



UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES

EFFECTO DE LA ADICIÓN DE MANGANESO Y ALUMINIO EN LA
MICROESTRUCTURA Y RESISTENCIA AL DESGASTE DE UN HIERRO
BLANCO ALTO CROMO.

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

Presenta:

Ing. María Trinidad Beltz Pérez

Director de Tesis:

Dr. Francisco Vapeani Guerra López

Co-Director de Tesis:

Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde

Morelia, Michoacán, Noviembre 2023.

AGRADECIMIENTOS

Le agradezco a mis padres por todo lo que me han dado incondicionalmente, que me han dejado ser libre al tomar cada una de mis decisiones y no las juzgan, porque siempre tienen una palabra de aliento cuando la he necesitado, sin ellos no podría estar en donde estoy, gracias, los amo.

Agradezco a mis hermanos que siempre han estado para mí, que siempre me apoyan y me hacen sentir apoyada con sus bromas y sus palabras de admiración hacia mi “su hermanita menor” los amo mucho. A mis cuñadas Zyz y Andy que siempre me expresan su apoyo y su admiración por lo que hago, las amo hermanitas. A mi ahijado Liam y mi sobrina Alaia porque son mi motor cuando siento que ya no puedo más me impulsan a ser mejor que ayer.

Agradezco al Doctor Francisco Vapeani Guerra López, por dejarme ser parte de su grupo de estudiantes, por todo el conocimiento compartido conmigo y mis compañeros y por abrirnos puertas confiando en nosotros y nuestros conocimientos, gracias por todo lo que hace por cada uno de nosotros.

Agradezco al Doctor Arnoldo Bedolla Jacuinde por aceptarme en el laboratorio de fundición y ser parte del grupo de sus alumnos, por su apoyo y disposición en ayudarme y explicarme siempre que lo necesitaba.

Agradezco a mis compañeros del laboratorio de fundición, en especial a mis amigos Liz, Eva, Alonso, Adán, Héctor y Jafeth, gracias por hacer ameno el tiempo en el laboratorio siempre tendrán una amiga conmigo.

Agradezco a mi comité tutorial por las contribuciones y observaciones para lograr concluir este proyecto. A todo el personal del IIMM que hace posible el desarrollo de proyectos de ciencia e investigación.

Y, por último, pero no menos importante a mi novio Josué Quintero Ortiz, por siempre apoyarme, alentarme a superarme, porque nunca me dejó caer, por tener las palabras de aliento que necesitaba en el momento que lo necesitaba y a veces simplemente dejarme llorar mientras me abrazaba, gracias amor, te amo mucho, definitivamente has sido un gran novio, amigo, compañero y confidente en toda esta travesía.

ÍNDICE

| | |
|--|-----------|
| AGRADECIMIENTOS | 1 |
| ÍNDICE..... | 2 |
| ÍNDICE DE FIGURAS | 5 |
| ÍNDICE DE TABLAS | 9 |
| RESUMEN..... | 10 |
| ABSTRACT..... | 11 |
| CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN..... | 12 |
| 1.1 Introducción | 12 |
| 1.2 Justificación | 13 |
| 1.3 Objetivo del proyecto..... | 14 |
| 1.4 Objetivos particulares | 14 |
| 1.5 Hipótesis..... | 14 |
| 1.6 Metas del proyecto | 15 |
| CAPÍTULO 2 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA | 16 |
| 2.1 Generalidades..... | 16 |
| 2.2 Propiedades de los hierros blancos..... | 17 |
| 2.3 Clasificación de los hierros blancos..... | 17 |
| 2.3.1 Hierros blancos perlíticos..... | 18 |
| 2.3.2 Hierros blancos aleados al cromo-níquel o Ni-Cr | 18 |
| 2.3.3 Hierros blancos aleados al cromo-níquel | 19 |
| 2.3.4 Hierros blancos especiales | 19 |
| 2.3.5 Hierro blanco alto cromo | 20 |
| 2.4 Hierros blancos alto cromo | 21 |
| 2.5 Tipos de carburos en los hierros blancos alto Cr..... | 22 |
| 2.5.1 M_3C..... | 22 |
| 2.5.2 M_7C_3..... | 22 |

| | | |
|---|---|-----------|
| 2.5.3 | $M_{23}C_6$ | 22 |
| 2.5.4 | Mo_2C | 23 |
| 2.5.5 | VC | 23 |
| 2.5.6 | NbC | 23 |
| 2.5.7 | TiC | 23 |
| 2.6 | Solidificación de los hierros blancos alto Cr | 23 |
| 2.7 | Efectos de los elementos de aleación | 27 |
| 2.7.1 | Carbono..... | 27 |
| 2.7.2 | Cromo..... | 28 |
| 2.7.3 | Níquel..... | 28 |
| 2.7.4 | Manganeso..... | 28 |
| 2.7.5 | Aluminio..... | 29 |
| 2.8 | Tratamiento térmico de desestabilización | 29 |
| 2.9 | Aceros Hadfield..... | 31 |
| 2.9.1 | Efecto del aluminio en el acero Hadfield | 32 |
| 2.10 | Aceros Fe-Mn-Al..... | 34 |
| 2.10.1 | Efecto de los principales elementos aleantes..... | 36 |
| 2.11 | Aceros de Plasticidad inducida por maclas (TWIP)..... | 36 |
| 2.12 | Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) | 38 |
| 2.13 | Resistencia al desgaste | 39 |
| 2.13.1 | Desgaste abrasivo | 40 |
| CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL | | 42 |
| 3.1 | Fabricación de las aleaciones | 43 |
| 3.2 | Seccionamiento de los lingotes y extracción de las muestras | 47 |
| 3.3 | Tratamiento térmico..... | 48 |
| 3.4 | Preparación metalográfica..... | 49 |
| 3.5 | Caracterización microestructural | 49 |

| | | |
|-------------------------------------|---|-----------|
| 3.6 | Cuantificación del volumen de carburos | 50 |
| 3.7 | Ensayos de desgaste | 50 |
| 3.8 | Ensayos de perfilometría óptica | 51 |
| 3.9 | Dureza y microdureza | 51 |
| CAPÍTULO 4 RESULTADOS..... | | 52 |
| 4.1 | Análisis químico..... | 52 |
| 4.2 | Predicción termodinámica del porcentaje de fases mediante el software JMatPr..... | 52 |
| 4.3 | Caracterización de las aleaciones en condiciones de colada | 56 |
| 4.4 | Caracterización microestructural de las aleaciones en condiciones de colada .. | 57 |
| 4.5 | Cuantificación de carburos | 64 |
| 4.6 | Caracterización microestructural de las aleaciones deformadas | 66 |
| 4.7 | Caracterización microestructural de las muestras tratadas térmicamente. | 68 |
| 4.8 | Dureza y microdureza | 70 |
| 4.8.1 | <i>Dureza (HRC)</i> | 70 |
| 4.8.2 | <i>Microdureza (HV)</i> | 72 |
| 4.9 | Coefficiente de fricción | 75 |
| 4.10 | Ensayos de desgaste por deslizamiento | 77 |
| 4.10.1 | <i>Desgaste de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con carga de 50 N.</i> | 77 |
| 4.10.2 | <i>Desgaste de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente con carga de 100 N.</i> | 83 |
| 4.11 | Evaluación de los mecanismos de desgaste de las aleaciones en condiciones de colada mediante el MEB. | 89 |
| 4.12 | Evaluación de los mecanismos de desgaste de las aleaciones tratadas térmicamente mediante el MEB..... | 91 |
| 4.13 | Análisis de la sección transversal de las aleaciones | 92 |
| CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES..... | | 95 |

CAPÍTULO 6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS96**ÍNDICE DE FIGURAS**

| | |
|--|----|
| Figura 1.1 Micrografía que muestra la microestructura típica del hierro blanco fundido, a) para la base de hierro blanco compuesta por austenita y carburos del tipo M_7C_3 [3]. | 13 |
| Figura 2.1 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C [27]...... | 24 |
| Figura 2.2 Región rica en Fe, de la superficie líquida del diagrama Fe-Cr-C [28]...... | 25 |
| Figura 2.3 Diagrama de fase de equilibrio de aleación 15% Cr, 0.2% Mo, 1% Ni, 0.4% C [30]. | 27 |
| Figura 2.4 Probetas de un hierro blanco 17%Cr tratados térmicamente a) a 1150°C, b) a 900°C. | 30 |
| Figura 2.5 Microestructura de un Acero Hadfield de composición 1.19% C, 0.476% Si, 12.4% Mn, 0.0317% P, 0.0084% S, 1.34% Cr, 0.0219% Mo, 84% Fe [51]. | 32 |
| Figura 2.6 Micrografías de la zona que sufrió desgaste, a) Acero Hadfield aleado con aluminio, b) Acero Hadfield sin alear [55]...... | 33 |
| Figura 2.7 Microestructuras de los aceros directos de colada a) Acero de composición 30.2% Mn, 8.85% Al, 1.11% C, b) Acero de composición 29.8% Mn, 8.36% Al, 0.93% C [63]. | 35 |
| Figura 2.8 Micrografías de la microestructura del acero laminado en caliente a) 0%, b) 20%, | 38 |
| Figura 2.9 Micrografía TEM donde se muestra la diferencia entre la microestructura de la bainita, a) Bainita inferior estándar con carburos, b) Bainita sin carburos presente en los aceros TRIP. | 39 |
| Figura 2.10 Esquemas de una superficie rugosa y dura, donde a) es una superficie montada con granos abrasivos los cuales se deslizan sobre la superficie blanda y b) granos abrasivos libres entre las dos superficies de contacto [86]. | 41 |
| Figura 2.11 Pérdida de peso del hierro blanco aleado a) Por abrasión, b) Por fricción [87]... | 41 |
| Figura 3.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental del presente proyecto. | 42 |
| Figura 3.2 Horno de inducción con cámara de vacío de la marca Consarc..... | 43 |
| Figura 3.3 Molde metálico (lingotera) para el vaciado del metal..... | 43 |
| Figura 3.4 Crisol y lingotera dentro del horno de inducción al vacío. | 46 |
| Figura 3.5 Lingote después de ser extraído del molde. | 46 |
| Figura 3.6 Cortadora metalografica Buehler® modelo AbrasiMet 250. | 47 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.7 Muestra cortada para caracterización en condiciones de colada..... | 47 |
| Figura 3.8 Muestra cortada y preparada para los ensayos de desgaste. | 48 |
| Figura 3.9 Horno eléctrico marca Carbolite™ | 48 |
| Figura 3.10 Sistema de desgaste block on ring. | 51 |
| Figura 4.1 Diagrama de la predicción termodinámica de las fases presentes en la aleación Base. | 53 |
| Figura 4.2 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 3Al. | 54 |
| Figura 4.3 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 20Mn..... | 55 |
| Figura 4.4 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 20Mn3Al..... | 55 |
| Figura 4.5 Difractogramas de rayos-X generados para las cuatro aleaciones en condiciones de colada a) Aleación Base, b) Aleación 3Al, c) Aleación 20Mn y d) Aleación 20Mn3Al. | 56 |
| Figura 4.6 Micrografías de las aleaciones en condiciones de colada a) Base, b) 20Mn y c) 20Mn3Al..... | 58 |
| Figura 4.7 Micrografía de la aleación 3Al directa de colada. | 59 |
| Figura 4.8 Mapeo elemental obtenido por EDS de la aleación Base a 3500X..... | 60 |
| Figura 4.9 Mapeo elemental obtenido por EDS de la aleación 20Mn3Al a 3500X..... | 61 |
| Figura 4.10 Micrografía de SEM en condiciones de colada de la muestra de la aleación 3Al. | 62 |
| Figura 4.11 Espectro de EDS de la fase Matriz en el punto marcado con el número 1 de la micrografía de la Figura 4.10. | 63 |
| Figura 4.12 Espectro de EDS de la interfase Matriz/Carburo del punto marcado con el número 2 de la micrografía de la Figura 4.10..... | 63 |
| Figura 4.13 Espectro de EDS de la interfase Carburo del punto marcado con el número 3 de la micrografía de la Figura 4.10..... | 64 |
| Figura 4.14 Microestructura revelada posterior al ataque profundo de las diferentes aleaciones a) Base, b) 3Al, c) 20Mn, d) 20Mn3Al..... | 65 |
| Figura 4.15 Bandas de deformación causadas por el deslizamiento de la dislocación durante la deformación en la aleación 20Mn en condiciones de colada a diferentes magnificaciones. | 67 |
| Figura 4.16 Microestructura de las aleaciones tratadas térmicamente con una amplificación de 3500X, a) Base, b) 3Al, c) 20Mn y d) 20Mn3Al..... | 69 |
| Figura 4.17 Gráfica del ensayo de dureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente. | 72 |
| Figura 4.18 Gráfica del ensayo de microdureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente. | 74 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.19 Gráfica comparativa del aumento de la dureza después del endurecimiento por deformación vs directa de colada vs tratadas térmicamente..... | 75 |
| Figura 4.20 Gráfica del coeficiente de fricción de la aleación 20Mn3Al con una carga de 50N a) directa de colada y b) tratada térmicamente. | 76 |
| Figura 4.21 Gráfica comparativa entre el coeficiente de fricción y la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada a 50N. | 78 |
| Figura 4.22 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada con carga de 50 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) Aleación Base, b) Aleación 3Al. | 79 |
| Figura 4.23 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada con carga de 50 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste a) Aleación 20Mn, b) Aleación 20Mn3Al. | 80 |
| Figura 4.24 Partículas desprendidas del desgaste a 50 N para las muestras a) Base b) 3Al c) 20Mn d) 20Mn3Al..... | 81 |
| Figura 4.25 Análisis químico de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn con carga de 50N. | 82 |
| Figura 4.26 Gráfica comparativa de la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada como tratada térmicamente, sometidas a una carga de 50N..... | 83 |
| Figura 4.27 Gráfica comparativa de la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente, sometidas a una carga de 100N..... | 85 |
| Figura 4.28 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada y tratada térmicamente de la aleación 20Mn con carga de 100 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) 20Mn directa de colada, b) 20Mn tratada térmicamente. | 86 |
| Figura 4.29 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada y tratada térmicamente de la aleación 20Mn3Al con carga de 100 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) 20Mn3Al directa de colada, b) 20Mn3Al tratada térmicamente..... | 87 |
| Figura 4.30 Partículas desprendidas del desgaste a 100N para las muestras en condiciones de colada a) Base, b) 3Al, c) 20Mn, d) 20Mn3Al. | 88 |
| Figura 4.31 Análisis químico puntual de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn3Al tratada térmicamente con carga de 100N. | 89 |
| Figura 4.32 Superficie desgastada de la aleación 20Mn3Al con carga de 50 N con magnificación de a) 100X y b)1000X. | 90 |

| | |
|--|----|
| Figura 4.33 Superficie desgastada de la aleación Base con carga de 100 N con magnificación de a) 100X y b)1000X. | 90 |
| Figura 4.34 Superficie desgastada de la aleación 3Al con carga de 50 N con magnificaciones de a) 100X y b) 1000X. | 91 |
| Figura 4.35 Superficie desgastada de la aleación 20Mn con carga de 100 N con magnificación de a) 100X y b) 1000X. | 92 |
| Figura 4.36 Cortes transversales a la superficie desgastada con carga de 50N a) Aleación Base, b) Aleación 3Al, c) Aleación 20Mn, d) Aleación 20Mn3Al. | 93 |

ÍNDICE DE TABLAS

| | |
|--|----|
| Tabla 2.1 Clasificación de los hierros blancos alto cromo [22]. | 20 |
| Tabla 2.2 Efecto de los principales elementos aleantes del acero Fe-Mn-Al. | 36 |
| Tabla 3.1 Composición química nominal de las aleaciones propuestas (% peso). | 44 |
| Tabla 3.2 Composición química del Arrabio. | 44 |
| Tabla 3.3 Composición química del Ferro Cromo Alto Carbono (FeCr AC). | 44 |
| Tabla 3.4 Composición química (% peso) de las 4 aleaciones para 5 kilogramos. | 45 |
| Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones experimentales (% peso). | 52 |
| Tabla 4.2 Cuantificación de carburos (% volumen) de las aleaciones en condiciones de colada mediante el procesamiento de imágenes. | 65 |
| Tabla 4.3 Dureza (HRC) de muestras en condiciones de colada y posterior al tratamiento de desestabilización. | 71 |
| Tabla 4.4 Microdureza (HV ₅₀) de muestras en condiciones de colada como tratadas térmicamente. | 73 |
| Tabla 4.5 Microdureza (HV ₅₀) de las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al posterior al endurecimiento por deformación. | 74 |
| Tabla 4.6 Coeficientes de fricción determinados a partir de las gráficas para las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente y dos cargas diferentes 50 y 100 N. | 77 |
| Tabla 4.7 Pérdida de volumen (mm ³) de las aleaciones en condiciones de colada bajo la carga de 50 N. | 77 |
| Tabla 4.8 Análisis puntual de los elementos presentes de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn con carga de 50 N. | 82 |
| Tabla 4.9 Pérdida de volumen (mm ³) de las aleaciones tratadas térmicamente bajo la carga de 50N. | 82 |
| Tabla 4.10 Pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada y tratada térmicamente con una carga de 100 N. | 84 |
| Tabla 4.11 Análisis puntual de los elementos presentes de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn3Al tratada térmicamente con carga de 100 N. | 89 |

RESUMEN

En este trabajo se estudió el efecto de la adición de manganeso y aluminio en la microestructura y la resistencia al desgaste de un hierro blanco alto cromo. Se plantea el estudio de cuatro sistemas de aleación base hierro blanco alto cromo, la cual se modificará con la adición del 20% en peso de manganeso y 3% aluminio, esperando como resultado mejorar la resistencia al desgaste de las aleaciones. Se prepararon muestras para su análisis en condiciones de colada y después de ser tratadas térmicamente de las cuatro aleaciones fabricadas. Las muestras, fueron analizadas mediante microscopía óptica, electrónica de barrido, con el objetivo de detectar las fases presentes en la microestructura, y así mismo la distribución dentro del material. Se realizaron ensayos de desgaste por deslizamiento los cuales se llevaron a cabo con la norma ASTM G77, utilizando dos cargas diferentes se evaluó el comportamiento de cada una de las aleaciones, para posteriormente ser analizadas mediante ensayos de perfilometría óptica, con lo cual se cuantificará el volumen desgastado. Por último, se llevaron a cabo ensayos de dureza Rockwell y microdureza Vickers en condiciones de colada y después de tratamiento térmico.

Obteniendo como resultados que con la adición de Al solamente se obtienen microestructuras de baja temperatura ya que este elemento baja la templabilidad, así como la adición de Mn se obtiene las microestructuras de alta temperatura. En el caso de los ensayos de desgaste se puede observar que ambas aleaciones que contienen la adición de Mn y posterior al tratamiento térmico se obtiene una disminución del volumen perdido.

Palabras Clave: HBACr, Manganeso, Aluminio, Desgaste, Deformación.

ABSTRACT

The present research work develops the study of the effect of the addition of manganese and aluminum on the microstructure and wear resistance of high chromium white iron. The study of four high-chromium white iron alloy systems, which will be modified with the addition of 20% by weight of manganese and 3% aluminum, improving the wear resistance of the alloys. Samples were prepared for the analysis in as-cast and heat-treated of the four alloys manufactured, subsequently, they were analyzed by optical and scanning electron microscopy this with the purpose of detecting the phases present in the microstructure, and the distribution within the material.

Sliding wear test based on *G77* standard were undertaken, using two different loads, the behavior of each sample was evaluated, to later be analyzed through optical profilometry, finally were made Rockwell hardness and Vickers microhardness test as-cast and heat-treatment conditions.

The results were obtained were with the addition of Al only low temperature microstructures and high hardness in as-cast condition. On the other hand, with the addition of Mn high temperature microstructure are obtained, Mn additions also played an important role in inhibiting the fracture of the samples during the deformation. For the wear test, it can be observed that both alloys with Mn additions and after heat treatment the lost volume is decreased.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

Los hierros blancos alto cromo son aleaciones ferrosas con contenidos de cromo en un rango de 11 a 30% y un contenido de carbono entre 2 y 4% en peso [1-4]. Este tipo de aleaciones son conocidos por su elevada resistencia a la abrasión, por lo que esas aleaciones son comúnmente utilizadas donde se requiere resistencia a un ambiente de desgaste severo, una de las aplicaciones de este tipo de materiales 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. Algunas otras aplicaciones son la fabricación de carcasas para bombas, bolas de trituración, camisas para mezcladoras de cemento, entre otras, por lo que son ampliamente utilizadas en la industria de la minería y procesamiento de minerales, la industria de la producción de cemento, la industria del papel, así como las industrias manufactureras de acero [1, 5, 6]. La dureza es una propiedad importante en este tipo de aleaciones, por lo tanto, la adición de elementos aleantes que ayuden a promover su endurecimiento por deformación durante el desgaste es muy importante, dicho efecto ha sido observado en los aceros Hadfield. Este endurecimiento se debe a la interacción de las dislocaciones con átomos de carbono intersticiales, con maclas y sistemas de maclado, esto depende de la energía de falla de apilamiento, lo cual se logra mediante la adición de manganeso y carbono en cierta proporción [7, 8].

En el caso de la adición de aluminio, esta tiene la finalidad de disminuir la densidad de la aleación [8, 9]. Además, la adición de estos elementos puede tener un fuerte efecto sobre la temperatura de inicio de la transformación martensítica [10] ya que el manganeso es un fuerte estabilizador de la austenita [1, 11]. De igual manera, la estructura austenítica típica de colada de los hierros blancos alto cromo (Figura 1.1) puede ser sometida a una descomposición por tratamiento térmico para formar una mezcla de martensita y austenita con una cantidad de pequeñas partículas de carburos secundarios precipitados elevando así su dureza [12] ya que la adición de estos elementos puede tener cierta influencia. Por lo tanto, en este trabajo se realiza un estudio sobre el efecto de la adición de manganeso y aluminio 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.

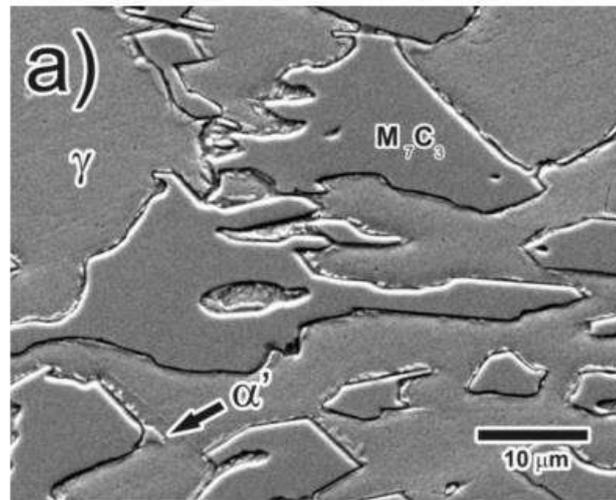


Figura 1.1 Micrografía que muestra la microestructura típica del hierro blanco fundido, a) para la base de hierro blanco compuesta por austenita y carburos del tipo M₇C₃ [3].

1.2 Justificación

Las fundiciones blancas con alto contenido de cromo, son aleaciones ferrosas que se caracterizan por poseer una elevada dureza lo cual los provee de una alta resistencia al desgaste. Una forma de mejorar su dureza es mediante tratamiento térmico conocido como desestabilización donde la matriz austenítica expulsa el excedente de carbono y elementos aleantes dando origen a la transformación martensítica durante el enfriamiento debido al incremento de la temperatura de transformación martensítica (M_s). Sin embargo este tratamiento se aplica a todo el volumen del material, lo que da origen a esfuerzos residuales debido a las diferentes velocidades de enfriamiento en función del espesor.

Este tipo de tratamiento suele presentar ciertas complicaciones en piezas de elevados grosores o de espesores irregulares generando esfuerzos que pueden dar lugar a la fragilización del material sobre todo cuando estas aleaciones son sometidas a impactos repetitivos. Por tal motivo para este tipo de aplicaciones es preferible una matriz austenítica aun cuando presenta valores menores de dureza y resistencia al desgaste

La mejora en la resistencia al desgaste de este tipo de aleaciones, tiene un impacto directo desde el punto de vista económico al alargar la vida útil de las aleaciones y de los componentes; así mismo, el mejoramiento en el desempeño de las piezas que se utilizan en la industria minera y procesamiento de minerales, la industria de la producción de cemento y la industria del papel, dichas industrias son de gran importancia para el desarrollo de nuestro

país. Por lo tanto, una mejora en estas aleaciones generará una mejora económicamente en este tipo de industrias.

Por lo tanto, se espera que la adición de manganeso tenga un impacto positivo sobre la resistencia al desgaste de la aleación, ya que la adición de este elemento aleante puede producir un endurecimiento por solución sólida, así como un endurecimiento por trabajado como ha sido observado en algunos tipos de acero. Así mismo, el estudio del efecto del manganeso en este tipo de aleaciones aportara información valiosa para los diseñadores de aleaciones ferrosas y tratamientos térmicos al dar explicación a los fenómenos y al comportamiento de este material cuando es aleado con elevados contenidos de manganeso lo cual no ha sido reportado anteriormente en la literatura.

1.3 Objetivo del proyecto

Estudiar el efecto de la adición de manganeso y aluminio 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.

1.4 Objetivos particulares

- Estudiar el efecto de las adiciones de manganeso y aluminio en la microestructura bajo condiciones de colada y tratamiento térmico.
- Realizar el tratamiento térmico de desestabilización para producir un endurecimiento secundario.
- Realizar ensayos de desgaste de las diferentes aleaciones en condiciones de colada, así como después del tratamiento térmico.
- Evaluar el comportamiento al desgaste de las diferentes aleaciones mediante perfilometría óptica.

1.5 Hipótesis

Se sabe que la adición de elevados contenidos de Mn, puede promover el endurecimiento del acero por mecanismos como la transformación martensítica por deformación de la red austenítica, además de la interacción entre dislocaciones, maclas y sistemas de maclado. Por

lo tanto, se espera que la adición de elevados contenidos de Mn, puedan promover el endurecimiento de la matriz austenítica del hierro blanco alto cromo y a su vez mejorar la resistencia al desgaste por deslizamiento. Así mismo se espera que el endurecimiento de la matriz provea de mayor soporte a los carburos eutécticos disminuyendo su grado de deformación y su desprendimiento durante el ensayo de desgaste.

1.6 Metas del proyecto

- Obtener 4 aleaciones de diferente composición para estudiar el efecto de las adiciones de Mn y Al.
- Promover el endurecimiento de la aleación en un porcentaje de al menos un 10% con la adición de 20% en peso de Mn.
- Disminuir las pérdidas en volumen por desgaste por medio del endurecimiento de las aleaciones en al menos un 15%.
- Reducir la densidad en al menos un 2% con respecto de la aleación base.

CAPÍTULO 2 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Generalidades

Debido a su alta dureza y resistencia a la abrasión, esto debido a su alto contenido de la fase carburo y una matriz la cual proporciona cierto grado de tenacidad, los hierros blancos son de gran importancia en la industria [6]. Este tipo de aleaciones presenta carburos de tipo M_3C y M_7C_3 principalmente, pero esto también depende de la adición de elementos formadores de carburos, variando la estequiometría y así obtener diferentes valores de dureza.

Las evidencias indican que el uso del hierro blanco comenzó siglos atrás, fue utilizado en distintas armas e implementos agrícolas desde el año 400 a.C, en china, sin embargo se suspendió el uso de este hasta los inicios del siglo XVIII [2].

El descubrimiento del hierro blanco se debe a Robert Ransome, lo cual sucedió como un accidente, donde se derramó el metal caliente sobre el piso frío de donde se realizaba la fundición, y al momento de limpiarlo pudo observar que tenía un aspecto blanco y descubre que era mucho más duro que el hierro blanco, por la ausencia del grafito [1, 13].

El hierro que ha sido producido durante siglos y que es más antiguo que el hierro blanco perlítico es el hierro fundido el cual se caracteriza por tener una elevada dureza, causada por la presencia del carburo de hierro Fe_3C , conocido como cementita.

La fase cementita presenta una dureza aproximada de 1000 HV. Esta fase se encuentra altamente interconectada y se forma durante la reacción eutéctica $L \rightarrow \gamma + Fe_3C$ en el caso de las fundiciones mientras que en el caso de los hierros fundidos hipereutécticos se da lugar a la formación de la cementita proeutéctica o mejor conocida como carburo primario.

El descubrimiento del hierro blanco alto cromo se dio durante el año de 1915, por Frederick Becket en los laboratorios de Investigación en las Cataratas del Niágara de la Compañía Electro Metalurgia [2] al cual se le atribuye el ser el primer investigador que descubrió y caracterizó el hierro blanco alto cromo, durante el año de 1916 en la patente U.S 1,245,554 explica las características y la aplicación de esta aleación. El objetivo fue desarrollar materiales para aceros de herramientas, los cuales tenían como principal elemento de aleación el cromo [2].

Desde que se introdujo el hierro blanco, se ha tenido una comprensión progresiva con relación entre la aleación, el procesamiento y las propiedades de estas aleaciones, lo que ha dado lugar

a la evolución de varias generaciones de aleaciones de hierro blanco. Las aleaciones que se utilizan en la actualidad son altamente aleadas, y necesitan una sólida comprensión de los procesos metalúrgicos que tienen lugar en su producción y procesamiento [1, 14].

En la década de 1920 un hierro blanco el cual contiene alrededor del 25% al 30% de cromo y un alrededor del 2.5% al 3.0% de carbono fue desarrollado por varias fundiciones para piezas que son expuestas a abrasión severa o corrosión. Encontrando que con estas proporciones se obtenía una mejor resistencia a la abrasión que los hierros blancos sin alear o con bajo contenido de cromo que se utilizaban en servicio abrasivo [15].

2.2 Propiedades de los hierros blancos

Las propiedades que tienen las aleaciones están correlacionadas con las fases que estén presentes en la microestructura, el volumen de fase y de la morfología. La matriz de los hierros blancos tiene una microestructura constituida por una variedad de fases, las cuales pueden ser:

- Ferrítica.
- Perlítica.
- Bainítica.
- Austenítica.
- Martensítica.
- Combinación de estas.

Cuando se obtiene una microestructura controlada, se pueden obtener propiedades mecánicas y de desgaste. Obteniendo que los carburos tengan una baja interconexión dentro de la matriz, con distribución uniforme, para poder fomentar la formación de carburos del tipo M_7C_3 , los cuales tienen una dureza mayor que el tipo M_3C , por lo que se considera que el cromo es un elemento fundamental en estas aleaciones, logrando tener una interconexión menor de los carburos [2].

2.3 Clasificación de los hierros blancos

Los hierros blancos fundidos se pueden clasificar de acuerdo a su microestructura y a su aleación y se dividen en 5 tipos, los cuales son:

1. Perlítico (FeC).
2. Hierros aleados al cromo-níquel o Ni-Cr (M_3C).
3. Hierros blancos aleados al cromo-níquel 4 (M_7C_3).
4. Especiales (M_xC_x).
5. Hierro alto cromo (M_7C_3) [2].

2.3.1 Hierros blancos perlíticos

Este tipo de hierros son producidos mediante un enfriamiento rápido, produciendo una red de carburos resistentes a la abrasión. Los carburos se forman debido a la naturaleza ambivalente del sistema Fe-C; la cual se obtuvo con un enfriamiento rápido, al precipitarse el C como grafito estable o fase de equilibrio o en forma de carburo metaestable o fase de equilibrio.

Para este tipo de hierro al ser solidificado se requiere que sea contra una superficie fría, no obstante, esto también se puede manipular mediante la composición química. Al enfriarse rápidamente el hierro durante la solidificación, se da la formación de austenita y carburo de hierro en la reacción eutéctica. Normalmente esta mezcla de austenita y cementita es conocida como ledeburita, la cual se puede transformar en una mezcla de perlita y cementita por debajo de los 727 °C [2].

2.3.2 Hierros blancos aleados al cromo-níquel o Ni-Cr

Esta clase de hierros es conocida en inglés como Ni-Hard, la cual proviene de la International Nickel Company (INCO), se refiere a un grupo de 4 composiciones de hierro (Ni-Cr 1, 2, 3 y 4) donde el níquel es utilizado como elemento de aleación para el endurecimiento. En este tipo de hierros tiene una diferencia muy importante la cual es de promover la formación de carburos metálicos utilizando Cr; el cual puede ser de un contenido de un 1.4% a 2% de Cr [16].

La presencia de Cr estabiliza la reacción eutéctica y ayuda a la formación de carburos. Para obtener propiedades contra el desgaste mejores se prefiere un mayor contenido tanto del Cr como del Ni.

Para poder estabilizar la fase carburo se utilizan elementos como el Cr, Mo o Mn, el carburo formado es el del tipo M_3C , este es independiente del carburo Fe_3C , el cual es formado en la perlita durante la reacción eutéctica. Su costo es bajo debido a que el contenido de aleantes es

bajo y tienen la capacidad de ser colados de distintas formas, así mismo presentan una elevada dureza en condiciones de colada [17].

