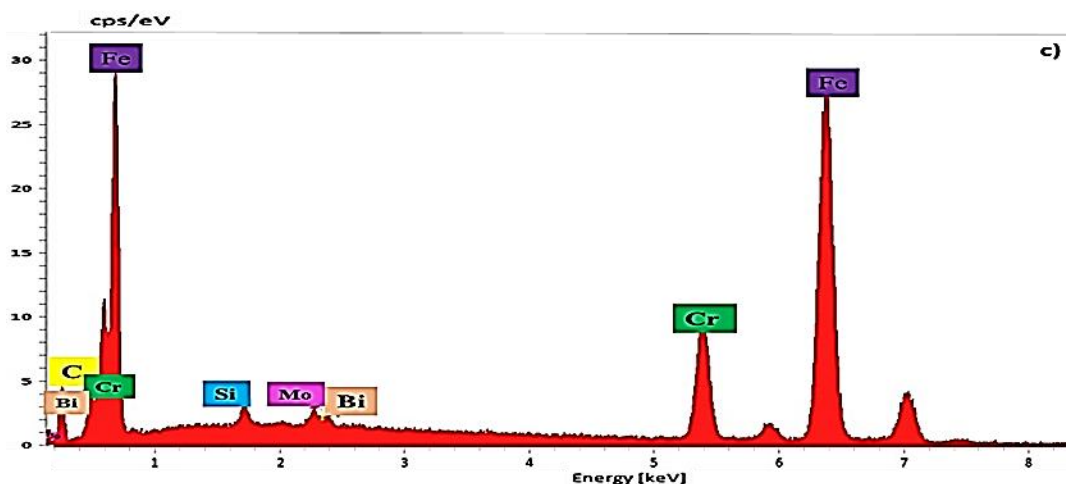


Fig. 4.8. EDS del punto c que corresponde la interfaz matriz/carburo.

Para finalizar la caracterización, la aleación 1 (0% Bi) y la aleación 4 (0.124% Bi) se sometieron a ensayos de difracción de rayos-X (DRX), donde a través de la intensidad y ángulos de difracción correspondientes a los picos característicos, es posible identificar las fases cristalinas presentes en las aleaciones.

En la Fig. 4.9 a) muestra el difractograma de la aleación 1 con 0% de Bi, en donde se identifican los picos característicos correspondientes a la austenita, carburos tipo M_7C_3 y con baja intensidad de la martensita. Para ello, las fases fueron identificadas con base al código de las tarjetas de indexación. Por otro lado, en el caso del difractograma de la Fig. 4.9 b), que pertenece a la aleación 4 con 0.124% Bi, se puede observar que se tienen las mismas fases presentes con la aleación 1, pero con diferentes intensidades como es el caso de la austenita.

Sin embargo, no se detecta la formación de nuevas fases con la presencia de bismuto, por lo tanto, cabe destacar que la adición de Bi no promueve la formación de una nueva fase, sino influye en la modificación microestructural de las aleaciones como ha sido reportado en hierros dúctiles[7].

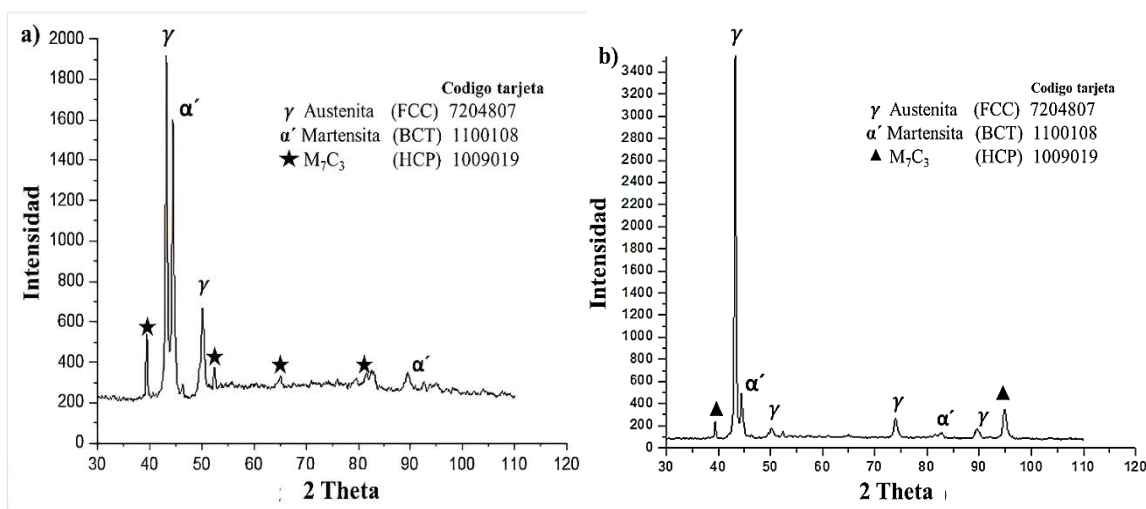


Fig. 4.9. Patrón de difracción de Rayos-X donde se muestran las principales fases, a) aleación 1, b) aleación 4.

Las fases identificadas mediante difracción de rayos-X concuerdan con las fases observadas previamente en el análisis microestructural obtenidas por el microscopio electrónico de barrido (Fig. 4.2).

Después de que se ha discutido la microestructura de cada aleación en condiciones de colada y las fases presentes; a continuación, se analizarán y discutirán los resultados obtenidos por la adición de bismuto sobre la microestructura.

4.4 Refinamiento de la microestructura por efecto del bismuto.

Las fotografías de la Fig. 4.10 muestran el efecto del elemento bismuto sobre la microestructura del hierro colado. De estas fotografías se puede observar de manera general un ligero refinamiento microestructural cuando se adiciona 0.046% Bi, sin embargo, cuando este contenido es superior el efecto se revierte. Es decir, la microestructura se hace más burda. Este comportamiento se observa de manera numérica en la gráfica de la Fig. 4.10 donde se muestra el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios de la estructura del hierro en función del contenido de bismuto. Por ejemplo, para la aleación sin bismuto se observa un espaciamiento de brazos dendríticos secundarios de alrededor de 17 μm, con 0.046% Bi el espaciamiento se reduce a unos 12 μm, para 0.066% Bi el espaciamiento aumenta a 15 μm y cuando el contenido de bismuto aumenta hasta 0.124% el espaciamiento incrementa a 19 μm. De esta gráfica se observa que el efecto refinador más efectivo del bismuto se presenta en

contenidos del orden de 0.05%. Este fenómeno se puede explicar por la segregación del bismuto como se muestra a continuación. De manera general, los elementos de aleación se segregan en la solidificación de las aleaciones; algunos en mayor grado que otros dependiendo de la solubilidad de cada uno de ellos en el solvente. Los átomos de estos elementos soluto son rechazados por la fase sólida y enviados a la fase líquida, la cual sin problemas puede albergarlos. Para que los átomos de estos elementos se distribuyan de manera homogénea en el líquido, se requieren de prolongados tiempos para la difusión de ellos. En estas condiciones, es normal que en la interfase sólido/líquido se acumulen altos contenidos de estos elementos segregantes. Esta acumulación de soluto en la interfase sólido/líquido produce una zona subenfriada de manera constitucional y es entonces común que el frente de crecimiento en estas aleaciones sea dendrítico [74].

En el caso de los hierros blancos con alto contenido de cromo, todos los elementos de aleación generan segregación parcial; una parte del cromo y el carbono por ejemplo se disuelven en el hierro y el resto es segregado al líquido para posteriormente solidificar como un eutéctico austenita/carburo M_7C_3 . El molibdeno parcialmente se disuelve en el hierro y otra parte también segrega al líquido formando parte del carburo M_7C_3 durante el eutéctico. Solo el silicio y el níquel se disuelven de manera total en el hierro al final de la solidificación. Así que la estructura típica es dendrítica por efecto de la segregación de todos estos elementos que genera un subenfriamiento constitucional. Aunado a esto, hay algunos elementos que se adicionan en pequeños contenidos y que prácticamente son insolubles en algunas aleaciones y segregan totalmente a la interfase sólido/líquido produciendo un efecto adicional. Una variable extra que puede causar refinamiento microestructural es la velocidad de solidificación; en el presente caso esta variable es descartada ya que el material fue vaciado a la misma temperatura en molde de arena. Así que el efecto refinador de las aleaciones en el presente trabajo puede atribuirse al contenido de bismuto. Excepto en la aleación 4 donde hay variaciones en los contenidos de carbono y silicio con respecto a las otras aleaciones y estos elementos deben ser considerados. El efecto refinador de elementos insolubles se ha documentado ampliamente en varias aleaciones [75, 76]; como ejemplo, el uso de elementos de las tierras en hierros colados, el uso de boro en aceros, o del mismo bismuto en aceros que altera los contenidos de ferrita y perlita tendiendo a la formación de este último constituyente. Se considera que el bismuto actúa como elemento refinador de la estructura de los hierros de

la siguiente manera; la segregación de bismuto a la parte líquida durante la solidificación y formando ahí compuestos con algún elemento presente en el líquido para generar centros de nucleación para una solidificación heterogénea. Este efecto como generador de núcleos se ha reportado específicamente para hierros grises y nodulares como un inoculante [6]. En estos casos se ha reportado un refinamiento particularmente de la fase grafito por nucleación de estos a partir de compuestos de bismuto y azufre. En el caso de los hierros blancos nunca se ha reportado evidencia de que los compuestos de bismuto sirvan como centros de nucleación para la fase austenita, pero si un aumento en la velocidad de solidificación por efecto de dicha segregación y por lo tanto un posible refinamiento, tal como se observa en la Fig. 4.10. Cuando el contenido de soluto es excesivo, el proceso de avance de la solidificación se retarda mucho conduciendo a un desarrollo muy lento de los brazos dendríticos y generando un mayor espaciamiento dendrítico, lo cual, se puede observar en la misma Fig. 4.10 cuando el contenido de bismuto es alto.

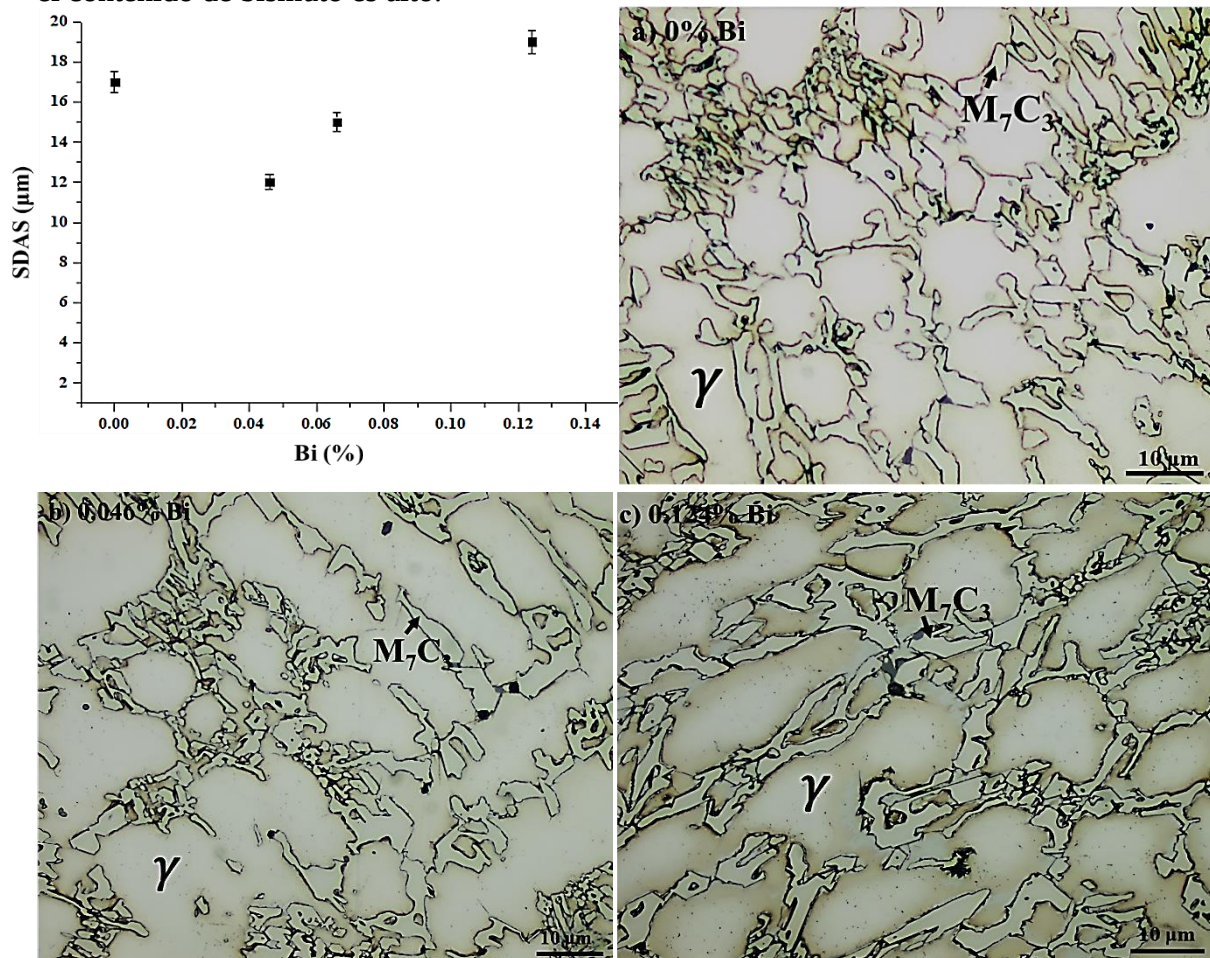


Fig. 4.10. Grafica del espaciamiento dendrítico secundario (SDAS) de las aleaciones y las micrografías.

4.5 Efecto del bismuto sobre la fase carburo.

La Fig. 4.11 muestra el contenido de la fase carburo en función del contenido de bismuto. Sin la presencia de este elemento el contenido de carburos es del 28%, medido como fracción del área, pero equivalente a volumen; con 0.046% Bi, el volumen de carburos es del orden de 35% pero baja a 33% con 0.066% y hasta 26% cuando el contenido de bismuto es de 0.124%. La Fig. 4.11 muestra fotografías de algunas microestructuras evidenciando de manera visual las variaciones en el contenido de carburos eutécticos para ilustrar los resultados reportados de manera numérica en la gráfica de la Fig. 4.11.

De la misma manera, la Fig. 4.12 muestra el tamaño de los carburos y su factor de forma en función del contenido de bismuto. El factor de forma es una manera de medir la “regularidad” de partículas irregulares; es decir, que tan cercana es una partícula a la forma esférica. De acuerdo a la definición de *factor de forma*, un valor cercano a 1 indica una forma circular mientras que un valor cercano a 0 indica una forma lineal. Esto puede observarse a manera de ejemplo en la fotografía de la Fig. 4.12.

De las curvas de la Fig. 4.12 se observa que para el contenido de bismuto de 0.046% los carburos son más pequeños (alrededor de 5 μm en diámetro) y de una forma más regular (factor de forma de 0.76). Sin bismuto, los carburos son de un tamaño cercano a 7 μm y con un factor de forma de 0.64, mientras que para los contenidos más altos de bismuto el tamaño de carburos es de 9 μm y con un factor de forma del orden de 0.5. De la misma manera que para el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, el bismuto presenta una efectividad a un contenido específico; en este caso, al contenido de 0.046%. A este contenido de bismuto los carburos son más pequeños y de forma más regular.

