

UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN

Facultad de ingeniería

Departamento de Ingeniería de Materiales



Profesor Patrocinante:

Dr. Carlos Camurri Porro

Ingenieros Supervisores:

MSc. Ricardo Leiva

Dr. Alex Escobar

Análisis de la resistencia al desgaste por abrasión e impacto de fundiciones blancas de alta aleación

Eric Leonardo Romero Orrego

Informe de Memoria de Título

Para optar al Título de:

Ingeniero Civil de Materiales

Concepción, Diciembre de 2018.



Dedicatoria

Dedicada a mi padre, a pesar que no está presente en la culminación de esta etapa siempre me acompaña.



Agradecimientos

Agradezco a mi familia en especial a mi madre y hermanos que me brindan apoyo incondicional día a día. A mis amigos, compañeros de universidad y todas las personas que he conocido a lo largo de este proceso.

Agradezco también a todas las personas que han hecho posible elaborar y terminar la memoria de título, a los supervisores y a los encargados de los laboratorios de ME ELEC METAL por su paciencia y apoyo durante los siete meses de trabajo.



Índice

1. Introducción.....	12
1.1 Hipótesis.....	13
1.2 Objetivos	14
1.2.1 Objetivo general.....	14
1.2.2 Objetivos específicos	14
2. Marco Teórico	15
2.1 Fundiciones blancas o hierros blancos resistentes a la abrasión	15
2.2 Tribología, mecanismos de desgaste.....	22
2.3 Ensayos	24
2.3.1 Impeller Tumbler (IT) [13, 14, 15].	24
2.3.2 Dureza.....	25
2.3.3 Microscopio electrónico de barrido (MEB).....	26
3. Procedimiento experimental	27
3.1 Etapa I: Clasificación de probetas.....	27
3.2 Etapa II: Ensayo de desgaste.	28
3.3 Etapa III: Preparación de muestras.....	29
3.3.1 Procedimiento de desbaste y pulido de muestras.	31
3.3.2 Procedimiento de ataque químico.	33
3.3.3 Preparación de muestra extraída de la zona 2 (Z2).	34
3.4 Etapa IV: Ensayos complementarios	35
3.4.1 Composición Química.	35
3.4.2 Dureza Brinell.	35
3.4.3 Perfil de microdureza Vickers.....	36
3.4.4 Metalografías.....	37
3.4.5 Análisis en microscopio electrónico de barrido (MEB).....	37
3.4.6 Análisis de imagen.	38
4. Resultados.	38
4.1 Composición química.....	38
4.2 Resultado de ensayo de desgaste abrasión-impacto (IT).....	39
4.3 Análisis Metalográfico.	39
4.4 Microscopia Electrónica De Barrido y análisis por EDS.....	45

4.4.1 MEB-EDS	45
4.4.2 MEB-SEI (<i>Secondary Electron Imaging</i>) imagen de electrones secundarios.	56
4.5 Dureza Brinell (HB) y micro dureza Vickers (HV 100/30).....	59
4.5.1 Dureza Brinell (HB).....	59
4.5.2 Micro dureza Vickers	59
5. Análisis de resultados.....	62
5.1 Análisis de dureza y pérdida de masa	62
5.2 Análisis morfológico.	65
6. Conclusiones.....	70
7. Referencias	71
8. Anexos	73



Índice de tablas

Tabla 3.1 , Clasificación de probetas de acuerdo a norma ASTM A-532.....	27
Tabla 4.1 , Clasificación de aleaciones según norma ASTM A-532.....	38
Tabla 4.2 , Pérdidas de masa, tabla resumen de ensayo de desgaste.....	39
Tabla 4.3 , Comparación fracción de volumen de carburo teórico y experimental.....	40
Tabla 4.4 , Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 001.....	46
Tabla 4.5 , Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 002.....	46
Tabla 4.6 , Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 004.....	47
Tabla 4.7 , Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 005.....	47
Tabla 4.8 , Dureza promedio de cada aleación estudiada.....	59
Tabla 4.9 , Micro dureza Vickers, T0.....	59
Tabla 4.10 , perfil de micro dureza Vickers, T5.....	60
Tabla 5.1 , Comparación dureza v/s pérdida de masa, todas las aleaciones.....	62
Tabla 5.2 , Comparación dureza v/s pérdida de masa, aleación A-3.....	63
Tabla 5.3 , Comparación Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-2.....	64
Tabla 5.4 , Resumen de resultados, aleaciones A-2 y A-3.....	66
Tabla 5.5 , Resultados análisis de imagen, aleación A-2 y A-3.....	67
Tabla 5.6 , Resumen de resultados aleaciones A-3 y A-9.....	67
Tabla 5.7 , Resultados análisis de imagen, aleación A-3 y A-9.....	68
Tabla 5.8 , Área promedio de carburos en las aleaciones.....	69