Cuando se obtiene martensita en vez de perlita en condiciones de colada, se debe a la presencia de un 3% al 5% de Ni, lo que permite a la austenita alcanzar la temperatura de inicio de transformación martensítica, evitando así la formación de perlita.

Los hierros Ni-Cr presentan una microestructura con una mezcla de austenita retenida y martensita en su matriz esto se debe a que ninguna reacción de transformación es perfecta.

2.3.3 Hierros blancos aleados al cromo-níquel

Al hacer variantes de la aleación de Ni-Cr, se puede observar que presenta baja tenacidad al impacto debido a su red de carburos interconectados, como un incremento mínimo de 7% de Cr y 1.8% de Si, se obtiene el carburo M_7C_3 , este está menos interconectado en la matriz y tiene una mejor tenacidad, mayor dureza y resistencia a la abrasión, a diferencia del carburo M_3C el cual se encuentra en la aleación Ni-Cr [2].

2.3.4 Hierros blancos especiales

Este tipo de hierros se distinguen por su alto contenido de elementos aleantes y características de fundición inusuales. Dentro de este tipo de hierros podemos encontrar:

- Hierros ferríticos alto cromo.
- Hierros aleados con vanadio.
- Hierros aleados con niobio [2].

Los hierros ferríticos alto cromo presentan un contenido entre el 30 y el 40% de Cr. Los cuales se utilizan en donde se requiere una alta resistencia a la corrosión y a la abrasión. Tiene una microestructura compuesta por una matriz similar al del acero inoxidable la cual es la matriz ferrosa, pero la de este tipo de hierros está rodeada por carburos duros M_7C_3 .

Los hierros aleados con vanadio, están basados en la adición de V para obtener carburos eutécticos M_xC los cuales son resistentes a la abrasión dentro de sus matrices, este tipo de hierros forman parte de un subconjunto de aceros para herramientas (material ferroso que contenga menos del 2% de C se llamado acero). Este tipo de hierros aleados con vanadio presentan una excelente resistencia a la abrasión, lo cual se debe al carburo de vanadio. Su

uso se ve limitado a aplicaciones de rodillos de laminación en caliente debido a su costo elevado [18].

Los hierros aleados con niobio presentan una elevada dureza, lo cual se debe al carburo de niobio (NbC), este tipo de hierros presentan problemas al momento de su fabricación, ya que este tipo de carburos se forman instantáneamente al ser adicionado en el metal líquido, alterando así la fluidez del hierro al momento de ser vaciado en el molde. La adición de niobio también disminuye la templabilidad esto por el empobrecimiento de carbono de la matriz, por la formación de los carburos, lo cual logra que el material no obtenga la dureza que desea [19].

2.3.5 *Hierro blanco alto cromo*

Los hierros blancos se clasifican dentro de los hierros de elevada aleación. Estos tipos de hierros están compuestos principalmente por hierro, carbono y cromo principalmente, estos presentan una buena templabilidad, la cual es la facilidad de endurecerse mediante enfriamientos rápidos, esto se debe a los elementos de aleación combinados como Mo, Ni y Cu. Las cuales son aleaciones hipoeutécticas [20] esto por su contenido de carbono que normalmente está entre un 2% y un 4%.

Su microestructura típica de colada está formada por una matriz dendrítica de austenita la cual está rodeada por carburos eutécticos del tipo M_7C_3 [21]. La presencia de los carburos M_7C_3 , primarios o eutécticos, con cualquier matriz austenítica en condiciones de colada o matriz martensítica en condición de tratamiento térmico presentan una dureza alta y una excelente resistencia al desgaste [14].

Los hierros blancos alto cromo se clasifican de acuerdo al porcentaje de cromo presente en la aleación, como lo ha realizado la *American Society for Testing and Materials* (ASTM), la cual se muestra en la Tabla 2.1 [2].

Tabla 2.1 Clasificación de los hierros blancos alto cromo [22].

| % Elemento Aleación | C | Cr | Mo | Mn | Si | Ni | Dureza (HB ¹) |
|------------------------|---------|----|---------|---------|-----|-----|---------------------------|
| Aleación IIA | 2.4-2.8 | 12 | 0.5-1.0 | 0.5-1.5 | 1.0 | 0.5 | 400-700 |
| Aleación IIB | 2.4-2.8 | 15 | 1.0-3.0 | 0.5-1.5 | 1.0 | 0.5 | 400-700 |

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

(1) *La dureza varía dependiendo del tratamiento térmico.*

2.4 Hierros blancos alto cromo

Los hierros blancos con alto contenido de cromo existen desde principios de la década de 1900, fueron de los primeros hierros aleados con resistencia a la abrasión en producción comercial [2]. Sus excelentes propiedades mecánicas y la resistencia a la abrasión se deben a su microestructura presentando una distribución fina de carburos M_7C_3 , en una matriz austenítica, por lo que los hierros blancos alto cromo son difíciles de superar cuando es muy importante la resistencia a la abrasión y resistencia a la corrosión [21].

El contenido de cromo en los hierros aleados varía entre el 12 y el 30%, la mayor parte del cromo está combinado con carbono, el cual se presenta en forma de carburos, por lo que el contenido de cromo en la matriz es muy poco. Laird y col. [23] calcularon el contenido de cromo que se encontraba disuelto en la matriz de hierro con 17% cromo y 3% carbono, se obtuvo como resultado de 9.5% cromo.

Mello y col. [24] realizaron el cálculo en una matriz de un hierro con 16.1% cromo y 3.26% carbono, obteniendo un resultado del 9.5% cromo. Así mismo Dogan y col. [25] el cálculo fue realizado en una matriz de hierro con 26% cromo y 2.76% carbono obteniendo como resultado de 16.2% cromo.

El hierro blanco alto Cr tiene una excelente resistencia a la abrasión y resistencia a la corrosión [1]. Esta aleación consiste en carburos de Cr-Fe duro en una matriz de soporte. El alto porcentaje de Cr ayuda a prevenir la formación del grafito y estabiliza el carburo [1].

El hierro blanco con alto contenido de Cr es considerado una especie de material para soportar las condiciones de desgaste, esta propiedad se debe por la interacción entre la matriz y los carburos. Cuando hay carburos en la microestructura le proporcionan dureza, esta depende del tipo, tamaño y su distribución. La matriz que rodea a los carburos puede ser desestabilizada

incrementando el volumen de martensita, proveyendo un mayor soporte a los carburos, reduciendo así la deformación y el agrietamiento [26]. Estas propiedades se deben a la microestructura, por la distribución de carburos M_7C_3 en la matriz austenítica [21].

2.5 Tipos de carburos en los hierros blancos alto Cr

Los hierros blancos que contienen alto porcentaje de Cr, presentan diferentes tipos de carburos, los cuales se describen a continuación:

2.5.1 Carburo M_3C

Este tipo de carburo contiene un porcentaje de carbono de 6.7 a 6.9%, la dureza que posee es entre los 800-1000 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 7.4-7.6 g/cm³, tiene una estructura cristalina ortorrómbica y se presenta en formas de placas. El Fe es el principal elemento de aleación, pero presentan una gran solubilidad de Mn, con porcentajes mayores al 17% este tipo de carburos pueden disolver al Cr, sin embargo elementos como el Mo y el V presentan poca solubilidad [2].

2.5.2 Carburo M_7C_3

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 8.6-8.9%, la dureza que posee es entre los 1000-1800 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 6.6 a 6.9 g/cm³, tiene una estructura cristalina hexagonal y se presenta en forma de barras y agujas. El Cr es el principal elemento de aleación, su porcentaje debe estar entre 24-50%, otro elemento de aleación con porcentajes menores de al 7% es el Mo y para el elemento V son porcentajes menores que el 30%, otro elemento que presenta una gran solubilidad en estos carburos es el Mn [2].

2.5.3 Carburo $M_{23}C_6$

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 5.3-5.7%, la dureza que posee es de 1000 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 7.2 a 7.7 g/cm³, tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras compleja y se presenta en forma de rodillos y agujas. Presenta un comportamiento muy similar a M_7C_3 y al M_3C , para elementos como el W, Mo y V tiene que ser en porcentajes menores al 10% [2].

2.5.4 Carburo Mo_2C

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 5.3-5.7%, la dureza que posee es de 1000 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 9.1 g/cm^3 , tiene una estructura cristalina ortorrómbica y se presenta en forma de rodillos. Normalmente este carburo aparece en las fronteras de grano de la austenita de los hierros con gran porcentaje de Mo. Se acepta como un carburo puro, ya que no se presenta otro elemento en este carburo según a lo reportado [2].

2.5.5 Carburo VC

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 17-20%, la dureza que posee es de 2000-3000 HV, la densidad de este tipo de carburos es de $5.6-7.0 \text{ g/cm}^3$, tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras y se presenta en forma de agujas y bloques. Es un carburo eutéctico que aparece en aleaciones mayores a 4.5% ya que a cantidades menores de este porcentaje se reparte en la familia de carburos M_xC_x y en la matriz [2].

2.5.6 Carburo NbC

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 11%, la dureza que posee es de 2000-2500 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 7.8 g/cm^3 , tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras y se presenta en forma de coral o pétalo. Este tipo de carburos presenta poca solubilidad de otros elementos en su estructura cristalina [2].

2.5.7 Carburo TiC

El porcentaje de carbono en este tipo de carburos es de 20%, la dureza que posee es de 2000-3100 HV, la densidad de este tipo de carburos es de 4.9 g/cm^3 , su estructura cristalina es cúbica centrada en las caras y se presenta en forma de bloque. Este tipo de carburos no se mezcla con otros elementos, ya que es un carburo puro [2].

2.6 Solidificación de los hierros blancos alto Cr

La aleación de los hierros blancos con alto contenido de Cr, se basan en el sistema ternario Fe-Cr-C. Uno de los principales investigadores en estudiarlo fue Jackson el cual elaboro su diagrama tridimensional del sistema ternario Fe-Cr-C el cual se muestra en la Figura 2.1 [27].

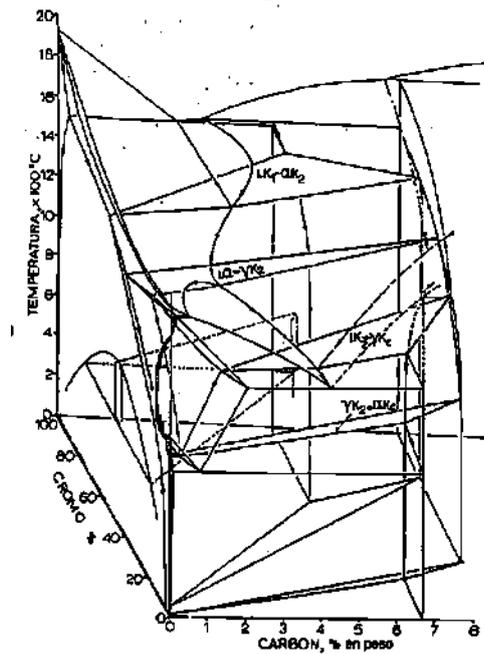


Figura 2.1 Diagrama ternario metaestable Fe-Cr-C [27].

También se puede recurrir a la esquina rica en hierro de la superficie líquida del corte del diagrama ternario Fe-C-Cr el cual fue obtenido por Chicco y Thorpe [28] el cual se muestra en la Figura 2.2, donde las líneas que cruzan nos indican isotermas de temperatura, el área representada por el rectángulo nos indica el área de la composición química, la cual tienen la mayoría de las aleaciones comerciales de hierros blancos.

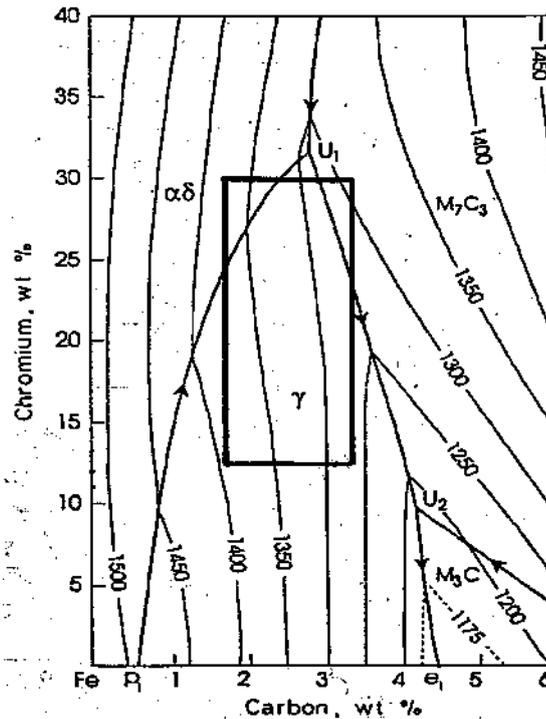


Figura 2.2 Región rica en Fe, de la superficie líquida del diagrama Fe-Cr-C [28].

Los elementos que describen la solidificación en los hierros blancos con alto contenido de Cr, son los contenidos de Cr y de C, siendo así el sistema ternario Fe-Cr-C utilizado para poder describir las primeras etapas de solidificación de este tipo de aleaciones. La gran mayoría de las aleaciones comerciales de hierro blanco con alto contenido de Cr se basan en este diagrama, la composición de estas aleaciones generalmente es de 1.8 a 3.5% y 12 a 30%, por el porcentaje de contenido de C este tipo de aleaciones son consideradas hipoeutécticas.

El proceso de solidificación comienza con la formación de dendritas primarias de austenita, cuando van creciendo rechazan al carbono hacia las zonas interdendríticas, conforme va avanzando la solidificación la temperatura disminuye, el líquido remanente se va enriqueciendo de carbono hasta alcanzar la composición eutéctica. La austenita que se forma durante la solidificación no es estable a temperatura ambiente. Ocurriendo a esta temperatura la reacción eutéctica que se muestra en la Ecuación 2.1.



Obteniendo así una aleación completamente solidificada, formada como se mencionó anteriormente por una matriz austenítica con carburos M_7C_3 . Se puede mantener la estructura

austenítica hasta temperatura ambiente siempre y cuando los contenidos de los elementos aleantes son lo suficientemente altos, pero normalmente durante la solidificación una parte de la austenita se transforma a martensita, teniendo beneficios con una mayor dureza [28].

En condiciones de colada se obtiene normalmente matriz austenita metaestable. Acorde con Pearce [29] se adquiere a una temperatura ambiente una matriz completamente austenítica cuando:

- a. Se adicionan suficientes elementos de aleación y se evita la formación de perlita durante el enfriamiento.
- b. Se produce un enfriamiento rápido, evitando así la precipitación de carburos, si esta ocurriera disminuiría el contenido de aleantes disueltos en la matriz, lo que eleva la temperatura M_s .

Da Li y col., [30] calcularon un diagrama de equilibrio para una aleación 2% C, 15% Cr, 0.20% Mo, 1% Ni el cual se muestra en la Figura 2.3, en el cual se observa la temperatura eutéctica cercana al 3.6% C, al disminuir la temperatura a 1290 °C se comienza la transformación de la estructura dendrítica de austenita primaria. En la fase líquida el contenido de carbono se acerca a la composición eutéctica.

Cuando la temperatura comienza a reducirse a 1245 °C comienza a ocurrir la reacción eutéctica $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$, en el diagrama se puede observar que existen dos fases en el rango de temperatura de 735 °C a 1210 °C, estas fases son la austenita y el carburo M_7C_3 , al reducir la temperatura a 735 °C ocurre la reacción eutectoide $\gamma \rightarrow P (\alpha + M_7C_3)$ la cual termina cuando la temperatura se reduce a 700 °C [30].

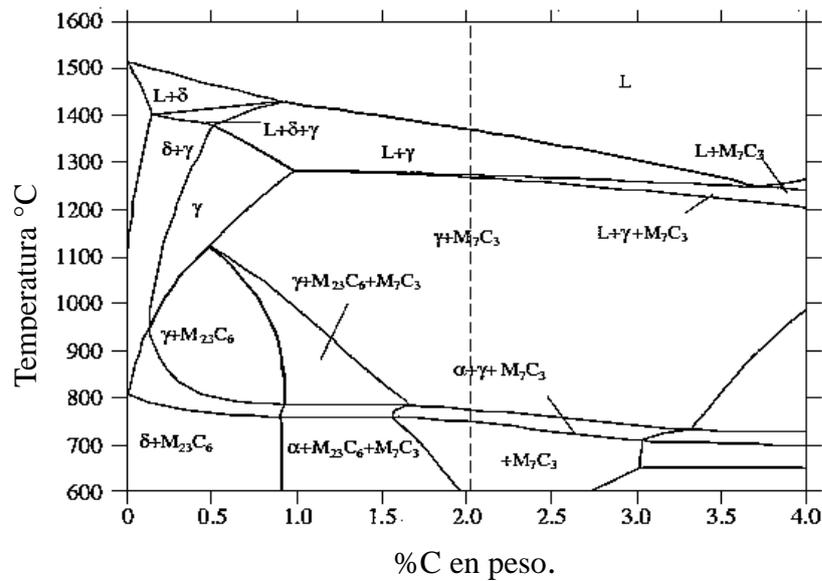


Figura 2.3 Diagrama de fase de equilibrio de aleación 15% Cr, 0.2% Mo, 1% Ni, 0.4% C [30].

2.7 Efectos de los elementos de aleación

Es necesario la presencia de elementos aleantes para poder alcanzar una templabilidad correcta, sobre todo en zonas gruesas [31]. Regularmente los elementos más utilizados son: molibdeno, níquel, manganeso y cobre. Si las cantidades agregadas no son las correctas, la adición de estos elementos puede presentar problemas, como:

- La falta de adición de aleantes, teniendo la presencia de perlita por una sub-aleación.
- La adición excesiva de elementos aleantes se puede obtener una estructura austenítica sobre estabilizada debido a una sobre-aleación y también implicaría un aumento de costo [11].

2.7.1 Carbono

Un aumento del carbono del 2 al 4% variará la forma y así mismo la cantidad de carburos ($M_{23}C_6$, M_7C_3), y así mismo las fases que se lograron formar en la microestructura las cuales son austenita y martensita. La dureza en un hierro fundido con alto contenido de cromo aumenta con el contenido de carburo eutéctico, primario y secundario [32].

2.7.2 Cromo

El Cr es de los elementos más importantes de aleación, ayuda a prevenir la formación de grafito durante la solidificación y estabiliza la fase carburo en las fundiciones blancas de alta aleación ya que es un fuerte formador de carburos y aumenta la dureza de este [33]. Los altos contenidos de cromo durante la solidificación dirige a la formación de carburos eutécticos M_7C_3 en gran fracción de volumen, los cuales pueden ser asociados o no con carburos primarios en la estructura dendrítica austenítica/martensítica [34].

El Cr aumenta la resistencia a la oxidación a altas temperaturas, promueve una microestructura ferrítica a temperatura ambiente, es formador de carburos $M_{23}C_6$. Su adición le brinda al acero la propiedad de que sea inoxidable, la cual va a depender del contenido del Cr el mínimo necesario varía entre 10.5 y 12% [8].

2.7.3 Níquel

El Ni normalmente se adiciona para prevenir la formación de la perlita, y para mejorar la templabilidad o así mismo para prevenir o mejorar la precipitación de carburos secundarios, puede controlar significativamente la microestructura y las propiedades finales [2, 35, 36]. Se utiliza como un fuerte estabilizador de la austenita ya que se encuentran exclusivamente en las regiones de la matriz como solución sólida, ampliando el parámetro de red [8, 36]. El contenido de Ni es importante limitarlo al porcentaje necesario para poder controlar a la perlita, ya que un exceso de Ni aumentará la cantidad de austenita retenida disminuyendo la dureza [37].

2.7.4 Manganeso

El Mn se utiliza como estabilizador de la fase austenita [8], ya que retrasa la transformación austenítica, así mismo el Mn es un formador de carburos del tipo Mn_3C y $(Fe, Mn)_3C$ [38] el manganeso también se utiliza para minimizar la retención de austenita a bajas temperaturas [2], además de que ayuda a eliminar al azufre al reaccionar con el formando MnS [39]. Así mismo se usa como desoxidante formando MnO , la adición de manganeso mejora la resistencia, tenacidad y trabajabilidad, además de aumentar la solubilidad del N en solución sólida [8].

2.7.5 Aluminio

La adición de Al se utiliza para promover la formación de compuestos intermetálicos que aumentan la fuerza en la condición de envejecimiento, proporciona una resistencia superior a la oxidación a altas temperaturas [8]. Así mismo con la adición de aluminio se puede disminuir la densidad en altos contenidos de este [8, 9].

Como se ha mencionado anteriormente la elevada dureza de los Hierros Blancos con Alto contenido de Cromo es una propiedad muy importante, y la adición de manganeso en grandes porcentajes para promover su endurecimiento por deformación es un efecto que aún no ha sido estudiado previamente en este tipo de aleaciones, dicho efecto ha sido ampliamente estudiado y observado en los aceros Hadfield y así mismo la adición del Al en este tipo de aceros.

2.8 Tratamiento térmico de desestabilización

Los hierros blancos alto Cromo se caracterizan por tener una matriz austenítica en condiciones de colada, esta matriz es estabilizada con los elementos de aleación como los son el Cr, Ni, Mn etcétera. Sin embargo, el rendimiento óptimo de estas aleaciones se obtiene a partir de estructuras martensíticas las cuales son producto de la transformación por el tratamiento térmico, teniendo en cuenta la composición química para así asegurar no obtener una microestructura libre de perlita posterior al tratamiento térmico [37]. Y siendo que los carburos primarios no sufren cambios de forma, ni de tamaño y ni la distribución durante el tratamiento térmico [40].

El tratamiento térmico requiere un enfriamiento rápido, desde la temperatura de austenización hasta temperatura ambiente, estas velocidades de enfriamiento no deben de ser muy rápidas, debido a que este hierro puede desarrollar grietas debido a las altas tensiones térmicas de transformación. Así que el hierro blanco alto cromo debe de tener una alta templabilidad para que se pueda lograr el endurecimiento por aire [37].

Mediante el tratamiento térmico se puede obtener la distribución uniforme de listones de martensita y mejores propiedades. Las aleaciones suelen contener cantidades de austenita retenida (>30%) de austenita retenida después del tratamiento térmico y para muchas aplicaciones se requiere una reducción mayor de austenita [2].

Uno de los objetivos del tratamiento térmico es desestabilizar la austenita, la cual es estable debido al alto contenido de C, por lo que con el tratamiento térmico se va reduciendo el contenido de carbono a través de la precipitación de carburos secundarios. Durante esta precipitación de carburos consume el exceso de carbono de la austenita por lo que se eleva la temperatura de transformación martensítica (M_s) por encima de la temperatura ambiente.

Los Hierros con Alto contenido de Cr se deben calentar a la temperatura de austenización, manteniéndose a esta temperatura durante un tiempo significativo lo que permite la precipitación de carburos M_3C , M_7C_3 o $M_{23}C_6$ [41].

El resultado del tratamiento térmico son carburos secundarios precipitados, los cuales mejoran la resistencia de la matriz lo que proporciona un soporte a los carburos primarios (eutécticos) [42] dicho tratamiento térmico se realiza comúnmente en el rango de 930 a 1060°C durante un tiempo de 1 a 4 horas [2, 43]. Así mismo se obtiene como resultado una matriz martensita con carburos tanto eutécticos como secundarios [44].

Hay diversas investigaciones sobre el efecto del tratamiento térmico en los Hierros Blancos Alto Cr, una de ellas es por parte de Bedolla-Jacuinde y col. [45] quienes realizaron el tratamiento de desestabilización a unas probetas de hierro blanco con un contenido de 17% de Cr, reportando una sobre estabilización de la austenita a una temperatura de 1150°C (Figura 2.4 a)), lo que deja una matriz libre de carburos precipitados, en cambia a una temperatura de 900°C con tiempos prolongados de dicho tratamiento la matriz transforma predominantemente martensítica (Figura 2.4 b)), ya que hubo una alta precipitación de carburos secundarios.

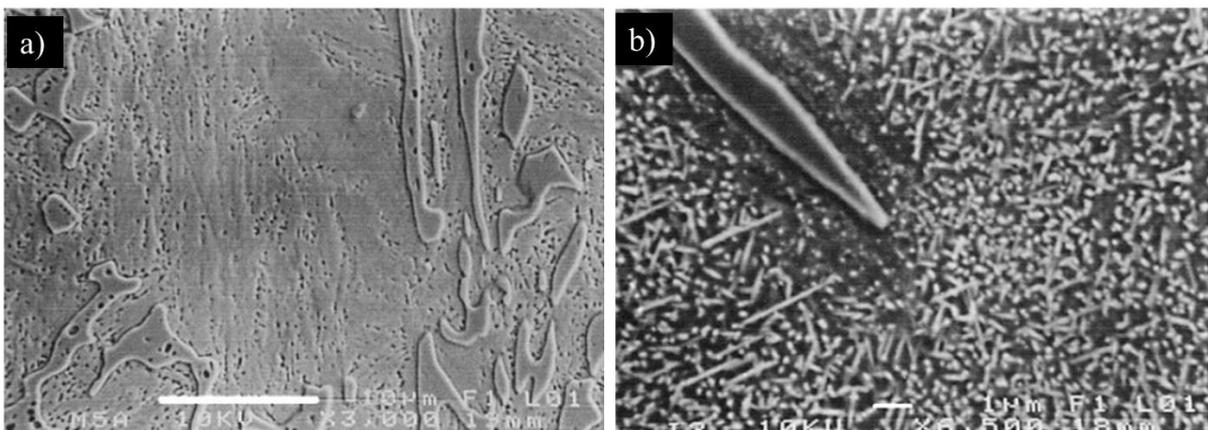


Figura 2.4 Probetas de un hierro blanco 17%Cr tratados térmicamente a) a 1150°C, b) a 900°C.

2.9 Aceros Hadfield

En 1882, Sir Robert Hadfield fue el primero en elaborar el primer acero austenítico al manganeso, el cual contenía aproximadamente 1.2% en peso de carbono y 12% en peso de manganeso, es un acero de alta resistencia el cual tiene buena elasticidad y resistencia a la abrasión [38]. La familia de este tipo de aceros lleva el nombre Hadfield en honor a él.

El acero Hadfield es un acero no magnético, que generalmente contiene 1-1.4% de carbono y 10-14% de Manganeso, es un acero con buena resistencia al desgaste y capacidad de endurecimiento por trabajo [46]. Los principales mecanismos de deformación del acero Hadfield puede ser por maclado o deslizamiento por dislocación, o deslizamiento simultáneo por maclado y dislocación [47].

El acero Hadfield es un material de ingeniería muy útil para diferentes propósitos, esto se debe a su excelente combinación de propiedades, las cuales son: alta tenacidad, alta ductilidad, alta capacidad de endurecimiento por trabajo y excelente resistencia al desgaste [48]. El endurecimiento por deformación del acero Hadfield también puede ser observado en la fricción, este es mayor en menores velocidades bajo fricción sin lubricación, se ha demostrado que la fricción por deslizamiento va acompañada de cambios en la microestructura, deformación y desprendimiento de microasperezas en la superficie del acero Hadfield [47].

La microestructura del acero Hadfield en condiciones de colada está conformada por una matriz de austenita la cual contiene carburos $(Fe, Mn)_3C$ (Figura 2.5). Comúnmente en la industria se disuelven los carburos antes del uso del acero, por lo que el carburo $(Fe, Mn)_3C$ entra en solución, teniendo así al final una microestructura completamente austenítica, este tipo de aceros es sometido a un tratamiento térmico conocido como solubilizado durante algunas horas, y posteriormente ser enfriado rápidamente en agua. A causa de la alta temperatura y al tiempo al que está expuesto el acero, usualmente se obtiene una capa superficial descarburada y la pérdida de manganeso, obteniendo como resultado la formación de α' -martensita en la capa superficial [49, 50].



Figura 2.5 Microestructura de un Acero Hadfield de composición 1.19% C, 0.476% Si, 12.4% Mn, 0.0317% P, 0.0084% S, 1.34% Cr, 0.0219% Mo, 84% Fe [51].

Este tipo de aceros presentan ciertas propiedades que restringen su uso, ya que son difíciles de maquinar y normalmente presentan una resistencia a la fluencia de 345 a 415 MPa [52]. Por consiguiente, este tipo de aceros no son aptos para partes que requieren alta precisión, obtenidas por maquinado, que deban resistir deformación plástica cuando estas se someten a tensiones elevadas [53].

2.9.1 Efecto del aluminio en el acero Hadfield

En diferentes investigaciones se ha demostrado que la resistencia al endurecimiento y al desgaste del acero Hadfield, se puede ver beneficiada con una adición óptima adicional. Por lo tanto se han desarrollado la adición de aluminio a los aceros Hadfield en porcentajes de 1.4% a 4% mejorando considerablemente la resistencia al desgaste [54] como se puede observar en la Figura 2.6 donde el acero Hadfield que fue aleado con Al presenta una menor pérdida de material que el acero Hadfield sin alear. Obteniendo un aumento en la solubilidad de C en la austenita del acero Hadfield, ya que el Al en la solución sólida disminuye la actividad del C en la austenita, y no interactúa con el C formando carburos, pero si interactúa con el Fe y el Mn formando compuestos intermetálicos y es económico [53].

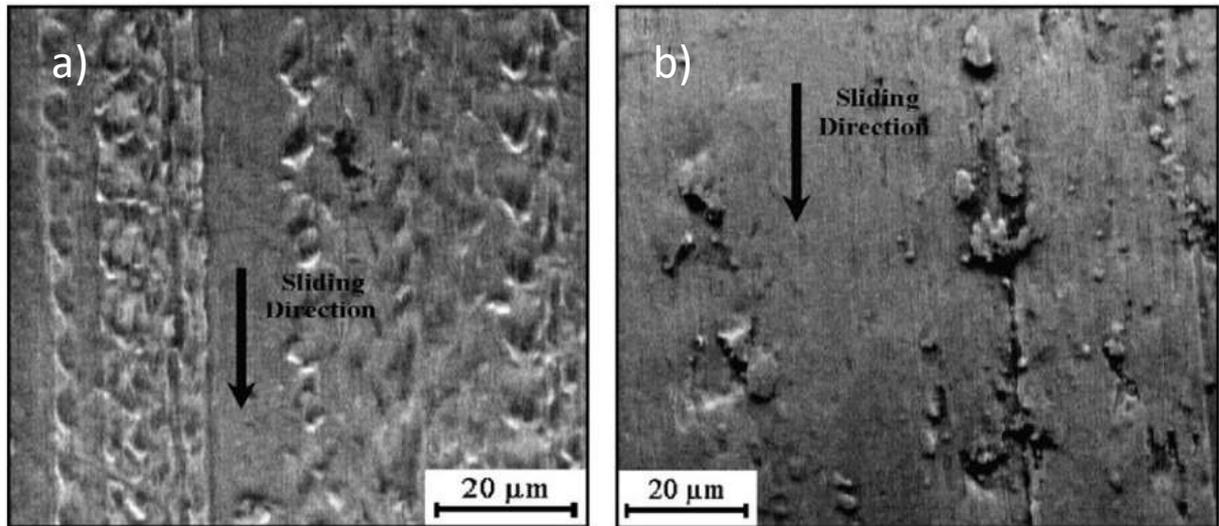


Figura 2.6 Micrografías de la zona que sufrió desgaste, a) Acero Hadfield aleado con aluminio, b) Acero Hadfield sin alear [55].

Zuidema y col. [56] realizaron un estudio sobre el endurecimiento por trabajo y la resistencia al desgaste de los aceros Hadfield, los cuales fueron modificados con la adición de Al variando el contenido de este de un 0% a un 4% en peso y así mismo variando el porcentaje de contenido de C de un 1% a 1.75% en peso, obteniendo un total de 16 muestras. Reportando como resultados que la adición de Al aumento la solubilidad metaestable del C en el acero Hadfield, así mismo retrasando la precipitación de carburos, promoviendo la formación de perlita. Las adiciones de Al inhibieron la formación del maclado mecánico, aumentando la energía de falla de apilamiento. Y las adiciones simultaneas de Al y el aumento del contenido de C aumentaron la tasa de endurecimiento por trabajo y la resistencia a la abrasión. Así mismo Lai y Wan [57] reportaron efectos similares en aceros con 0.8%C y 30% Mn y variando el contenido de aluminio de 0%, 5.5% y 8.5%

Majid y col. [55] realizaron un estudio de la comparación sobre el comportamiento al desgaste abrasivo de un acero Hadfield sin alear y otro aleado con aluminio el cual tenía 1.5% en peso de Al. Reportando como resultados que la adición de Al, mejora la resistencia y la dureza inicial, pero tiene una disminución en la resistencia a la tracción, elongación y su capacidad de endurecimiento por trabajo. La resistencia al desgaste de los aceros Hadfield sin alear incrementa con el aumento de la carga normal, mientras que la del acero Hadfield aleado con Al disminuye, por lo tanto, en condiciones de alto estrés el acero Hadfield sin alear presenta una mayor resistencia al desgaste que el acero Hadfield aleado.