Se sabe que, en condiciones de enfriamiento habituales, el hierro blanco alto-cromo hipoeutéctico solidifica primero como dendritas de austenita. Estas dendritas crecen hasta que ocurre la reacción eutéctica. Puede ocurrir una reacción eutéctica normal o un eutéctico divorciado, dependiendo de la composición del líquido, de la presencia de impurezas ternarias, así como de la velocidad de enfriamiento. Cualquiera que sea el caso, se ha documentado que la primera fase que se forma es el carburo como pequeños núcleos entre los brazos dendríticos [1] y se desarrolla como barras alargadas en la dirección cristalográfica [0001] y después incluso presenta un enramamiento a medida que avanza la solidificación

eutéctica. Los carburos eutécticos se solidifican en la morfología de barras alargadas cuando el crecimiento está dominado por la ampliación de dichas barras orientadas en el flujo de calor y el crecimiento en otras direcciones está limitado [77].

Si una alta fracción de dendritas de austenita pudiera ramificarse en áreas locales dentro del metal líquido antes de la solidificación eutéctica, la formación en estas condiciones, el carburo tendría que nuclear y crecer solo dentro de estas regiones interdendriticas. Hay dos factores importantes a considerar para favorecer este proceso: una disminución en la cantidad de carbono equivalente (CE) para permitir la formación de un mayor número de dendritas primarias de austenita, o una introducción de núcleos suficientes para promover la nucleación heterogénea de dendritas de austenita en hierro líquido. Además, si ocurre un eutéctico divorciado en lugar de uno normal, la austenita eutéctica crecerá directamente desde las dendritas primarias, lo que resulta en una mayor continuidad con la matriz. Este fenómeno limita el crecimiento del carburo y también reduce las áreas donde puede desarrollarse. Esto indica que siempre es conveniente, de ser posible, crear centros de nucleación para los carburos eutécticos. No se tiene evidencia de ello, pero el bismuto podría estar generando centros de nucleación de la fase carburo como lo hace con el grafito en hierros grises y nodulares [5].

La discusión anterior está basada en hipótesis teóricas que coinciden con experimentos de solidificación, y los resultados están bien documentados. Parece que estas condiciones ocurren cuando se añade algo de bismuto por el refinamiento que se observa. Particularmente el refinamiento de los carburos puede ser respaldado por teorías de segregación, es decir, por la presencia de elementos de baja o nula solubilidad en ambas fases eutécticas.

De la Fig. 4.8 se puede observar que el Bi se segrega en la interfaz carburo/matriz, como lo demuestran algunos investigadores [4, 73, 78, 79] donde explican el cambio en la morfología de los carburos debido a la segregación en la interfaz, particularmente en hierros donde el carburo es M_3C . Una suposición general atribuida a Li y Smith [73] es que, dado que el coeficiente de partición de los elementos tierras raras y Bi es muy bajo en ambas fases, se espera una acumulación de estos elementos antes de la interfaz sólido-líquido. A nivel local, la interfaz es microscópicamente plana, como en el crecimiento pseudo-laminar. Como resultado, la concentración de estos elementos variará de un lugar a otro, siendo mayor en el

centro de cada placa de carburo en crecimiento. Una alta concentración de elementos de bajo punto de fusión reduce la temperatura de equilibrio local sólido/líquido, lo que retrasa el crecimiento de la fase carburo. La alta concentración de soluto también promoverá la división de dicho carburo durante su crecimiento, produciendo al final carburos más pequeños.

En términos generales, lo que ocurre aquí con el elemento bismuto podría ser análogo a lo observado y documentado cuando se adicionan elementos de las tierras raras en hierros blancos [67, 72, 79] . Con adición de tierras raras se ha observado un cambio de la red de carburos eutécticos en placas o barras, y el mecanismo para explicar esto se basa en el eutéctico divorciado. En este caso, la concentración de soluto por delante del carburo promueve un subenfriamiento, lo que favorece la nucleación de la austenita. A medida que la austenita crece, envuelve el carburo. Esto significa que, una vez que se forman los carburos, su crecimiento está limitado por una capa de austenita, y el crecimiento posterior ocurre por difusión a través de la envoltura de austenita. El cambio en la fase líder durante la solidificación eutéctica es otro mecanismo sugerido. Generalmente, en hierros blancos, la fase líder es el carburo. Durante la solidificación eutéctica, donde ambas fases crecen casi al mismo tiempo, siempre hay una fase líder, que crece ligeramente antes que la otra. Por lo tanto, esta fase líder, que crece más libremente, determina las condiciones de crecimiento de la otra fase. Liang y col. [67] informaron un cambio de la fase líder de cementita a austenita al agregar 0.5% de mischmetal a un hierro blanco con bajo contenido de cromo. También encontraron colonias de carburos “en forma de bloque” en lugar de la estructura más enramada. Sus hallazgos concuerdan bien con los resultados del presente estudio. Se infiere que el crecimiento de los carburos en las direcciones cristalográficas preferidas está restringido por los elementos RE. Dichos elementos pueden suprimir el crecimiento del carburo en ciertas direcciones como resultado de la segregación, pero no pueden suprimir la precipitación. Por ejemplo, Qingxiang y Col.[79] informaron que los RE suprimieron el crecimiento de M_3C en un hierro Ni-Cr en la dirección [010], que es la dirección preferida de crecimiento para este carburo. Además, observaron un crecimiento preferido en las direcciones [100] y [001], permitiendo que los carburos crezcan como bloques aislados.

Bajo estas condiciones, es probable que el cambio en la estructura de los carburos para los hierros en el presente trabajo se deba a la presencia de Bi en la interfaz carburo/matriz. A

esto se suma el hecho de que limitar el crecimiento de los carburos en algunas direcciones puede tener un efecto sobre la fracción de volumen de los carburos. Además, la presencia de Bi en la interfaz sólido/líquido durante la primera etapa de solidificación genera un alto subenfriamiento que promueve un refinamiento de las dendritas de austenita, lo que a su vez reduce el espaciamiento interdendrítico donde ocurre la reacción eutéctica.

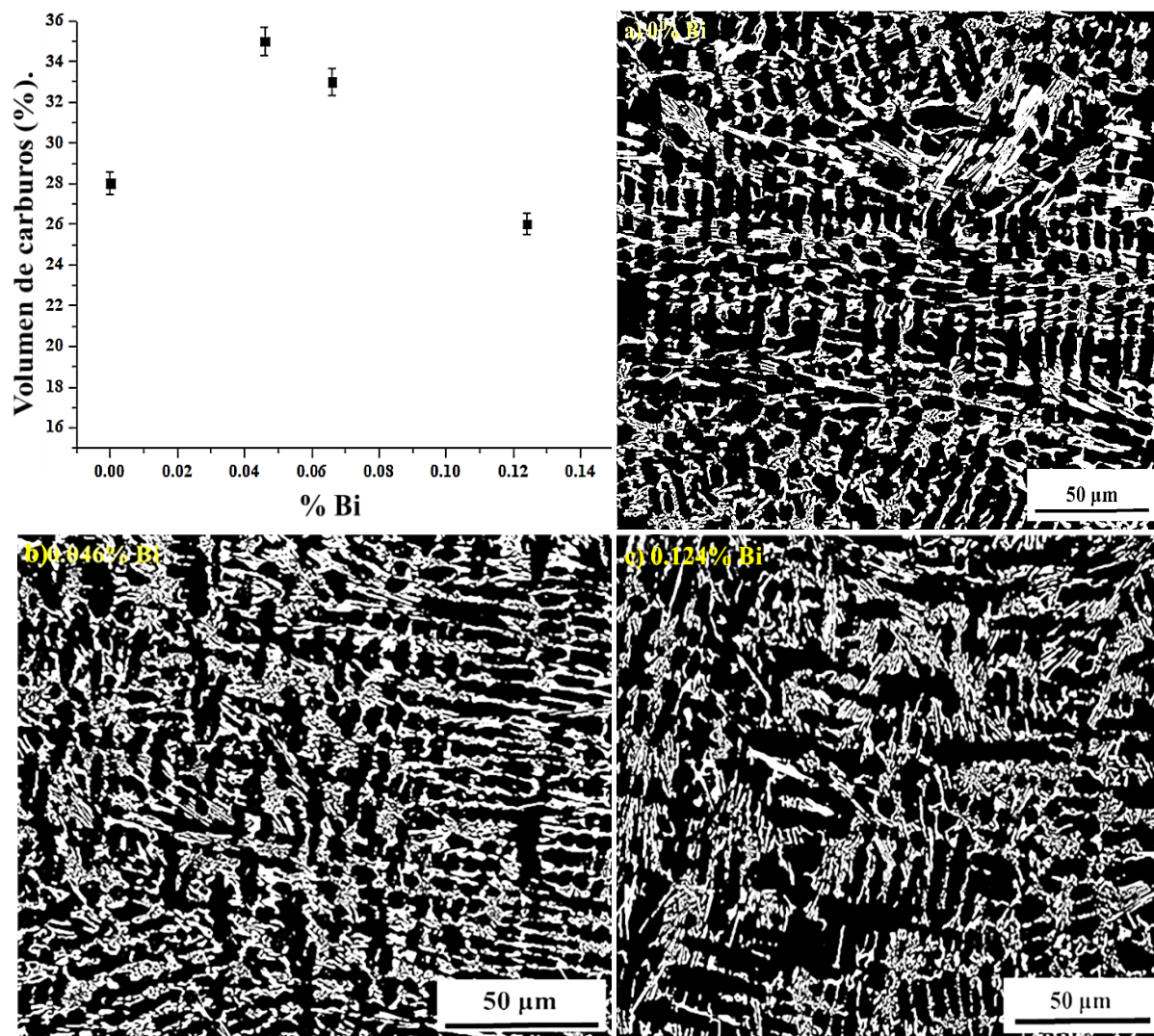


Fig. 4.11. Grafica del volumen de carburos eutécticos M_7C_3 : a) aleación 1 con 0% Bi, b) aleación 2 con 0.046% Bi y c) aleación 4 con 0.124% Bi.

En la Fig. 4.12 se observa los resultados del diámetro de carburos eutécticos tipo M_7C_3 , donde se muestra el efecto refinador del carburo por la adición de bismuto, así como también el factor de forma que se encuentra influenciado, estos resultados también han sido explicados por otros investigadores en aleaciones similares [67].

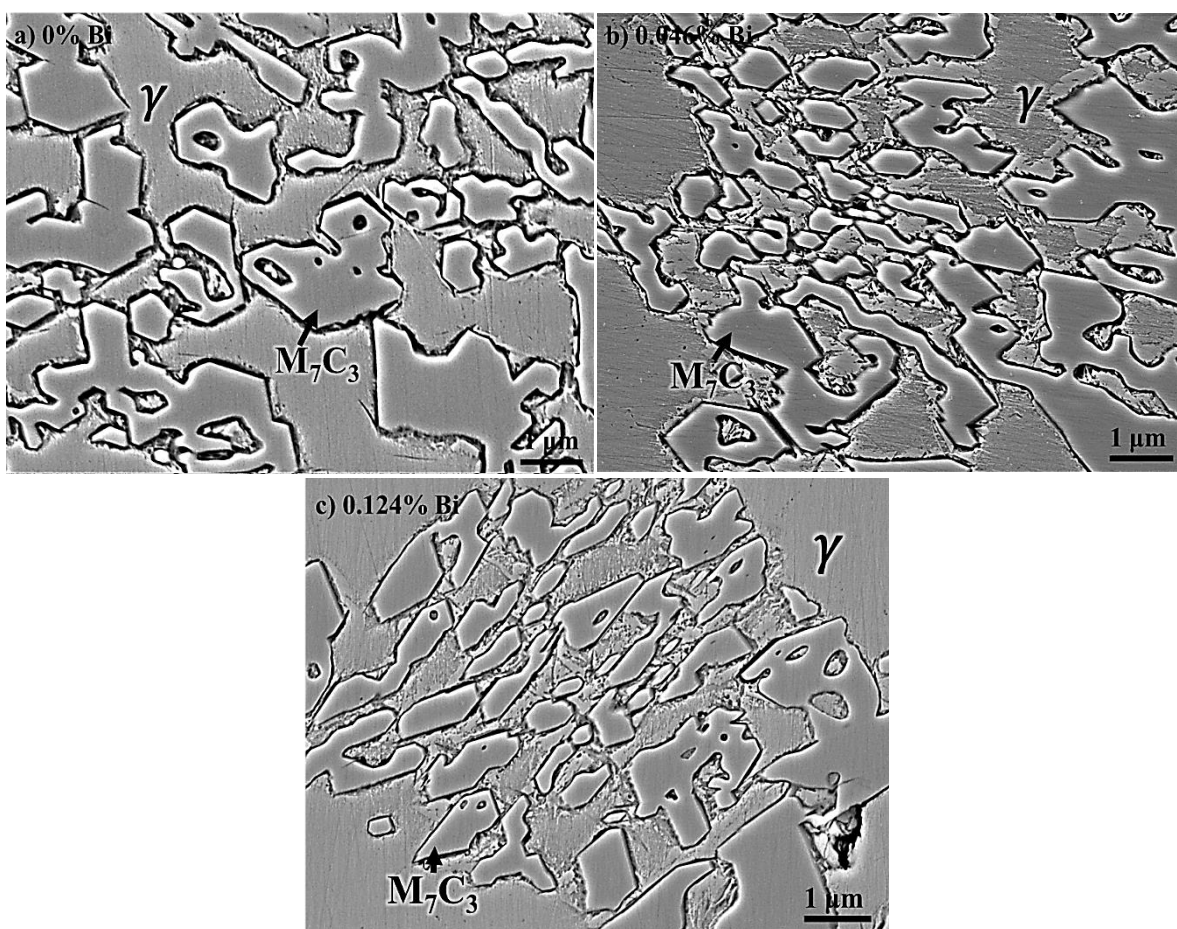
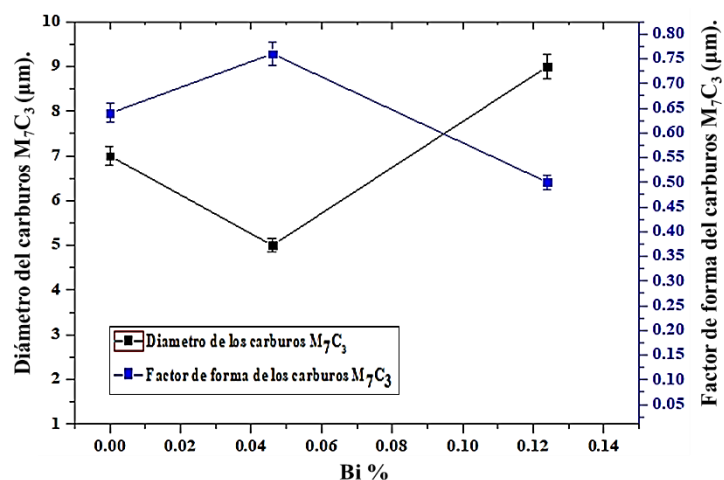


Fig. 4.12. Grafica del diámetro promedio y el factor de forma del carburo tipo M_7C_3 en función del bismuto: a) 0% Bi y b) 0.046% Bi y c) 0.124% Bi.

Después de realizar el análisis en condiciones de colada para cada una de las aleaciones, se llevó a cabo un tratamiento térmico de desestabilización a una temperatura de 900°C con el fin de mejorar las propiedades de dureza y resistencia al desgaste, por lo que se estará estudiando a continuación los cambios microestructurales y el comportamiento mecánico.