Índice de figuras

Figura 2.1 , Diagrama de fases Fe-C [2].....	16
Figura 2.2 , Vista 2D del diagrama de fases ternario Fe-Cr-C [3].....	20
Figura 2.3 , Vista 3D del diagrama de fases ternario Fe-Cr-C [4].....	20
Figura 2.4 , Tres mecanismos de desgaste abrasivo observados a través de MEB: (a) corte, (b) cuña, (c) arado [8].	24
Figura 2.5 , Fotografía equipo IT, partes que componen el equipo. (a) Motor que impulsa el tambor, (b) Reductor, c) Tambor, d) Porta probetas, e) Motor que impulsa el porta probeta.	24
Figura 2.6 , Ilustración esquemática de los ángulos de muestra [15].	25
Figura 3.1 , (a) Dibujo representativo de las dimensiones de las probetas (mm), (b) Imagen de una probeta, antes de ser ensayada.	28
Figura 3.2 , Imagen representativa zonas cortadas.	29
Figura 3.3 , Probeta luego de realizado el ensayo de desgaste.	30
Figura 3.4 , Montadora de muestras.	30
Figura 3.5 , Zona 3 montada, correspondiente a la muestra T0.	31
Figura 3.6 , Zona 1 montada, correspondiente a la muestra T5.	31
Figura 3.7 , Esmeril de banco.	32
Figura 3.8 , Pulidora automática.	33
Figura 3.9 , Tina de limpieza ultrasónica.	34
Figura 3.10 , Durómetro Brinell, INDECTEC HB-3000B.	36
Figura 3.11 , Microscopio óptico LUMENERA INFINITY2.	37
Figura 4.1 , Vista 2D de la superficie liquidus metaestable de Fe-Cr-C [4].....	41
Figura 4.2 , Micrografía aleación A-1 (a) T0, aumento 100X; (b)T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 100X; (d) T5 superficie, aumento 1000X. Reactivo de ataque Nital 5%.	42
Figura 4.3 , Micrografía aleación A-4 (a) T0, aumento 100X; (b)T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 200X; (d) T5 superficie, aumento 1000X. Reactivo de ataque Nital 5%.	43
Figura 4.4 , Micrografía aleación A-9 (a) T0, aumento 100X; (b)T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 200X; (d) T5 superficie, aumento 1000x. Reactivo de ataque Nital 5%.	44
Figura 4.5 , Micrografía MEB, aleación A-1.	45
Figura 4.6 , Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 001	46
Figura 4.7 , Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 002	46
Figura 4.8 , Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 004	47
Figura 4.9 , Espectros EDS de aleación A-1, análisis químico puntual 005	47
Figura 4.10 , Micrografía MEB, aleación A-2	48
Figura 4.11 , Micrografía MEB, aleación A-3	49
Figura 4.12 , Micrografía MEB, aleación A-4.	50
Figura 4.13 , Micrografía MEB, aleación A-5.	51
Figura 4.14 , Micrografía MEB, aleación A-6.	52