Korshunov y Chernenko [54] realizaron un estudio sobre el efecto del aluminio en las transiciones estructurales y la resistencia al desgaste del acero Hadfield bajo fricción, estudiando tres aleaciones de aceros austeníticos con alto contenido de Mn, la primera la cual contiene 1.13% en peso de C, 13.39% Mn, la segunda con una composición química 0.98% C en peso, 13.20% Mn y 1.25% Al y una tercera de un acero austenítico metaestable al cromo-manganeso con una composición química 0.73% en peso C, 2.98% Cr, 0.47% Mo, 0.41% V y 1.24% Al. Reportando como resultados que las dos aleaciones que contienen Al presentan un aumento en su resistencia a la abrasión y al desgaste adhesivo. La tasa de desgaste de la segunda aleación se reduce casi 20 veces, esto por la introducción de casi un 1% Al.

Posterior al desarrollo del acero Hadfield, siguieron las aleaciones basadas en el concepto de acero austenítico al manganeso con composiciones variables. Uno de estos tipos de aceros es el acero “Fe-Mn-Al”

2.10 Aceros Fe-Mn-Al

El acero “Fe-Mn-Al”, tiene una composición Fe-Mn-Al-C, se desarrolló en la década de 1950 para sustituir algunos de los aceros inoxidable (Fe-Cr-Ni) y presenta un buen comportamiento de endurecimiento por deformación [58, 59].

Hasta la década de 1980 estuvo activo el estudio del sistema Fe-Al-Mn-C para remplazar los aceros inoxidable, buscando la sustitución del Cr y Ni por Al y Mn que son considerados menos costosos [60], dándole así el nombre de “poor man steel” [61]. El estudio sobre la fabricación de los aceros fundidos libres de Ni, austeníticos y austeníticos-ferríticos en donde el Ni que es formador de la austenita es remplazado por la adición de Mn y al cual se le redujo el peso por la adición de Al en cantidades del 6 al 9% [62].

La microestructura típica del acero Fe-Mn-Al es austenita y ferrita, el contenido de cada una depende principalmente del contenido de Mn y Al. Una matriz completamente austenita se encuentra presente en el acero fundido que contiene de 0.8 a 0.9% de C, 22 al 24% de Mn y del 4.5 al 5.5% de Al [62]. Como se puede observar en la Figura 2.7 que muestra dos aceros de diferente composición, en la Figura 2.7a) la cual es de un acero de composición 30.2% Mn, 8.85% Al, 1.11% C, se observa una pequeña fracción de ferrita dentro de una matriz austenítica y precipitación de carburos κ , mientras que en la Figura 2.7b) que es de un acero de composición 29.8% Mn, 8.36% Al, 0.93% C muestra una fracción mayor de ferrita

primaria en el centro de las dendritas de austenita, y la precipitación de carburos κ se da en la interfase austenita-ferrita [63].

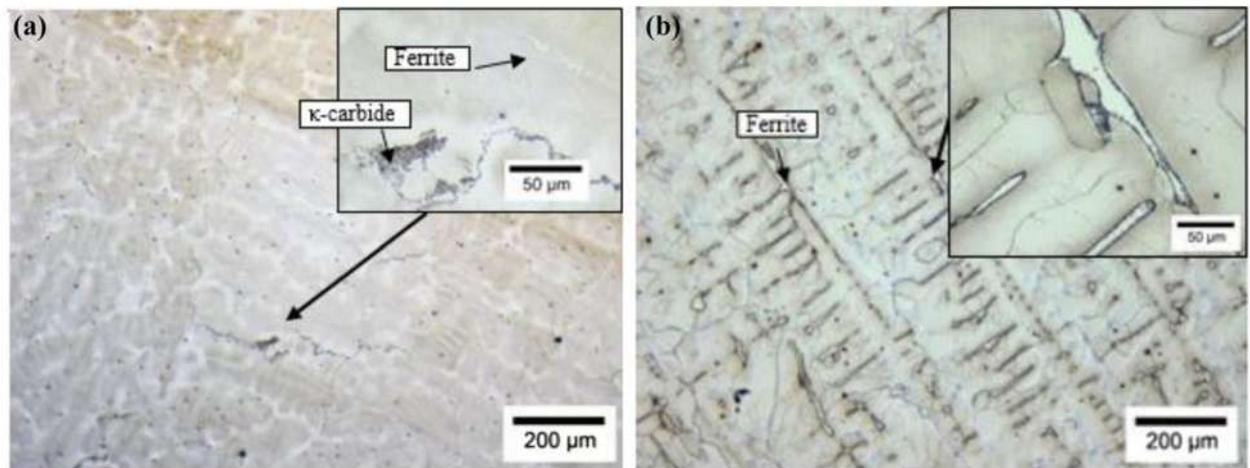


Figura 2.7 Microestructuras de los aceros directos de colada a) Acero de composición 30.2% Mn, 8.85% Al, 1.11% C, b) Acero de composición 29.8% Mn, 8.36% Al, 0.93% C [63].

El acero Fe-Mn-Al ha sido estudiado ampliamente referentemente con sus propiedades mecánicas, obteniendo resultados de esfuerzo último tensil entre 0.9 a 1.5 GPa, resultados de elongación entre el 20% y el 140% dependiendo principalmente de su composición química y valores de dureza entre 340 a 500 HV [64]. La mejora de estas propiedades mecánicas se puede dar 2 formas: una es mediante el tratamiento térmico de envejecido, precipitando la fase κ o carburos- κ , produciendo así una mejora sustancial en las propiedades mecánicas [65, 66], la segunda forma es mediante la energía de falla de apilamiento, y esta está relacionada con los mecanismos de endurecimiento por deformación los cuales son:

- Plasticidad inducida por maclas (TWIP).
- Plasticidad inducida por transformación (TRIP).
- Plasticidad inducida por micro banda (MBIP).
- Refinamiento dinámico de planos de deslizamiento (DSBR) [59, 67, 68].

El termino plasticidad se refiere a un comportamiento de ciertos materiales, el cual consiste en la capacidad de deformarse permanentemente que se encuentran sometidas a tensiones por encima del límite elástico.

2.10.1 Efecto de los principales elementos aleantes

En la Tabla 2.2 se muestra el efecto que tienen los principales elementos aleantes sobre los aceros Fe-Mn-Al.

Tabla 2.2 Efecto de los principales elementos aleantes del acero Fe-Mn-Al.

| Elemento | Efecto |
|----------|--|
| Mn | Estabiliza la fase γ -austenita, promueve la fase β -Mn la cual es una fase frágil. Si su contenido esta entre un 5% - 12% favorece la transformación de austenita a ferrita prima, y si su contenido esta entre un 15% - 30% favorecerá la transformación de γ -austenita a ε -martensita [59, 67]. |
| Al | Reduce la difusión del carbono, incrementa la energía de falla de apilamiento, estabiliza la fase α -ferrita, inhibe la formación de γ -austenita y estabiliza la fase κ -carburos [59, 67]. |
| C | Estabiliza la fase γ -austenita y la fase κ -carburos [59, 67]. |

2.11 Aceros de Plasticidad inducida por maclas (TWIP)

Los aceros TWIP se caracterizan por una baja energía de falla de apilamiento, que permite el maclado como mecanismo de control de la deformación que es lo que se conoce como el efecto TWIP, el cual es el que promueve un excelente endurecimiento por trabajo como resultado de la generación de maclas de deformación, que reducen progresivamente la distancia efectiva de deslizamiento de las dislocaciones [69].

Este tipo de aceros son aleaciones cúbicas centradas en las caras (FCC) de baja energía de apilamiento con un excelente comportamiento de endurecimiento por trabajo, el cual se origina en sus mecanismos de deformación como el deslizamiento por dislocación [70].

Los aceros TWIP presentan un alto contenido de manganeso y adiciones pequeñas de elementos como aluminio, silicio y carbono, lo que permite una microestructura austenítica a temperatura ambiente. Su composición química generalmente es de 15-25% en peso de

manganeso, 0-3% en peso de silicio, 0-3% en peso de aluminio y 0-1% en peso de carbono [69].

Tiene propiedades mecánicas superiores como resistencia, ductilidad y absorción de energía, y la combinación de estas se rige por el mecanismo de deformación, el cual está asociado a la baja energía de falla de apilamiento [71].

Ejemplo de este tipo de efecto se puede observar en el trabajo realizado por Dong y col. [72] en el cual muestran el efecto de la reducción del laminado en caliente en la microestructura de un acero de composición química 29.99% Mn, 1.98% Al, 0.004% C, 4.06% Si. Dicho efecto se puede observar en la Figura 2.8, en la Figura 2.8a) muestra la microestructura de la aleación recocida su microestructura consiste en granos con un tamaño de grano promedio de alrededor de 59 μ m, mientras que la Figura 2.8b) nos muestra la microestructura posterior al 20% de deformación donde los granos se pueden ver ligeramente más alargados en el sentido de la laminación y en algunos de los granos orientados favorablemente se puede observar una estructura de bandas. En la Figura 2.8c) y 2.8d) se muestra las micrografías del acero deformado 35% y 55% respectivamente se puede observar los granos aún más alargados y la estructura de bandas ya se puede observar en todos los granos. Estas estructuras de bandas se confirmaron como maclas de deformación. Esto debido a la energía de falla de apilamiento de la matriz austenítica, por lo que esta energía de falla de apilamiento es muy importante ya que da al origen del efecto de plasticidad inducida por macla o martensita ϵ inducida por deformación, esta energía es una propiedad de los materiales a pequeña escala, la falla de apilamiento es una interrupción de la secuencia de apilamiento, dichas interrupciones conlleva a la energía de falla de apilamiento y a menor energía presentan fallas de apilamiento mas amplias.

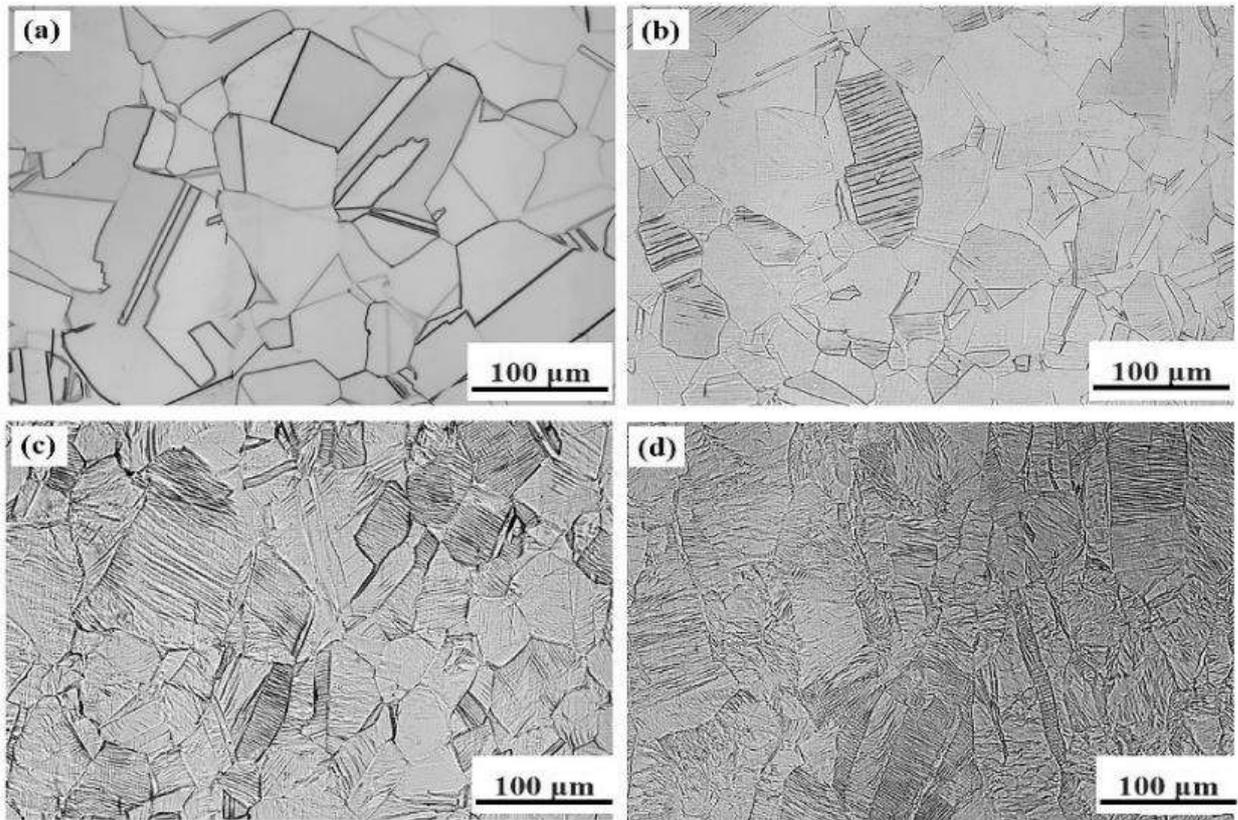


Figura 2.8 Micrografías de la microestructura del acero laminado en caliente a) 0%, b) 20%, c) 35%, d) 55% [72].

2.12 Aceros de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP)

Los aceros TRIP pertenecen a una generación nueva de materiales de alta resistencia, su característica principal es la fracción de austenita retenida, la cual puede transformarse en martensita al deformarse en frío lo que da como resultado un endurecimiento, lo que proporciona una buena combinación de resistencia y ductilidad y así mismo una excelente capacidad de absorción de energía [73].

Típicamente los aceros TRIP con alto manganeso (15-30% en peso), están aleados con aluminio, silicio, cromo, carbono y nitrógeno [74]. La composición de los aceros TRIP generalmente se basan en 0.12% a 0.55% C, 0.2% a 2.5% Mn, 0.4 a 1.8% Si [75]. El acero TRIP exhibe una excelente combinación de resistencia y ductilidad debido al desencadenamiento de la transformación de austenita a martensita durante la deformación [76].

El efecto TRIP aporta un endurecimiento durante la deformación plástica y aumenta tanto la resistencia máxima a la tracción como el alargamiento. La eficiencia del efecto TRIP está determinada directamente por la estabilidad de la austenita retenida, que está relacionada con la composición química, el tamaño de grano, morfología y el contenido de defectos de la austenita [76].

Un ejemplo de este tipo de efecto lo presenta B.C. De Cooman [75] donde compara a la bainita convencional y la fase bainítica en los aceros TRIP como se muestra en la Figura 2.9.

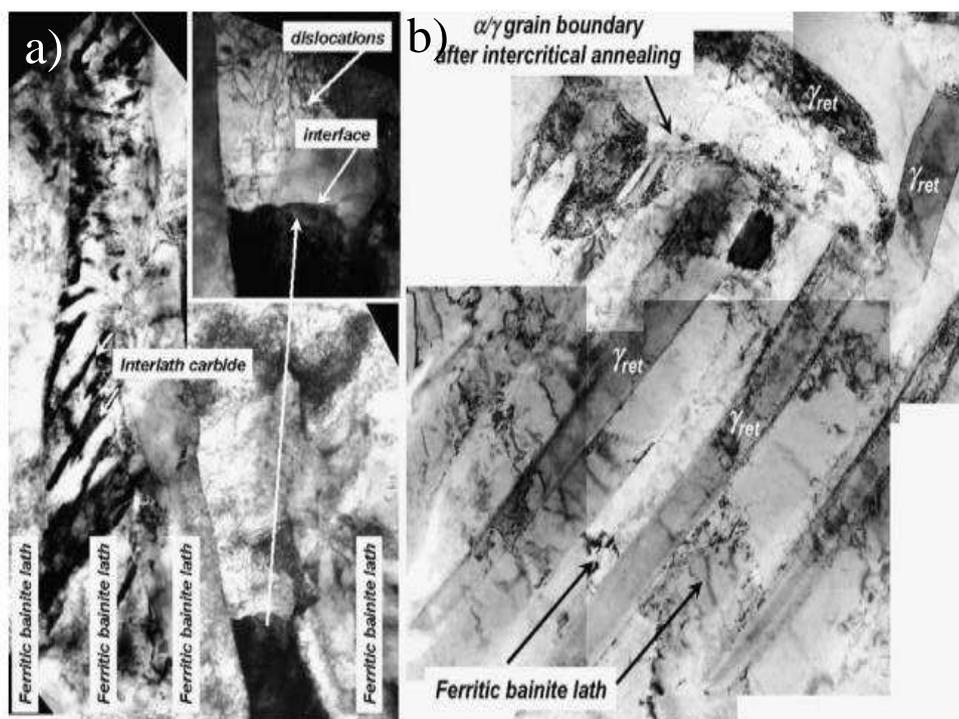


Figura 2.9 Micrografía TEM donde se muestra la diferencia entre la microestructura de la bainita, a) Bainita inferior estándar con carburos, b) Bainita sin carburos presente en los aceros TRIP.

2.13 Resistencia al desgaste

Desgaste se define como el proceso en donde el material es desprendido de una o de ambas superficies que se encuentran en contacto con un movimiento relativo una contra la otra. Todo aquel material sometido un contacto deslizante o rodante está sujeto a algún grado de desgaste. El desgaste de los componentes puede ser variado que puede ir desde un desgaste suave que lo único que ocasiono es un pulido, hasta un desgaste más severo el cual causa una

remoción de material y deterioro superficial. La resistencia al desgaste se considera que es una propiedad que está ligada a la dureza del material [77-79].

En los hierros blancos alto Cr, la presencia de carburos eutécticos con alta dureza le proporciona una alta dureza y resistencia al desgaste, por lo que este tipo de hierros son adecuado para ambientes abrasivos y de desgaste [2, 80]. Además de los carburos que le proporcionan su buena resistencia al desgaste también la tenacidad de la matriz ayuda a esta resistencia al desgaste [25].

En este tipo de hierros con alto Cr, la resistencia al desgaste puede mejorar con el aumento de la fracción de volumen de carburo eutéctico, disminuyendo la tenacidad a la fractura, por lo que, en este tipo de aleaciones es mejorar la resistencia al desgaste sin reducir esta tenacidad, la cantidad de carburos eutécticos tiene un papel importante en el comportamiento de la fractura de los hierros blancos [81]. Por lo que diversas investigaciones han buscado la manera de mejorar esta propiedad en este tipo de hierros modificando la estructura de los carburos [82, 83], la fracción de volumen, el tamaño del carburo, el espaciado entre los carburos y la morfología de los carburos [84, 85].

2.13.1 Desgaste abrasivo

Este tipo de desgaste se da cuando se presenta un deslizamiento entre dos superficies duras y rugosas, el cual es conocido como abrasión de dos cuerpos, también se puede presentar cuando partículas duras se desprenden y se deslizan sobre una superficie más blanda por lo que dañan la interfase por deformación plástica o fractura, en donde estas partículas se presentan como un tercer cuerpo quedando atrapado entre las superficies de contacto, como se muestra en la Figura 2.10.

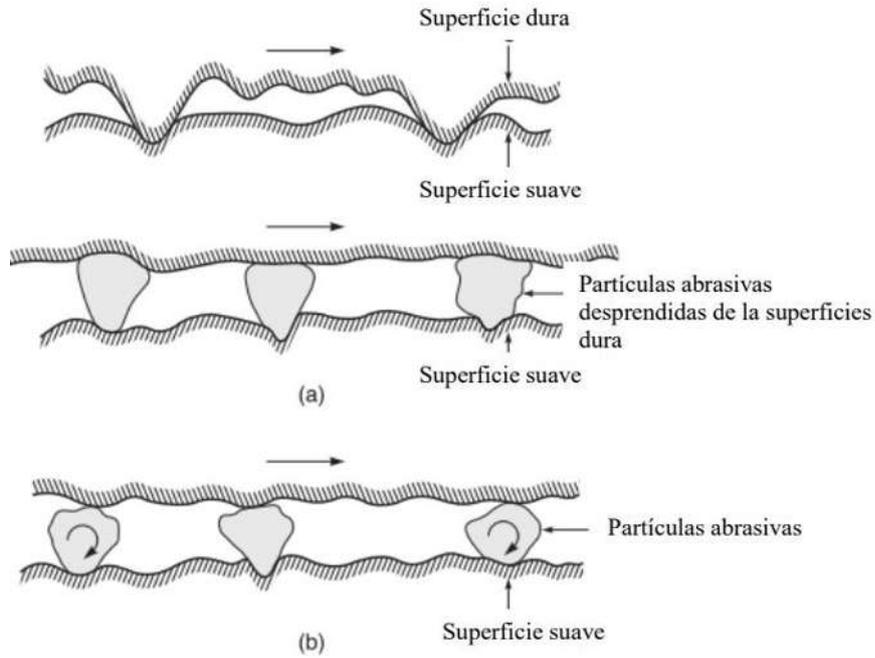


Figura 2.10 Esquemas de una superficie rugosa y dura, donde a) es una superficie montada con granos abrasivos los cuales se deslizan sobre la superficie blanda y b) granos abrasivos libres entre las dos superficies de contacto [86].

Ali y col. [87] estudiaron la mejora de la resistencia de desgaste del hierro fundido con alto Cr mediante la aleación de Mn, agregaron de un 0.77% a 3.66% de Mn, donde reportan que las muestras que contenían el 3.66% Mn fueron las que presentaron menores pérdidas por abrasión y fricción, presentando un mejor resultado posterior al tratamiento térmico con este mismo porcentaje de Mn, aumentando la resistencia a la fricción y a la abrasión (Figura 2.11).

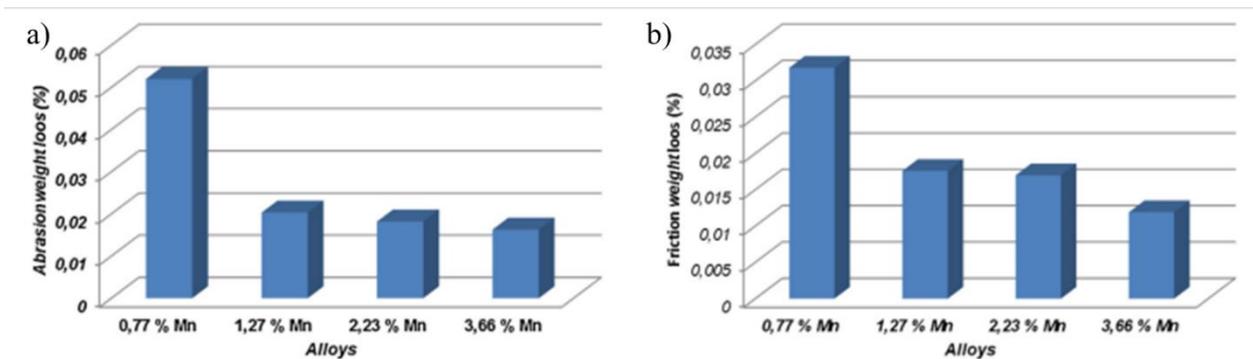


Figura 2.11 Pérdida de peso del hierro blanco aleado a) Por abrasión, b) Por fricción [87].

CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

En la Figura 3.1 se puede observar el diagrama de flujo de la metodología del desarrollo experimental del presente proyecto.

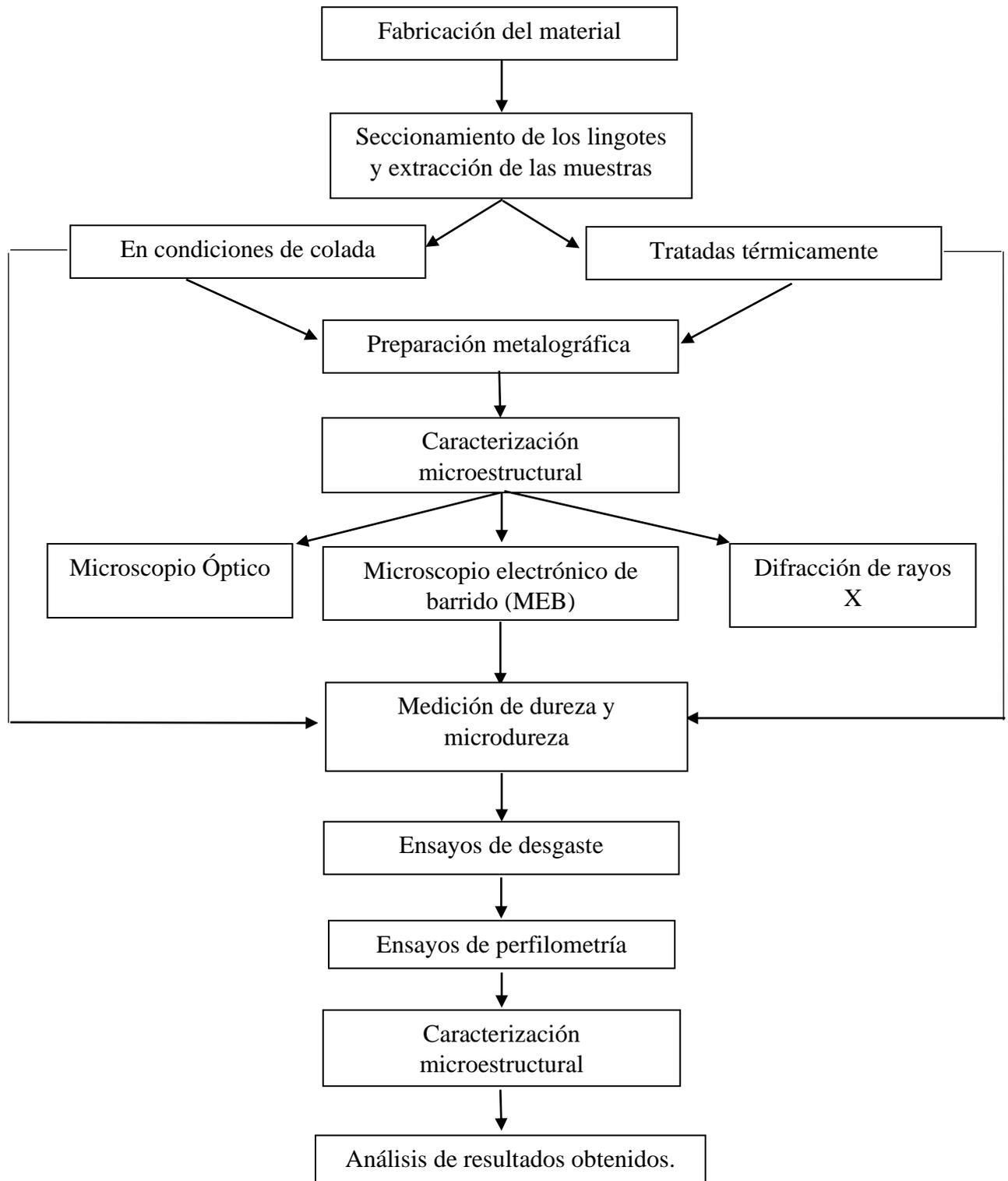


Figura 3.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental del presente proyecto.

3.1 Fabricación de las aleaciones

Las aleaciones se fabricaron las aleaciones por medio de fundición en un horno de inducción al vacío de la marca Consarc® con capacidad de 10 kg el cual se muestra en la Figura 3.2, esto para evitar las pérdidas por oxidación. Se vació en un molde metálico fabricado de acero comercial A36 (lingotera), el cual tiene las medidas $200 \times 100 \times 45$ milímetros (Figura 3.3). La carga de material para la fusión estuvo formada por materiales puros y ferroaleaciones.



Figura 3.2 Horno de inducción con cámara de vacío de la marca Consarc.



Figura 3.3 Molde metálico (lingotera) para el vaciado del metal.

Se elaboraron cuatro aleaciones, variando la presencia-ausencia o combinación de Manganeso y Aluminio. Para la determinación de esta composición química se hizo con base en la revisión bibliográfica tomando como referencia los aceros Hierro-Manganeso-Aluminio y la composición de la fundición blanca con alto contenido en Cromo comercial, que es utilizada en componentes sometidos a desgaste severo. La composición nominal para las aleaciones experimentales se observa en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química nominal de las aleaciones propuestas (% peso).

| Elemento | C | Cr | Ni | Mn | Al | Fe |
|-----------------|---|----|----|----|----|------|
| Aleación | | | | | | |
| Base | 3 | 12 | 5 | - | - | Bal. |
| 3Al | 3 | 12 | 5 | - | 3 | Bal. |
| 20Mn | 3 | 12 | 5 | 20 | - | Bal. |
| 20Mn3Al | 3 | 12 | 5 | 20 | 3 | Bal. |

Para la fabricación de las aleaciones se utilizó como material base arrabio cuya composición podemos ver en la Tabla 3.2. Para el ajuste de la composición química se realizaron adiciones de níquel, cromo, manganeso y aluminio de alta pureza.

En el caso de las aleaciones con adición de manganeso el contenido de hierro y carbono se ven impactados por esta adicción, por lo tanto, en estas aleaciones se realizó la adición de ferro cromo con alto contenido de carbono cuya composición se muestra en la Tabla 3.3.

Tabla 3.2 Composición química del Arrabio

| Elemento | C | Si | Mn | Fe |
|------------------|------|-------|-------|--------|
| % en peso | 3.95 | 0.135 | 0.029 | 95.886 |

Tabla 3.3 Composición química del Ferro Cromo Alto Carbono (FeCr AC)

| Elemento | C | Cr | Si | Fe |
|------------------|------|-------|------|-------|
| % en peso | 8.43 | 63.02 | 0.43 | 28.12 |

Tomando en consideración el uso de ferro-aleaciones se realizaron los balances de carga para las 4 composiciones distintas que se muestran en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4 Composición química (%peso) de las 4 aleaciones para 5 kilogramos.

| Colada 1: Base | | | | | | | |
|--------------------------|----------|-----------|------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Elemento | C | Cr | FeCr (Ac) | Ni | Mn | Al | Fe |
| % Peso | 3 | 12 | - | 5 | - | - | Bal |
| Peso [g]. | 150 | 600 | - | 250 | - | - | Bal |
| Colada 2: 3Al | | | | | | | |
| Elemento | C | Cr | FeCr (Ac) | Ni | Mn | Al | Fe |
| % Peso | 3 | 12 | - | 5 | - | 3 | Bal |
| Peso [g]. | 150 | 600 | - | 250 | - | 150 | Bal |
| Colada 3: 20Mn | | | | | | | |
| Elemento | C | Cr | FeCr (Ac) | Ni | Mn | Al | Fe |
| % Peso | 3 | 5.9 | 9.7 | 5 | 20 | - | Bal |
| Peso [g]. | 150 | 295 | 305 | 250 | 1000 | - | Bal |
| Colada 4: 20Mn3Al | | | | | | | |
| Elemento | C | Cr | FeCr (Ac) | Ni | Mn | Al | Fe |
| % Peso | 3 | 2 | 10 | 5 | 20 | 3 | Bal |
| Peso [g]. | 150 | 100 | 500 | 250 | 1000 | 150 | Bal |

Los materiales fueron cargados dentro del crisol del horno de inducción, a continuación, se colocó la lingotera sobre un soporte dentro del horno (Figura 3.4). Posteriormente se llevó a cabo el sellado mecánico y extracción de aire dentro de la cámara para generar un vacío a una presión de 0.1 Torr. En la etapa inicial se aplicó una potencia de 1 kW para después incrementar la potencia hasta 10 kW, en ese momento se adicionó argón hasta alcanzar una presión de 22 mm de Hg. El metal fue vaciado a una temperatura de 1500 °C dentro del molde.



Figura 3.4 Crisol y lingotera dentro del horno de inducción al vacío.

Una vez que sea vaciado el metal fundido dentro del molde, se dejó dentro de la cámara durante una hora, esto con el fin de retener el vacío durante la solidificación, pasado este tiempo se procedió a la extracción del molde fuera del horno, después de esto se esperó hasta que la pérdida de calor sea suficiente para llegar a la temperatura ambiente y así comenzar la extracción del lingote (Figura 3.5).



Figura 3.5 Lingote después de ser extraído del molde.

3.2 Seccionamiento de los lingotes y extracción de las muestras

Las aleaciones fabricadas fueron seccionadas mediante la cortadora metalográfica marca Buehler® modelo AbrasiMet 250 (Figura 3.6), para evitar el calentamiento del material que pueda ocasionar daño a la microestructura. Se obtuvieron muestras de $25 \times 15 \times 10$ mm para caracterización y muestras de $10 \times 25 \times 30$ mm para ensayos de desgaste abrasivo.



Figura 3.6 Cortadora metalografica Buehler® modelo AbrasiMet 250.

En la Figura 3.7 se observa una muestra la cual tiene las dimensiones aproximadas de $25 \times 15 \times 10$ milímetros la cual fue preparada metalográficamente para ser utilizada en la caracterización mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, así como para el ataque profundo para la cuantificación de los carburos.



Figura 3.7 Muestra cortada para caracterización en condiciones de colada.

En la Figura 3.8 se observa una muestra la cual tiene las dimensiones aproximadas de $10 \times 25 \times 30$ mm la cual está preparada metalográficamente para ser utilizada en los ensayos de desgaste.