4.6 Análisis microestructural después del tratamiento térmico.

El tratamiento térmico de desestabilización conlleva a ciertos cambios microestructurales de los hierros blancos, el cual se ve afectado simplemente la matriz, mientras que los carburos eutécticos M_7C_3 no presentan ningún cambio [38]. El tratamiento térmico consiste en la desestabilización de la matriz austenítica, disminuyendo la cantidad de carbono y cromo con la precipitación de carburos secundarios. Al reducir el carbono y cromo en la matriz, la temperatura de inicio de transformación a martensita (M_s) aumenta considerablemente, por lo que enfriarlo al aire ocurre la transformación de austenita a martensita.

A grandes rasgos, el tratamiento de desestabilización juega un papel sumamente importante, debido a que mejora las propiedades de dureza y la resistencia al desgaste por la presencia de carburos secundarios que actúan como un refuerzo más a la matriz como lo han reportado algunos investigadores [22].

En primer lugar, se obtuvieron los diagramas TTT mediante el software JMatPro 9.1.2 como se observa en la Fig.4.13. Los diagramas se calcularon para diseñar el tratamiento térmico utilizando una temperatura de austenización de 900°C para las cuatro aleaciones. Por lo tanto, en los diagramas se muestra la temperatura de inicio de transformación a martensita (M_s), lo cual, aumenta al reducir la cantidad de carbono disuelto en la matriz austenita.

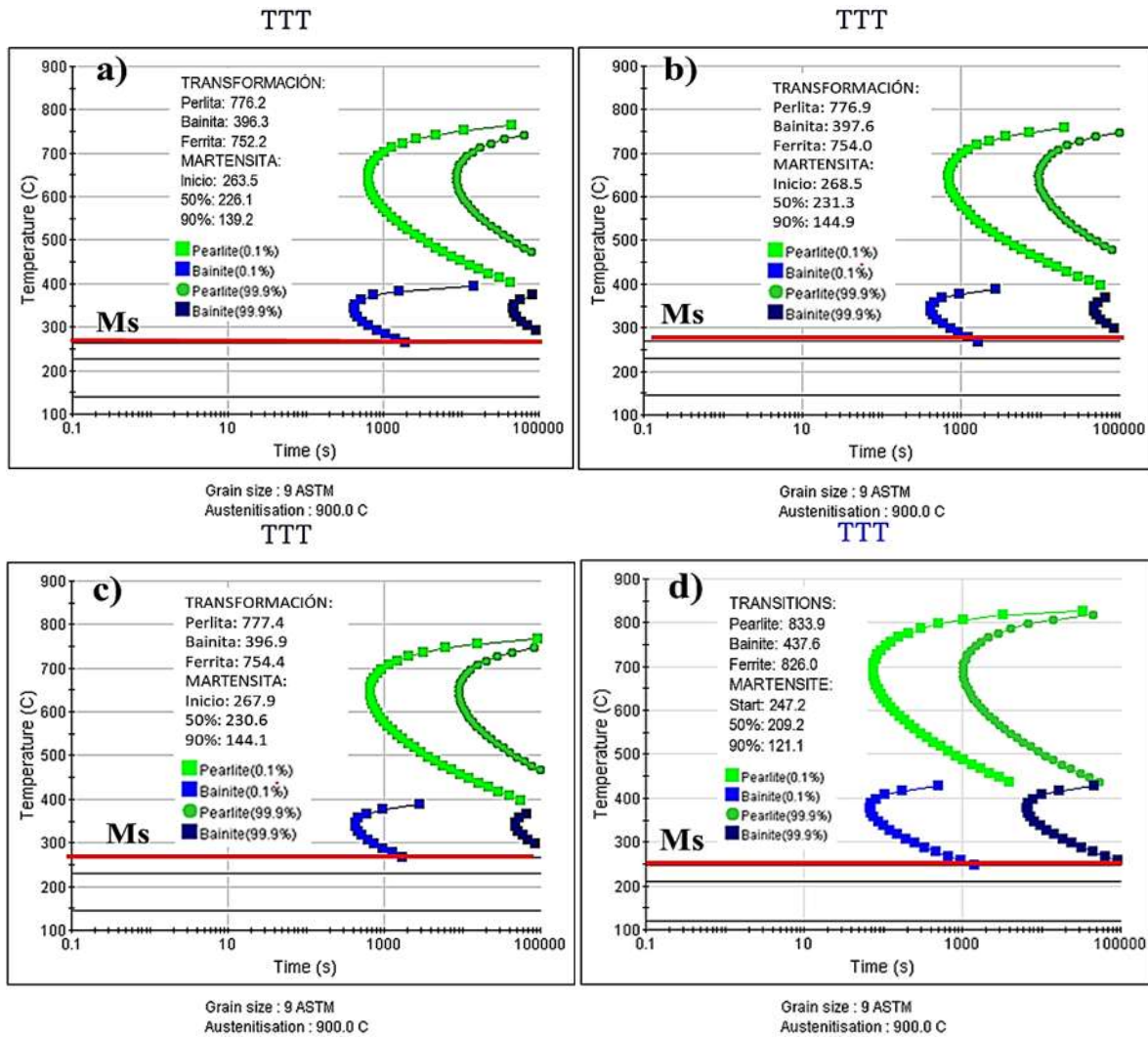


Fig.4.13 Diagramas TTT de las aleaciones: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046 % Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi), d) aleación 4 (0.124% Bi).

Con base a la Fig. 4.13, se aprecian las curvas de transformación donde la temperatura Ms para la aleación 1 es de 263°C, mientras que para la aleación 2 con 0.046% Bi inicia a una temperatura de 268°C. En el caso de la aleación 3, inicia a 267°C, y la aleación con mayor cantidad de bismuto alcanza una temperatura de 247°C.

Por otro lado, la transformación martensítica también se ha observado mediante el tratamiento térmico de desestabilización, debido a la precipitación de carburos secundarios embebidos en la matriz, ya que durante el proceso del tratamiento térmico la precipitación de los nuevos carburos, disminuye la cantidad de carbono que se encuentra en la matriz austenita, y en el transcurso del enfriamiento la matriz austenita tiende a transformarse a martensita, como también ha sido explicado por otros investigadores [80, 81].

Después de aplicar el tratamiento térmico de desestabilización a cada una de las aleaciones, se estudiaron los cambios microestructurales que ocurrieron durante el tratamiento, donde se observa la presencia de una matriz compuesta de carburos secundarios, martensita y austenita retenida como se observa en la Fig.4.14.

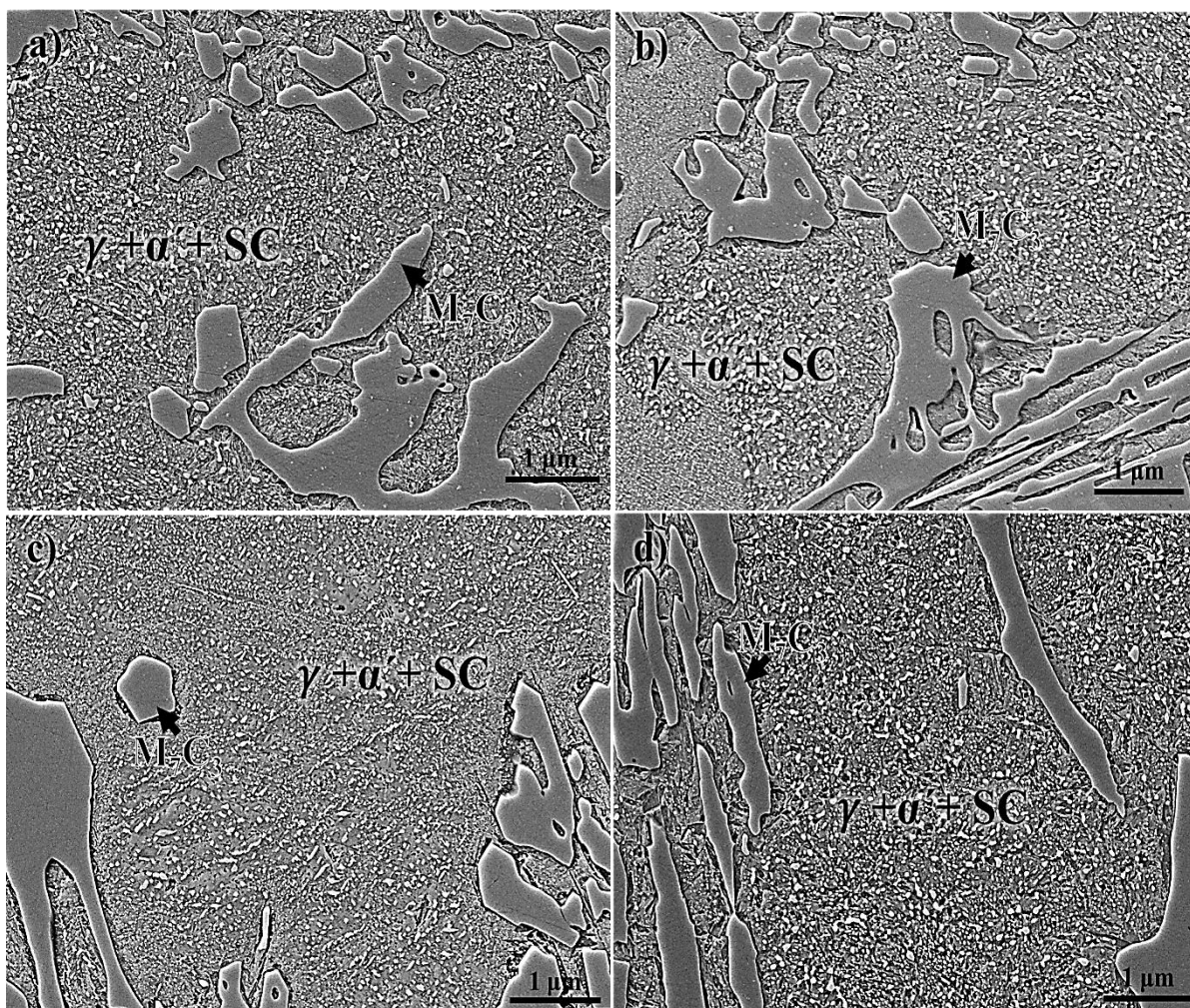


Fig.4.14 Micrografía de las cuatro aleaciones después del tratamiento térmico de desestabilización a 900°C: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046% Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi), aleación 4 (0.124% Bi).

De acuerdo con las micrografías correspondientes a la Fig. 4.14 se puede observar que la aleación 2 con 0.124% Bi, se tiene una mayor precipitación de carburos secundarios del tipo M_7C_3 , este fenómeno se atribuye al hecho de que, durante el enfriamiento de colada, se forma una menor cantidad de carburos eutécticos M_7C_3 , por lo que, la austenita queda rica en carbono y cromo principalmente, lo cual, favorece la precipitación de nuevos carburos secundarios durante el tratamiento térmico de desestabilización. Sin embargo, en la Fig. 4.14

c) se muestran carburos precipitados más finos distribuido en la matriz; mientras que, en la aleación con 0.046% Bi también se tiene un mayor volumen de carburos secundarios finos en combinación con carburos más grandes en algunas zonas. En general, estos nuevos carburos se pueden observar a una mayor magnificación en la Fig. 4.15, en donde se muestra que estos carburos tienen forma de placas finas distribuidas en toda la matriz en cada una de las aleaciones.

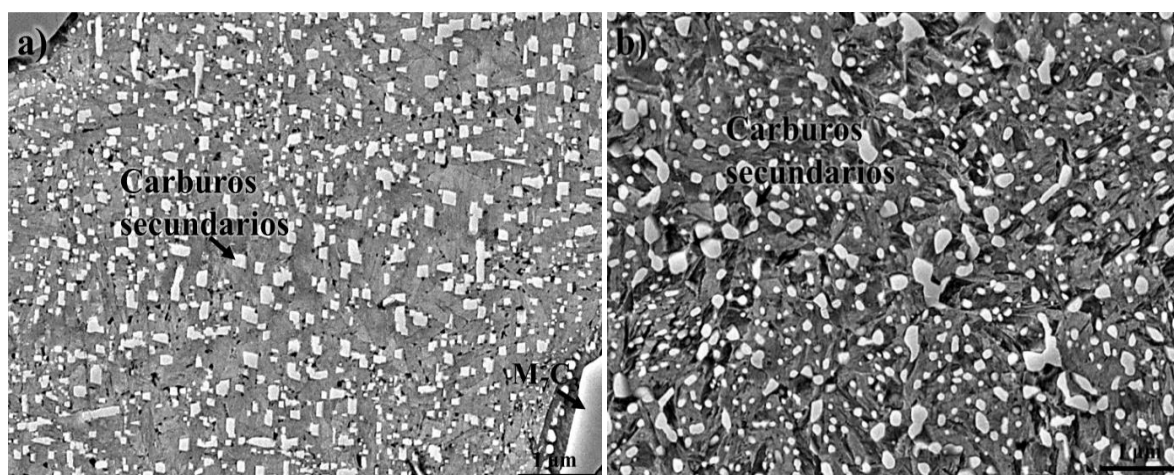


Fig. 4.15. Precipitación de carburos secundarios a mayor magnificación: a) aleación 3(0.066%) y b) aleación 4 (0.124% Bi).

Las muestras tratadas térmicamente se sometieron a ensayos de difracción de rayos-X, para confirmar la presencia de las fases identificadas previamente en el estudio microestructural realizado mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), como se muestra en la Fig. 4.16.

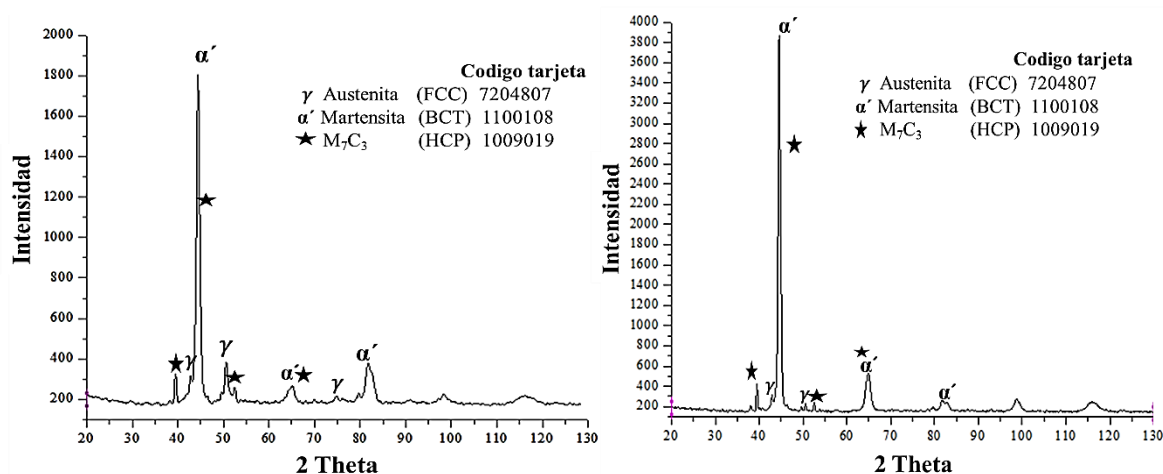


Fig.4.16 Difracción de rayos X de las aleaciones tratadas térmicamente por desestabilización: a) aleación 1 (0% Bi), b) aleación 2 (0.046% Bi).

Con relación a la Fig. 4.16, se observan los picos característicos como la matriz que se considera como austenita/martensita, la fase carburo del tipo M_7C_3 . Ambos difractogramas muestran las mismas fases, solo presentan diferente intensidad de los picos para cada uno. Por otro lado, se puede observar que las intensidades de los picos de la martensita incrementaron, mientras que las intensidades de la austenita disminuyeron debido al tratamiento térmico de desestabilización, como ya se explicó anteriormente en el análisis de imágenes (Fig. 4.14), donde se mencionó que ocurrió una transformación parcial de la austenita a martensita por la precipitación de los carburos secundarios, esta observación también ha sido reportado por algunos autores [82, 83].