Figura 4.15 , Micrografía MEB, aleación A-7.	53
Figura 4.16 , Micrografía MEB, aleación A-8.	54
Figura 4.17 , Micrografía MEB, aleación A-9.	55
Figura 4.18 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-1.	56
Figura 4.19 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-2.	57
Figura 4.20 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-3.	57
Figura 4.21 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-4.	57
Figura 4.22 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-5.	57
Figura 4.23 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-6.	58
Figura 4.24 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-7.	58
Figura 4.25 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-8.	58
Figura 4.26 , Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-9.	58
Figura 4.27 , Perfil de micro dureza vickers, aleación A-1.	61
Figura 5.1 , Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa.	63
Figura 5.2 , Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-3.	64
Figura 5.3 , Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-2.	65
Figura 5.4 , Micrografía aleación A-2 T0, aumento 50X, reactivo de ataque Nital 5%.	66
Figura 5.5 , Micrografía aleación A-3 T0, aumento 50X, reactivo de ataque Nital 5%.	66
Figura 5.6 , Micrografía aleación A-3 T0, aumento 50X, reactivo Nital 5%.	68
Figura 5.7 , Micrografía aleación A-9 T0, aumento 50X, reactivo Nital 5%.	68
Figura 5.8 , Dimensiones de un carburo, aleación A-9. Imagen ilustrativa.	69

Nomenclatura y abreviaciones

°C: Grados Celsius

µm: micro metros

2D: Dos dimensiones

3D: Tres dimensiones

ASTM: American Society for Testing and Materials, Sociedad Americana para Pruebas y Materiales

BEI: Backscattered Electron Image, Imagen con electrones retro-dispersados

C: Carbono

CE: Carbono equivalente

Cr: Cromo

DRX: Difracción de Rayos X

EDM: Electrical Discharge Machining, mecanizado por electroerosión

EDS: Energy Dispersive Spectroscopy, Espectroscopia de Dispersión de Energía

F: Fuerza

Fe: Hierro

FVC%: Carbide Volume Fraction, Fracción de volumen de carburo

gf: Gramos fuerza

HV: Dureza Vickers

IT: Impeller Tumbler, Tambor Impulsor

kV: Kilovoltio

L: Líquido

M₃C: 3 átomos de metal + 1 átomo de carbono

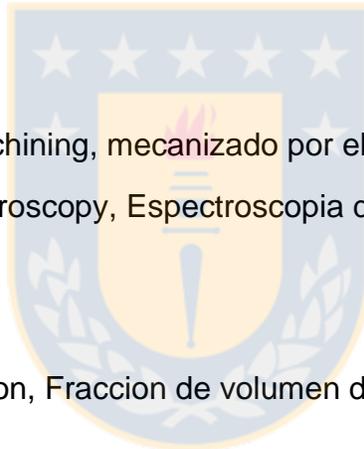
M₇C₃: 7 átomos de metal + 3 átomos de carbono

MEB: Microscopio Electrónico de barrido

mm: Milímetro

mm²: Milímetro cuadrado

Mn: Manganeseo



Mo: Molibdeno

N: Newton

Nb: Niobio

P: Fosforo

S: Azufre

SEI: Secondary Electron Image, Imagen de Electrones Secundarios

Si: Silicio

Γ : Letra griega Gamma

Δ o δ : Letra griega Delta



1. Introducción.

La actualización de procesos productivos y el mejoramiento de equipos mineros permiten aumentar la productividad, disminuir el costo base de producción y de tiempos muertos producto de las fallas en componentes, aumentando la vida útil de los equipos. Es por esta razón que, a la par de las mejoras tecnológicas de procesos productivos, se vuelve esencial que las aleaciones utilizadas sean mejoradas, es decir, se debe estudiar y optimizar sus propiedades.

Las fundiciones blancas o hierros blancos de alta aleación son utilizados generalmente en equipos que presentan una alta exigencia de resistencia al desgaste, puesto que, presentan excelentes propiedades bajo este tipo de sollicitación mecánica. Sin embargo, las exigencias a las cuales están sometidos los componentes de un equipo minero, requieren un entendimiento de las condiciones operacionales y de las propiedades físicas, químicas y metalúrgicas de la aleación utilizada.

En la búsqueda de encontrar aleaciones que posean un comportamiento superior frente a condiciones extremas de desgaste, se vuelve necesario estudiar el comportamiento y las propiedades de las fundiciones blancas.

El objetivo de la presente memoria es el de estudiar el comportamiento al desgaste de las fundiciones blancas con alto contenido en cromo resistentes al desgaste, con el objetivo de poder determinar ensayos o características de estas que permitan predecir su comportamiento en operación.

Para tal efecto se les realizó pruebas de desgaste, estudio metalográfico, de microscopia electrónica de barrido, de dureza Brinell, de microdureza Vickers y de análisis de composición química.