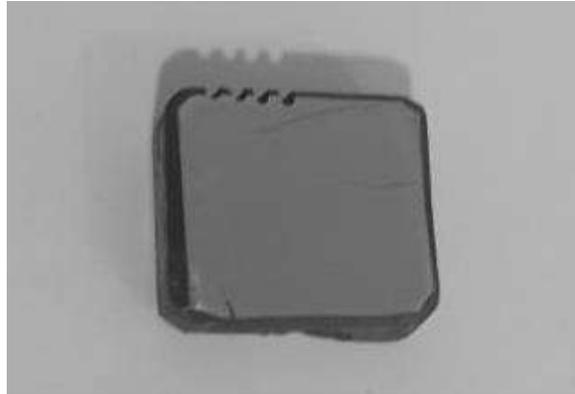


Figura 3.8 Muestra cortada y preparada para los ensayos de desgaste.

3.3 Tratamiento térmico

Los tratamientos térmicos de desestabilización fueron realizados en una mufla de calentamiento por medio de resistencia eléctrica en atmosfera de aire de la marca Carbolite™ (Figura 3.9). Consistió en un calentamiento hasta una temperatura de 900 °C con un tiempo de permanencia de 45 min y un enfriamiento al aire.



Figura 3.9 Horno eléctrico marca Carbolite™

3.4 Preparación metalográfica

Las muestras fueron preparadas metalográficamente con papel abrasivo de carburo de silicio, con una distribución de grano por pulgada cuadrada de 80, 150, 240, 320, 400, 600, 1000, 1500, 2000 y posteriormente un pulido fino con suspensión de diamante de $1\mu\text{m}$ en un paño de nylon en una pulidora de la marca Buehler® modelo MetaServ 250. Para posteriormente ser atacadas con el reactivo Vilella (2.5 ml, de HCl, 0.5 gramos de ácido pícrico y 50 ml de etanol) para revelar la microestructura. Otro grupo de muestras serán sometidas a un ataque profundo con una solución de 50 ml de FeCl_3 , 20 ml de HCl y 930 ml de etanol por 24 horas, para generar mayor contraste y cuantificar la fracción de volumen de carburos mediante análisis de imágenes.

3.5 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural del material en condiciones de colada y después del tratamiento térmico fue realizada mediante el uso de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) así como la identificación de fases por medio de difracción de rayos-X (DRX). La MO se realizó en un microscopio NIKON EPIPHOT 300, con 50, 100, 200 y 500X de magnificación. En el caso de la MEB esta se realizó en un microscopio de la marca JEOL modelo 7600, operado a 15 Kv para observar las diferentes fases a mayor magnificación además de realizar mapeos y análisis químico puntual por medio de espectroscopía de energía dispersiva (EDS), así mismo, se observó la microestructura por medio de electrones retrodispersados para observar un mayor contraste.

Se realizaron ensayos de DRX para la identificación y cuantificación de las fases presentes en la aleación de acuerdo con los picos característicos de difracción de cada una de las fases, se realizará para cada una de las muestras en un difractómetro de la marca Bruker® modelo D8 ADVANCE DAVINCI utilizando radiación $\text{Cu-K}\alpha$ en un rango angular de 2θ de 30° a 90° .

Para las aleaciones en condiciones de colada se impactaron muestras de 12.58×12.58 mm cinco veces en las direcciones x , y y z a temperatura ambiente con un martillo con una energía de 73.57 J para evaluar la respuesta del hierro al trabajo en frío, para su posterior análisis con un corte transversal en el eje z .

3.6 Cuantificación del volumen de carburos

Se realizó la cuantificación del volumen de carburos en el material en condiciones de colada, esta cuantificación se realizó mediante un ataque profundo con una solución de 50 ml de FeCl_3 y 930 ml de etanol por un tiempo de 24 horas. Dicho reactivo degrada en gran medida a la fase matriz del material, lo que hace que los carburos queden expuestos, al realizarse este ataque se procede a tomar un número considerable de imágenes de las cuatro aleaciones y en diferentes zonas de las 4 muestras por medio de microscopía óptica. Posteriormente las imágenes tomadas fueron procesadas mediante el software SigmaScan Pro en el cual se realizó el conteo de los carburos en las diferentes aleaciones.

3.7 Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste por deslizamiento fueron llevados a cabo de acuerdo con la norma ASTM G77 [88]. Este ensayo nos ayuda a estudiar el desgaste por deslizamiento mediante la colocación de un bloque que se presiona contra un anillo endurecido el cual está girando, de tal manera que el material que es más blando se va desgastando. En este tipo de ensayos se mide continuamente la fuerza de fricción, mediante una celda de carga de tipo S. Los parámetros que se variaron, fueron la carga aplicada, la distancia que se recorre, la velocidad de rotación del anillo.

Este ensayo se realiza en una máquina de prueba de fricción y desgaste con una geometría conocida como block-on-ring, dicha prueba se puede realizar con varios lubricantes, líquidos o atmosferas gaseosas. Este ensayo se lleva a cabo mediante colocando la muestra de forma estacionaria la cual está en constante contacto con un anillo giratorio a 90° con respecto al eje de rotación del anillo. La fricción que se genera en ambas superficies tanto del bloque y el anillo da lugar a la pérdida del material que tiene la menor dureza. Dicho ensayo se produce a las cargas, velocidades y temperaturas simulen las condiciones a las cuales estarán sometidos.

Para producir un contacto homogéneo, las muestras son pulidas a espejo hasta 1 micra, así como el anillo de acero endurecido. El ensayo se realizó a las 4 aleaciones en una máquina de laboratorio con una geometría conocida como block-on-ring (Figura 3.14), utilizando muestras con una dimensión de $10 \times 10 \times 15$ milímetros deslizándose sobre un anillo de acero M2 de 60 milímetros de diámetro.

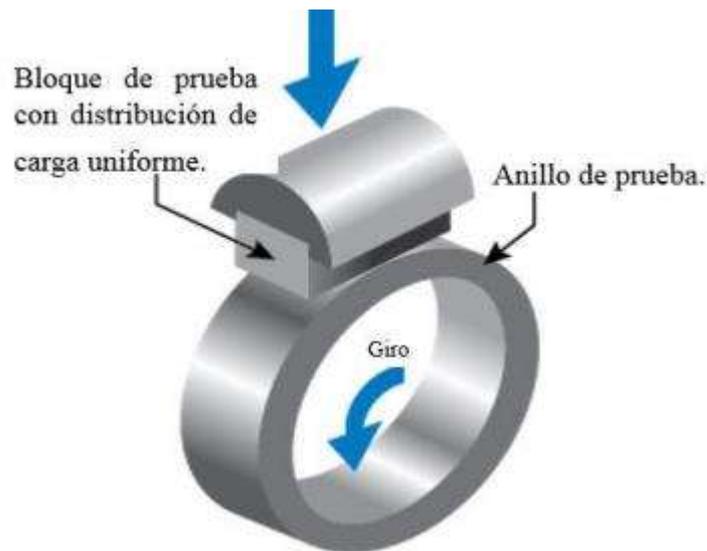


Figura 3.10 Sistema de desgaste block on ring.

Los ensayos se llevaron a cabo en un equipo de laboratorio, en el cual se hizo girar al anillo a 700 RPM, generando una velocidad de deslizamiento constante, recorriendo una distancia de 1000 m. Los ensayos se llevaron a cabo con dos cargas diferentes, tanto de 50 N y 100 N sin lubricación para cada una de las muestras tanto en condiciones de colada como tratadas térmicamente.

Posteriormente de los ensayos se realizó el seccionamiento de las muestras y la preparación metalográfica para ser analizadas por medio de microscopía electrónica de barrida sobre la superficie desgastada, así como posteriormente la sección transversal de las aleaciones por debajo de la superficie desgastada.

3.8 Ensayos de perfilometría óptica

Posteriormente del ensayo de desgaste se realizó la medición del volumen de material perdido en mm^3 durante el ensayo de desgaste, así como diferentes perfiles de rugosidad este estudio se llevó a cabo en un perfilómetro óptico 3D marca Nanovea®.

3.9 Dureza y microdureza

La dureza de las aleaciones tanto en condición de colada como después del tratamiento térmico se realizó mediante un durómetro en escala Rockwell C (Figura 3.16) y un durómetro en escala Vickers (Figura 3.17) para medición de microdureza.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS

4.1 Análisis químico.

A continuación, se muestran los análisis químicos de las aleaciones en condiciones de colada, en la Tabla 4.1. En donde se observa que las composiciones obtenidas de las aleaciones se aproximan a las propuestas en la Tabla 3.1.

Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones experimentales (% peso).

| Elemento | C | Mn | Al | Ni | Cr | Fe |
|----------------|------|-------|------|------|-------|------|
| Base | 3.42 | - | - | 4.78 | 11.46 | Bal. |
| 3Al | 3.51 | - | 2.91 | 4.70 | 11.92 | Bal. |
| 20Mn | 2.97 | 19.56 | - | 4.92 | 12.74 | Bal. |
| 20Mn3Al | 2.89 | 19.73 | 2.56 | 4.55 | 12.53 | Bal. |

4.2 Predicción termodinámica del porcentaje de fases mediante el software JMatPro

La Figura 4.1 muestra la predicción termodinámica de las fases que se encuentran presentes en la aleación Base, observando la secuencia de solidificación a una temperatura aproximada de 1250 °C, comienza la formación de la fase austenita la cual tiene una estructura FCC, posteriormente empieza la formación de la fase carburo primario, que en este caso, es del tipo M_7C_3 rico en cromo [2], como se puede observar, también se encuentra la presencia de la fase cementita a una temperatura aproximada de 1090 °C reduciendo notablemente la cantidad del carburo primario. Para obtener dicha predicción termodinámico se utilizó el enfoque CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) [89, 90].

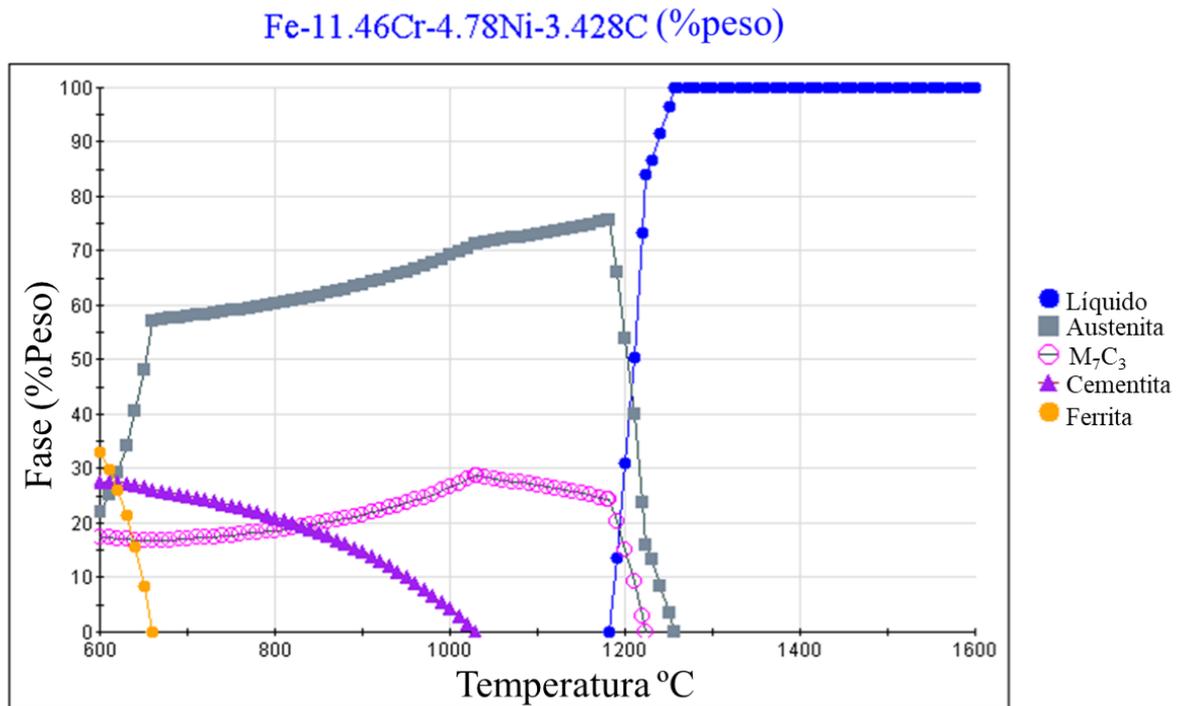


Figura 4.1 Diagrama de la predicción termodinámica de las fases presentes en la aleación Base.

Para el caso de la aleación 3Al que se muestra en la Figura 4.2, se observa que el inicio de la solidificación ocurre a una temperatura 1345 °C, la cual es mayor que la temperatura de solidificación de la aleación Base. Para una temperatura de 1250 °C donde ya es 100% sólido se tiene un 79% de γ y 21% del carburo M_7C_3 . Así mismo se puede observar que a una temperatura de 850 °C comienza a presentarse la fase cementita, la cual es una temperatura menor que la presentada en la aleación Base. Y a una temperatura de 820 °C comienza la formación de la fase ferrita. Como se puede observar en la Figura 4.2, se puede dar lugar a la presencia de fases de baja temperatura, esto como consecuencia de la baja templabilidad debido a la presencia del Al.

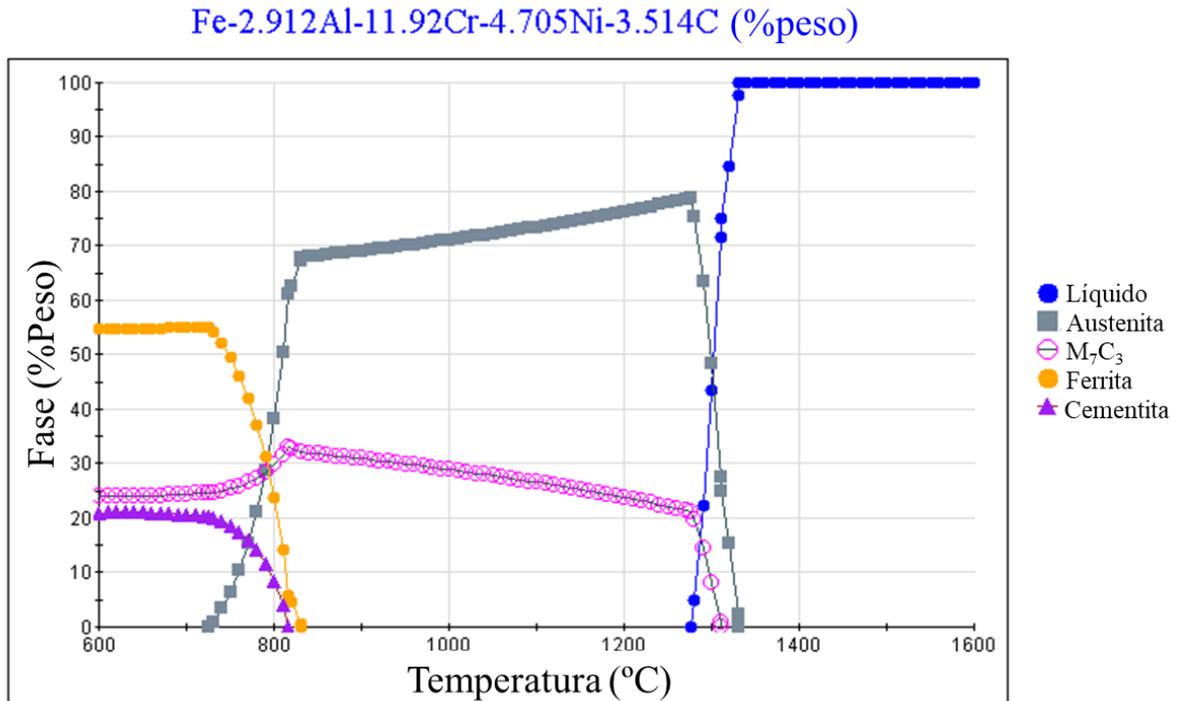


Figura 4.2 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 3Al.

La Figura 4.3 muestra la predicción termodinámica de las fases que se encuentran en el sistema de la aleación 20Mn, se puede observar que la temperatura de solidificación es de 1190 °C que es una temperatura menor a la que se pudo observar en la aleación base y así mismo que las únicas dos fases presentes en esta aleación son la austenita y el carburo primario M_7C_3 , como se puede observar que solidifica en un eutéctico lo que ayuda a que haya un mayor grado de refinamiento en la microestructura lo que le da una mayor tenacidad a la aleación ya que los carburos no estarían tan interconectados. Al tener la presencia de Cr, Fe y Mn los cuales presentan afinidad formando un porcentaje mayor de carburos lo que hace que nos movamos más en el eutéctico a la derecha teniendo un mayor porcentaje de carburos que austenita, en el equilibrio de acuerdo a las predicciones del software Jmath.

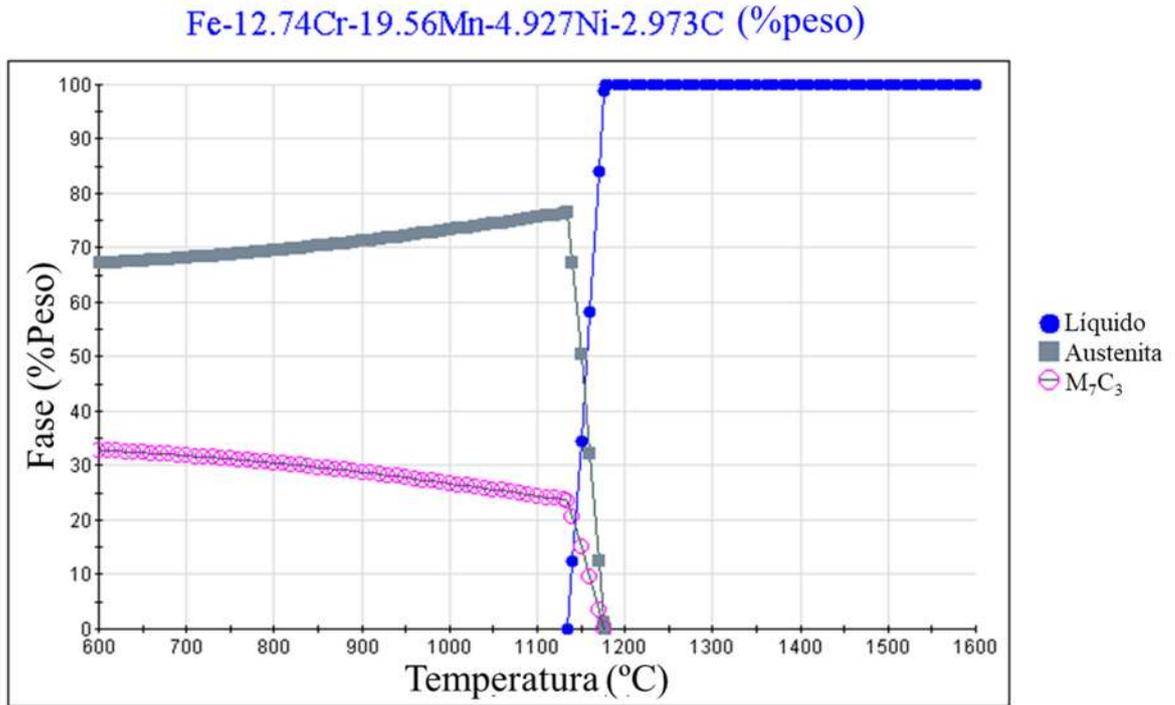


Figura 4.3 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 20Mn.

Finalmente, en la Figura 4.4, se presenta el diagrama generado para la aleación 20Mn3Al la cual presenta la adición simultanea del Mn y del Al.

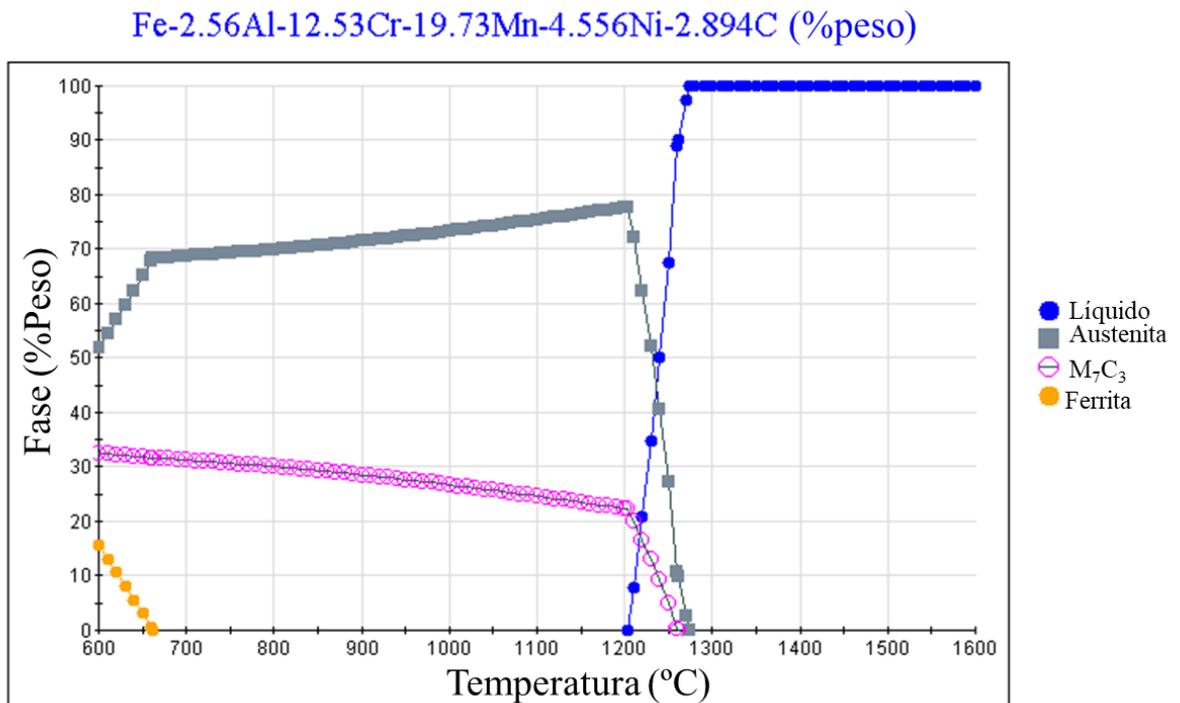


Figura 4.4 Diagrama de la predicción de las fases presentes en la aleación 20Mn3Al.

Se observa que la solidificación inicia a una temperatura de 1280 °C, la cual, comparada con las aleaciones anteriores, es la que se acerca más a la aleación Base, empezando con la formación de γ y posteriormente con la formación del carburo M_7C_3 a una temperatura de 1270 °C. A una temperatura de 1200 °C donde es 100% sólido tenemos un porcentaje de 78% de γ y 22% de carburo M_7C_3 . De acuerdo con el software Jmath con la adición del porcentaje del Al simultáneamente con el porcentaje del Mn aumenta el contenido carburos ya que al adicionar el aluminio la austenita tiene menor porcentaje de C disuelto. Se puede observar que por el alto contenido de Mn se obtuvieron microestructuras de más alta temperatura al igual que la aleación 20Mn y a comparación de la aleación 3Al.

4.3 Caracterización de las aleaciones en condiciones de colada

La Figura 4.5, muestra los difractogramas de rayos X para las 4 aleaciones en condiciones de colada.

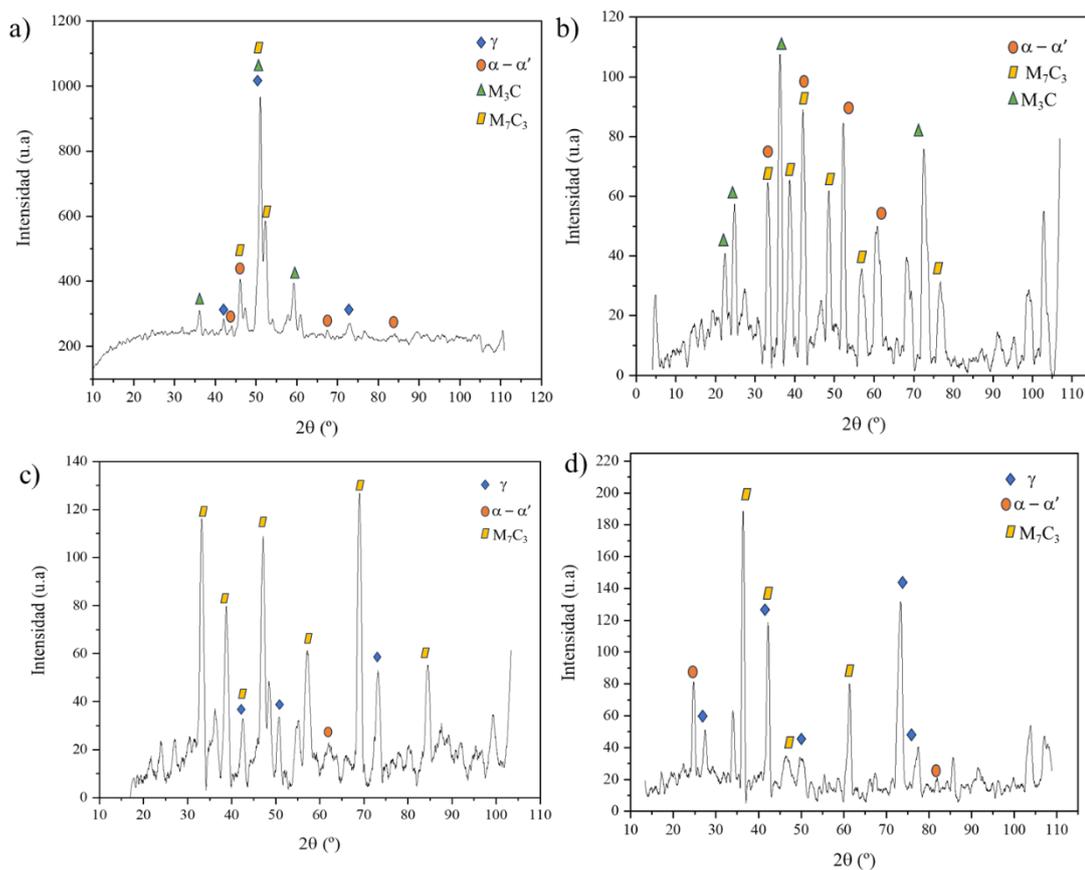


Figura 4.5 Difractogramas de rayos-X generados para las cuatro aleaciones en condiciones de colada a) Aleación Base, b) Aleación 3Al, c) Aleación 20Mn y d) Aleación 20Mn3Al.

La aleación Base se muestra en la Figura 4.5a) muestra la presencia de los picos de la fase austenita, ferrita, carburo M_7C_3 y carburo del tipo M_3C lo cual concuerda con la Figura 4.1 donde se observaba las predicciones termodinámicas. Para el caso de la aleación 3Al (Figura 4.5 b)) para dicha aleación se observa los picos característicos de la ferrita, carburo M_7C_3 y del tipo M_3C que de igual manera concuerda con lo visto anteriormente en los cálculos termodinámicos (Figura 4.2).

Para el caso de las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al (Figura 4.5c-d)) se muestra la presencia de los picos característicos de la austenita, ferrita y del carburo M_7C_3 . Como se puede observar para el caso de las 4 aleaciones se presentan el traslapé de los picos de las diferentes fases.

4.4 Caracterización microestructural de las aleaciones en condiciones de colada

Para las aleaciones Base, 20Mn y 20Mn3Al se puede observar en la Figura 4.6 consiste en carburos eutécticos del tipo M_7C_3 en una matriz de austenita, en las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al (Figura 4.6 b) y c) respectivamente) hay un aumento en la estabilidad de la austenita con la adición de Mn [91, 92] y refinamiento del carburo eutéctico, así mismo se puede observar la pequeña presencia de martensita en la periferia de los carburos en la aleación Base (Figura 4.6a)) esto es debido a que mientras está pasando la solidificación eutéctica, el carburo M_7C_3 crece en la matriz austenítica, absorbiendo el carbono de sus alrededores por lo que las áreas estrechas de la interfase austenita/carburo se empobrece de C, haciendo que M_s aumente permitiendo que se dé la transformación martensítica durante el enfriamiento [91].

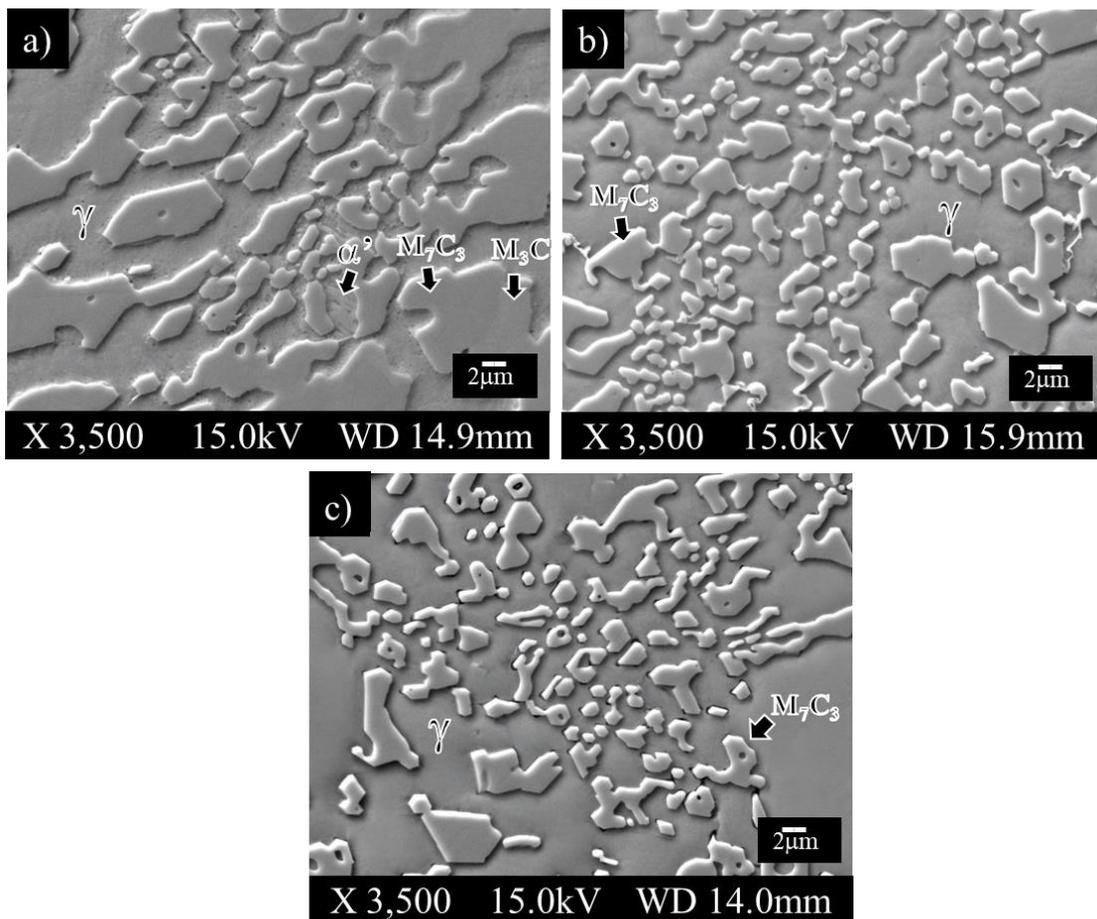


Figura 4.6 Micrografías de las aleaciones en condiciones de colada a) Base, b) 20Mn y c) 20Mn3Al.

Y en cambio para la aleación 3Al se puede observar en la Figura 4.7 que también presenta carburos eutécticos del tipo M_7C_3 y una matriz perlítica, ya que el Al promueve la estabilización de la perlita en la reacción eutectoide, reduciendo la solubilidad del carbono en el hierro eutéctico todavía en estado líquido [93-95]. Aun con la presencia del Ni el cual estabiliza la fase γ esta aleación presenta una baja templabilidad. También se debe a que si el enfriamiento después de la solidificación no es lo suficientemente rápido la matriz suele transformarse a perlita [96].

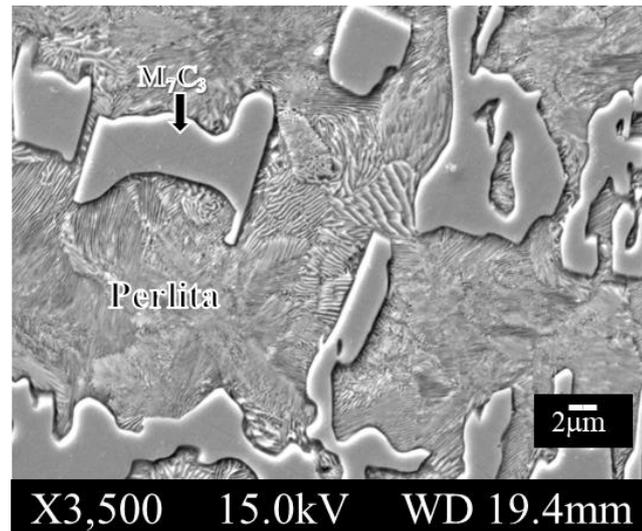


Figura 4.7 Micrografía de la aleación 3Al directa de colada.