Se realizó un mapeo químico elemental por EDS con el fin de mostrar a mayor magnificación la distribución de los elementos en los carburos secundarios como se muestra en la Fig.4.17.

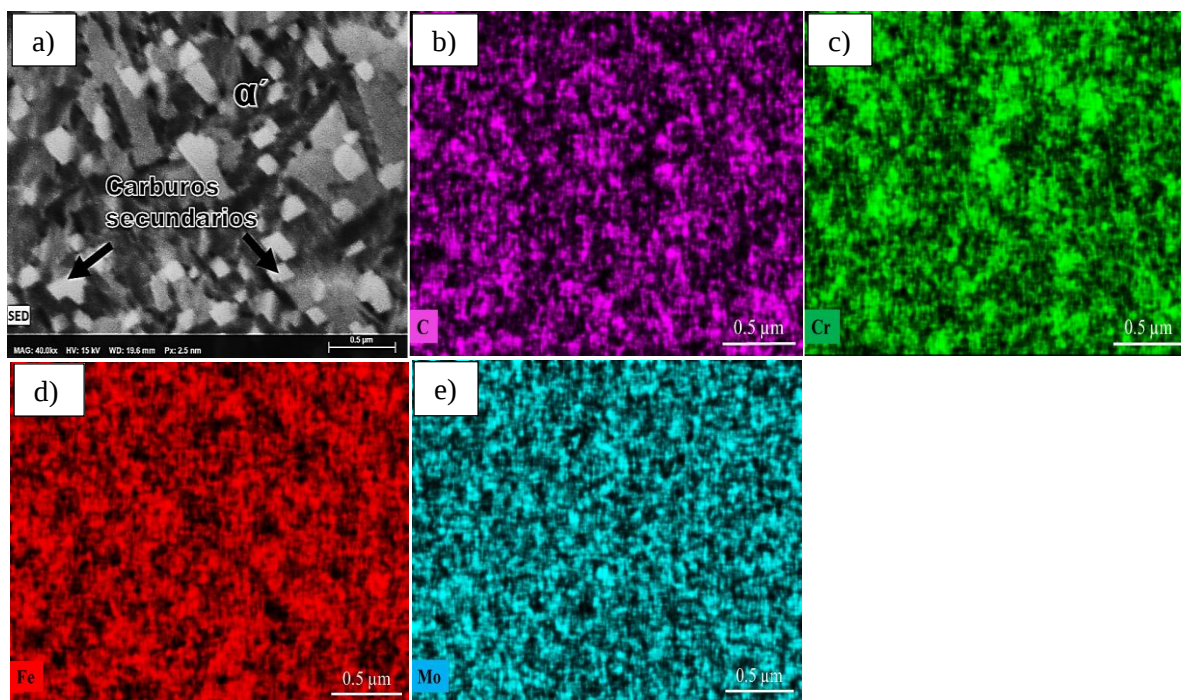


Fig.4.17 a) Mapeo químico elemental por EDS de la aleación 1 tratada térmicamente, b) Carbono, c) Cromo, d) Hierro, e) Molibdeno.

Con base a la Fig.4.17 podemos observar que efectivamente los carburos secundarios formados por el tratamiento térmico corresponden a carburos de cromo tipo M_7C_3 por lo que están ricos en cromo, como se menciona en otras investigaciones [22], también se encuentra el molibdeno disuelto en toda la matriz, así como el carbono y hierro. Estos carburos se

encuentran distribuidos; y su morfología son barras alargadas, pero de acuerdo al corte transversal que se le aplica se observa en forma de placas [22, 84].

4.7 Análisis de dureza en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

Es fundamental considerar las propiedades mecánicas, ya que desempeñan un papel crucial en las aplicaciones. Diversos estudios experimentales han demostrado que, para optimizar estas propiedades, se requieren ciertos cambios en la microestructura. Por ejemplo, una matriz martensítica con precipitados de carburos puede reforzar significativamente la matriz. Además, la tenacidad resulta igualmente relevante, dado que una alta dureza en el material suele estar asociada con mayor fragilidad. Por ello, es esencial evaluar la dureza de las aleaciones en función de la adición de bismuto y su impacto en la microestructura. A continuación, se mostrarán los resultados obtenidos del ensayo de dureza y microdureza que se realizaron a las muestras en condiciones de colada y tratadas térmicamente, lo cual se relacionaran con los resultados discutidos anteriormente.

4.8 Dureza general.

Las durezas generales se tomaron para cada una de las muestras en escala Vickers utilizando una carga de 10 Kg por 15 s. Se realizaron 8 indentaciones por muestra en distintas zonas para obtener un promedio de la dureza general como se observa en la Fig.4.18.

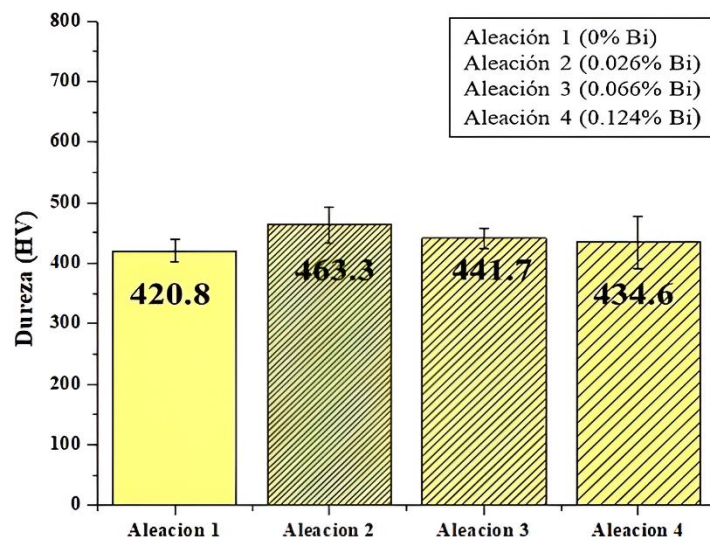


Fig.4.18. Comparación de dureza en escala Vickers de las cuatro aleaciones en condiciones de colada.

En la Fig.4.18 se observan las variaciones en la dureza de las diferentes aleaciones en estado de colada; de acuerdo con los valores se muestra que la dureza aumenta con una cantidad de bismuto no tan elevada ya que como se explicó anteriormente una cantidad mayor no promueve el refinamiento de la microestructura. Por otro lado, otras investigaciones han reportado que tener un refinamiento de los carburos eutécticos e incrementar el volumen de estos mismos carburos mediante la adición de elementos altamente segregantes ayudan a mejorar los valores de dureza ya que actúan como un refuerzo de la matriz [4, 41, 80].

De manera general, los valores de durezas alcanzados en cada una de las aleaciones se deben principalmente al refinamiento de la microestructura, el volumen de carburos y también el tipo de matriz. Sin embargo, la presencia de cantidades pequeñas de martensita contribuye a elevar la dureza de las aleaciones, ya que se encuentra en la periferia de los carburos eutécticos M_7C_3 por el empobrecimiento de C en esa zona para la formación de estos carburos.

Mientras tanto, también se tomaron medidas de dureza para las aleaciones después del tratamiento térmico de desestabilización. En la Fig. 4.19 se muestran los valores de dureza donde se refleja un aumento en la dureza significativamente, este perfil esta atribuido a la transformación parcial de la matriz austenítica a martensita.

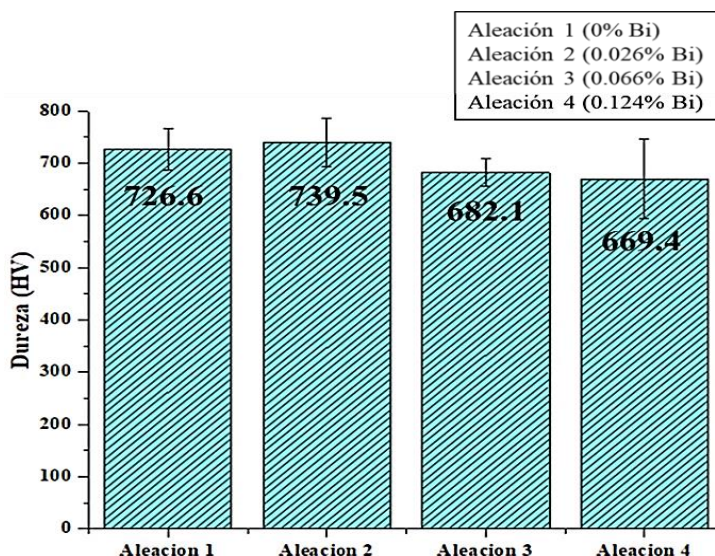


Fig.4.19. Comparación de dureza en escala Vickers de las cuatro aleaciones tratadas térmicamente.

Se muestra que de manera general las aleaciones sufrieron un incremento de dureza tras recibir el tratamiento térmico, y como se observa la aleación con 0.046% Bi como en condiciones de colada y tratada térmicamente alcanza la dureza más alta de 739.5 HV, lo cual, estos valores están directamente relacionados con el análisis microestructural que se realizaron en la Fig. 4.2 y Fig.4.14. por otro lado, la variación de dureza está influenciado por la precipitación de carburos secundarios y la matriz martensítica.

4.9 Microdureza.

Los valores obtenidos en los ensayos de microdureza realizados sobre las muestras en estado de colada y posterior al tratamiento térmico, evaluados en la fase matriz con una carga aplicada de 50 g por 10 segundos con la escala Vickers (HV_{50}), se presentan en la Fig. 4.20 el comportamiento de la microdureza a partir de la matriz, presentaron una tendencia similar con respecto a la dureza general de las aleaciones; sin embargo, en el caso de la aleación 4 con 0.124% Bi se observan los valores más bajos de microdureza, esto se debe a que el Bi al estar presente en cantidades mayor del 0.1% , permite que los carburos incrementen su tamaño por efectos del subenfriamiento constitucional debido a la alta concentración de elementos altamente segregante como es el bismuto y que es poco soluble en el hierro líquido [4, 75]. Así mismo, los valores de microdureza también están relacionados con la cantidad de carbono disuelto en la matriz.

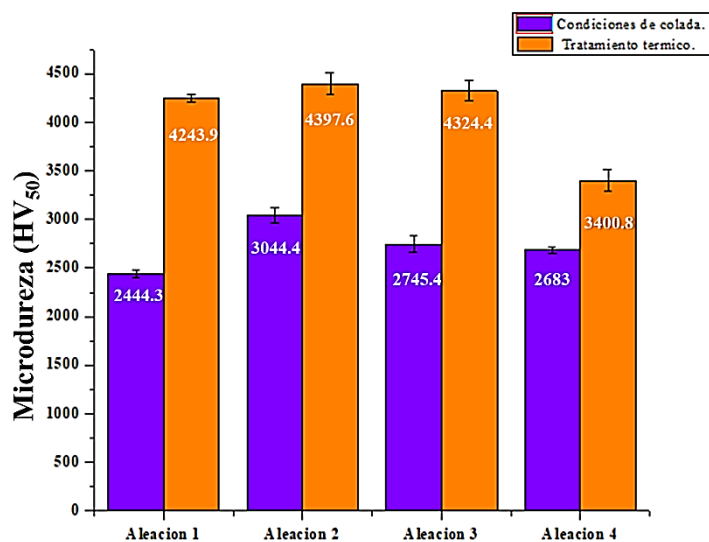


Fig.4.20. Grafica de la microdureza evaluada en la matriz de las cuatro aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con una carga de 50 g.

En general, la microdureza de la matriz aumentó con la aplicación del tratamiento térmico. en particular, las aleaciones con 0.046% Bi y 0.066% Bi la dureza de la matriz incrementaron debido a la precipitación de carburos secundarios, además, al desestabilizar la matriz austenítica con el tratamiento da paso a la transformación martensítica aumentando el porcentaje de esta fase. Sin embargo, también se ha reportado [25] que, la disminución de la microdureza se debe por la presencia de martensita con bajo contenido de carbono y/o ferrita en la matriz.

Por otro lado, la cantidad de dureza y microdureza que se obtuvieron en las aleaciones se encuentran relacionadas con el comportamiento al desgaste por deslizamiento, no perdiendo de vista que, el objetivo principal es mejorar la resistencia al desgaste del hierro blanco alto cromo mediante el refinamiento microestructural adicionando un elemento altamente segregante como es el bismuto. A continuación, se estarán mostrando los resultados.

4.10 Resistencia al desgaste por deslizamiento en los hierros blancos alto cromo.

El comportamiento al desgaste de los Hierros Blancos Alto-Cromo (HCWCI) está intrínsecamente relacionado con la naturaleza de la microestructura de la matriz, así como con el tamaño y la distribución de los carburos. Se anticipa que, un aumento en la dureza conlleva a una mejora en la resistencia al desgaste [58]. No obstante, el comportamiento real está significativamente influenciado por otros factores, como el mecanismo predominante de desgaste y las características específicas del sistema tribológico de las superficies.

4.10.1 Estudio del coeficiente de fricción.

El coeficiente de fricción se midió durante los ensayos de desgaste para cada una de las aleaciones utilizando una carga de 52 N y 103 N. En la Fig. 4.21, se puede observar el comportamiento del coeficiente de fricción de las muestras directamente de colada.

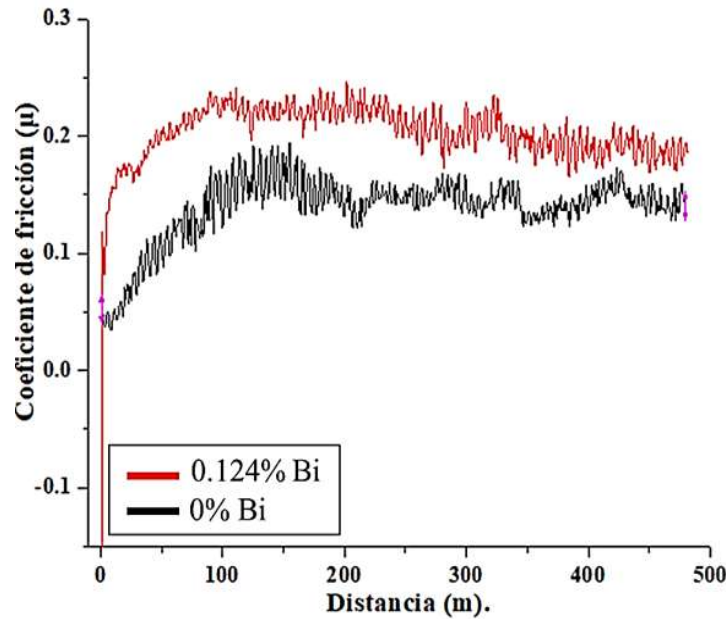


Fig. 4.21 Coeficiente de fricción de la aleación 1 (Base) y aleación 4 (0.124% Bi) en condiciones de colada.

En la Figura 4.21 se ilustra la variación del coeficiente de fricción en las aleaciones 1 y 4 bajo una carga de 52 N. En particular, la aleación base muestra un coeficiente de fricción más bajo de 0.16, mientras que la aleación con el mayor contenido de bismuto presenta un valor ligeramente superior de 0.18. Esta variación es consistente con los resultados obtenidos en análisis previos y está estrechamente relacionada con la dureza de las aleaciones (Fig. 4.18), donde se identificó que la aleación 4 muestra una menor dureza, lo que se traduce en un mayor desgaste.