Se concluye que el resultado de dureza es predictivo del comportamiento al desgaste de fundiciones blancas, únicamente si hay diferencias significativas entre dureza Brinell, del orden de un 10%. Para diferencias menores de dureza, el comportamiento al desgaste de las fundiciones blancas se ve influenciado por el tamaño, forma, distribución, fracción volumétrica de carburos y espesor de dendritas, de modo que es incierto el poder predecirlo.

1.1 Hipótesis

Dado que en términos generales la resistencia a desgaste de un metal o aleación depende de su dureza y ciertas características micrográficas como tamaño, forma, distribución, fracción volumétrica de carburos y espesor de las dendritas, es posible predecir el comportamiento de una fundición blanca sometida a condiciones extremas de desgaste, caracterizando las probetas mediante ensayos de dureza Brinell, microdureza Vickers, composición química, metalográficos, análisis de imagen y microscopía electrónica de barrido.



1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Establecer un conjunto de ensayos a escala de laboratorio que permitan generar un modelo predictivo del comportamiento de una fundición blanca de alto cromo, bajo condiciones de desgaste por abrasión e impacto.

1.2.2 Objetivos específicos

- Realizar ensayo de abrasión-impacto con el fin de someter las aleaciones a condiciones extremas de desgaste.
- Realizar ensayo de dureza Brinell y microdureza Vickers con el fin de conocer propiedades mecánicas macroscópicas y microscópicas.
- Realizar ensayo de composición química con el fin de conocer los elementos de aleación.
- Estudiar microestructura mediante microscopio óptico con el fin de relacionarla con las propiedades mecánicas.
- Estudiar microestructura y superficies desgastadas mediante el uso de Microscopia electrónica de barrido.
- Análisis y comparación de resultados.
- Establecer un conjunto de ensayos, los cuales permitan discriminar características del material y predecir su comportamiento frente al desgaste.

2. Marco Teórico

2.1 Fundiciones blancas o hierros blancos resistentes a la abrasión

Las fundiciones o hierros fundidos son aleaciones hierro-carbono-silicio que típicamente contienen de 2% a 4% C y 0.5% a 3% Si, y que durante su solidificación experimentan la reacción eutéctica. De acuerdo a su microestructura es posible clasificar los cinco tipos más importantes de hierros fundidos: fundición gris, fundición blanca, fundición maleable, fundición dúctil o esferoidal y la fundición de grafito compacto.

Para comprender de mejor manera el origen de estas fundiciones se debe examinar el diagrama de fases de las aleaciones Fe-C (ver Figura 2.1). Con base en dicho diagrama y el porcentaje de carbono presente en las fundiciones, se puede observar que ocurre una reacción del tipo eutéctica, sin embargo, en el diagrama se puede ver la superposición del diagrama estable y el metaestable. En el diagrama estable ocurre la transformación eutéctica $L_{(4.26\%C)} \rightarrow \gamma_{(2.08\%C)} + C_{(grafito)}$ a la temperatura de 1146 °C a 4.26 %C, en cambio en el diagrama metaestable el punto eutéctico se encuentra desplazado algunos grados bajo el estable a la temperatura de 1140 °C y desplazado levemente a la derecha llegando a 4.3 %C. En este punto también ocurre la transformación eutéctica $L_{(4.3\%C)} \rightarrow \gamma_{(2.1\%C)} + Fe_3C$, en la reacción aparece la cementita. [1]

Las fundiciones blancas o hierros blancos solidifican siguiendo el diagrama de fases metaestable, por lo tanto, todo el carbono presente en la muestra se encuentra disuelto en el hierro o formando carburo de hierro. Este tipo de fundición es muy dura y frágil y recibe su nombre por el color blanco que se puede ver en la superficie cuando esta se fractura.

Las fundiciones blancas pueden ser del tipo Hipoeutéctica, con el porcentaje de carbono variando entre 2.1 a 4.3 %, eutéctica con 4.3%C o hipereutéctica con porcentajes de carbono en el rango de 4.3 a 6.67 %C.

Existe una gran cantidad de información científica sobre la solidificación, la que proporciona las herramientas necesarias para obtener una visión de la microestructura de este tipo de fundiciones, con la que es posible estimar las propiedades de desgaste y/o tratamientos térmicos óptimos, sin necesidad de recurrir a una investigación metalúrgica larga y costosa.