Se realizaron una serie de mapeos químicos por espectroscopía de energía dispersiva con la finalidad de conocer la distribución de los elementos en el material, para cada una de las aleaciones. Para la aleación Base se puede observar en la Figura 4.8 como es la distribución de los elementos en el material, que el Cr se encuentra principalmente distribuido en los carburos, mientras que el Fe y el Ni se encuentran en la matriz y el C se encuentra en todo el material.

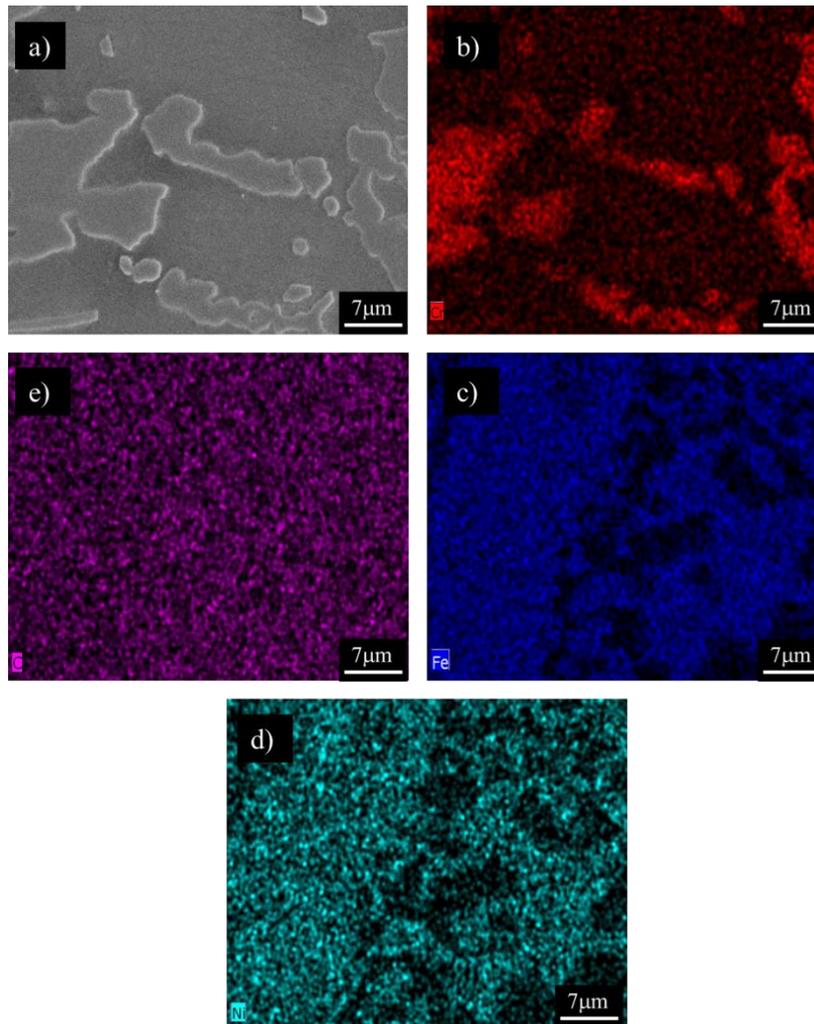


Figura 4.8 Mapeo elemental obtenido por EDS de la aleación Base a 3500X.

Al igual que en el mapeo anterior, en el mapeo de la Figura 4.9 se observa la misma distribución de los elementos base, la única diferencia es la adición de Mn y Al, se puede observar que el elemento Al se encuentra distribuido en la matriz como el Fe, Ni, mientras que el Mn se encuentra en ambas fases presentes en esta aleación.

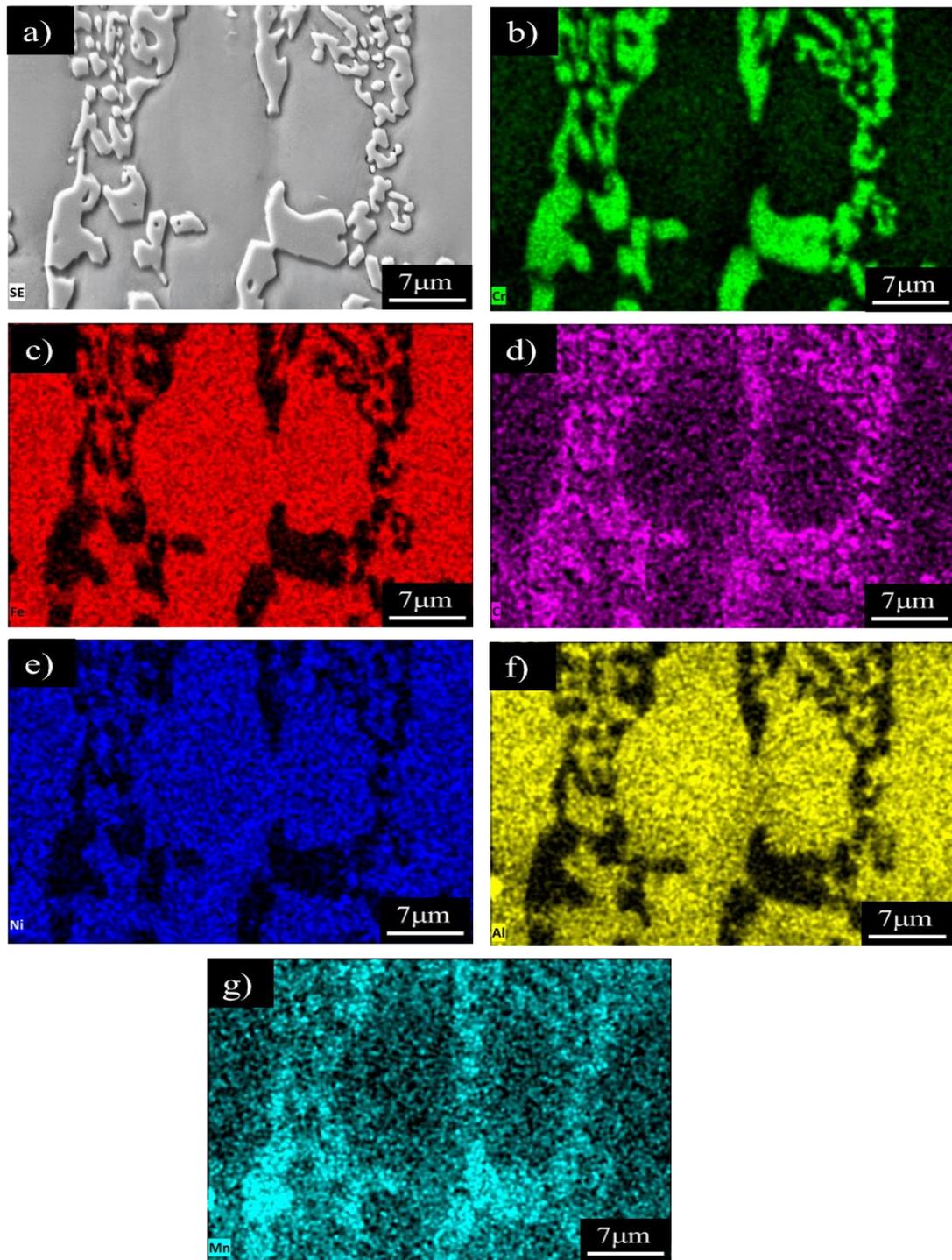


Figura 4.9 Mapeo elemental obtenido por EDS de la aleación 20Mn3Al a 3500X.

Para la aleación 3Al se realizó microanálisis puntuales, con la finalidad de conocer la composición de las diferentes fases presentes en la microestructura de dicha aleación. La Figura 4.10 muestra la micrografía la cual indica con los números las zonas donde se realizó

el microanálisis por EDS, donde el número 1 indica la fase matriz, el número 2 la interfase matriz/carburo y el número 3 la fase carburo.

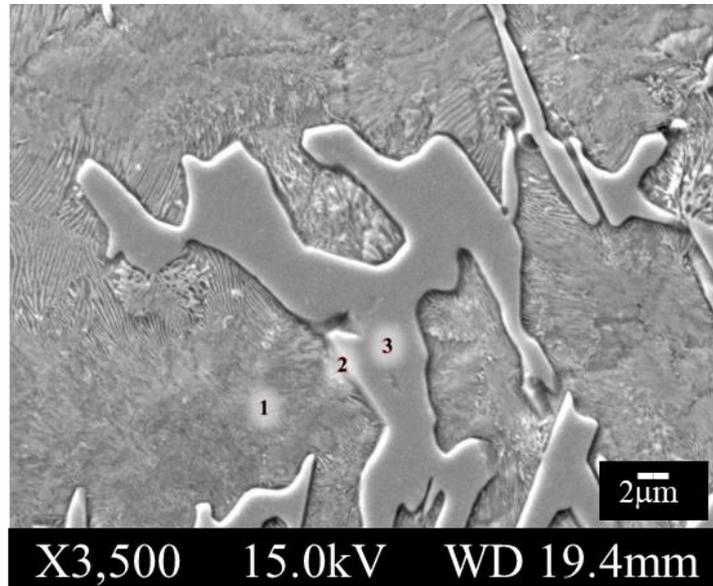


Figura 4.10 Micrografía de SEM en condiciones de colada de la muestra de la aleación 3Al.

En las Figuras 4.11, 4.12 y 4.13 se observan los espectros de la fase matriz, de la interfase y de la fase carburo, respectivamente de la micrografía mostrada en la Figura 4.10, cabe resaltar que la intensidad de los picos da una idea de la proporción de los elementos en dicha fase ya que se trata de un análisis semi-cuantitativo.

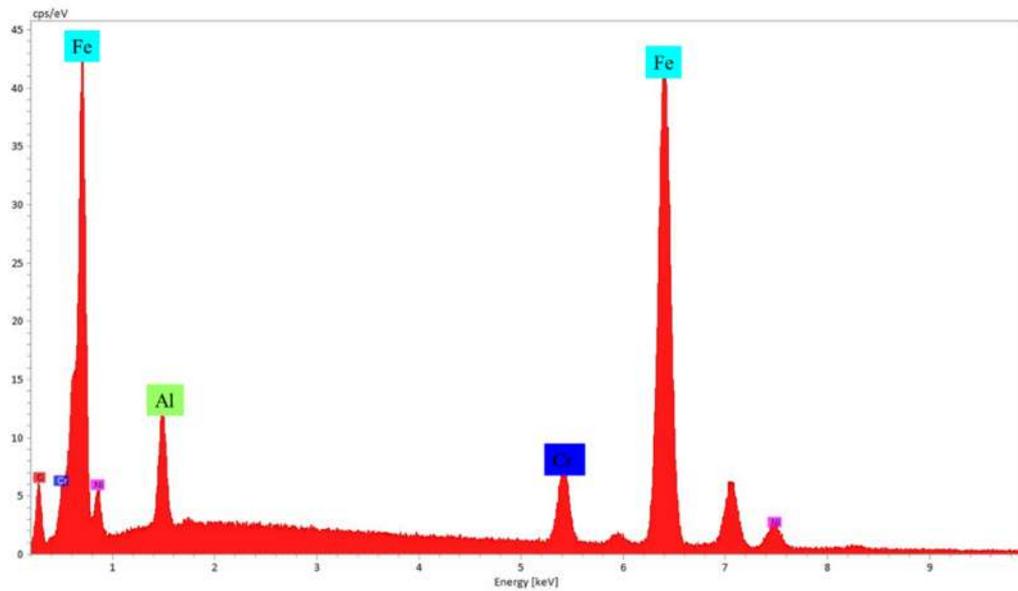


Figura 4.11 Espectro de EDS de la fase Matriz en el punto marcado con el número 1 de la micrografía de la Figura 4.10.

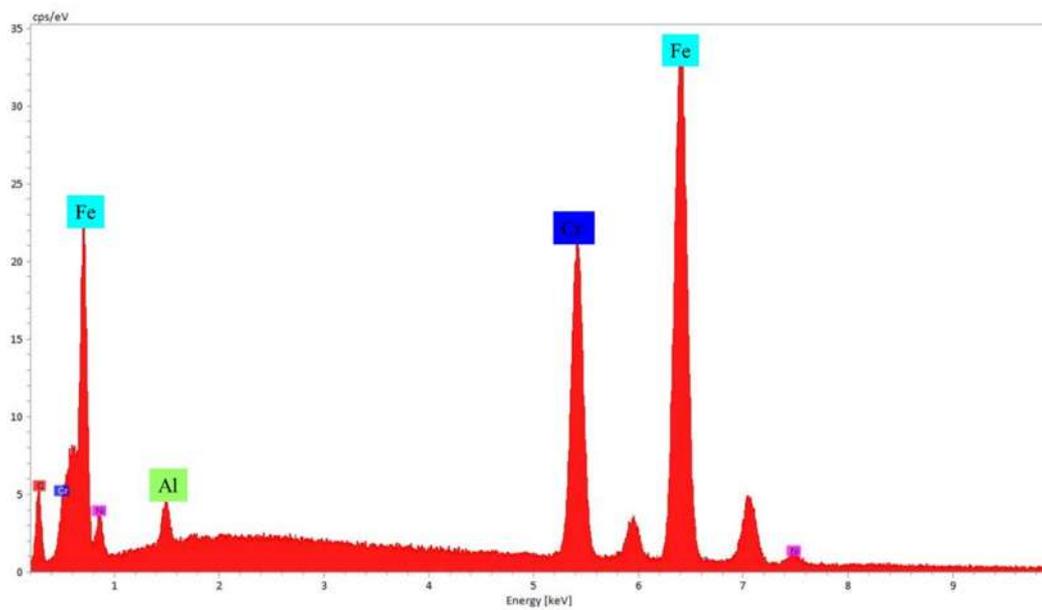


Figura 4.12 Espectro de EDS de la interfase Matriz/Carburo del punto marcado con el número 2 de la micrografía de la Figura 4.10.

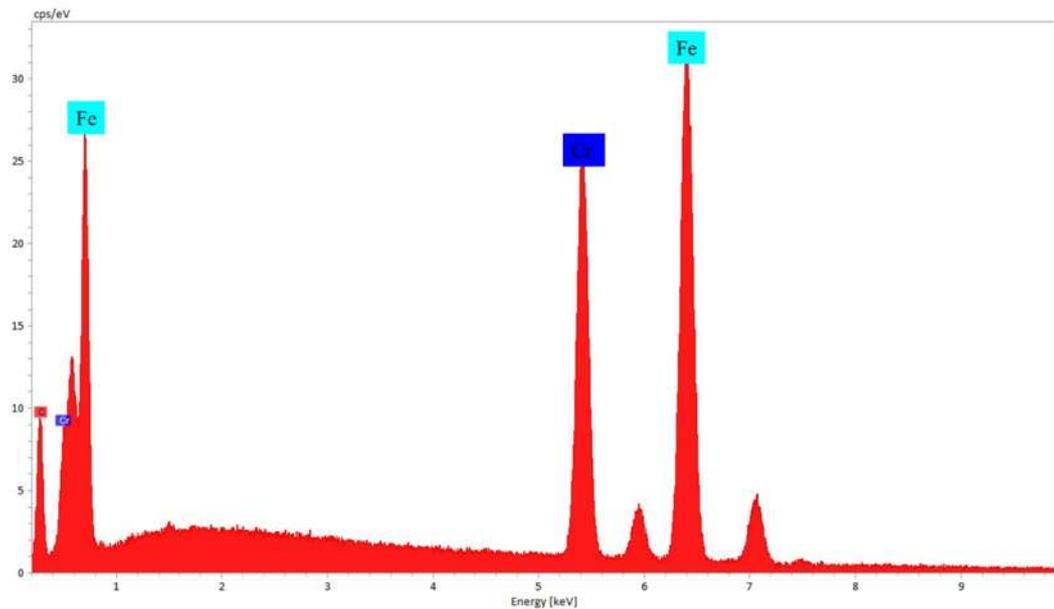


Figura 4.13 Espectro de EDS de la interfase Carburo del punto marcado con el número 3 de la micrografía de la Figura 4.10.

En el espectro que se muestra en la Figura 4.11 que corresponde al de la fase matriz donde se puede observar que esta fase es rica en Fe, sin embargo, se puede observar que también se encuentra presente los demás elementos aleantes como es el Al, Cr, Ni y C. Por otro lado, en el espectro de la Figura 4.12, que es de la interfase Matriz/Carburo, se puede observar que esta fase es rica en Fe y Cr y en menor intensidad se encuentra el pico de Al. Y en el espectro correspondiente de la fase Carburo (Figura 4.13), se observan con mayor intensidad los picos del Cr, así como el de Fe, y desaparece los picos del Al, esto se debe a la estequiometría del carburo.

4.5 Cuantificación de carburos

En la Tabla 4.2 muestra los resultados de la cuantificación de los carburos en las aleaciones experimentales en condiciones de colada, la cual se llevó a cabo mediante el procesamiento y análisis de imágenes.

Tabla 4.2 Cuantificación de carburos (% volumen) de las aleaciones en condiciones de colada mediante el procesamiento de imágenes.

| Aleación | Base | 3Al | 20Mn | 20Mn3Al |
|------------|-------|-------|-------|---------|
| % Carburos | 39.13 | 33.55 | 15.85 | 18.90 |

En la Figura 4.14 muestra una serie de imágenes de las distintas aleaciones, en la cuales se observa un contraste entre la fase matriz y la fase carburo la cual se observa preferencialmente en un tono blanco, la cual no fue afectada por el ataque profundo. Se puede observar que la aleación Base es la aleación que presenta un mayor porcentaje de carburos y esto se puede observar de manera más fácil en la Figura 4.1a) donde además de tener la presencia de carburos eutécticos de tipo M_7C_3 también tiene la presencia de carburos del tipo de M_3C , esto debido al bajo porcentaje del contenido de Cr lo que no se logra formar puro carburo del tipo M_7C_3 .

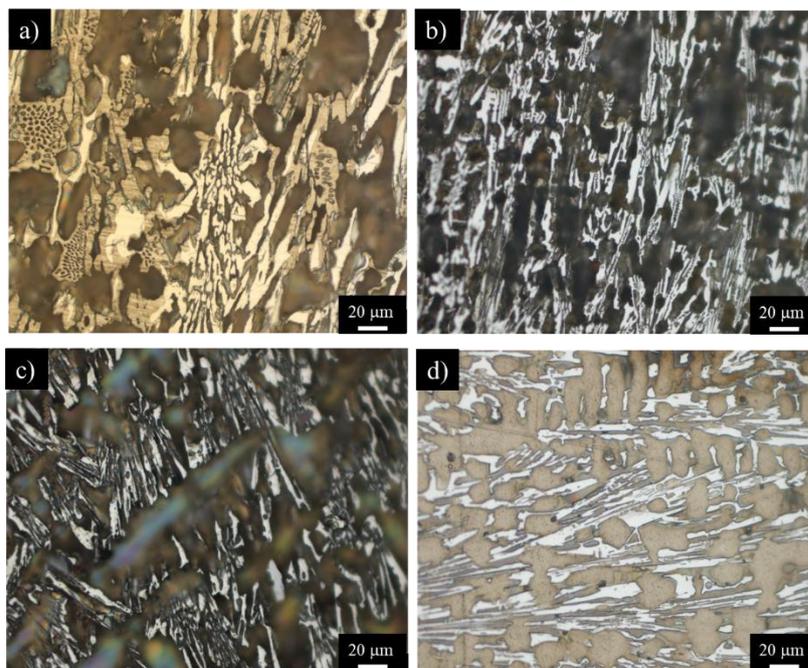


Figura 4.14 Microestructura revelada posterior al ataque profundo de las diferentes aleaciones a) Base, b) 3Al, c) 20Mn, d) 20Mn3Al.

Se puede observar tanto en la Figura 4.14b) como en la Tabla 4.2 que la aleación que tiene más porcentaje de carburo es la aleación 3Al con 33.55% en esta no se observa de una manera tan fácil la presencia del carburo M_3C pero también está presente en esta aleación de acuerdo a los cálculos termodinámicos, por lo que aumenta porcentaje en volumen de carburos en esta aleación también esto debido al porcentaje tan bajo de Cr, en comparación de la aleación 20Mn (Figura 4.14c)) que contiene 15.85% y es visible que contiene menos carburos, pero

como se mencionó anteriormente además de contener menor porcentaje de carburos también estos carburos están muy refinados al igual que en la aleación 20Mn3Al (Figura 4.14d)) la cual tiene un porcentaje de 18.90% de carburos, por lo que es mayor que la aleación 20Mn, esto concuerda con lo mencionado anteriormente con los cálculos del software Jmath de que con la adición del porcentaje del Al simultáneamente con el porcentaje del Mn aumenta el contenido carburos ya que al adicionar el aluminio la austenita tiene menor porcentaje de C disuelto.

4.6 Caracterización microestructural de las aleaciones deformadas

Como se mencionó en el desarrollo experimental las aleaciones fueron sometidas a 5 impactos por medio de un martillo en las direcciones x , y y z , las aleaciones que presentan la adición de Mn las cuales fueron capaces de resistir los impactos para poder observar el efecto de la deformación, lo cual se atribuye al efecto del Mn al refinar los carburos eutécticos reduciendo el grado de interconexión entre los carburos, y al estar con este bajo grado de interconexión y estar embebidos en una matriz austenítica tenaz, lo que le provee al material de una mayor tenacidad y resistencia a los impactos por lo cual estas aleaciones pudieran a ser deformadas sin llegar a fracturarse, en contraste a las muestras de las aleaciones que no presentan la adición de Mn las cuales fracturaron, la aleación Base al segundo impacto y la aleación 3Al al primer impacto.

En la Figura 4.15 se presentan una serie de micrografías las cuales muestran la evidencia de la presencia de deformación por lo cual se observa que hay fractura de carburos además se puede observar bandas de deformación.

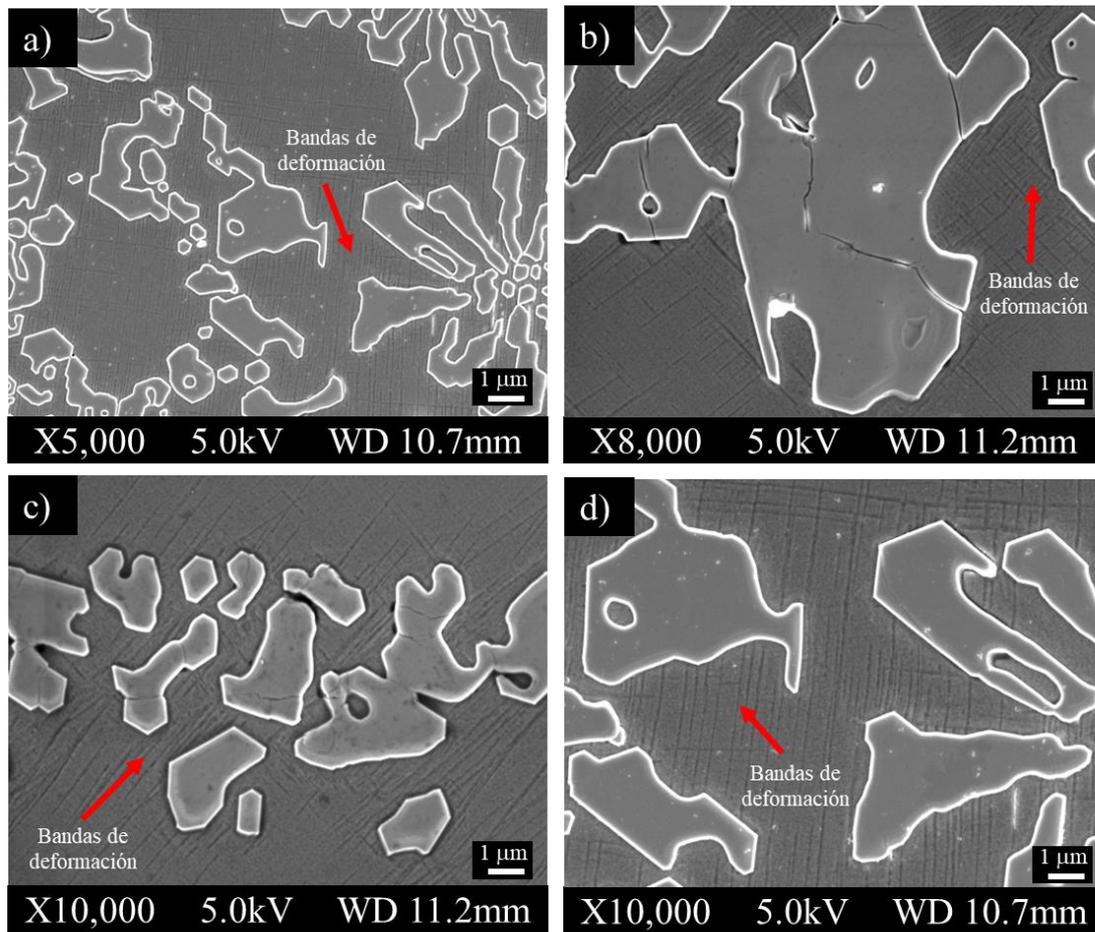


Figura 4.15 Bandas de deformación causadas por el deslizamiento de la dislocación durante la deformación en la aleación 20Mn en condiciones de colada a diferentes magnificaciones.

Así mismo se evidencia en la Figura 4.15 las marcas de tensión causadas por el deslizamiento de la dislocación durante la deformación de la aleación 20Mn en condiciones de colada. La ausencia de maclas mecánicas o martensita se debe al alto contenido de Ni y Cr, dichos elementos aumentan la energía de falla de apilamiento.

Se puede observar así mismo que las bandas de deformación tienen la forma particular de cuadrados debido a como se llevó a cabo la deformación (ejes x , y y z), recordando que la cara que se analizó corresponde a un corte transversal en dirección del eje z .

Para el caso de la aleación 20Mn3Al la presencia del Al aumento de igual manera la energía de falla de apilamiento lo que produce como resultado un menor efecto de endurecimiento por deformación. Este efecto también se ha informado en aceros Hadfield [97] que con contenidos de Al superiores de 1.3% en peso reduce el efecto del endurecimiento por deformación, y contenidos mayores aumentan la energía de falla de apilamiento [59, 97] aun con los valores

altos de energía de falla de apilamiento el endurecimiento por la formación de microbandas y dislocaciones pueden causar un aumento considerable en la dureza que puede ser beneficioso para aplicaciones de desgaste severo cuando también se requieren altos valores de tenacidad.

4.7 Caracterización microestructural de las muestras tratadas térmicamente.

En la Figura 4.16, se muestran las micrografías obtenidas mediante MEB de las aleaciones posterior al tratamiento térmico de desestabilización de la austenita, el objetivo de este tratamiento es precipitar carburos dentro de la matriz debido al excedente en Cr y C que se retiene en la matriz austenítica producto de un enfriamiento fuera del equilibrio, por lo tanto, debido a las condiciones de enfriamiento de colada del material el cual se puede enfriar relativamente rápido la austenita que da sobre saturada en estos elementos al elevar la temperatura en un rango entre 800-950 °C el excedente de Cr y C precipita de la matriz dando lugar a la formación de carburos secundarios los cuales producen un endurecimiento secundario, además se sabe que el C es un elemento estabilizador de fase γ , por lo tanto la disminución del C disuelto en la matriz γ , le resta estabilidad permitiendo que esta pueda transformar a martensita en el posterior enfriamiento, así mismo se sabe que la disminución en C produce un incremento en la temperatura M_s por lo tanto producto de este tratamiento térmico se espera un incremento en la dureza y por ende una mejora en la resistencia al desgaste.

Se puede observar en la Figura 4.16 que las aleaciones presentan una serie de cambios en la microestructura, aunque las fases presentes son las mismas que en condiciones de colada, solo con un ligero cambio en el porcentaje presente, esto debido a la temperatura y el tiempo de exposición. Así mismo se puede observar variaciones significativas en la precipitación de carburo con los elementos aleantes.

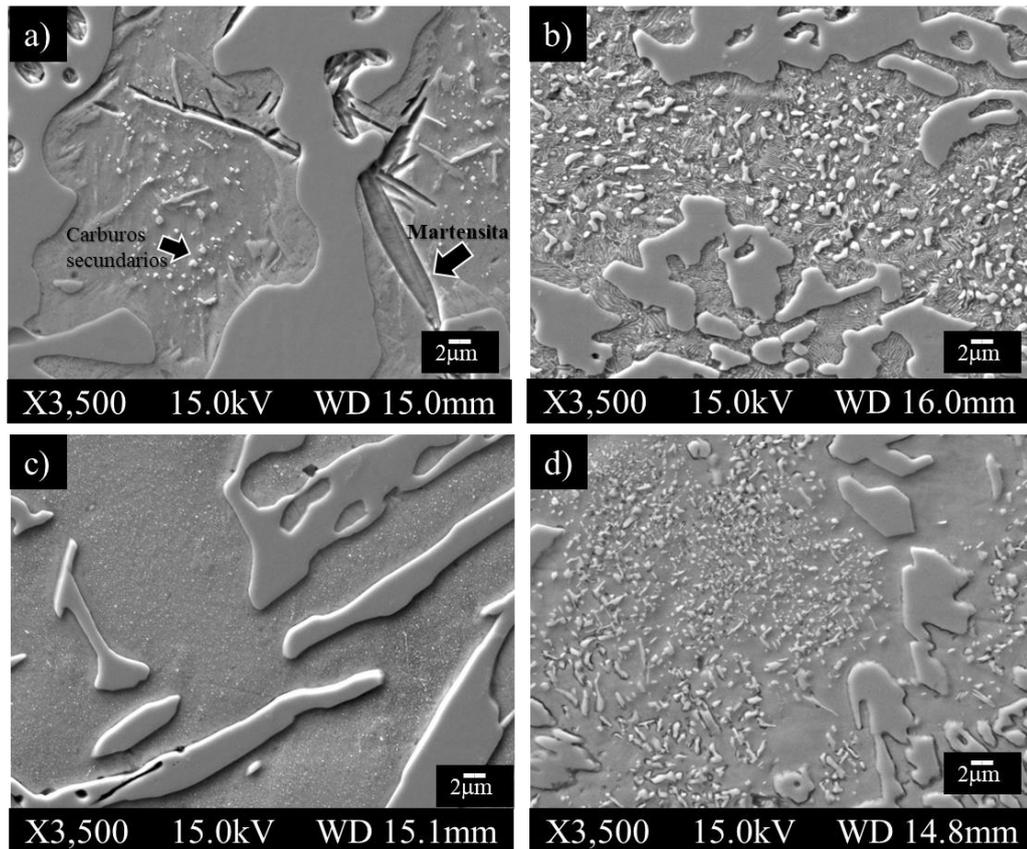


Figura 4.16 Microestructura de las aleaciones tratadas térmicamente con una amplificación de 3500X, a) Base, b) 3Al, c) 20Mn y d) 20Mn3Al.

Como se puede observar para la aleación Base (Figura 4.16a)) presenta las fases martensita, carburo del tipo M_7C_3 y carburo secundario el cual fue precipitado durante el tratamiento térmico. La precipitación de los carburos promueve la desestabilización de la matriz austenítica, transformándose parcialmente en martensita durante el enfriamiento, ya que el alto contenido de Ni inhibe que la transformación se de forma completa al disminuir la temperatura de transformación de martensita. Así mismo se muestra que la principal diferencia entre la muestra tratada térmicamente con la de directa de colada es que presenta un gran porcentaje de martensita ya no solo en la periferia de los carburos, sino también en la matriz.

En el caso de la aleación 3Al la cual se muestra en la Figura 4.16b) se puede observar que la matriz permaneció siendo perlita, pero con un espaciamiento interlamelar mayor, pero al igual sigue presentando los carburos eutécticos directos de colada y los carburos secundarios que se precipitaron debido al tratamiento térmico. El que no haya presentado la transformación ya

que el tratamiento se llevó a cabo a temperaturas de austenización se debe que para eliminar la perlita que se obtiene directa de colada se logra con otro tratamiento térmico llamado estabilización de la austenita el cual consiste en calentar el material a temperaturas de 1100°C o más altas eliminando así la perlita que se pudo formar durante el enfriamiento posterior a la solidificación [96, 98].

Para el caso de la aleación 20Mn (Figura 4.16 c)) se muestra que no hubo la presencia de martensita, solo se muestra la presencia de los carburos precipitados en la matriz después del tratamiento térmico, y una matriz austenítica retenida esto debido al alto contenido de Mn, se puede observar que los carburos precipitados no son en grandes proporciones como se observan en las demás aleaciones. En cambio, para el caso de la aleación 20Mn3Al la cual se muestra en la Figura 4.16 d) se puede observar que sigue presente la matriz austenita retenida, así como en la aleación 20Mn, pero en la aleación 20Mn3Al se observa un mayor de número de carburos secundarios precipitados esto debido a que hay una menor solubilidad del carbono en la austenita lo que conlleva a la disminución de la solubilidad del C, estos cambios microestructurales ocurren durante la desestabilización influyen positivamente en la dureza, mejorando el comportamiento de desgaste. Además, la precipitación ajusta el contenido de carbono residual, lo que influye en la transformación de la matriz durante la deformación.