A continuación, se presentan los coeficientes de fricción de todas las aleaciones, tanto en estado de colada como tratadas térmicamente, con el objetivo de evaluar el comportamiento de los mecanismos de desgaste predominantes.

Tabla 4.2 Coeficiente de fricción de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con cargas de 52N y 103N.

Carga		52 N		103N	
Aleación	Condiciones de colada (μ)	Tratadas térmicamente	Condiciones de colada (μ)	Tratadas térmicamente	
1	0.149	0.188	0.930	0.987	
2	0.137	0.175	0.715	0.912	
3	0.165	0.225	0.720	0.962	
4	0.187	0.212	0.820	1.000	

Con base en los datos presentados en la tabla 4.2, se evidencia que los valores más elevados del coeficiente de fricción se registran en las aleaciones 4 directamente de colada y tratadas térmicamente, este comportamiento sigue una secuencia de los análisis realizados anteriormente, por lo que, la naturaleza de este fenómeno se atribuye principalmente a que la aleación tiene una matriz con una red de carburos más interconectado y más burda, por lo que este baja las propiedades del material, como se observó en la grafica de dureza (Fig. 4.18). También, en condiciones de tratamiento térmico, se tiene un mayor coeficiente de fricción. Por otro lado, cabe destacar que durante el ensayo de desgaste, por ser metales expuestos a una atmósfera oxidante, se tiene la formación de una capa de óxido sobre la superficie desgasta, por lo que este fenómeno baja el coeficiente de fricción.

4.10.2 Mecanismo de desgaste.

El mecanismo de desgaste que predomina en los hierros blancos alto cromo durante los ensayos de desgaste por deslizamiento, de acuerdo a otras investigaciones y el análisis del presente trabajo experimental es el mecanismo de oxidación causado por reacción triboquímica. Con relación a la Fig. 4.22, se puede observar la superficie desgastada en condiciones de colada y tratada térmicamente después del ensayo de desgaste por deslizamiento, en donde se muestra una capa de óxido cubriendo toda la huella desgastada.

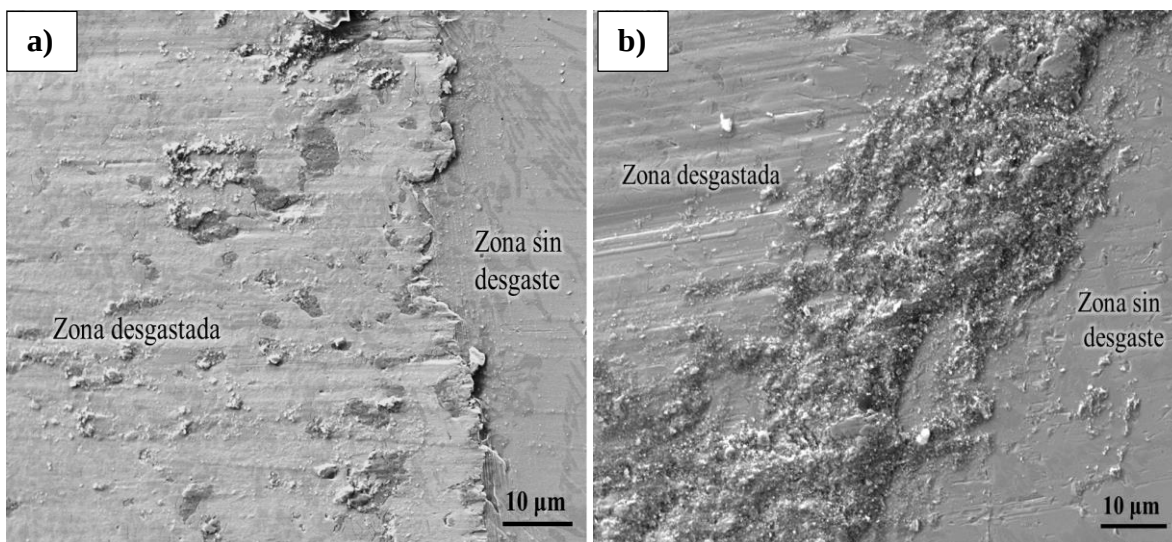


Fig. 4.22 Superficie desgastada durante el ensayo de desgaste por deslizamiento: a) en condiciones de colada y b) tratada térmicamente.

Con base a la Fig. 4.22, se puede observar la capa de óxido que se formó en el transcurso del ensayo ya que al estar en constantes repeticiones y estar en contacto con la contracara del anillo de acero M2 se forma esta cascara de óxido principalmente por efecto de la temperatura.

La película de óxido también fue estudiada por investigadores como Wang y Col. [83] en donde observaron mediante análisis de EDS la presencia de una capa de revestimiento en un hierro blanco alto cromo; encontraron que esta capa oxidada presenta altos grados de dureza y pueden actuar como capa protectora para la resistencia al desgaste. Por otra parte Bedolla y col.[85] También explicaron que al llevar acabo ensayos de desgaste por deslizamiento sin lubricación, se observó la presencia de la cascara de óxido Fe_2O_3 , lo cual, también señalaron que esta capa puede fracturarse y desprenderse a las orillas de la superficie desgastada, como se observa en el presente estudio (Fig. 4.22). Otros investigadores [28, 60] de acuerdo a sus estudios realizados concuerdan que en los hierros blancos alto cromo predomina el mecanismo de oxidación bajo condiciones de deslizamiento. Por otro lado, se realizó el microanálisis puntual EDS en la zona de la superficie desgastada de la aleación 2 (Fig. 4.23), con el fin de observar los principales elementos presentes.

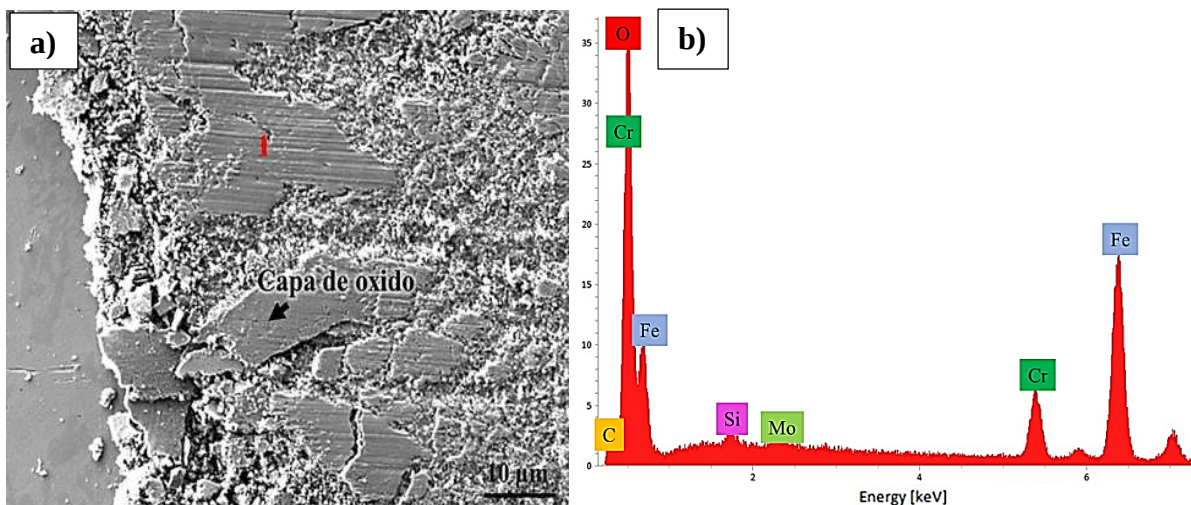


Fig. 4.23 a) Micrografía de la capa de óxido en la aleación 2 y b) EDS de la capa de óxido.

Como se puede observar en la Fig.4.23 (a) algunos fragmentos de la capa de óxido que se encuentran desprendidas por las altas repeticiones del deslizamiento, y de acuerdo a los resultados del EDS (Fig. 4.23 (b)) se confirma que son capas de óxido de hierro por la alta intensidad de oxígeno y hierros. De igual forma, en el análisis puntual, también se observaron algunos elementos como Cr, Si, C y Mo, lo cual son elementos que forman parte de la aleación fabricada. Además, el espesor de la capa de óxido formada en la superficie desgastada, puede variar en función de alta velocidad de deslizamiento, carga y tiempo, como lo menciona Srivastava y Col.[86]. Así mismo, se identificó el desprendimiento de carburos de cromo del tipo M_7C_3 por la influencia de estos parámetros, como se muestra en la Fig. 4.24.

También, se muestra el desprendimiento de los carburos dejando huecos sobre la superficie desgastada, por lo tanto, estos fragmentos de carburos duros o las mismas capas de óxido crean surcos o ralladuras en la superficie creando desgaste abrasivo en esas zonas. Esas zonas huecos y ralladuras se señalan con círculos para ser identificados con más exactitud.

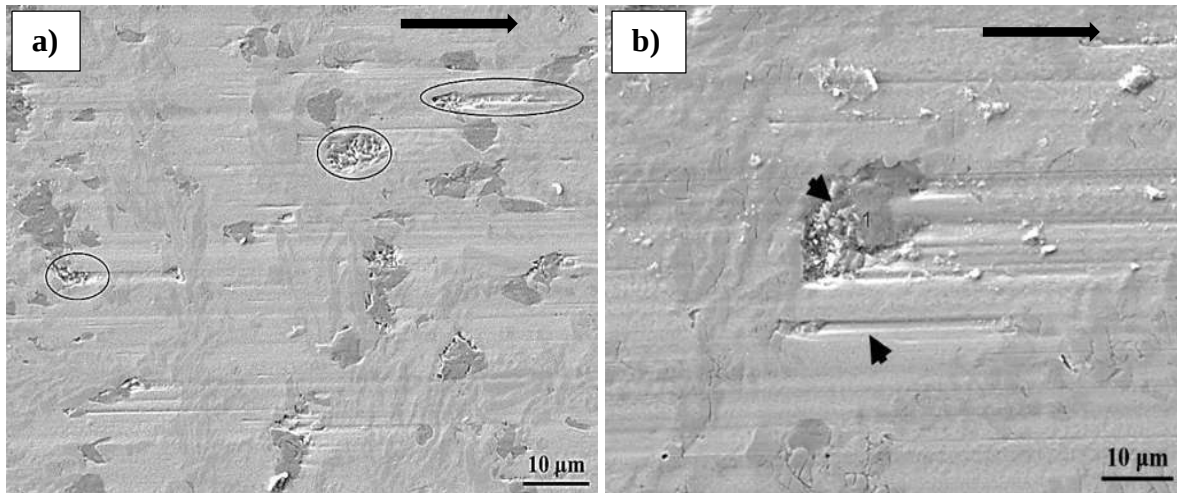


Fig. 4.24 Micrografía de la capa de óxido sobre la superficie desgasta por deslizamiento en la aleación 4 bajo una carga 103 N: a) 500 X de magnificación y b) 1300 X de magnificación.

Por otra parte, también se observó que los óxidos en su mayoría se encuentran en forma de partículas muy finas, por lo que, se encuentran distribuidos por toda la superficie de la huella desgasta como se observa en la Fig. 4.25, en donde se muestra claramente el desprendimiento de restos de óxidos.

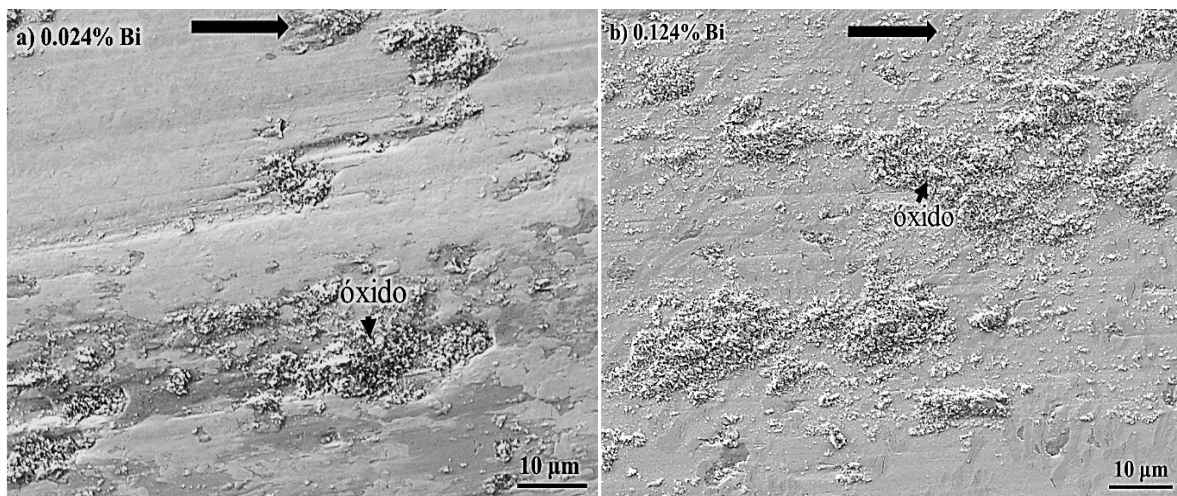


Fig. 4.25 Micrografía de la superficie de la huella desgastada de la aleación 2 (a) y aleación 4 (b) tratadas térmicamente.

Como se puede observar en la Fig. 4.25 el óxido en forma de partículas finas desprendidas en la superficie, de acuerdo a otros investigadores [28, 87, 88], mencionaron que estos óxidos pueden actuar como un medio de lubricación natural disminuyendo así mismo el coeficiente de fricción ya que evita el contacto directo entre la superficie del material y la superficie del anillo de acero, así mismo disminuir la adherencia entre superficies y evitar un mayor

coeficiente de fricción, por lo tanto, un mayor desgaste. A continuación se mostrara los resultados del análisis del desprendimiento de partículas obtenidas durante los ensayos de desgaste por deslizamiento, ya que estos restos se recuperaron para ser analizados con exactitud y observar su naturaleza principal, como se observa en la Fig. 4.26.

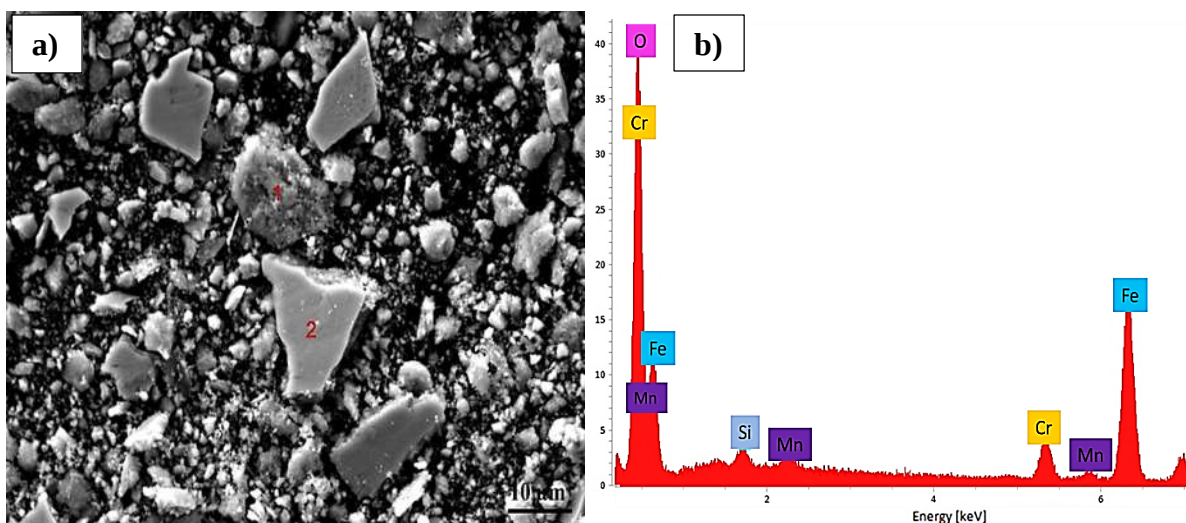


Fig. 4.26 Residuos de desgaste de la aleación 2: a) micrografía de los residuos, b) análisis de EDS de los residuos.