La razón por la cual las fundiciones grises regulares se transforman en fundiciones blancas de debe a la velocidad de solidificación. Si los hierros se enfrían rápidamente, a una temperatura de solidificación por debajo de lo normal, en lo que se denomina sub enfriado, se forma carburo en lugar de grafito. La reacción eutéctica del grafito se produce a una temperatura más alta que la reacción eutéctica del carburo. Al enfriar las fundiciones lo suficientemente rápido, ocurre la reacción eutéctica del carburo antes que la reacción eutéctica del grafito.

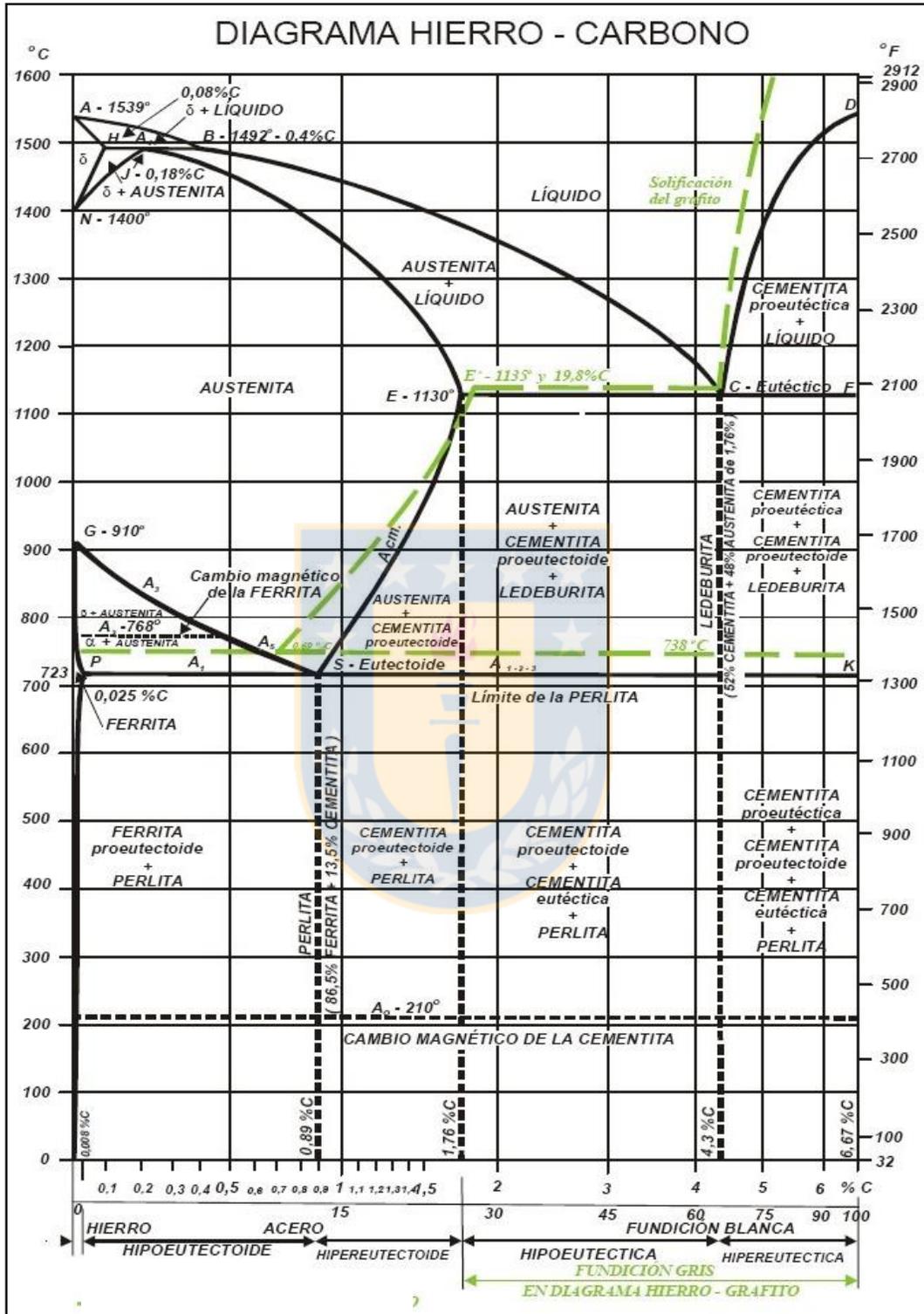


Figura 2.1, Diagrama de fases Fe-C [2]