4.8 Dureza y microdureza

4.8.1 Dureza (HRC)

Para que un material presente buenas propiedades mecánicas depende principalmente de la microestructura que tiene, esta debe de consistir de una matriz tenaz y una fracción de alto volumen de carburos de Cr, así también como una matriz de martensita dura la cual contiene alto contenido de carbono endurecida por carburos secundarios, ya que la austenita retenida reduce la dureza [5, 6, 99].

A las diferentes aleaciones experimentales tanto en condiciones de colada como después del tratamiento de desestabilización se les realizó las mediciones de dureza las cuales se muestran en la Tabla 4.3. Dichos valores de dureza son un indicativo de la susceptibilidad de las aleaciones a ser desgastada durante el ensayo de desgaste por deslizamiento.

Tabla 4.3 Dureza (HRC) de muestras en condiciones de colada y posterior al tratamiento de desestabilización.

| Aleación | Base | 3Al | 20Mn | 20Mn3Al |
|-----------------------------|-------------|------------|-------------|----------------|
| Colada | 49 | 54.5 | 46.5 | 47.5 |
| Tratada Térmicamente | 50.8 | 53 | 48.5 | 49 |

Para obtener unas propiedades adecuadas, se debe de tener microestructuras correctas, dicha microestructura en este tipo de hierros es una matriz martensítica dura con alto contenido de carbono y además endurecida con carburos secundarios, la cual se obtiene posterior al tratamiento térmico [6, 87, 99]. Se considera que a una mayor dureza, presenta una mayor resistencia al desgaste, sin embargo la relación no es directa [78, 79].

Como se sabe el principal objetivo del tratamiento de desestabilización es la precipitación de carburo secundarios y así mismo la transformación de la matriz austenita primaria a martensita, desarrollando así una muy buena dureza y una buena resistencia al desgaste [100], dicha transformación se obtuvo en la aleación Base, como se mostró en la Figura 4.14a, en la cual si se obtuvo la transformación de austenita a martensita y así mismo la precipitación de carburos secundarios, y se puede así mismo notar un aumento de dureza, esto también se debe a que los carburos secundarios fortalecen a la matriz.

Como se puede observar en la Tabla 4.3 la aleación que presento un mayor valor de dureza es la aleación de 3Al, esto se atribuye a la presencia de una matriz perlítica ultrafina la cual es capaz de alcanzar valores de microdureza del orden de 450HV, K.M. Wu y col. [101] han informado valores de dureza similares para perlita con espaciamiento interlaminares de aproximadamente de 50 nm. Estos mismos autores también han informado sobre la reducción del espacio interlamelar es causada por la adición de 3.87% Co y 1.37% Al para acelerar la velocidad de reacción aumentando la energía libre de transformación. Así que la adición del 2.91% de aluminio en la aleación 3Al la cual también tiene alto contenido de Ni como de Cr, lo que produce un efecto similar al aumentar la velocidad de reacción, y así mismo se disminuye la velocidad de difusión de los elementos en la austenita y la velocidad de crecimiento de las laminillas de perlita. La Figura 4.17 presenta de la gráfica comparados los resultados de dureza de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente.

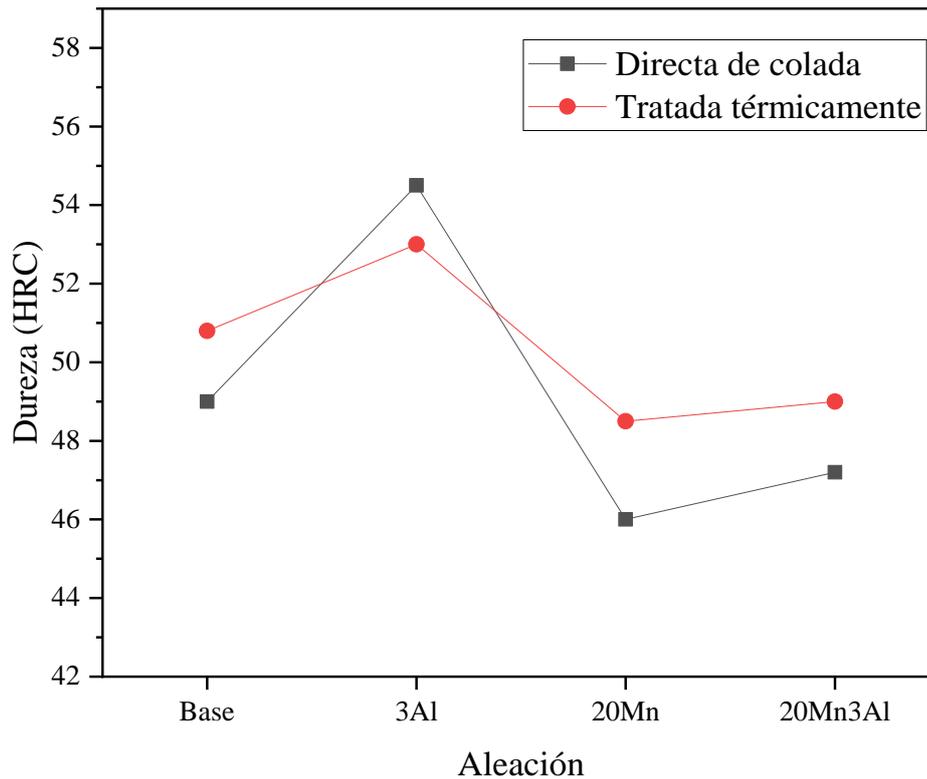


Figura 4.17 Gráfica del ensayo de dureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

Con la gráfica que se encuentra en la Figura 4.17, podemos observar de manera más ilustrativa, la tendencia de los valores de dureza en las muestras de cada una de las aleaciones, tanto en condiciones de colada como después del tratamiento térmico, donde se logra observar que la aleación que si logra endurecerse con el tratamiento de desestabilización de la austenita fue tanto las aleación Base como las dos aleaciones que contienen la presencia de Mn, en cambio para las aleación que solo tiene la presencia de Al hubo una disminución en su dureza esto debido a que posterior al tratamiento térmico la matriz perlita sufrió un engrosamiento, lo que es una mayor separación entre las láminas de la perlita, lo que es perjudicial para la dureza, a pesar de que cuenta con la precipitación de carburos.

4.8.2 Microdureza (HV)

En la Tabla 4.4 se presentan los valores de microdureza (HV), de la matriz para cada una de las aleaciones tanto en condiciones de colada como tratadas térmicamente. Como se pudo

observar la dureza presenta un cambio, posterior al tratamiento térmico. En las aleaciones que presentan las adiciones de Mn, concuerda con lo presentado por Hadji y col.[87] los cuales mencionan que después del tratamiento térmico, el Mn que se encuentra disuelto en la matriz es expulsado y reacciona con el C y los demás elementos presentes los cuales dan el tipo de carburo secundario del tipo $(Fe,Cr,Mn)_7C_3$ aumentando la microdureza. Siendo que el Mn durante la reacción eutéctica ocupa una posición sustitucional, principalmente remplazando al Fe.

Tabla 4.4 Microdureza (HV_{50}) de muestras en condiciones de colada como tratadas térmicamente.

| Aleación | Base | 3Al | 20Mn | 20Mn3Al |
|----------------------|------|-----|------|---------|
| Colada | 320 | 450 | 290 | 299 |
| Tratada térmicamente | 350 | 432 | 300 | 320 |

Con la gráfica de la Figura 4.18, se puede observar de una manera la más ilustrativa la tendencia de la microdureza en las muestras de las aleaciones tanto en condiciones de colada como tratadas térmicamente, donde se puede observar con mayor facilidad que las que tuvieron un endurecimiento posterior al tratamiento térmico fueron las aleaciones Base, 20Mn y 20Mn3Al, y la que disminuyó su microdureza fue la aleación 3Al lo cual concuerda con lo mencionado anteriormente en los resultados de dureza.

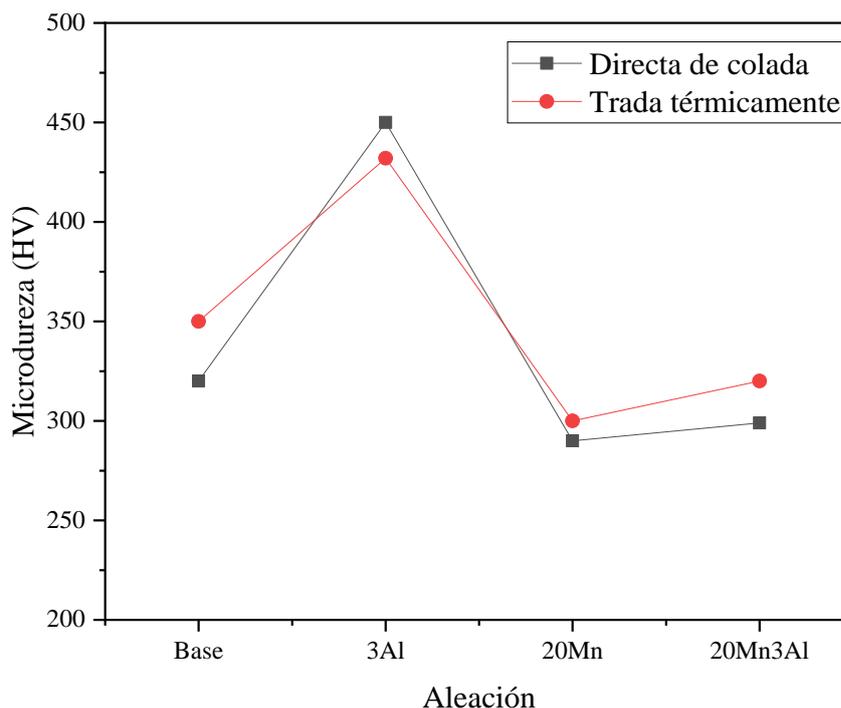


Figura 4.18 Gráfica del ensayo de microdureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

En la Tabla 4.5 se muestran los valores de microdureza de las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al las cuales fueron capaces de resistir los impactos del martillo para observar el efecto de la deformación, lo cual se atribuye al efecto del Mn al refinar el carburo eutéctico reduciendo el grado de interconexión y la presencia de una matriz austenítica resistente.

Como se puede observar en la Tabla 4.5 la aleación que presentó mayor endurecimiento fue la aleación 20Mn que es la que no tiene el contenido de Al ya que dicho elemento aumenta la energía de falla de apilamiento. Esto ha sido informado en aceros Hadfield [97] que contenidos mayores al 1.3% de Al reducen el endurecimiento por deformación, y contenidos mayores suprimen el maclado al aumentar la energía de falla de apilamiento [59, 102-104].

Aun con valores altos de energía de falla de apilamiento, el endurecimiento por dislocación y la formación de microbandas pueden causar un aumento considerable en la dureza que pueden ser beneficiosos para aplicaciones de desgaste severo cuando se requieren altos valores de tenacidad.

Tabla 4.5 Microdureza (HV_{50}) de las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al posterior al endurecimiento por deformación.

| Aleación | 20Mn | 20Mn3Al |
|----------|------|---------|
| | 542 | 400 |

En la Figura 4.19 se puede observar de manera más ilustrativa como es el aumento de la dureza posterior a la deformación, como se indicó anteriormente esto solo se realizó como prueba para saber si el contenido de Mn era el adecuado para que se diera el efecto de endurecimiento por deformación en este tipo de hierros ya que esto no ha sido ampliamente reportado en la literatura en hierros, pero si en aceros los cuales contienen contenidos de C muy bajos, más adelante en este trabajo se vuelve a retomar el tema del endurecimiento por deformación durante los ensayos de desgaste.

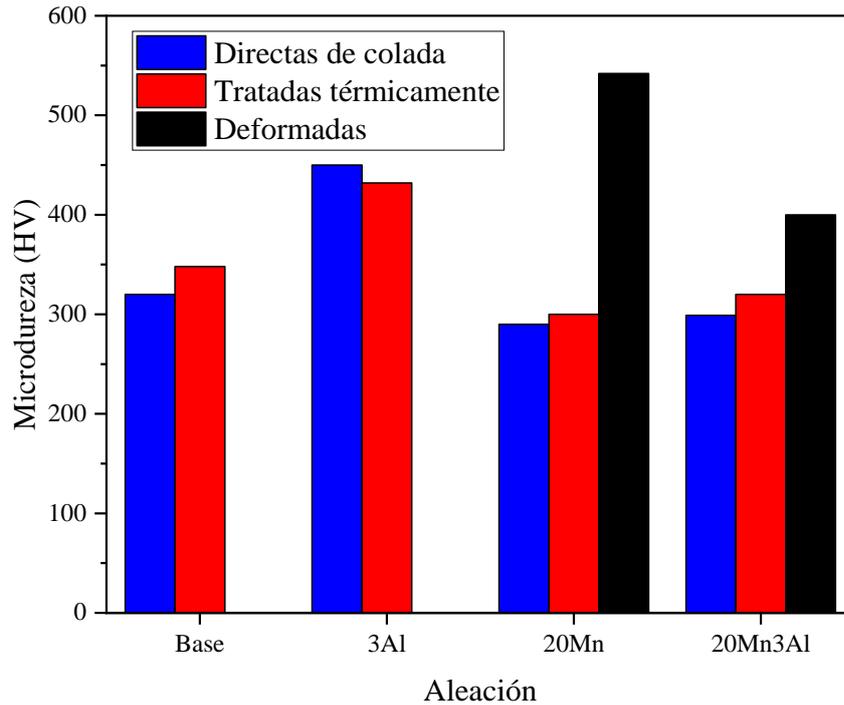


Figura 4.19 Gráfica comparativa del aumento de la dureza después del endurecimiento por deformación vs directa de colada vs tratadas térmicamente.

4.9 Coeficiente de fricción

Mientras se realizan los ensayos de desgaste por deslizamiento, se realizó la medición del coeficiente de fricción para las cargas de 50 y 100 N, dicho valor es un indicativo del comportamiento tribológico del material el cual se correlaciona con la dureza, así como la pérdida de volumen y los mecanismos de desgaste que se presentaron durante los ensayos. La Figura 4.20a y 4.20b muestra la comparación de los coeficientes de fricción para la aleación 20Mn3Al en condiciones de colada como tratadas térmicamente en deslizamiento en seco en bajo la carga de 50 N.

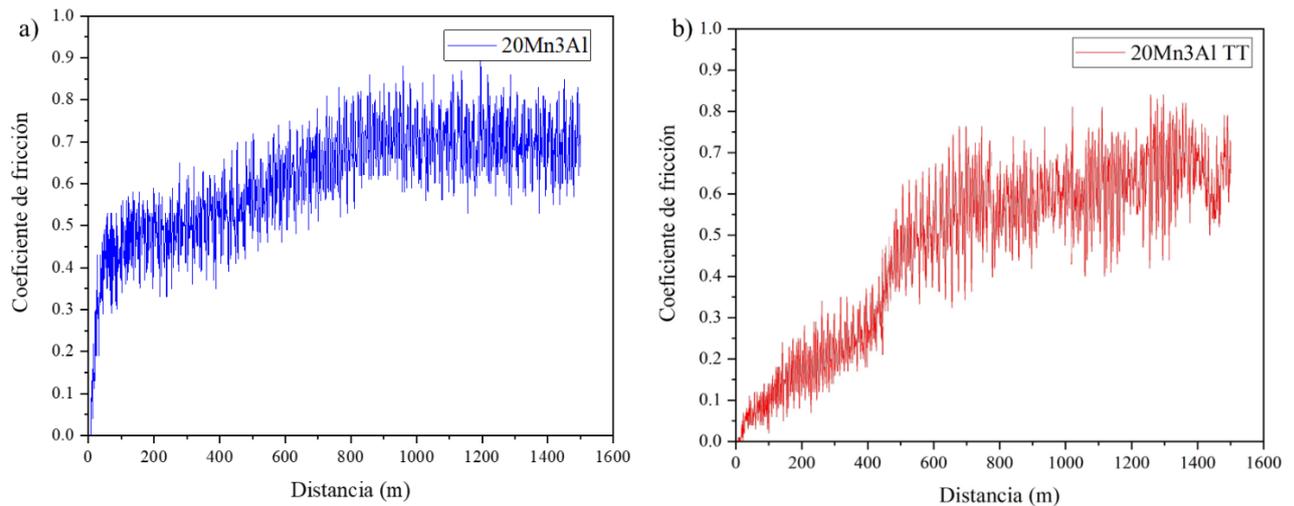


Figura 4.20 Gráfica del coeficiente de fricción de la aleación 20Mn3Al con una carga de 50N
a) directa de colada y b) tratada térmicamente.

Durante los ensayos de desgaste se presentan pequeñas variaciones, esto debido a algunos factores externos, como son la vibración del equipo, la remoción de las películas de óxido, los cambios que se pueden presentar en los mecanismos de desgaste, ocasionan que las gráficas presenten pequeñas variaciones. Así mismo en la etapa inicial durante el acoplamiento de las superficies debido a la fricción se genera un incremento en la temperatura y al aumentar la temperatura se genera una capa pasiva de óxidos.

En la etapa inicial del ensayo el coeficiente de fricción empieza a partir de valores muy pequeños, esto se debe a que en un inicio las superficies tanto del material que se va a someter a la prueba de desgaste como el anillo endurecido son superficies que están completamente pulidas, pero posterior a una distancia de entre los 500 y los 700 metros, es cuando se da la etapa de acoplamiento entre ambas superficies.

Los valores de los coeficientes de fricción para las diferentes aleaciones elaboradas tanto en condiciones de colada como directas de colada se muestran en la Tabla 4.6, estas aleaciones fueron sometidas a diferentes cargas las cuales fueron 50 N y 100 N. De estos datos podemos observar que para la aleación que presenta mayor dureza que es la aleación de 3Al presenta un menor coeficiente de fricción en condiciones de colada más no posterior al tratamiento térmico. Así mismo se puede observar una disminución significativa en las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al posterior al tratamiento térmico con una carga de 50 N, esto se puede deber a un posible endurecimiento por deformación debido a la presencia de Mn en estas aleaciones y así mismo a que al precipitar los carburos secundarios como efecto del tratamiento térmico la

matriz austenítica empobrecida de carbono permite que se lleve a cabo la transformación martensítica.

Tabla 4.6 Coeficientes de fricción determinados a partir de las gráficas para las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente y dos cargas diferentes 50 y 100 N.

| Aleación | Carga 50 N | | Carga 100 N | |
|----------|------------|---------|-------------|---------|
| | Colada | Tratada | Colada | Tratada |
| Base | 0.55 | 0.54 | 0.43 | 0.45 |
| 3Al | 0.35 | 0.67 | 0.34 | 0.53 |
| 20Mn | 0.6 | 0.41 | 0.44 | 0.43 |
| 20Mn3Al | 0.67 | 0.61 | 0.55 | 0.42 |

En función de las cargas se puede observar que para la carga de 50N se presentó un mayor coeficiente de fricción comparado con el de la carga de 100N lo que nos podría dar un indicativo de que el mecanismo de desgaste predominante puede ser oxidativo.

Así mismo se puede observar que la aleación que presento un mayor valor de dureza presentó los menores coeficientes de fricción. Como ya se mencionó anteriormente este no es absoluto, pero si se toma como una tendencia general del comportamiento que presenta el material, lo que cumpliría con las teorías que relacionan la dureza con su resistencia al desgaste.

4.10 Ensayos de desgaste por deslizamiento

4.10.1 Desgaste de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente con carga de 50 N.

En la Tabla 4.7 se presentan los resultados para la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada con una carga de 50 N, estos se presentan en mm³. Se puede observar una tendencia relacionada con el coeficiente de fricción que se mostró en la Tabla 4.6, donde a mayor coeficiente de fricción mayor es el volumen perdido (Figura 4.21).

Tabla 4.7 Pérdida de volumen (mm³) de las aleaciones en condiciones de colada bajo la carga de 50 N.

| Muestra | Base | 3Al | 20Mn | 20Mn3Al |
|--------------------|------|------|------|---------|
| Pérdida de volumen | 0.33 | 0.28 | 0.35 | 0.43 |

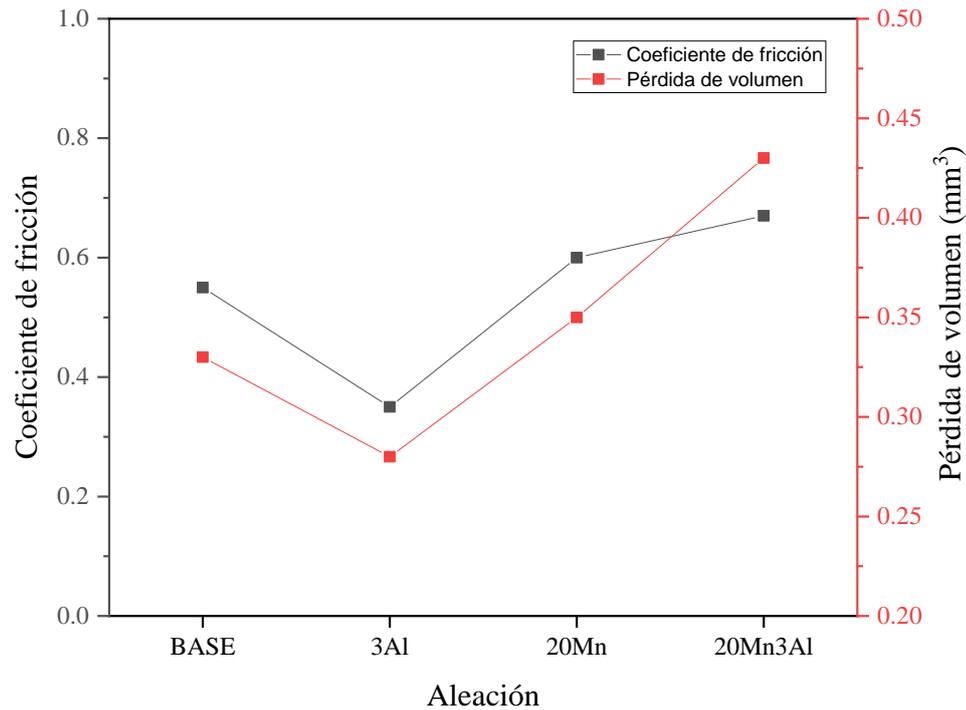


Figura 4.21 Gráfica comparativa entre el coeficiente de fricción y la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada a 50N.

Las dos aleaciones que presentaron menor pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada, que son las dos aleaciones que presentaron la mayor dureza y microdureza. La Figura 4.22a se muestra el desgaste que sufrió la aleación Base, así mismo se muestra la huella generada durante el ensayo por deslizamiento la cual tiene una superficie de 30.59 mm^2 , recordando que esta muestra presento una pérdida de volumen de 0.33 mm^3 la cual se relaciona con la profundidad y la superficie desgastada y el coeficiente de fricción (Tabla 4.6).

Así mismo en la Figura 4.22a se presenta una vista 3D de la superficie de la aleación Base, en la cual permite observar la profundidad de la huella, dicha profundidad es de $33.96 \mu\text{m}$, así como el ancho y lo largo de esta misma.

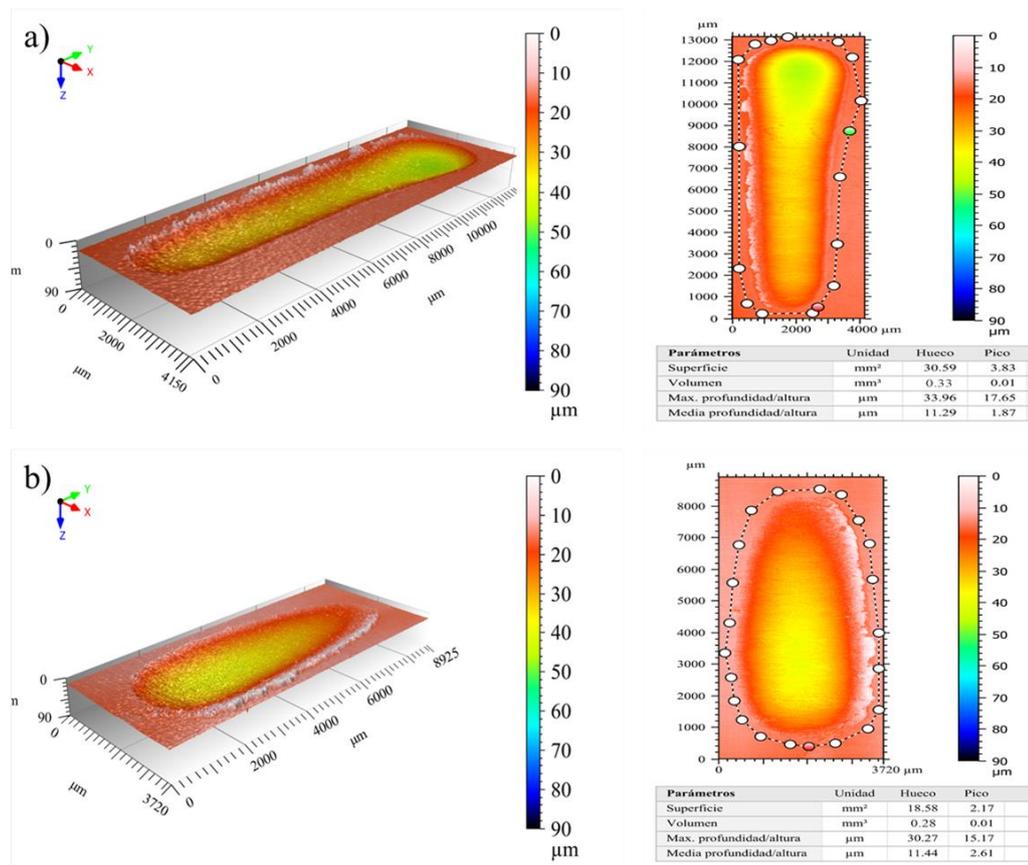


Figura 4.22 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada con carga de 50 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) Aleación Base, b) Aleación 3Al.

Para el caso de la aleación 3Al se muestra en la Figura 4.22b, se observa que la profundidad de la huella provocada por el desgaste es menor en comparación de la Aleación Base; la cual tuvo una pérdida de volumen de 0.28 mm³; esto se debe a que la matriz de esta aleación es una perlita ultrafina, y dicha aleación en condiciones de colada es la que presenta valores tanto de dureza como de microdureza mayores a las demás aleaciones, además que es la aleación que presenta el menor coeficiente de fricción,

Para el caso de la Aleación 20Mn (Figura 4.23a) la pérdida de volumen es ligeramente mayor a comparación de la aleación Base, la cual fue de 0.35 mm³; con una superficie de la huella de 23.58 mm², esta aleación presento una dureza baja y un coeficiente de fricción alto.

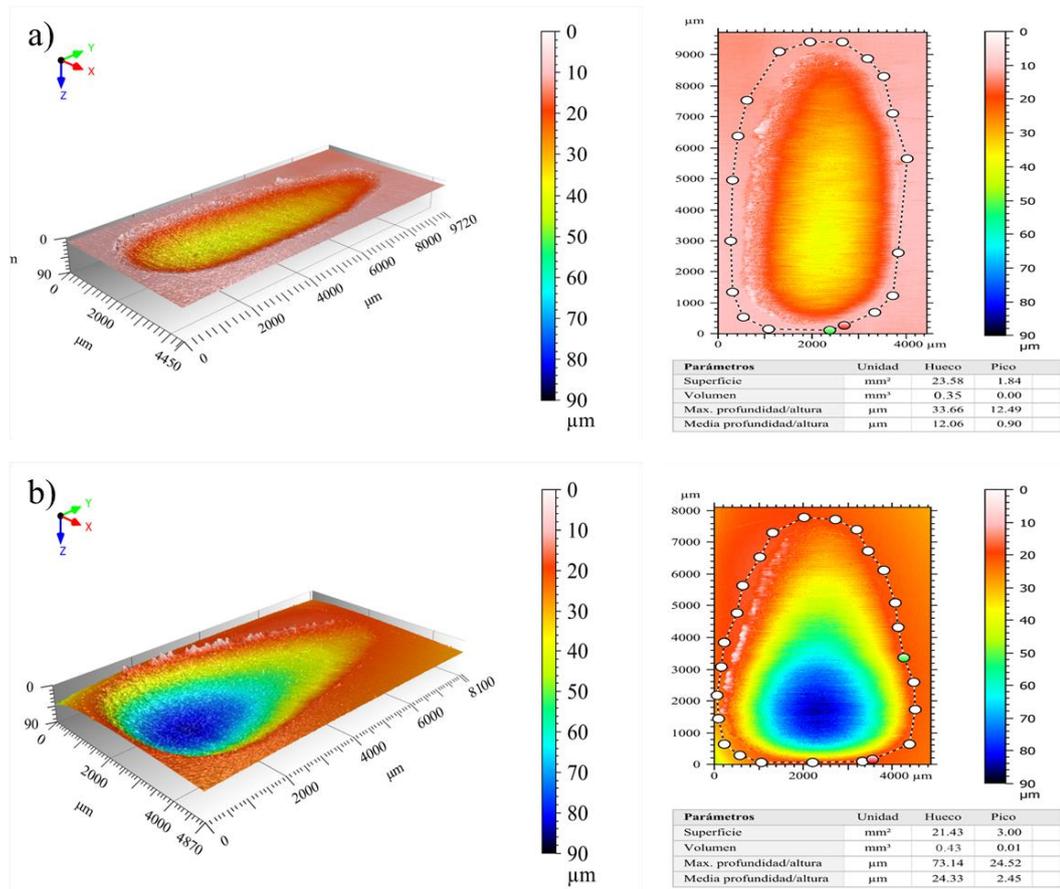


Figura 4.23 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada con carga de 50 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste a) Aleación 20Mn, b) Aleación 20Mn3Al.

La aleación que tuvo un mayor volumen perdido fue la aleación 20Mn3Al la cual se muestra en la Figura 4.23b la cual su pérdida de volumen fue de 0.43 mm³ como se mencionó anteriormente en la Tabla 4.7, así mismo fue la aleación que presentó una dureza menor en comparación de las demás aleaciones, excepto de la aleación 20Mn esto se puede deber a la presencia del Al el cual incrementa la presencia de óxidos lo que hace que el material así mismo se fragilice de una manera mucho más fácil en comparación de la otra aleación. Además de que dicha aleación es la que presentó una profundidad mayor de 73.14 μm en comparación con todas las demás aleaciones.

Para las diversas aleaciones se observaron las partículas desprendidas mediante electrones secundarios (Figura 4.24), en donde se puede observar que, dependiendo de la aleación varía el tamaño de las partículas. Para la aleación Base (Figura 4.24a) que el tamaño de sus partículas es de 1 μm hasta 10 μm. Así mismo para la aleación 3Al (Figura 4.24b) se puede observar que el tamaño de partícula no es tan variado esta más cercano entre 3 μm a 6 μm. En

cambio, como se puede observar en la Figura 4.24c para la aleación 20Mn se ve que el tamaño de partícula es muy variable hay partículas desde muy pequeñas de alrededor de 0.5 μm como muy grandes de alrededor de 10 μm como en la aleación Base. En la Figura 4.24d se observan las partículas desprendidas de la aleación 20Mn3Al donde se pueden observar que el tamaño de partículas es demasiado pequeño a comparación de todas las demás aleaciones así mismo se puede observar que hay partículas de tamaño de 10 μm .

Esta variedad de tamaño de las partículas tanto entre aleaciones como entre las mismas aleaciones se debe a que las partículas que se desprenden durante el ensayo no abandonan inmediatamente el tribosistema, estas suelen mantenerse por un tiempo, actuando así mismo como material abrasivo, lo que también ocasiona que la partícula vaya reduciendo su tamaño ciclo tras ciclo, esto por el deslizamiento y las cargas repetitivas durante el ensayo donde se aprecian pequeños surcos estos provocados por el mismo ensayo de desgaste.