De acuerdo con la Fig. 4.26 a), los subproductos del desgaste consisten en partículas de tamaño fino y fragmentos de la capa de óxido, los cuales han sido removidos debido a los efectos del deslizamiento tribológico. El análisis de espectroscopía de dispersión de energía (EDS) (Fig. 4.26 b) realizado sobre los residuos de desgaste, reveló una alta intensidad en el pico de oxígeno, lo que confirma la formación de óxidos previamente mencionados. Es importante resaltar que, como el mecanismo de desgaste es la misma en todas las aleaciones, tanto en estado de colada como aquellas tratadas térmicamente, la morfología de los residuos de desgaste es similar en todos los casos. Así mismo, las partículas desprendidas durante el proceso de desgaste corresponden a fragmentos microscópicos provenientes de la capa de óxido superficial.

4.10.3 Análisis de ensayos de desgaste por deslizamiento.

Siguiendo la secuencia experimental, posterior a los ensayos de desgaste, se prosiguió a medir el volumen del material perdido con el apoyo del perfilómetro óptico. En la Fig. 4.27, se alcanza a observar las huellas de cada unas de las aleaciones en condiciones de colada con

una carga de 103N en donde podemos comparar la profundidad de la huella desgasta en cada una de los casos.

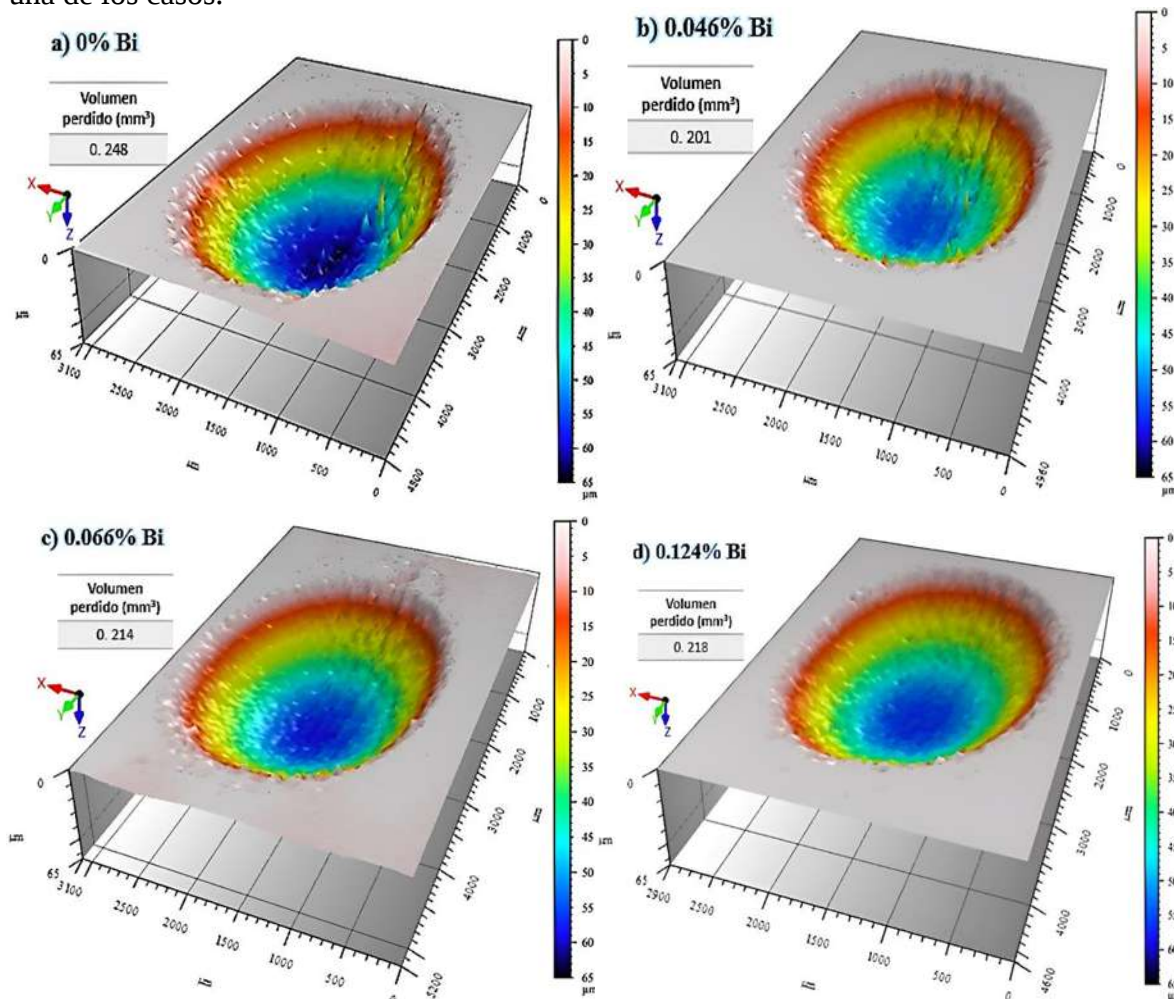


Fig. 4.27 Resultados obtenidos por perfilometría óptica en condiciones de colada con una carga de 103N: a) aleación 1 (0% Bi) y b) aleación 2 (0.046% Bi), c) aleación 3 (0.066% Bi) y aleación 4 (0.124% Bi).

En relación con la Fig. 4.27, se observa que la aleación 2 exhibe un desempeño superior frente al desgaste por deslizamiento en comparación de la aleación con mayor contenido de bismuto (0.124% Bi), claramente se puede observar de acuerdo a la profundidad y tamaño de la huella desgastada, donde se muestra que en este caso se tiene un menor volumen de material perdido de 0.218 mm³ a diferencia de la aleación 1 sin bismuto con 0.248 mm³. Con base a la altura de la profundidad y el tamaño de la huella se calculó el volumen perdido, lo cual, este valor es obtenido por el perfilometro.

Por otra parte, en la Fig. 4.28 se establecen la relación de la intensidad de desgaste obtenida en cada una de las aleaciones en condiciones de colda y tratadas térmicamente bajo las cargas de 52N y 103N.

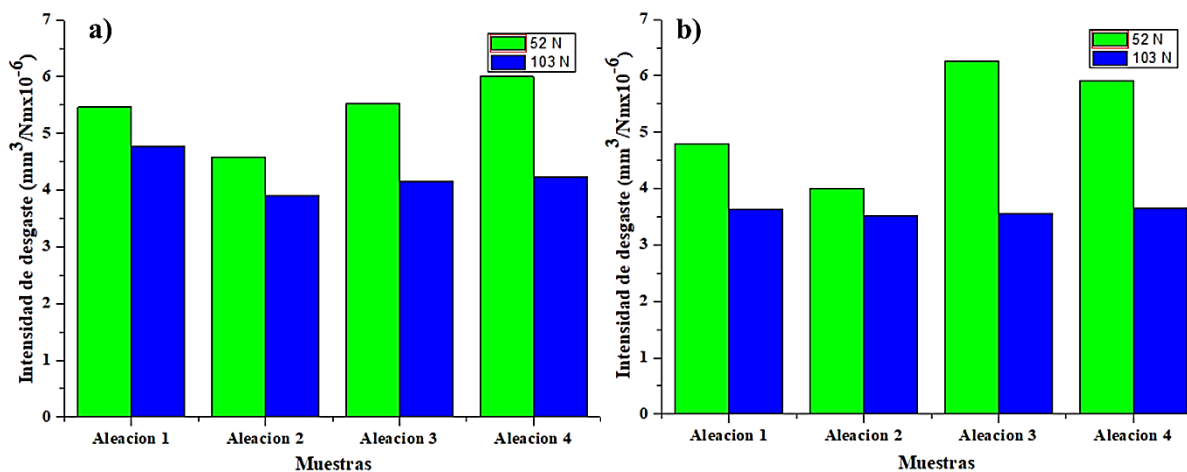


Fig. 4.28 Porcentaje de volumen desgastado de las aleaciones con una carga de 52 N y 103 N: a) en condiciones de colada, y b) tratadas térmicamente.

De acuerdo a la Fig. 4.28, se observa de manera general que en ambas condiciones se tienen una menor intensidad de desgaste para la aleación 2 bajo las dos cargas. Sin embargo, es notorio que la intensidad de desgaste disminuye con cargas de 103N debido a que se forma una capa de óxido que puede actuar como protector para la superficie del material. Con base a otras investigaciones [88, 89] se conoce que, al aumentar la carga también tiende a incrementar la temperatura de manera localizada, por lo que, se ve afectada la cinética de formación de la película de óxido (Fe_2O_3) acelerando la reacción térmica y actuando al mismo tiempo como una película protectora para la superficie del material, así mismo promueve la reducción del coeficiente de fricción con una menor tasa de desgaste. Ciertamente, el refinamiento de la microestructura por la adición de bismuto presentó menor intensidad de desgaste como es el caso de la aleación 2 (Fig. 4.28) en condiciones de colada y tratada térmicamente.

Por otro lado, las muestras tratadas térmicamente para la aleación 2 presenta el mismo comportamiento que las muestras en condiciones de colda, sin embargo, se muestra que en la aleación 3 con 0.066% Bi tratada térmicamente obtuvo una mayor intensidad de desgaste por lo que presente un mayor desgaste.

En la Fig. 4. 29 se puede observar las huellas desgastadas de la aleación 2 en condiciones de colada y tratada térmicamente, con el fin de discutir algún cambio significativo.

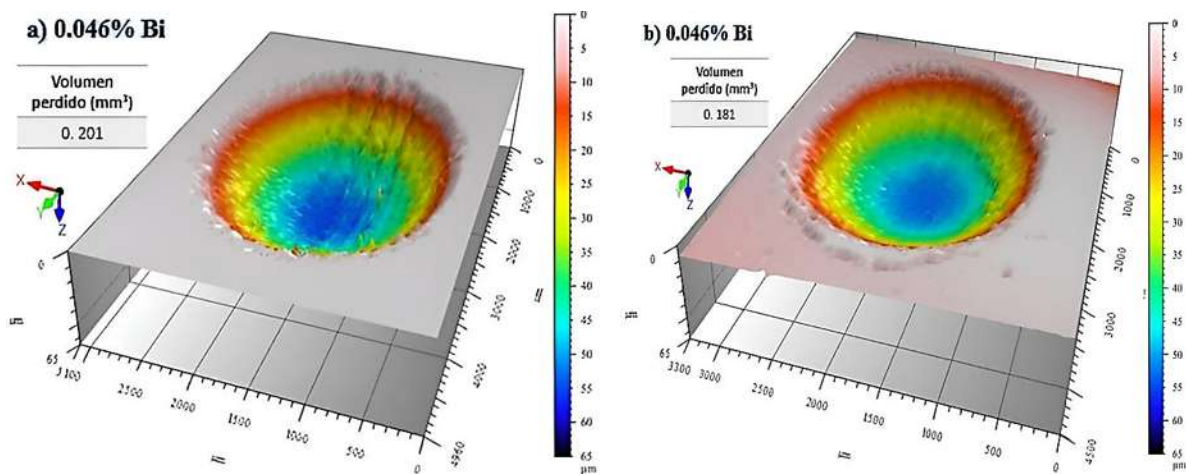


Fig. 4.29 Resultados de perfilometría óptica de la aleación 2 con una carga de 103 N: a) en condiciones de colada y b) tratada térmicamente.

Como se puede observa en la Fig. 4.29 el tamaño de la huella cambio significativamente despues de ser tratada térmicamente, ya que se obtuvo una mayor dureza debido a la precipitación de carburos secundarios y la transformación parcial a martensita, por lo que, se corrobora que despues del tratamiento térmico se tiene un tamaño de huella más pequeño, y al mismo tiempo, el coefiente de desgaste es menor. Por otro lado, la matriz juega un papel sumamente importante ya que algunos autores han explicado que la influencia de la matriz en la resistencia al desgaste es significativa [25, 41], dado que la matriz envuelve los carburos eutécticos, protegiéndolos al mismo tiempo contra la fractura durante el deslizamiento. Como se mencionó anteriormente, los carburos actúan como un refuerzo a la matriz de los hierros blancos alto cromo para darle buena resistencia al desgaste, por lo que, también es necesario considerar el tipo de matriz, ya que se ha reportado [82] que, una matriz con mucha resistencia a las fuerzas tangenciales se lograra una alta resistencia a la fractura de los mismos carburos desprendidos y la cascara de óxido permanecerá adherida en la superficie del material evitando su desprendimiento, por lo tanto, el coeficiente de fricción es contante y hay una menor intensidad de desgaste debido a una superficie lisa. Sin embargo, una matriz más suave tiende a deformarse plásticamente fácilmente y los carburos se miran afectados porque tienden a fracturarse y desprenderse dejando desprotegida la matriz y promoviendo la formación de una capa de óxido. Cada vez que se remueve la capa de óxido, esté se forma inmediatamente. La nueva capa de óxido que se forma, es de un espesor muy delgado lo que

se desprende rápidamente del sustrato, lo cual, incrementa la intensidad de desgaste como lo ha reportado Srivastava y Col.[86]. Por otro lado, en la Fig. 4.30 se observa el perfil de la huella desgastada obtenido mediante el microscopio electrónico de barrido (MEB).

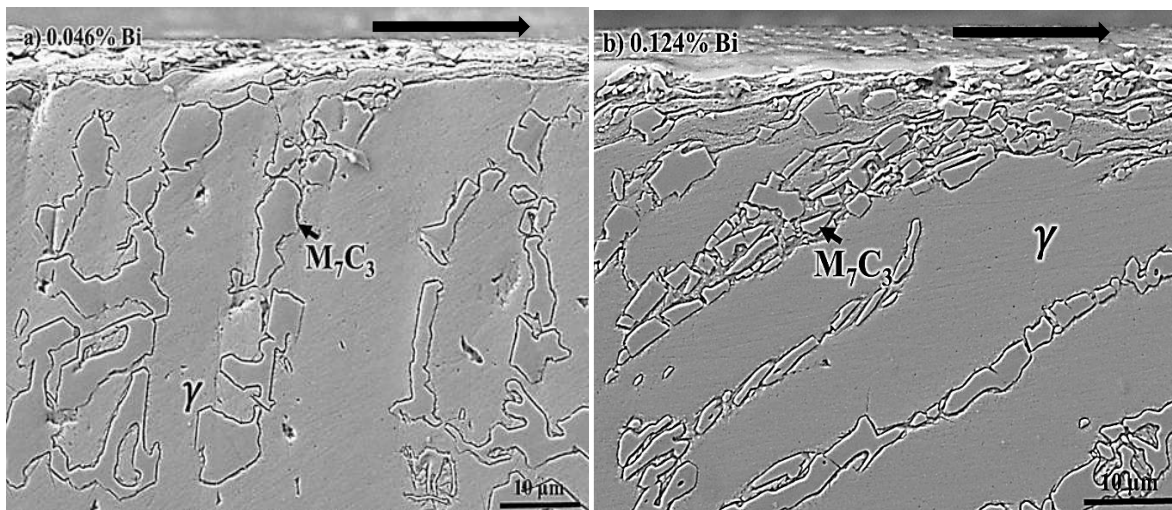


Fig. 4.30 Sección transversal de la huella desgastada bajo una carga de 103 N en condiciones de colada: a) aleación 2 y b) aleación 4.