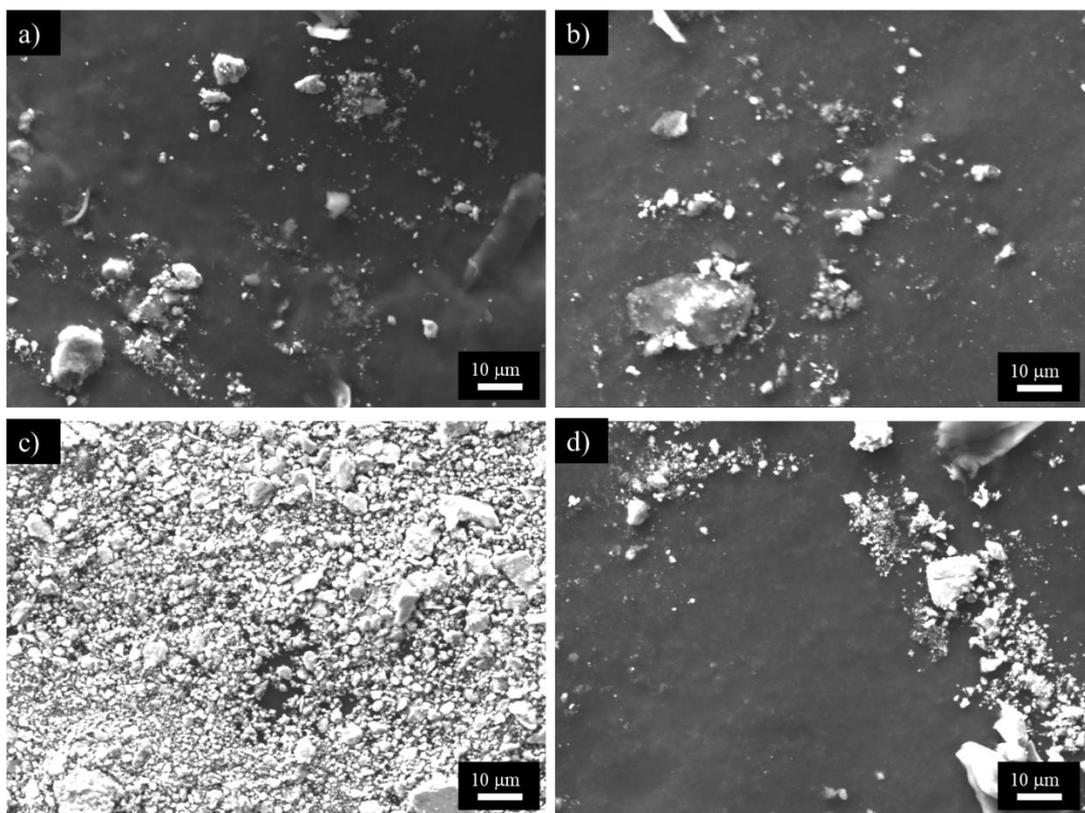


Figura 4.24 Partículas desprendidas del desgaste a 50 N para las muestras a) Base b) 3Al c) 20Mn d) 20Mn3Al

Así mismo la mayoría de las partículas que se desprenden están compuestas en su mayoría por óxidos de Fe, óxidos de Mn y óxidos de Cr, así como partículas desprendidas durante el deslizamiento. Como se puede observar en la Figura 4.25 los residuos en su mayoría de la

aleación 20Mn la mayoría provienen del desgaste oxidativo que la aleación sufrió durante el ensayo y esto se puede corroborar con el análisis químico puntual realizado mediante el MEB, este análisis se presenta en la Figura 4.25 así como en la Tabla 4.8, en donde se puede observar la presencia del oxígeno de un 10.04% en masa junto con Fe en mayor medida y en menor porcentaje el Cr y el Mn.

Tabla 4.8 Análisis puntual de los elementos presentes de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn con carga de 50 N.

| Elemento | C | O | Fe | Cr | Mn |
|----------------|------|-------|-------|------|------|
| Masa Norm. (%) | 6.74 | 10.04 | 83.73 | 0.56 | 0.32 |

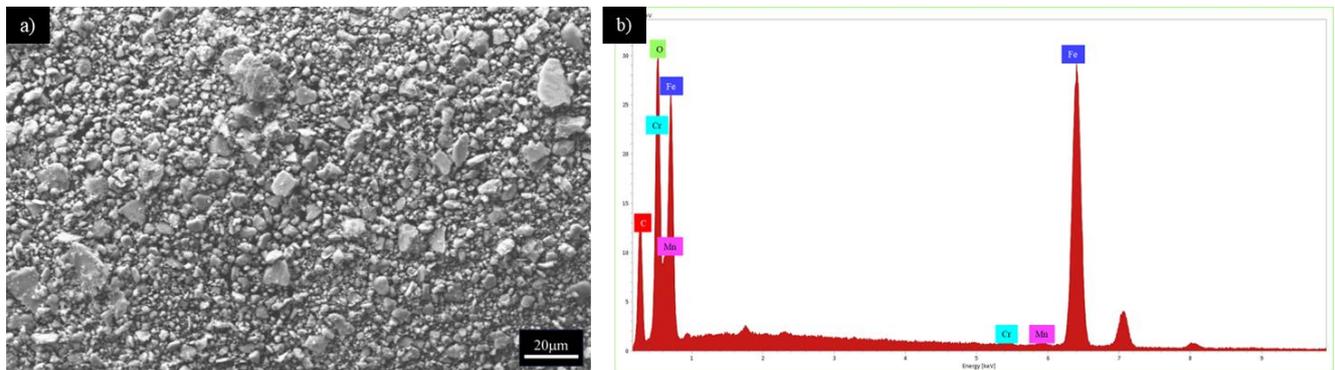


Figura 4.25 Análisis químico de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn con carga de 50N.

En cambio, para las aleaciones tratadas térmicamente se observa que las aleaciones que presentan las adiciones de Mn, presentan un menor volumen perdido (Tabla 4.9) esto debido a como ya menciono antes que la presencia de dicho elemento en estas aleaciones y así mismo a que al precipitar los carburos secundarios como efecto del tratamiento térmico la matriz austenítica empobrecida de carbono permite que se lleve a cabo el endurecimiento por deformación de una manera más fácil.

Tabla 4.9 Pérdida de volumen (mm^3) de las aleaciones tratadas térmicamente bajo la carga de 50N.

| Aleación | Base | 3Al | 20Mn | 20Mn3Al |
|--------------------|------|------|------|---------|
| Pérdida de volumen | 0.31 | 0.47 | 0.23 | 0.29 |

En la Figura 4.26 se muestra una gráfica comparativa, de la pérdida de volumen en mm^3 , entre las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente.

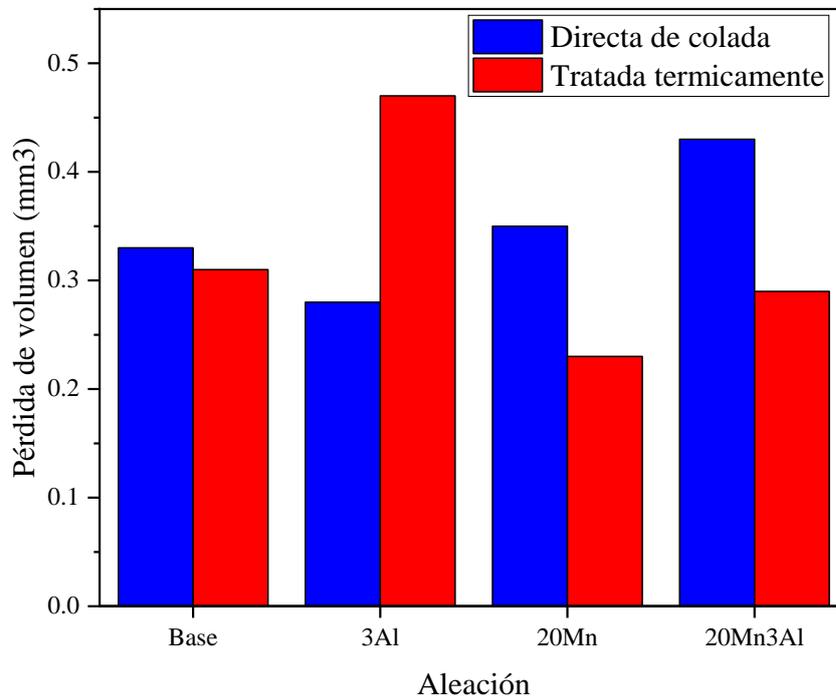


Figura 4.26 Gráfica comparativa de la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada como tratada térmicamente, sometidas a una carga de 50N.

Donde se puede observar en la Figura 4.26 de una manera más ilustrativa que bajo la aplicación de una carga de 50 N y bajo las mismas condiciones de deslizamiento para la aleación 3Al el tratamiento térmico no presentó una mejora en la pérdida de volumen desgastado ya que en esta condición es donde se presentó un mayor porcentaje de pérdida en cambio para la aleación Base como para las dos aleaciones que presentan Mn el tratamiento térmico si fue beneficioso en estas aleaciones. Ya que la disminución del volumen desgastado fue del 34.28% para la aleación 20Mn, del 32.58% de la aleación 20Mn3Al y finalmente para la aleación Base fue de 6.06%. En cambio, para la aleación 3Al su aumento fue de 40.42%.

4.10.2 Desgaste de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente con carga de 100 N

Para el caso de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente con una carga de 100N podemos ver los valores de los volúmenes desgastados en la Tabla 4.10 donde

podemos observar una tendencia ascendente en el porcentaje del volumen desgastado entre las aleaciones directas de colada, así mismo debido a que el ensayo de desgaste se llevó a cabo utilizando una carga mayor, las pérdidas del volumen desgastado fue mayor en comparación con los valores presentados en la Tabla 4.7 y 4.9 para las muestras bajo una carga de 50 N.

Tabla 4.10 Pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada y tratada térmicamente con una carga de 100 N.

| Aleación | Colada | Tratada |
|-----------------|---------------|----------------|
| Base | 0.60 | 0.56 |
| 3Al | 0.76 | 0.90 |
| 20Mn | 1.05 | 0.54 |
| 20Mn3Al | 1.23 | 0.61 |

Se puede observar que para la aleación 3Al que fue la que presento un mayor valor de dureza y un menor coeficiente de fricción presenta un valor mayor de volumen desgastado más no más grande que las aleaciones que contienen Mn (20Mn y 20Mn3Al).

Sin embargo, para las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al el tratamiento térmico si tuvo un beneficio ya que al disminuyo el volumen desgastado, en el caso de la aleación de 20Mn disminuyo un 48.57%, en cambio para la aleación de 20Mn3Al disminuyo un 50.40%, esto se puede deber a un posible endurecimiento por deformación como ya se mencionó anteriormente esto debido a la presencia de Mn en estas aleaciones y así mismo a que el efecto del tratamiento térmico en estas dos aleaciones fue solamente la precipitación de los carburos, por lo que la matriz austenítica quedo empobrecida de carbono lo que permite que se lleve a cabo el endurecimiento por deformación de una manera más fácil que en las aleaciones directas de colada que tiene la matriz un alto contenido de C, esto concuerda con lo que han mencionado otros autores [105-107].

La Figura 4.27 se muestra una gráfica comparativa entre el volumen de material perdido durante el desgaste en mm^3 , de las aleaciones en condiciones de colada como posterior al tratamiento térmico, sometidas a una carga de 100 N, donde se observa de una manera más ilustrativa que bajo la misma carga y condiciones de deslizamiento. Se puede observar que la aleación Base tratada térmicamente tuvo un 6.66% menor volumen perdido que esta misma aleación en condiciones de colada.

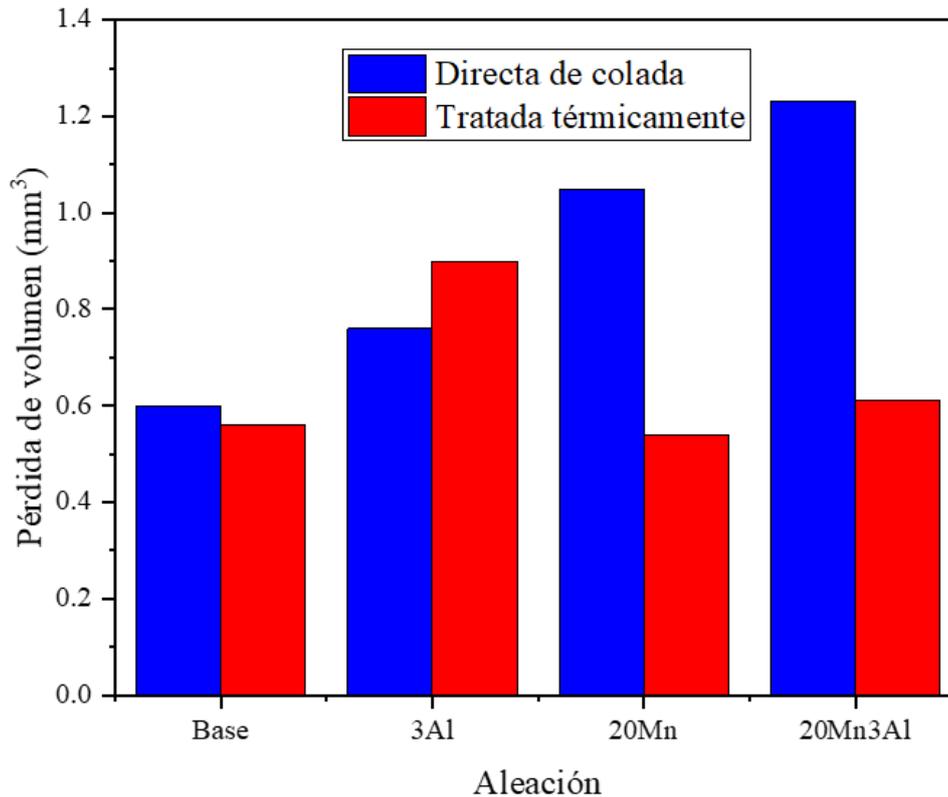


Figura 4.27 Gráfica comparativa de la pérdida de volumen de las aleaciones en condiciones de colada como tratadas térmicamente, sometidas a una carga de 100N.

Para la aleación 3Al, tuvo un 15.55% mayor pérdida de volumen tratada térmicamente en comparación de esta misma aleación, pero en condiciones de colada. En cambio, es más fácil observar la gran diferencia del volumen perdido entre las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al en condiciones de colada y tratadas térmicamente donde como ya se mencionó anteriormente el porcentaje de pérdida es de 48.57% y 50.40% respectivamente.

En la Figura 4.28 se presenta una vista 3D de la superficie de la aleación 20Mn en condiciones de colada (Figura 4.28a) como tratada térmicamente (Figura 4.8b), en donde se puede observar la huella generada durante el ensayo de desgaste, donde podemos comparar la superficie de cada una para esta aleación en condiciones de colada es de 41.43 mm² y tratada térmicamente es de 33.19 mm², así como la profundidad de cada una de las condiciones, directa de colada su profundidad máxima es de 57.85 μm y para la tratada térmicamente es de 46.78 μm.

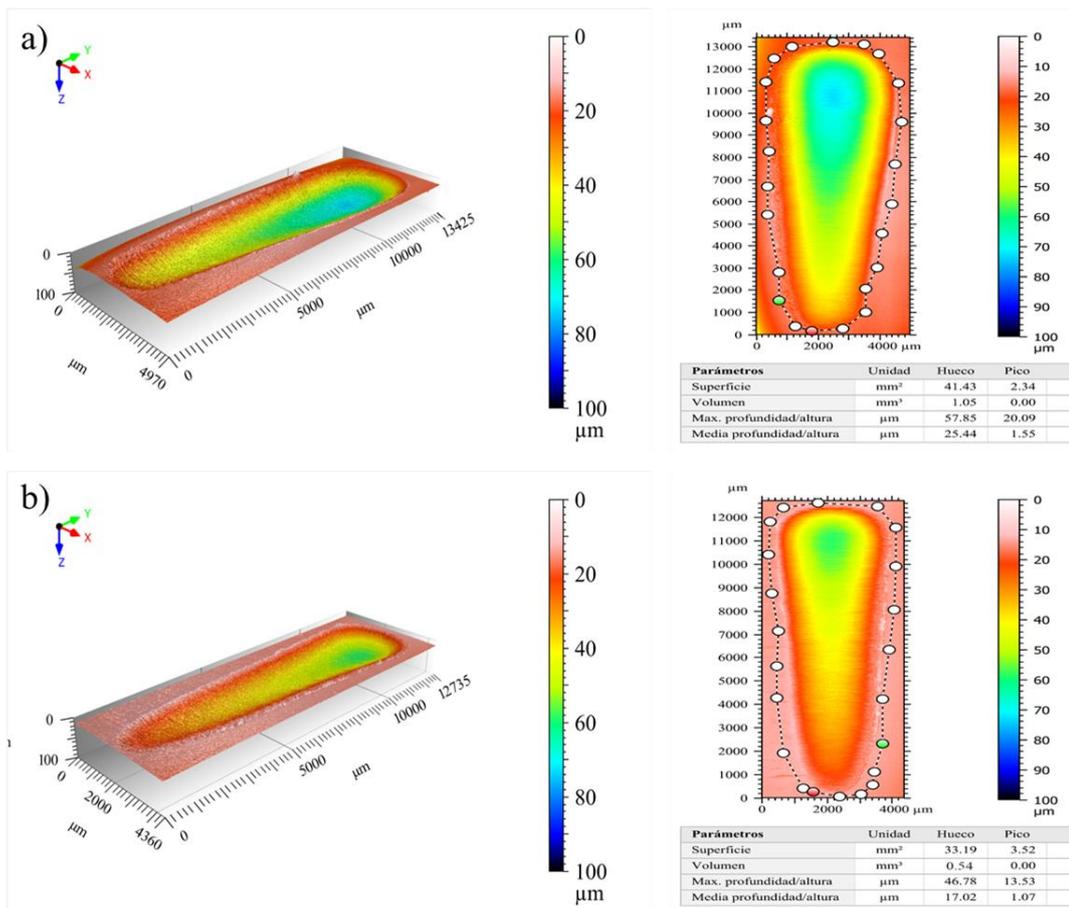


Figura 4.28 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada y tratada térmicamente de la aleación 20Mn con carga de 100 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) 20Mn directa de colada, b) 20Mn tratada térmicamente.

Para el caso de la aleación 20Mn3Al también se presenta en la Figura 4.29 una vista 3D de la superficie de la huella generada por el ensayo por deslizamiento para esta aleación así mismo en condiciones de directa de colada, así como tratada térmicamente. Como se muestra en la Figura 4.28a para esta aleación en condiciones de colada, la huella tiene una superficie de 46.16mm² y una profundidad de 58.45 μm. Por el contrario, para esta misma aleación tratada térmicamente la superficie de dicha huella es de 31.88 mm² y una profundidad de 55.46 μm.

Como se puede observar en ambas aleaciones tuvo mejor comportamiento ante el desgaste las aleaciones tratadas térmicamente que en condiciones de colada, esto concuerda con lo mencionado anteriormente debido al efecto del tratamiento térmico, el cual obtiene la precipitación de los carburos secundarios dejando así una matriz empobrecida de C permitiendo un endurecimiento por deformación en cierto modo más fácil [105-107].

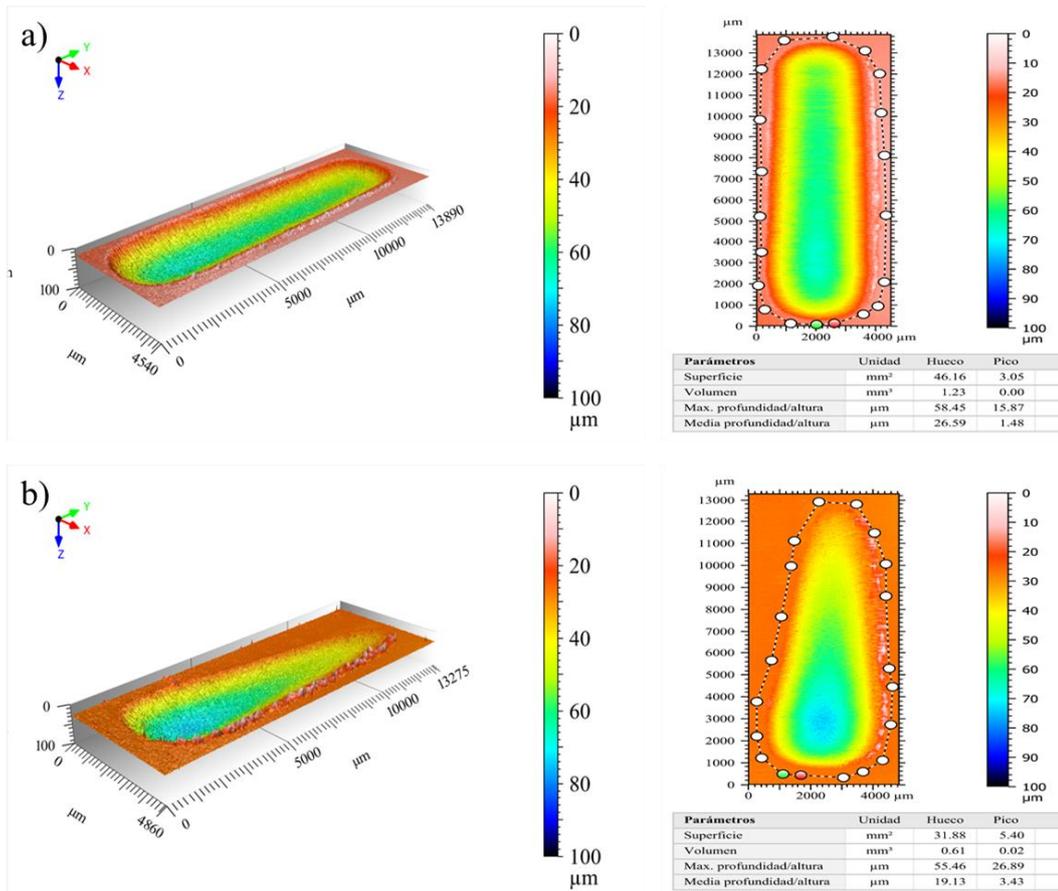


Figura 4.29 Imágenes 3D y de la superficie de las huellas de desgaste, para las muestras en condiciones de colada y tratada térmicamente de la aleación 20Mn3Al con carga de 100 N generadas por el perfilómetro después del ensayo de desgaste, a) 20Mn3Al directa de colada, b) 20Mn3Al tratada térmicamente.

De igual manera para las aleaciones sometidas a una carga de 100N se observaron las partículas desprendidas mediante electrones secundarios (Figura 4.30), al igual que para estas aleaciones, pero con carga de 50 N, podemos observar las diversas partículas las cuales varían de tamaño menores de 20 μm, excepto para la aleación 20Mn (Figura 4.30c) en la cual se puede observar que tiene partículas de un tamaño mayor de 20 μm y así mismo partículas tan pequeñas como de un tamaño de menor de 0.5 μm.

Como se mencionó anteriormente el que se presente esta variación del tamaño de las partículas es debido al desprendimiento de estas durante los ensayos, y a que estas se van desprendiendo y al no abandonar inmediatamente el tribosistema, así mismo estas partículas se van reduciendo su tamaño ciclo tras ciclo que se mantienen en el tribosistema.

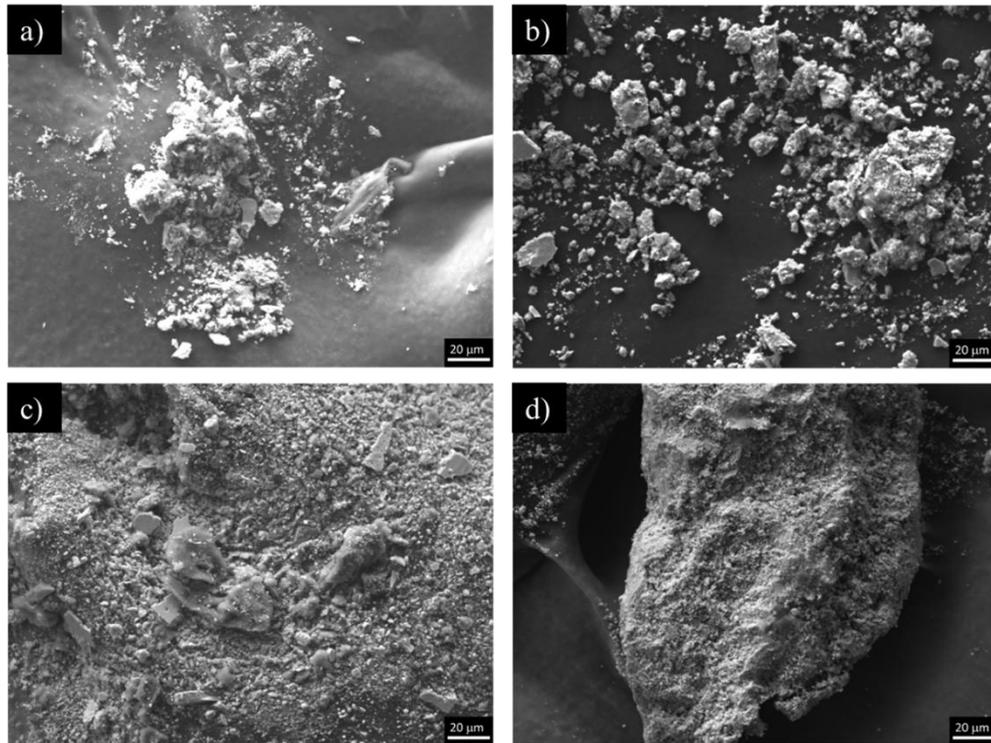


Figura 4.30 Partículas desprendidas del desgaste a 100N para las muestras en condiciones de colada a) Base, b) 3Al, c) 20Mn, d) 20Mn3Al.

Se puede observar que las partículas que se desprenden pueden ser principalmente óxidos de Cr, óxidos de Fe, óxidos de Mn, así como mismas partículas que se desprenden durante el deslizamiento. Esto se puede observar de una manera más ilustrativa en la Figura 4.31a, los residuos en su mayoría de la aleación 20Mn3Al tratada térmicamente sus partículas provienen del desgaste oxidativo que sufrió durante el ensayo, así mismo se realizó el análisis químico puntual mediante el MEB, el cual podemos observar en la Figura 4.31b y al mismo tiempo en la Tabla 4.11, donde se puede observar que la presencia del oxígeno es de un 17.68% en masa junto con el Cr en mayor medida y menor porcentaje el Fe y Mn.

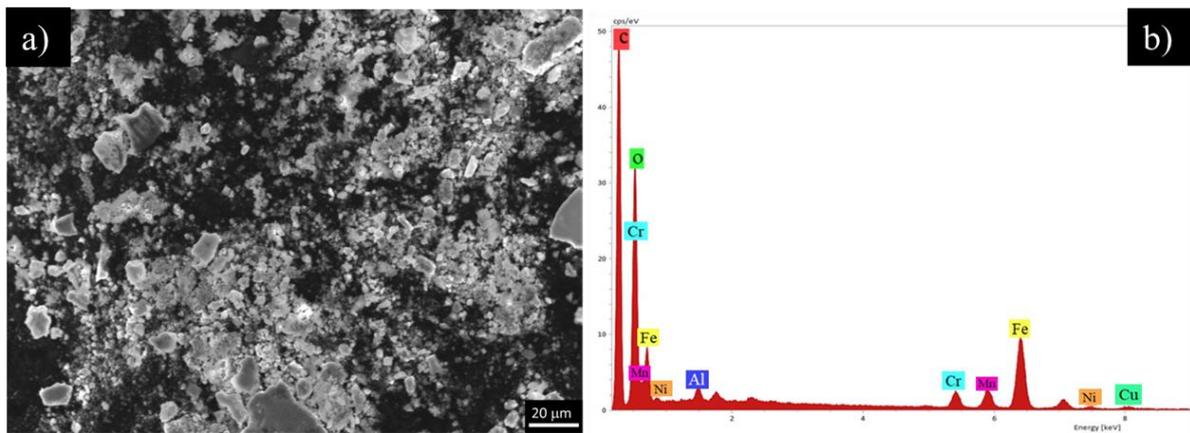


Figura 4.31 Análisis químico puntual de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn3Al tratada térmicamente con carga de 100N.

Tabla 4.11 Análisis puntual de los elementos presentes de las partículas desprendidas durante el ensayo de desgaste para la aleación 20Mn3Al tratada térmicamente con carga de 100 N.

| Elemento | O | Fe | Cr | Mn | Al | Ni | Cu |
|-------------------|-------|-------|------|------|------|------|------|
| Masa Norm. (%) | 17.68 | 32.52 | 8.73 | 3.72 | 1.32 | 3.88 | 1.43 |

4.11 Evaluación de los mecanismos de desgaste de las aleaciones en condiciones de colada mediante el MEB.

Mientras el ensayo de desgaste se lleva a cabo se generó en cada una de las muestras de las aleaciones una huella en la superficie, la huella es generada por la geometría que conlleva este ensayo, las superficies fueron analizadas. Posterior al análisis de las muestras se pudo observar que gran parte del desgaste es oxidativo, ya que se generan altas temperaturas las cuales se presentan de manera instantánea, y estas altas temperaturas son suficientes para generar una reacción química entre el oxígeno presente en la atmosfera y los elementos presentes, y lo cual se confirma con los análisis químicos puntuales de los residuos de los ensayos de desgaste, donde se puede observar que se identificaron principalmente como óxidos de Fe [108].

En la Figura 4.32 se muestra una secuencia de micrografías obtenidas mediante MEB de las superficies desgastadas, con una flecha de color rojo se indica la dirección del desgaste. En dicho ensayo la aleación 20Mn3Al fue la que presentó una tasa de desgaste más alta a diferencia de las demás aleaciones bajo una carga de 50 N donde podemos observar el

mecanismo de desgaste de esta aleación el cual fue abrasivo, ya que se observan surcos y desprendimiento de material

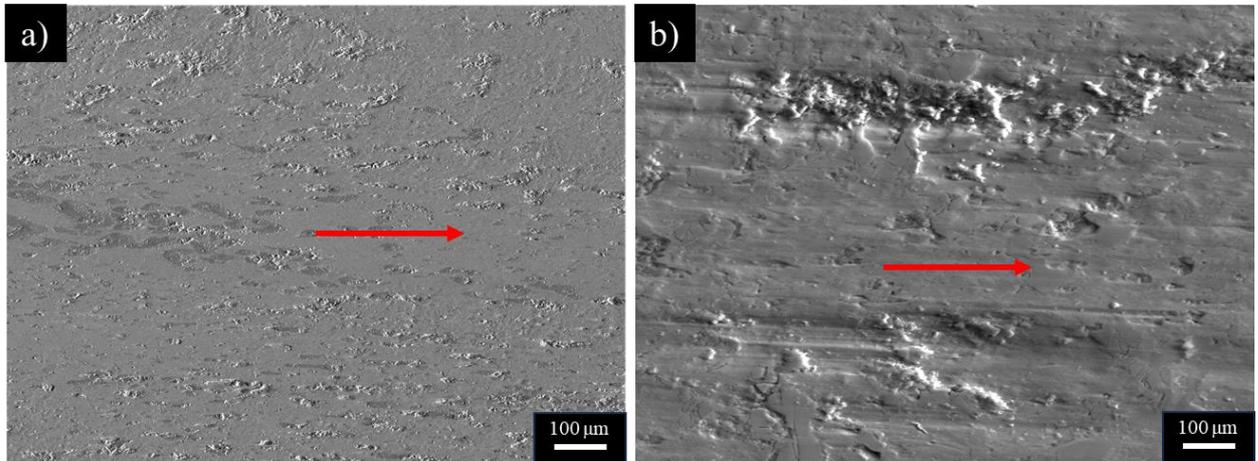


Figura 4.32 Superficie desgastada de la aleación 20Mn3Al con carga de 50 N con magnificación de a) 100X y b)1000X.

En la Figura 4.33 se muestra una serie de micrografías de la aleación Base de la superficie desgastada.

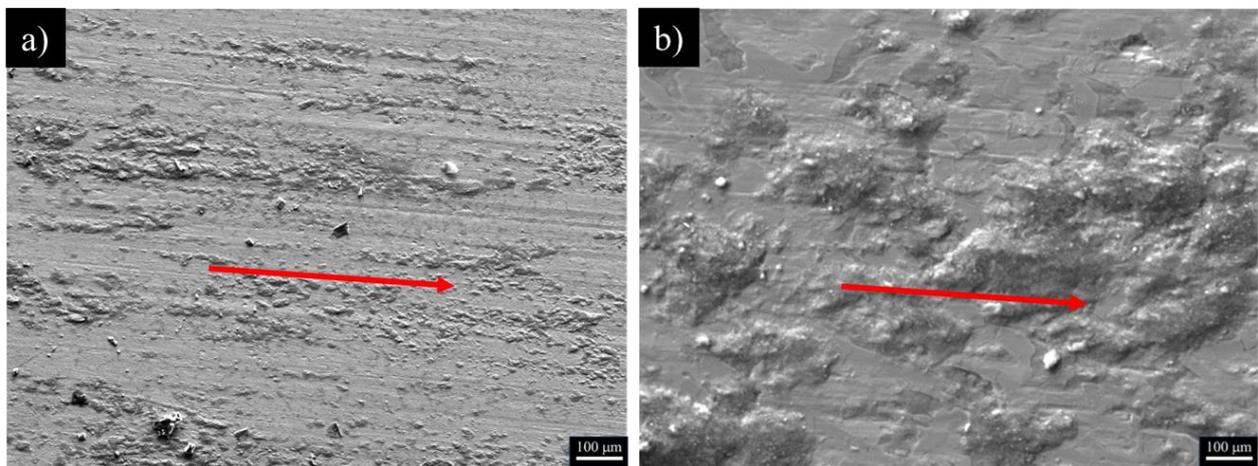


Figura 4.33 Superficie desgastada de la aleación Base con carga de 100 N con magnificación de a) 100X y b)1000X.