De acuerdo a lo que muestra la Fig. 4.30 se puede observar la dirección del desgaste por deslizamiento en ambas aleaciones, pero también se alcanza a observar la profundidad de deformación y agrietamiento por debajo de la superficie desgastada. La dirección del deslizamiento está señalada con la flecha que se muestra en ambas imágenes. Al mismo tiempo, en la Fig. 4.30 se muestra la fractura de los carburos por debajo de la superficie desgastada. Como los carburos eutécticos M_7C_3 son demasiado duros pero al mismo tiempo son frágiles, lo cual, tienden a fracturarse debido a constantes repeticiones de deslizamiento [90, 91].

De acuerdo con otros autores [4, 76], una matriz con una red de carburos finos contribuye notablemente en la resistencia al desgaste, ya que los carburos se encuentran menos interconectados lo que disminuye el grado de deformación plástica como se puede observar en la Fig. 4.30 a), donde los carburos presentan menor grado de agrietamiento, comparado con la aleación 4 con 0.124% Bi ya que el tamaño de los carburos es mayor por lo que se puede observar mayor agrietamiento en los mismo.

Por otra parte, también se analizó la sección transversal de la huella desgastada para la aleación 2 y 4 tratadas térmicamente. Se puede observar que la aleación 4 con 0.124% Bi presentó mayor agrietamiento y desprendimiento de los carburos como lo indica la Fig. 4.31.

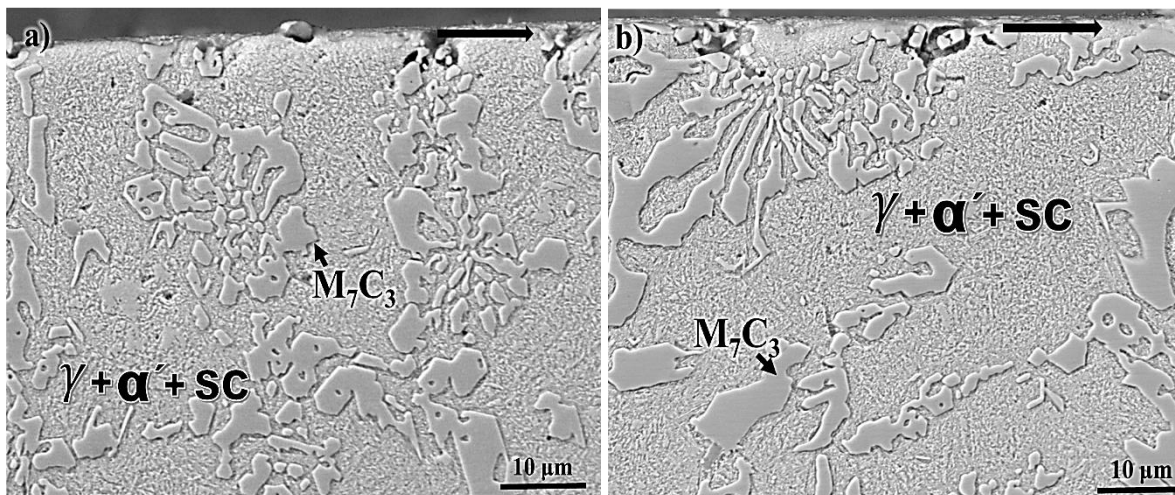


Fig. 4.31 Sección transversal de la huella desgastada bajo una carga de 103 N tratadas térmicamente: a) aleación 2 y b) aleación 4.

En este caso, en ambas imágenes de la Fig. 4.31 se puede observar que la red de carburos sufrió poca deformación plástica y fractura, estos resultados concuerdan con los resultados analizados en perfilometría, lo cual, también mostraron que después de del tratamiento térmico las muestras presentaron una mejora en la resistencia al desgaste, en especial la aleación 2 con 0.046% Bi; debido a una mayor precipitación de carburos secundarios que actúan como un refuerzo extra de la matriz, y también por la transformación parcial de la matriz austenítica a martensita. Así mismo, se puede observar que los carburos secundarios se encuentran bien distribuidos en toda la matriz, por lo que, estos carburos incrementan la resistencia de la matriz evitando un mayor desgaste en combinación de una matriz martensita, este argumento concuerda con Pariente y Col [25], donde mencionan que una matriz martensítica presenta un alto grado de resistencia al desgaste abrasivo y la presencia de carburos secundarios.

Así mismo, en la Fig. 4.32 se hace una comparación del perfil de la huella desgastada correspondiente de la aleación 2 con 0.046% Bi en condiciones de colada y tratada térmicamente, donde claramente se muestra que la aleación en condiciones de colada presento mayor daño debajo de la superficie desgastada.

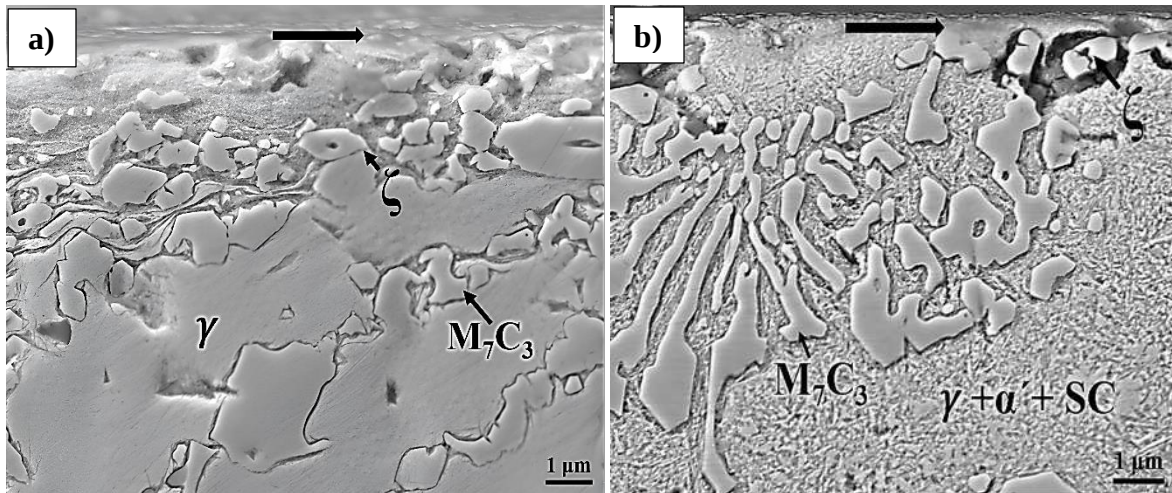


Fig. 4.32 Perfil de la huella desgastada de la aleación 2: a) en condiciones de colada y b) tratada térmicamente.

Se puede observar que en la superficie de la imagen de la aleación en condiciones de colada Fig. 4.32 a) se tiene una gran cantidad de carburos fracturados y desprendimiento de los mismos carburos, ya que se tiene menor adherencia entre el carburos con la matriz; también, porque en condiciones de colada la matriz austenítica es más suave y dúctil; por lo que, al ser removido los carburos estos pueden actuar como partículas abrasivas durante el ensayo de desgaste y fácilmente penetran sobre la matriz generando un mayor volumen de material perdido como se observó en la Fig. 4.24. Por otra parte, los fragmentos de los carburos muchas de las veces se han encontrado en los residuos generados durante el ensayo de desgaste, como se menciona en otras investigaciones [90].

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES.

1. Con la adición de bismuto se logró observar el refinamiento de la microestructura más significativa en la aleación con 0.046% Bi y poco en la aleación con 0.066% Bi, ya que el bismuto tiene poca solubilidad en el hierro líquido y es altamente segregante.
2. Se concluyó que, cuando el bismuto se encuentra en concentraciones superiores al 0.1%, deja de ejercer un efecto refinador y adopta un comportamiento opuesto; ya que al incrementar la cantidad de bismuto hasta 0.124% se tiene un engrosamiento de la microestructura del hierro blanco alto cromo; por lo que, este argumento se atribuye por temas del subenfriamiento constitucional.
3. Se observó un efecto significativo en el espaciamiento de los brazos dendríticos secundarios, lo que resulta una reducción de las distancias necesarias para la difusión durante un tratamiento térmico, este efecto se observa principalmente en la aleación con 0.046% Bi ya que a cantidades superiores la distancia entre los brazos dendríticos aumenta como ocurre en la aleación con 0.124% Bi.
4. El bismuto disminuye el tamaño de los carburos eutécticos M_7C_3 . El tamaño de los carburos se redujo hasta 5 μm con 0.046% Bi, mientras que sin bismuto el tamaño es de 7 μm . Por lo tanto, los carburos eutécticos al ser de un tamaño menor se encuentran menos interconectados y más distribuidos en la matriz austenítica.
5. En la aleación con 0.046% Bi se obtuvo un mayor volumen de carburos eutécticos M_7C_3 de un 35%, mientras que en la aleación con mayor cantidad de bismuto 0.124% el volumen de carburos se ve afectado ya que disminuye a 26% .
6. Se alcanzó una dureza mayor de 463.3 HV para la aleación 2, ya que se tiene un mayor refinamiento de la microestructura como es la fase carburo que se encuentran menos interconectados; en el caso de la aleación 1 sin bismuto se obtuvo un valor de dureza más bajo de 420.8 HV. Los valores de microdureza siguieron la misma secuencia.
7. Mediante el tratamiento térmico de desestabilización, se alcanzó un incremento en la dureza de 739.5 HV, debido a la precipitación de carburos secundarios y al mismo tiempo, la transformación de la austenita a martensítica.
8. Bajo condiciones de tratamiento térmico, una elevada concentración de bismuto (0.124%) no parece contribuir a mejorar la resistencia al desgaste de la aleación; ya

que en la aleación con 0.046% Bi se obtuvo una mayor dureza de 739.5 HV y en la aleación con 0.124% de 669.4 HV.

9. La aleación 2 (0.046% Bi) en condiciones de colada y tratada térmicamente presentaron mayor resistencia al desgaste, por lo que, se tiene una menor intensidad de desgaste y menor volumen de material perdido.

Cumplimiento de las metas

Las metas del trabajo de investigación propuestas en su mayoría se cumplieron excepto las siguientes:

- Obtener 3 aleaciones con diferencias no mayores al 0.2% con respecto a la composición química base, para observar las diferencias microestructurales únicamente con las variaciones de bismuto.
- Reducir el diámetro de Feret en un 20%

La primera meta no se cumplió debido a que algunos elementos tienden a perderse al momento de limpiar el metal líquido (escorificar); también, el medio en que se lleva a cabo la fundición que en este caso es a atmósfera abierta. En el caso del bismuto, como es un elemento con muy bajo punto de fusión de 271° C, al adicionar este tendía a alcanzar su temperatura de ebullición (1564° C) y parte del bismuto que se adicionó a la masa fundida se pierde por vaporización ya que la temperatura del metal líquido se encuentra por arriba de su punto de ebullición y fusión, por lo que se tuvieron muchas pérdidas.

En el caso del diámetro de Feret, si se consiguió disminuir el diámetro de los carburos eutécticos, pero no un 20%, pero el diámetro obtenido es significativo para la resistencia al desgaste.

Recomendaciones futuras.

Con base a los resultados obtenidos sobre el efecto de la adición de bismuto sobre un hierro blanco alto contenido de cromo; podría ser una buena línea de investigación realizar estudios sobre la adición de Bi en un hierro blanco alto cromo pero con adiciones de otros elementos altamente formadores de carburos, y poder observar si crea un efecto significativo en el refinamiento de estos nuevos carburos para incrementar aun más las propiedades de dureza y resistencia al desgaste. También, al tener un refinamiento de la microestructura trae muchos beneficios, por ejemplo, es posible incrementar la tenacidad en combinación de una alta resistencia al desgaste, lo cual contribuye significativamente para aplicaciones futuras.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFIA.

- [1] Bedolla-Jacuinde A, Hernandez B, Béjar L, *SEM study on the M 7 C 3 carbide nucleation during eutectic solidification of high-chromium white irons*, 96. 1380-1385. **Zeitschrift für Metallkunde**, 2005.
- [2] Sinatora A, Albertin E, Matsubara Y, *An investigation of the transition from M7C3 to M3C carbides in white cast irons*, 9(1). 9-15. **International Journal of Cast Metals Research**, 1996.
- [3] Pearce J T H, *Examination of M7C3 carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy*, 2(8). 428-432. **Journal of Materials Science Letters**, 1983.
- [4] Bedolla-Jacuinde A, Aguilar S L, Hernández B, *Eutectic modification in a low-chromium white cast iron by a mixture of titanium, rare earths, and bismuth: I. Effect on microstructure*, 14(2). 149-157. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2005.
- [5] Glavaš Z, Štrkalj A. *Effects of bismuth on the matrix structure of ductile iron castings*. 2019.
- [6] Song L, Guo E, Tan C, *Effect of Bi on graphite morphology and mechanical properties of heavy section ductile cast iron*, 11. 125-131. **China Foundry**, 2014.
- [7] Loper C R. *The Effect of Bismuth in Gray Cast Iron and the Chemistry of its Neutralization with Rare Earth Metals*, in *Foundry Processes: Their Chemistry and Physics*, Katz S, Landefeld C F, Editors, Springer US: Boston, MA. 1988. 375-392.
- [8] Kurka V, Kuboň Z, Kander L, Jonšta P, Kotásek O, *The Effect of Bismuth on Technological and Material Characteristics of Low-Alloyed Automotive Steels with a Good Machinability*, 12. 301. **Metals**, 2022.
- [9] Elliott R, *Cast iron technology*. 1988.
- [10] *History of the development of iron-carbon diagrams*, 10(5). 344-350. **Metal Science and Heat Treatment**, 1968.
- [11] Laird G, Gundlach R B, Röhrig K K *Abrasion-resistant cast iron handbook*. American Foundry Society. 2000.
- [12] Singh R. *Chapter 7 - Cast Iron*, in *Applied Welding Engineering*, Singh R, Editor, Butterworth-Heinemann: Boston. 2012. 57-64.
- [13] Rundman K B, Iacoviello F. *Cast Irons*, in *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, Elsevier. 2016.
- [14] Hidajatullah M, Sambas A, Puspita K, *Tellurium Effect on ASTM A 220 Graphite Malleable Cast Iron*, 19. 25. **Logic : Jurnal Rancang Bangun dan Teknologi**, 2019.
- [15] Schwartz H A *American malleable cast iron*. Penton Publishing Company. 1922.
- [16] Oloyede O, Bigg T D, Cochrane R F, Mullis A M, *Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron*, 654. 143-150. **Materials Science and Engineering: A**, 2016.
- [17] Ding X-f, Li X-z, Feng Q, Matthias W, Huang S-y, *Microstructure evolution in grey cast iron during directional solidification*, 24(8). 884-890. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, 2017.
- [18] Hatton A, Holzapfel C, Muecklich F, *3D Characterization of Graphite Morphologies in Cast Iron*, 9. 39-45. **Advanced Engineering Materials**, 2007.
- [19] Hamberg K, Johannesson B, Robertson A. *Defect Sensitivity In Nodular Cast Iron For Safety Critical Components*, in *European Structural Integrity Society*, Marquis G, Solin J, Editors, Elsevier. 1997. 37-47.