Esta aleación tuvo un 0.60 mm^3 de volumen perdido que fue una de las aleaciones que tuvo menor pérdida de volumen. En la Figura 4.33a, se muestra el desgaste presentado en la aleación Base a una magnificación de 100X donde se puede apreciar el tipo de desgaste que se presentó en esta aleación fue oxidativo, pero como se puede observar en la Figura 4.33b se presentó desgaste abrasivo de igual manera, ya que se puede observar de una manera más ilustrativa a estas magnificaciones como hubo desprendimiento del material, así como

pequeños surcos en la superficie. Recordando que esta aleación fue la que presentó menor volumen desgastado, así como una dureza y microdureza altas lo cual concuerda con lo anteriormente mencionado de que los valores de dureza son un indicativo de la susceptibilidad de las aleaciones a ser desgastada durante el ensayo de desgaste por deslizamiento ya que se considera que, a una mayor dureza, presenta una mayor resistencia al desgaste, sin embargo, la relación no es directa [78, 79].

4.12 Evaluación de los mecanismos de desgaste de las aleaciones tratadas térmicamente mediante el MEB.

En la Figura 4.34a se muestra una serie de micrografía la cual presenta la superficie desgastada de la aleación 3Al con una carga de 50 N en donde se puede apreciar que de una manera más general como sufrió un grado de desgaste mayor con surcos más pronunciados y mayor desprendimiento de material. Posteriormente al tratamiento térmico la aleación 3Al tuvo una disminución en su dureza, esto debido a que se aumentó el espacio interlaminar, lo que engrosó la perlita, lo que se vio reflejado una mayor pérdida de material durante el ensayo de desgaste; en la Figura 4.34b se puede apreciar mejor las zonas donde hubo desprendimiento de material, así como los surcos en la que se presentan en la superficie debido al arrastre de material desprendido así como de óxidos entre las superficies en contacto.

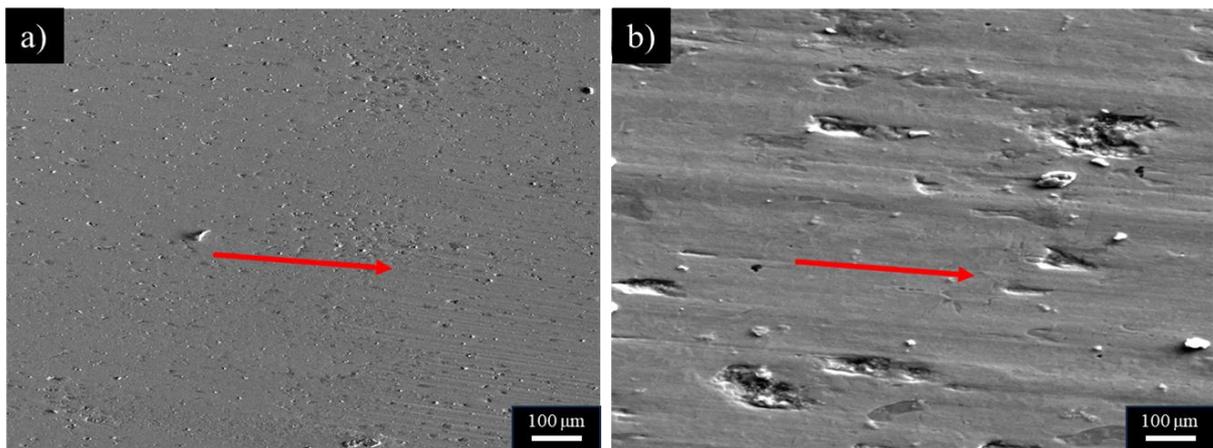


Figura 4.34 Superficie desgastada de la aleación 3Al con carga de 50 N con magnificaciones de a) 100X y b) 1000X.

En la Figura 4.35 se muestra una serie de micrografías que presentan las superficies desgastadas bajo una carga de 100 N de la aleación 20Mn.

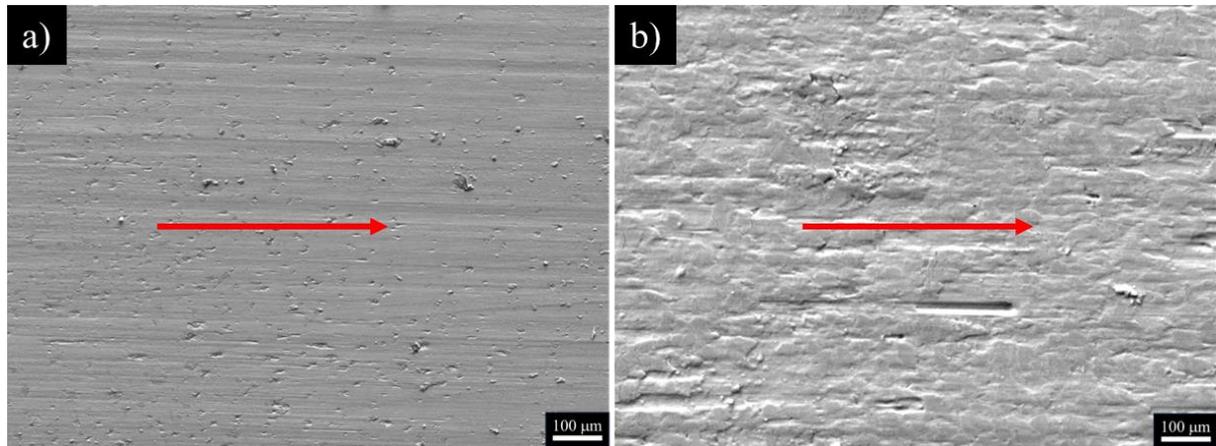


Figura 4.35 Superficie desgastada de la aleación 20Mn con carga de 100 N con magnificación de a) 100X y b) 1000X.

En la Figura 4.35 se puede observar de igual manera que las demás aleaciones presentaron desgaste abrasivo como oxidativo pero menos severo que en las demás aleaciones, esta aleación fue la que presentó menor pérdida de volumen durante el ensayo así como un coeficiente de fricción menor y un aumento significativo tanto de la dureza como microdureza, esto se debe a la disminución del contenido de C y Cr en la austenita debido a la precipitación de carburos secundarios, ya que la austenita está sobresaturada y esto se debe a la solidificación debido al enfriamiento continuo.

Reduciendo estos elementos que estabilizan la austenita y aumentan la dureza por solución sólida favorece la deformación, provocando un endurecimiento por deformación [109].

4.13 Análisis de la sección transversal de las aleaciones

En la Figura 4.36 se muestra una serie de micrografías las cuales presentan la sección transversal de las aleaciones condiciones de colada sometidas a desgaste por deslizamiento bajo una carga de 100 N, donde se puede observar lo que sucedió bajo la superficie desgastada.

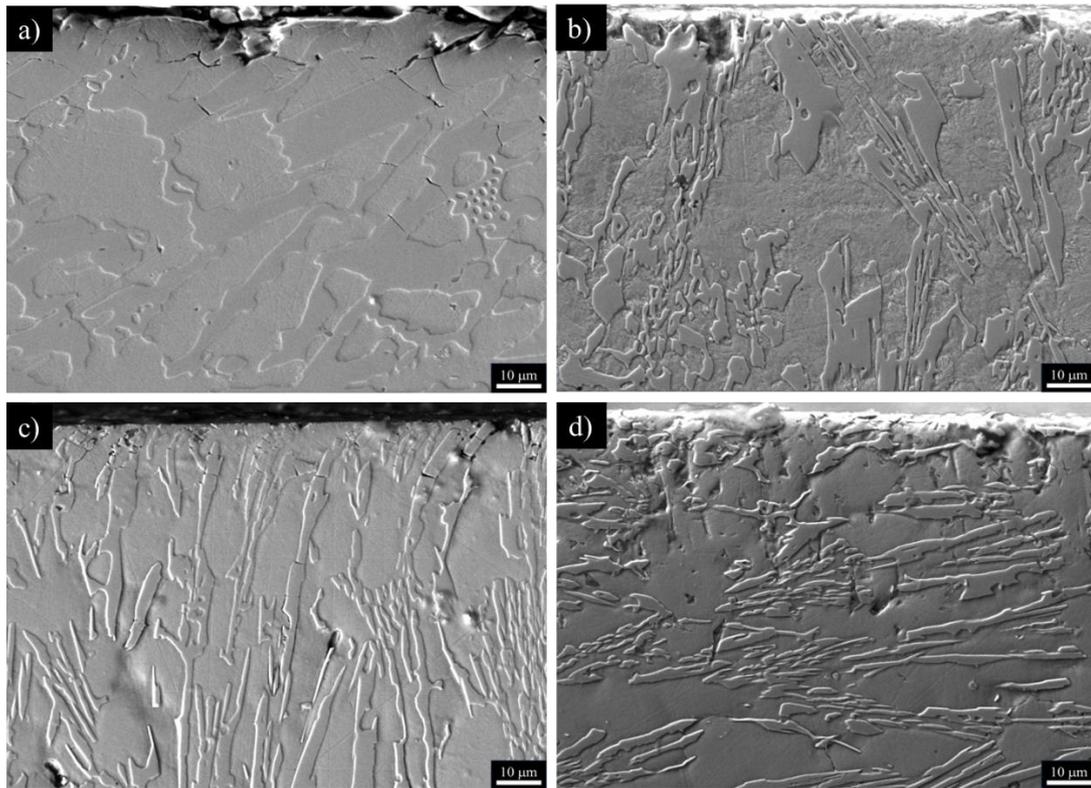


Figura 4.36 Cortes transversales a la superficie desgastada con carga de 50N a) Aleación Base, b) Aleación 3Al, c) Aleación 20Mn, d) Aleación 20Mn3Al.

Para el caso de la aleación Base se muestra su corte transversal en la Figura 4.36a, donde se puede apreciar los surcos generados por el arrastre de partículas duras provenientes del tribosistema así mismo se puede observar que debajo de la superficie se presentó la fractura de los carburos eutécticos, diversas investigaciones [110-112] mencionan que los carburos que se agrietan son una causa importante de desestabilización de la superficie durante las pruebas de desgaste, aunque los carburos son lo que ayudan a ofrecer la resistencia al desgaste en este tipo de hierros, si la prueba es severa estos carburos pueden llegar a fracturarse [110]. Para la aleación 3Al (Figura 4.36b) se puede observar que también se presenta el desprendimiento del material que es principalmente la matriz la cual es perlítica ultra fina la cual tiene una dureza alta, pero al mismo tiempo al presentar esta dureza tan alta puede hacerlo frágil al mismo tiempo.

Para el caso de la aleación 20Mn se puede observar en la Figura 4.36c que hubo fractura del carburo eutéctico, donde también se presentó la deformación por debajo de la superficie desgastada lo cual no se logró percibir en las aleaciones pasadas ni como en la aleación 20Mn3Al (Figura 4.36d), aunque esta deformación no es muy pronunciada se puede apreciar

que esta se presentó en la aleación que tuvo una menor dureza y microdureza, este efecto ha sido ampliamente estudiado en otras investigaciones [80, 113, 114]. Por último, en la aleación 20Mn3Al la cual presenta las adiciones simultaneas de Mn y Al fue la que presento una mayor pérdida de volumen en condiciones de colada a una carga de 100 N, así como una dureza baja, como se puede observar en la Figura 4.36d que esta aleación no presento ni fractura de carburos ni como deformación por debajo de la superficie desgataada esto debido a que los carburos quedaron en dirección del desgaste en la microestructura directa de colada lo que hace que ambos efectos no se logren apreciar de la forma correcta lo que sí se puede apreciar en esta Figura es que el desgaste se comprueba que si fue abrasivo ya que se puede observar el desprendimiento del material por debajo de la superficie así como la capa de oxido lo cual nos indica que también presento desgaste oxidativo.

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

- La adición de 20% de Mn refinó el carburo eutéctico y estabilizó la matriz austenítica, lo que dio como resultado una microestructura cuasi-eutéctica la cual se encuentra poco interconectada y bien distribuida.
- La adición del 3% de Al disminuyó la templabilidad en la aleación 3Al lo que también produjo una matriz totalmente perlítica con un espaciamiento interlamelar submicrométrico.
- Para el caso de la aleación 20Mn3Al el porcentaje que se le adicionó de Mn contrarrestó el efecto del Al.
- Los cambios microestructurales en las dos aleaciones que contienen Mn proporcionaron una tenacidad superior ya que soportaron la deformación. Así mismo experimentan el efecto de endurecimiento por deformación, obteniendo mejores resultados en la aleación que no contiene Al.
- El tratamiento de desestabilización tuvo un efecto benéfico aumentando la dureza excepto de la aleación 3Al, debido que esta tuvo un engrosamiento de la matriz perlítica. Para el caso de las aleaciones 20Mn y 20Mn3Al mostraron una pequeña cantidad de carburos secundarios, pero la matriz austenítica se retuvo debido a la presencia del Mn. Sin embargo, la precipitación de carburos ajusto el contenido de C en la matriz austenítica obteniendo mejores resultados en los ensayos de desgaste en las muestras tratadas térmicamente.

CAPÍTULO 6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Ngqase M and Pan X. *An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons*. 012023.
- [2] Laird G, Gundlach R B and Röhrig K K. *Abrasion-resistant cast iron handbook*. American Foundry Society. 2000.
- [3] Guerra F V, Bedolla-Jacuinde A, Zuno-Silva J, Mejia I, Cardoso-Legorreta E and Arenas-Flores A. *Effect of the simultaneous Ti and W addition on the microstructure and wear behavior of a high chromium white cast iron*. **Metall. Res. Technol.** 116, 6, 2019.
- [4] Sánchez-Cruz A, Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V and Mejía I. *Microstructural modification of a static and dynamically solidified high chromium white cast iron alloyed with vanadium*. **Results in Materials**. 7, 2020.
- [5] Higuera-Cobos O F, Dumitru F-D and Mesa-Grajales D H. *Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles*. **Revista Facultad de Ingeniería**. 25, 41, 2016.
- [6] Yousif I and Ataiwi A. *Destabilization heat treatment effect on erosive wear characteristics of high chromium white cast iron*. **Kufa Journal of Engineering**. 9, 2, 2018.
- [7] Lindroos M, Apostol M, Heino V, Valtonen K, Laukkanen A, Holmberg K and Kuokkala V-T. *The Deformation, Strain Hardening, and Wear Behavior of Chromium-Alloyed Hadfield Steel in Abrasive and Impact Conditions*. **Tribology Letters**. 57, 3, 2015.
- [8] Rana R. *High-Performance Ferrous Alloys*. Springer. 2021.
- [9] Obregon A, Sanchez J M, Eguizabal D, Garcia J C, Arruebarrena G, Hurtado I, Quintana I and Rodriguez P. *Microstructural Evolution as a Function of Increasing Aluminum Content in Novel Lightweight Cast Irons*. **Metals**. 11, 10, 2021.
- [10] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F V, Guerrero-Pastran A J, Sierra-Cetina M A and Valdez-Medina S. *Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents*. **Wear**. 476, 2021.
- [11] Choi J W and Chang S K. *Effects of molybdenum and copper additions on microstructure of high chromium cast iron rolls*. **ISIJ international**. 32, 11, 1992.
- [12] Fordyce I, Annasamy M, Sun S D, Fabijanic D, Gallo S C, Leary M, Easton M and Brandt M. *The effect of heat treatment on the abrasive and erosive wear behaviour of laser metal deposited Fe–28Cr–2.7C alloy*. **Wear**. 458-459, 2020.

- [13] Elliott R. *Eutectic solidification processing: crystalline and glassy alloys*. Elsevier. 2013.
- [14] Tabrett C P, Sare I and Ghomashchi M. *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*. **International materials reviews**. 41, 2, 1996.
- [15] Norman T E, "Abrasion-resistant refrigeration-hardenable ferrous alloy," ed: Google Patents, 1985.
- [16] Laird G. *Microstructures of nickel-hard I, nickel-hard IV and high-chromium white cast irons*. **Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society**. 339-357. 1991.
- [17] Rohrig K. *Ni-Hard material data and applications*. Nickel Development Institute. 1996.
- [18] Dodd J, Gundlach R B and Morton P. *The Metallurgy of High Hardness Chromium--Molybdenum and Vanadium--Molybdenum Rolling Mill Rolls*. 475-503.
- [19] He-Xing C, Zhe-Chuan C, Jin-Cai L and Huai-Tao L. *Effect of niobium on wear resistance of 15% Cr white cast iron*. **Wear**. 166, 2, 1993.
- [20] Avner S H, Haen J L E and Mejía G B. *Introducción a la metalurgia física*. McGraw-Hill México; 1979.
- [21] Chicco B and Thorpe W R. *On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys*. **Cast Metals**. 5, 4, 1992.
- [22] *ASTM International: West Conshohocken, PA*, 2010.
- [23] Laird G and Powell G L. *Solidification and solid-state transformation mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons*. **Metallurgical Transactions A**. 24, 4, 1993.
- [24] Demello J, Durand-Charre M and Hamar-Thibault S. *Solidification and solid state transformations during cooling of chromium-molybdenum white cast irons*. **Metallurgical Transactions A**. 14, 9, 1983.
- [25] Doğan Ö, Hawk J and Laird G. *Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons*. **Metallurgical and materials transactions A**. 28, 6, 1997.
- [26] Lv Y, Sun Y, Zhao J, Yu G, Shen J and Hu S. *Effect of tungsten on microstructure and properties of high chromium cast iron*. **Materials & Design**. 39, 2012.
- [27] Jackson R. *Austenite liquidus surface and constitutional diagram for the iron-chromium-carbon metastable system*. **J Iron Steel Inst**. 208, 2, 1970.

- [28] Chicco B and Thorpe W. *On the solidification of pure C-Cr-Fe alloys*. **Cast Metals**. 5, 4, 1992.
- [29] Pearce J T H. *Structure and Wear Performance of Abrasion Resistant Chromium White Cast Irons.(Retroactive Coverage)*. **Transactions of the American Foundrymen's Society**. 92, 1984.
- [30] Li D, Liu L, Zhang Y, Ye C, Ren X, Yang Y and Yang Q. *Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition*. **Materials & Design**. 30, 2, 2009.
- [31] Dodd J and JI P. *FACTORS AFFECTING THE PRODUCTION AND PERFORMANCE OF THICK SECTION HIGH CHROMIUM-MOLYBDENUM ALLOY CASTINGS. PT. 2: PRODUCTION AND PERFORMANCE*. 1980.
- [32] Islak S, Özorak C, Kır D, Küçük Ö, Akkaş M and Sezgin C T. *The effect of different carbon content on the microstructural characterization of high chromium white cast irons*.
- [33] Tabrett C P, Sare I R and Ghomashchi M R. *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*. **International materials reviews**. 41, 2, 1996.
- [34] Scandian C, Boher C, De Mello J D B and Rezai-Aria F. *Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship between microstructure and wear*. **Wear**. 267, 1-4, 2009.
- [35] Karantzalis E, Lekatou A and Mavros H. *Microstructure and properties of high chromium cast irons: effect of heat treatments and alloying additions*. **International Journal of Cast Metals Research**. 22, 6, 2009.
- [36] Vander Voort G F, Lampman S R, Sanders B R, Anton G J, Polakowski C, Kinson J, Muldoon K, Henry S D and Scott Jr W W. *ASM handbook. Metallography and microstructures*. 9, 2004.
- [37] Handbook A. *Volume 4: Heat Treating*. **ASM international**. 10, 1991.
- [38] Sabzi M and Farzam M. *Hadfield manganese austenitic steel: a review of manufacturing processes and properties*. **Materials Research Express**. 6, 10, 2019.
- [39] Campbell J. *Complete casting handbook: metal casting processes*. **Metallurgy, Techniques and Design**. 1, 2011.
- [40] Kim C K, Lee S and Jung J-Y. *Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of duo-cast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 37, 2006.

- [41] Powell G and Laird G. *Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons*. **Journal of materials science**. 27, 1992.
- [42] Dupin P, Saverna J and Schissler J. *A Structural Study of Chromium White Cast Irons.(Retroactive Coverage)*. **Transactions of the American Foundrymen's Society**. 90, 1982.
- [43] Skoblo T, Vishnyakova E, Mozharova N, Dubrov V and Bondin R. *Increasing the quality of rolling rolls of high-chromium cast iron by high-temperature heat treatment*. **Metal science and heat treatment**. 32, 10, 1990.
- [44] Pearce J. *Examination of M7C3 carbides in high chromium cast irons using thin foil transmission electron microscopy*. **Journal of materials science letters**. 2, 8, 1983.
- [45] Bedolla-Jacuinde A, Arias L and Hernández B. *Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 12, 2003.
- [46] Mousavi Anijdan S H and Sabzi M. *The effect of heat treatment process parameters on mechanical properties, precipitation, fatigue life, and fracture mode of an austenitic Mn Hadfield steel*. **Journal of Materials Engineering and Performance**. 27, 10, 2018.
- [47] Lychagin D V, Filippov A V, Kolubaev E A, Novitskaia O S, Chumlyakov Y I and Kolubaev A V. *Dry sliding of Hadfield steel single crystal oriented to deformation by slip and twinning: deformation, wear, and acoustic emission characterization*. **Tribology International**. 119, 2018.
- [48] Barannikova S A, Li Y, Malinovsky A and Pestsov D. *Study of localized plastic deformation of Hadfield Steel single crystals using Speckle photography technique*. 84-89.
- [49] Sant S B. *The mechanism of work hardening in Hadfield's steel and the effect of minor amounts of carbide formers*. Queen's University. 1986.
- [50] Sant S B and Smith R W. *A study in the work-hardening behaviour of austenitic manganese steels*. **Journal of materials science**. 22, 5, 1987.
- [51] Najafabadi V N, Amini K and Alamdarlo M B. *Investigating the effect of titanium addition on the wear resistance of Hadfield steel*. **Metallurgical Research & Technology**. 111, 6, 2014.
- [52] Higuera O F, Tristancho J L and Florez L C. *Fundamentos teóricos de los aceros auteníticos al manganeso (aceros hadfield)*. **Scientia et technica**. 13, 34, 2007.

- [53] Giraldo A V. *El acero Hadfield revisitado*. **Revista Colombiana de Materiales**. 3, 2012.
- [54] Korshunov L G and Chernenko N L. *Effect of Aluminum on the Structural Transitions and the Wear Resistance of Hadfield Steel under Friction*. **Physics of Metals and Metallography**. 119, 7, 2018.
- [55] Abbasi M, Kheirandish S, Kharrazi Y and Hejazi J. *On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels*. **Wear**. 268, 1, 2010.
- [56] Zuidema B K, Subramanyam D K and Leslie W C. *The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of hadfield manganese steel*. **Metallurgical Transactions A**. 18, 9, 1987.
- [57] Lai H J and Wan C M. *The study of work hardening in Fe-Mn-Al-C alloys*. **Journal of Materials Science**. 24, 7, 1989.
- [58] Astudillo A P C, Soriano G A F, Barona Osorio G M, Sánchez Sthepa H, Ramos J, Durán J F and Pérez Alcázar G A. *Comparative study of the mechanical and tribological properties of a Hadfield and a Fermanal steel*. **Hyperfine Interactions**. 238, 1, 2017.
- [59] Chen S, Rana R, Haldar A and Ray R K. *Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels*. **Progress in Materials Science**. 89, 2017.
- [60] Kim H, Suh D-W and Kim N J. *Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties*. **Science and Technology of Advanced Materials**. 14, 1, 2013.
- [61] Cavallini M, Felli F, Fratesi R and Veniaii F. *Aqueous solution corrosion behaviour of "poor man" high manganese-aluminum steels*. **Materials and Corrosion**. 33, 5, 1982.
- [62] Binczyk F, Smolinski A and Szymshal J. *The heat treatment of Fermanal cast steel*. **Archives of Foundry Engineering**. 7, 4, 2007.
- [63] Vaz Penna R, Bartlett L N and Constance T. *Understanding the Role of Inclusions on the Dynamic Fracture Toughness of High Strength Lightweight FeMnAl Steels*. **International Journal of Metalcasting**. 13, 2, 2019.
- [64] Kayak G L. *Fe-Mn-Al precipitation-hardening austenitic alloys*. **Metal Science and Heat Treatment**. 11, 2, 1969.
- [65] Altstetter C J, Bentley A P, Fourie J W and Kirkbride A N. *Processing and properties of Fe · Mn · Al alloys*. **Materials Science and Engineering**. 82, 1986.

- [66] Ikarashi Y, Sato K, Yamazaki T, Inoue Y and Yamanaka M. *Age-hardening and formation of modulated structures in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys*. **Journal of materials science letters**. 11, 11, 1992.
- [67] Zambrano O A. *A general perspective of Fe-Mn-Al-C steels*. **Journal of materials science**. 53, 20, 2018.
- [68] Chen L, Zhao Y and Qin X. *Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review*. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**. 26, 1, 2013.
- [69] Hernández-Belmontes H, Mejía I, Antonio Benito J and Maria Cabrera J. *Microstructural and Mechanical Characterization of Ti-Containing Twinning-Induced Plasticity Steel Welded Joint Produced by Gas Tungsten Arc Welding Process*. **steel research international**. 91, 9, 2020.
- [70] Madivala M, Schwedt A, Wong S L, Roters F, Prah U and Bleck W. *Temperature dependent strain hardening and fracture behavior of TWIP steel*. **International Journal of Plasticity**. 104, 2018.
- [71] Salas-Reyes A E, Mejía I, Ruíz-Baltazar Á and Cabrera J M. *Transmission Electron Microscopy Characterization and High-Resolution Modeling of Second-Phase Particles of V-and Ti-Containing Twinning-Induced Plasticity Steel under Uniaxial Hot-Tensile Condition*. **steel research international**. 90, 9, 2019.
- [72] Dong Y, Sun Z, Xia H, Feng J, Du J, Fang W, Liu B, Wang G, Li L, Zhang X and Yin F. *The Influence of Warm Rolling Reduction on Microstructure Evolution, Tensile Deformation Mechanism and Mechanical Properties of an Fe-30Mn-4Si-2Al TRIP/TWIP Steel*. **Metals**. 8, 10, 2018.
- [73] Mironov S, Sato Y S, Yoneyama S, Kokawa H, Fujii H T and Hirano S. *Microstructure and tensile behavior of friction-stir welded TRIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 717, 2018.
- [74] Benzing J T, Poling W A, Pierce D T, Bentley J, Findley K O, Raabe D and Wittig J E. *Effects of strain rate on mechanical properties and deformation behavior of an austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIP-TRIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 711, 2018.
- [75] De Cooman B C. *Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite*. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**. 8, 3, 2004.

- [76] Chen S-C, Huang C-Y, Wang Y-T, Huang C-Y and Yen H-W. *Role of the crystallographic texture in anisotropic mechanical properties of a newly-developed hot-rolled TRIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 790, 2020.
- [77] Shih T, Chang C, Hwang L and Loper Jr C. *Mechanical Properties and Microstructures of Austempered Alloyed Ductile Irons*. **Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society**. 793-808. 1991.
- [78] Cardoso P H S, Israel C L and Strohaecker T R. *Abrasive wear in Austempered Ductile Irons: A comparison with white cast irons*. **Wear**. 313, 1-2, 2014.
- [79] Ribeiro L, Barbosa A, Viana F, Baptista A M, Dias C and Ribeiro C. *Abrasion wear behaviour of alloyed and chilled cast irons*. **Wear**. 270, 7-8, 2011.
- [80] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F, Guerrero-Pastran A, Sierra-Cetina M and Valdez-Medina S. *Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents*. **Wear**. 476, 2021.
- [81] Gahr K-H Z and Doane D V. *Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons*. **Metallurgical Transactions A**. 11, 1980.
- [82] Ma N, Rao Q and Zhou Q. *Effect of Boron on the Structures and Properties of 28% Chromium White Cast Iron*. **Transactions of the American Foundrymen's Society**. 98, 1990.
- [83] Fusheng H and Chaochang W. *Modifying high Cr–Mn cast iron with boron and rare earth–Si alloy*. **Materials science and technology**. 5, 9, 1989.
- [84] Hua-Qin S, Chongxi T, Xu-Ru Y and Qigui W. *Study on Raising the Impact Toughness of Wear-Resistant High--Chromium Cast Iron*. **Ninety-Fifth Annual Meeting American Foundrymen's Society**. 333-337. 1991.
- [85] Hebbbar B and Seshan S. *Fracture toughness of high-chromium cast irons*. **Ninety-Eighth Annual Meeting of the American Foundrymen's Society**. 349-356. 1994.
- [86] Bhushan B and Ko P L. *Introduction to tribology*. **Appl. Mech. Rev.** 56, 1, 2003.
- [87] Hadji A, Bouhamla K and Maouche H. *Improving wear properties of high-chromium cast iron by manganese alloying*. **International Journal of Metalcasting**. 10, 1, 2016.
- [88] Astm G, "77. Standard Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test," ed: Ed, 1998.
- [89] Kaufman L and Bernstein H. *Computer calculation of phase diagrams. With special reference to refractory metals*. 1970.
- [90] Spencer P. *A brief history of CALPHAD*. **Calphad**. 32, 1, 2008.

- [91] Kadhim M J, Abood A N and Yaseen R S. *The Role of Manganese on Microstructure of High Chromium White Cast Iron*. **Modern Applied Science**. 5, 1, 2011.
- [92] Sampathkumaran P and Seetharamu S. *Erosion and abrasion characteristics of high manganese chromium irons*. **Wear**. 259, 1-6, 2005.
- [93] Shaha S, Dyuti S, Haque M and Maleque M. *Development of new route for Fe-C-Al cast iron production*. **Journal of Applied Sciences**. 10, 12, 2010.
- [94] Maleque M and Sugrib S. *The tribological behaviour of Fe-C-Al cast iron–Effect of temperature*. **Industrial Lubrication and Tribology**. 65, 5, 2013.
- [95] Maleque M A, Shah S and Razali N N. *Wear behavior of aluminium modified cast iron in comparison with conventional gray cast iron*. 2018.
- [96] Jia X, Hao Q, Zuo X, Chen N and Rong Y. *High hardness and toughness of white cast iron: The proposal of a novel process*. **Materials Science and Engineering: A**. 618, 2014.
- [97] Zuidema B, Subramanyam D and Leslie W. *The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel*. **Metallurgical transactions A**. 18, 9, 1987.
- [98] Janssen M, Van Leeuwen M and De Leon M M. *Effect of heat treatment on fracture properties of high-chromium white cast iron*. **14th Biennial Conference on Fracture (ECF 14)**. 2002.
- [99] Çetinkaya C. *An investigation of the wear behaviours of white cast irons under different compositions*. **Materials & design**. 27, 6, 2006.
- [100] Abdel-Aziz K, El-Shennawy M and Omar A A. *Microstructural characteristics and mechanical properties of heat treated high-Cr white cast iron alloys*. **Int. J. Appl. Eng. Res**. 12, 14, 2017.
- [101] Wu K and Bhadeshia H. *Extremely fine pearlite by continuous cooling transformation*. **Scripta Materialia**. 67, 1, 2012.
- [102] Canadinc D, Sehitoglu H, Maier H and Chumlyakov Y. *Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals*. **Acta Materialia**. 53, 6, 2005.
- [103] Shih C, Zhang Y, Xu Y and Li Y. *An Fe-Mn-Al austenitic steel for cryogenic uses*. **Advances in Cryogenic Engineering Materials: Volume 30**. 1984.
- [104] Zambrano O. *A general perspective of Fe–Mn–Al–C steels*. **Journal of materials science**. 53, 20, 2018.

- [105] Peng X, Zhu D-Y, Hu Z-M, Wang M-J, Liu L-L and Liu H-J. *Effect of carbon content on stacking fault energy of Fe-20Mn-3Cu TWIP Steel*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 21, 1, 2014.
- [106] Schramm R and Reed R. *Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels*. **Metallurgical Transactions A**. 6, 1975.
- [107] Petrov Y N. *On the carbon distribution at structural imperfections in manganese austenite*. **Scripta Metallurgica et Materialia;(United States)**. 29, 11, 1993.
- [108] Jacuinde A B and Rainforth W. *The wear behaviour of high-chromium white cast irons as a function of silicon and Mischmetal content*. **Wear**. 250, 1-12, 2001.
- [109] Yoo J D and Park K-T. *Microband-induced plasticity in a high Mn-Al-C light steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 496, 1-2, 2008.
- [110] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F, Mejia I and Vera U. *Niobium additions to a 15% Cr-3% C white iron and its effects on the microstructure and on abrasive wear behavior*. **Metals**. 9, 12, 2019.
- [111] Fulcher J, Kosel T and Fiore N. *The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons*. **Wear**. 84, 3, 1983.
- [112] Radulovic M, Fiset M, Peev K and Tomovic M. *The influence of vanadium on fracture toughness and abrasion resistance in high chromium white cast irons*. **Journal of Materials Science**. 29, 1994.
- [113] Bedolla-Jacuinde A, Correa R, Mejia I, Quezada J and Rainforth W. *The effect of titanium on the wear behaviour of a 16% Cr white cast iron under pure sliding*. **Wear**. 263, 1-6, 2007.
- [114] Bedolla-Jacuinde A, Guerra F, Rainforth M, Mejía I and Maldonado C. *Sliding wear behavior of austempered ductile iron microalloyed with boron*. **Wear**. 330, 2015.