- [20] Geier G F, Bauer W, McKay B J, Schumacher P, *Microstructure transition from lamellar to compacted graphite using different modification agents*, 413-414. 339-345. **Materials Science and Engineering: A**, 2005.
- [21] Singh R. 7 - *Cast iron and cast steel*, in *Applied Welding Engineering (Third Edition)*, Singh R, Editor, Butterworth-Heinemann. 2020. 61-76.
- [22] Karantzalis A, Lekatou A, Mavros H, *Microstructural Modifications of As-Cast High-Chromium White Iron by Heat Treatment*, 18. 174-181. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2009.
- [23] Barreiro J A *Fundiciones*. Escuela Especial de Ingenieros Industriales, Patronato de Publicaciones. 1963.
- [24] Hinckley B H, Dolman K F, Wuhler R, Ray A, Yeung W, *SEM and EBSD Investigations of High-Chromium Cast Irons*, 14. **Microscopy and Microanalysis - MICROSC MICROANAL**, 2008.
- [25] Pariente I, Belzunce F, *Influence of different heat treatments on the microstructure of a high chromium white cast iron*, 42. **Revista De Metalurgia - REV METALURGIA**, 2006.
- [26] Chicco B, Thorpe W R, *On the Solidification of Pure C-Cr-Fe Alloys*, 5(4). 203-211. **Cast Metals**, 1992.
- [27] Hernandez Duran E, Leiva R, Escobar A, Ordoñez S, *Efecto del tratamiento sub-cero sobre la microestructura y dureza de fundiciones blancas alto cromo*, 23. **Matéria (Rio de Janeiro)**, 2018.
- [28] Bedolla-Jacuinde A, Rainforth W, *The wear behaviour of high-chromium white cast irons as a function of silicon and Mischmetal content*, 250. 449-461. **Wear**, 2001.
- [29] Jinzhu L, Shizhuo L, Yongfa M, *Wear resistance of Ni-hard 4 and high-chromium cast iron re-evaluated*, 166(1). 37-40. **Wear**, 1993.
- [30] Higuera Cobos O F, Flórez O, Castaño R, *Comportamiento microestructural de una fundición blanca al alto cromo sometida a ciclos de tratamientos térmico*, 2(45). 43 - 48. **Scientia et Technica**, 2010.
- [31] Scandian C, Boher C, de Mello J D B, Rézai-Aria F, *Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear*, 267(1). 401-408. **Wear**, 2009.
- [32] DeMello J D B, Durand-Charre M, Hamar-Thibault S, *Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons*, 14(9). 1793-1801. **Metallurgical Transactions A**, 1983.
- [33] Liu T, Sun J, Xiao Z, He J, Shi W, Cui C, *Effect of Multi-Element Microalloying on the Structure and Properties of High Chromium Cast Iron*, 16(9). **Materials (Basel)**, 2023.
- [34] Huq M J, Shimizu K, Kusumoto K, Purba R H, *Three-Body Abrasive Wear Performance of High Chromium White Cast Iron with Different Ti and C Content*, in *Lubricants*. 2022.
- [35] Handbook A, Volume 4: *Heat Treating*, 10. **ASM international**, 1991.
- [36] Liu Z, Chen X, Li Y, Hu K, *Effect of Chromium on Microstructure and Properties of High Boron White Cast Iron*, 39(3). 636-641. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 2008.
- [37] Flórez B O E, Castaño V R A, Higuera C O F, *COMPORTAMIENTO MICROESTRUCTURAL DE UNA FUNDICIÓN BLANCA AL ALTO CROMO SOMETIDA A CICLOS DE TRATAMIENTOS TÉRMICO*, XVI(45). 43-48. **Scientia Et Technica**, 2010.
- [38] Tabrett C P, Sare I R, Ghomashchi M R, *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*, 41(2). 59-82. **International Materials Reviews**, 1996.
- [39] Goyos-Pérez L, Varela A, Verhaege M, García A, Mier J, Moors M, *Influencia del contenido de silicio y el tratamiento térmico en la resistencia al desgaste de fundiciones*

blancas al cromo en condiciones de rápida solidificación, 48. 277-289. **Revista de Metalurgia**, 2012.

[40] Lai J-P, Pan Q-L, Sun Y-W, Xiao C-A, *Effect of Si Content on the Microstructure and Wear Resistance of High Chromium Cast Iron*, 58. **ISIJ International**, 2018.

[41] Pokusová M, *Abrasion Resistance of as-Cast High-Chromium Cast Iron*, 22. 75-80. **Scientific Proceedings Faculty of Mechanical Engineering**, 2015.

[42] Mourad M, El-Hadad S, Ibrahim M, *Effects of Molybdenum Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Hard White Cast Iron*, 68. TP2896. **Transactions- Indian Institute of Metals**, 2015.

[43] Pino Rivero L, *Hierros Aleados Resistentes al Desgaste*. **Monografias.com**, 2012.

[44] Alamdari H D, Couture A, Fiset M, *The effect of nickel, silicon and austenite deep-freezing treatment on the microstructure and wear properties of high chromium white iron containing niobium*, 11(2). 89-95. **International Journal of Cast Metals Research**, 1998.

[45] Teker T, Osman Yilmaz S, *Effect of Ni on microstructure and wear behaviour of 13Cr-W-Mo-2C white cast iron*, 59(2). e243. **Revista de Metalurgia**, 2023.

[46] Bedolla-Jacuinde A, Arias L, Hernandez B, *Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron*, 12. 371-382. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2003.

[47] Wiengmoon A, Chairuangsi T, Brown A, Brydson R, Edmonds D V, Pearce J T H, *Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.%Cr cast irons*, 53(15). 4143-4154. **Acta Materialia**, 2005.

[48] Powell G L F, Laird G, *Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons*, 27(1). 29-35. **Journal of Materials Science**, 1992.

[49] Asensio J, Pero-Sanz J A, Verdeja J I, *Microstructure selection criteria for cast irons with more than 10 wt.% chromium for wear applications*, 49(2). 83-93. **Materials Characterization**, 2002.

[50] Guitar M A, Nayak U P, Britz D, Mücklich F, *The Effect of Thermal Processing and Chemical Composition on Secondary Carbide Precipitation and Hardness in High-Chromium Cast Irons*, 14(3). 755-765. **International Journal of Metalcasting**, 2020.

[51] Kopyciński D, Guzik E, Siekaniec D, Szczęsny A, *Analysis of the High Chromium Cast Iron Microstructure after the Heat Treatment*, 14. **Archives of Foundry Engineering**, 2014.

[52] Maratray F, *Choice of appropriate compositions for chromium-molybdenum white irons*, 79. 121-124. **AFS Trans**, 1971.

[53] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F, Mejia I, Vera U, *Niobium Additions to a 15%Cr–3%C White Iron and Its Effects on the Microstructure and on Abrasive Wear Behavior*, in *Metals*. 2019.

[54] Alpas A T, Bhattacharya S, Hutchings I M. 4.5 *Wear of Particulate Metal Matrix Composites*, in *Comprehensive Composite Materials II*, Beaumont P W R, Zweben C H, Editors, Elsevier: Oxford. 2018. 137-172.

[55] Murakami T. 1 - *Importance of biotribology*, in *Biotribology of Natural and Artificial Joints*, Murakami T, Editor, Elsevier. 2023. 1-27.

[56] Astm A, *G171 Standard test method for scratch hardness of materials using a diamond stylus*, 3. 1-7. **ASTM Stand**, 2009.

[57] Hutchings I, Shipway P, *Tribology, Friction and Wear of Engineering Material*, Butterworth. 2017, Heinemann an imprint of Elsevier.

- [58] Gahr K-H Z, Doane D V, *Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons*, 11. 613-620. **Metallurgical Transactions A**, 1980.
- [59] Hebbar B, Seshan S. *Fracture toughness of high-chromium cast irons*. En *Ninety-Eighth Annual Meeting of the American Foundrymen's Society*. 349-356, 1994.
- [60] Correa R, Bedolla-Jacuinde A, Zuno-Silva J, Cardoso E, Mejía I, *Effect of boron on the sliding wear of directionally solidified high-chromium white irons*, 267(1-4). 495-504. **Wear**, 2009.
- [61] Ojebuoboh F K, *Bismuth—Production, properties, and applications*, 44(4). 46-49. **JOM**, 1992.
- [62] Ferro P, Fabrizi A, Cervo R, Carollo C, *Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings*, 213(9). 1601-1608. **Journal of Materials Processing Technology**, 2013.
- [63] Takeda H, Asano K, Yoneda H, *Effect of bismuth on refinement of graphite in thin wall spheroidal graphite cast iron*, 21(1-4). 81-85. **International Journal of Cast Metals Research**, 2008.
- [64] Horie H, Kowata T, Chida A, *Influence of Bismuth on Graphite Nodule Count in Thin-section Spheroidal-graphite Cast Iron*, 2(4). 197-202. **Cast Metals**, 1989.
- [65] Stieler F, Funk D, Tonn B, *Alteration of the Graphite Morphology in Solid Solution-Strengthened Ductile Iron Due to High Contents of Cerium and Bismuth*, 17(2). 1315-1325. **International Journal of Metalcasting**, 2023.
- [66] Quyen H, Tuan V, Dong T, Quyen V, Nguyen D, *Effect of Rare Earth on M7C3 Eutectic Carbide in 13% Chromium Alloy Cast Iron*, 9. 724. **International Journal on Advanced Science, Engineering and Information Technology**, 2019.
- [67] Liang G Y, Su J Y, *The Effect of Rare Earth Elements on the Growth of Eutectic Carbides in White Cast Irons containing Chromium*, 4(2). 83-88. **Cast Metals**, 1991.
- [68] Radulovic M, Fiset M, Peev K, *Effect of rare earth elements on microstructure and properties of high chromium white iron*, 10(12). 1057-1062. **Materials Science and Technology**, 1994.
- [69] Dojka M, Dojka R, *Inhibition of Carbide Growth by Sr in High-Alloyed White Cast Iron*, in *Materials*. 2022.
- [70] Standard A. *ASTM E92-17 Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic*. En *Am. Soc. Test. Mater.* 1-27, 2016.
- [71] Chung R J, Tang X, Li D Y, Hinckley B, Dolman K, *Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance*, 301(1). 695-706. **Wear**, 2013.
- [72] Qian M, Chaochang W, Harada S, *Modification of hypoeutectic low alloy white cast irons*, 31(7). 1865-1871. **Journal of Materials Science**, 1996.
- [73] Li J, Smith R. *Growth modification of austenite-(Fe, Cr) 3C pseudo-binary eutectic*. En *Proceedings IV Decennial International Conference on Solidification Processing*. 481-488, 1997.
- [74] Chalmers B. *Principles of solidification*, in *Applied solid state physics*, Springer. 1964. 161-170.
- [75] Zelić K, Burja J, McGuinness P J, Godec M, *Effect of Rare Earth Elements on the Morphology of Eutectic Carbides in AISI D2 Tool Steels: Experimental and Modelling Approaches*, 8(1). 9233. **Scientific Reports**, 2018.

- [76] Hao F, Liao B, Li D, Dan T, Ren X, Yang Q, Liu L, *Effects of rare earth oxide on hardfacing metal microstructure of medium carbon steel and its refinement mechanism*, 29(6). 609-613. **Journal of Rare Earths**, 2011.
- [77] Elliott R *Eutectic solidification processing: crystalline and glassy alloys*. Elsevier. 2013.
- [78] *Solidification processing 1997 : proceedings of the 4th Decennial International Conference on Solidification Processing*, 7 - 10 July 1997, Ranmoor House, University of Sheffield, UK. En *Decennial International Conference on Solidification Processing*. Sheffield: Dept. of Engineering Materials, University of Sheffield;. 1997.
- [79] Y. Qingxiang, L.Bo, L. Jianhua, and Y. Mei, *Effect of rare earth elements on carbide morphology and phase transformation dynamics of high Ni-Cr alloy cast iron*, 16(1). 37-41., 1998.
- [80] Wang J, Zuo R L, Sun Z P, Li C, Liu H H, Yang H S, Shen B L, Huang S J, *Influence of secondary carbides precipitation and transformation on hardening behavior of a 15 Cr–1 Mo–1.5 V white iron*, 55(3). 234-240. **Materials Characterization**, 2005.
- [81] Guitar M, Suarez S, Orlando P, Duarte Guigou M, Gari V, Pereira G, Mücklich F, *High Chromium Cast Irons: Destabilized-Subcritical Secondary Carbide Precipitation and Its Effect on Hardness and Wear Properties*, 27. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 2018.
- [82] Sun Z, Zuo R, Li C, Shen B, Yan J, Huang S, *TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16Cr–1Mo–1Cu white iron subjected to subcritical treatment*, 53(5). 403-409. **Materials Characterization**, 2004.
- [83] Wang H, Yu S, *Influence of heat treatment on microstructure and sliding wear resistance of high chromium cast iron electrosag hardfacing layer*, 319. **Surface and Coatings Technology**, 2017.
- [84] Ma S, Xing J, He Y, Li Y, Huang Z, Liu G, Geng Q, *Microstructure and crystallography of M₇C₃ carbide in chromium cast iron*, 161. **Materials Chemistry and Physics**, 2015.
- [85] Bedolla-Jacuinde A, Correa R, Quezada J G, Maldonado C, *Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16%chromium white iron*, 398(1). 297-308. **Materials Science and Engineering: A**, 2005.
- [86] Srivastava A, *Microstructure and abrasive wear study of (Ti,W)C-reinforced high-manganese austenitic steel matrix composite*, 62. 3947-3950. **Materials Letters**, 2008.
- [87] Quintero-Ortiz J, Guerra F V, Bedolla-Jacuinde A, Pacheco-Cedeño J S, *Improving the sliding wear and strain behavior of a high-chromium white cast iron modified with Mn and Al*. 205877. **Wear**, 2025.
- [88] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V, Guerrero-Pastran A J, Sierra-Cetina M A, Valdez-Medina S, *Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents*, 476. 203675. **Wear**, 2021.
- [89] Haberer J F, Gates J, Fifield R, *Resistance to Abrasive Wear and Metallurgical Property Assessment of Nine Casing-Friendly Hard-Banding Alloy Chemistries: Abrasion Resistance Assessment Using ASTM G65 Methodology (Standard Test Method for Measuring Abrasion with Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus)*, in *IADC/SPE Asia Pacific Drilling Technology Conference*. 2014. SPE-170520-MS.
- [90] Redmore E, Li X, Dong H, *Tribological performance of surface engineered low-cost beta titanium alloy*, 426-427. 952-960. **Wear**, 2019.
- [91] Bhushan B *Introduction to tribology*. John Wiley & Sons. 2013.

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 Ciencia de los Materiales.	
Título del trabajo	Efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste de un hierro blanco alto cromo.	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Lic. Eva Hernández Morales	1724374k@umich.mx
Director	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	arnoldo.bedolla@umich.mx
Codirector	Dr. Francisco Vapeani Guerra López	fvguerra@umich.mx
Coordinador del programa	Dr. Tzarara López Luke	tzarara@umich.mx

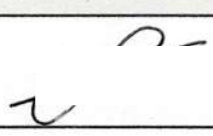
Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	No	

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	No	
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro	No	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Eva Hernández Morales. 
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán, 05 de Junio 2025

Eva Hernández Morales

Efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste de un hierro blanco

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:465025345

Fecha de entrega

6 jun 2025, 7:51 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

6 jun 2025, 7:54 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

Efecto de la adición de bismuto en la microestructura y resistencia al desgaste de un hierro blan....pdf

Tamaño de archivo

10.7 MB

103 Páginas

27.776 Palabras

149.796 Caracteres

21% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

Fuentes principales

- 21%  Fuentes de Internet
- 11%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alertas de integridad para revisión

No se han detectado manipulaciones de texto sospechosas.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.