- Líneas Negras (Diagrama de fases metaestable)
- Líneas Verdes (Diagrama de fases estable)

El control de la reacción de formación de carburo frente al grafito, basado estrictamente en la cinética de enfriamiento, es difícil pero tecnológicamente posible. Si se desean carburos, un método más consistente es reducir el contenido de silicio al nivel más bajo posible. Por ejemplo, a medida que aumenta el contenido de Silicio, aumenta la temperatura eutéctica del grafito. Esto explica por qué las fundiciones grises son típicamente aleadas con 1.5 a 2.5 %Si. Cuanto más alto es el silicio, más fácil es formar grafito y no carburo. Por ello, si se desea producir una fundición de baja aleación que contenga carburo, entonces el contenido de silicio debería ser tan bajo como sea razonablemente posible (0.5%Si).

El grafito nuclea con mayor facilidad que el carburo, sin embargo, los núcleos de carburo crecen mucho más rápido que la fase grafito. Este comportamiento puede conducir a la formación de carburos en la superficie y grafito en el núcleo de la fundición. Cuando la masa fundida contacta el molde frío, la velocidad de enfriamiento es extrema y a medida que se llena el molde, la velocidad de enfriamiento disminuye.

En algunas fundiciones, es posible encontrar grafito en la superficie y carburo en el núcleo. Este tipo de comportamiento se denomina enfriamiento inverso. El enfriamiento inverso ocurre cuando las condiciones para la formación de grafito son favorables (por ejemplo, altos niveles de Si en la masa fundida), mientras que la velocidad de solidificación es favorable para el crecimiento del carburo. Inicialmente, tanto el grafito como el carburo nuclearán cerca de la superficie. Puesto que la reacción del carburo es más rápida que la reacción del grafito, la fundición presentará una estructura mixta de carburo y grafito en la superficie y en el núcleo una estructura dominada por carburos. La presencia de carburos en el núcleo se debe a la velocidad de crecimiento del carburo, es decir, los embriones de carburo que han solidificado en la superficie crecerán con una mayor rapidez desplazando el crecimiento de los embriones de grafito.

Para determinar si una fundición gris es hipoeutéctica o hipereutéctica, se hace uso del carbono equivalente (CE), de la fórmula $CE = \%C + 1/3\%Si + 1/4\%P$. En fundiciones bajas en fósforo ($<0.1\%$), la fórmula se reduce a $CE = \%C + 1/3\%Si$. Siguiendo el mismo enfoque utilizado para las fundiciones grises podemos encontrar una fórmula para las fundiciones blancas. Un trabajo realizado por Moore (1972) ha proporcionado una fórmula para fundiciones blancas de baja aleación, $CE = \%C + 1/9\%Si + 1/3.5\%P$, de la cual se desprende que el efecto del silicio sobre el contenido de carbono efectivo es mucho menor.

Por otro lado, el problema de la formación de carburo frente a grafito puede centrarse en la influencia de los diversos elementos de aleación sobre la temperatura eutéctica del grafito y el carburo. Lo ideal sería que, cuando se desea una fundición blanca, la temperatura eutéctica del grafito disminuya y la temperatura eutéctica del carburo aumente. De todos los elementos de aleación, el cromo, el vanadio y el titanio son efectivos en ese sentido, en particular el Cromo.

Morfología y fases presentes en las fundiciones blancas.

En las fundiciones blancas hipoeutécticas, la primera fase en solidificar es austenita, de morfología típica como dendrítica. A medida que estas dendritas crecen, los diversos elementos de aleación tenderán a dividirse entre las dendritas y el líquido restante. En la aleación binaria Fe-C, el único elemento de partición es el carbono. Por ejemplo, en una aleación que contiene un 3%C, las primeras dendritas que se forman tienen un contenido de carbono alrededor del 1.4% (primera etapa a 1300°C), a medida que continúa en el enfriamiento el diagrama de fases indica que la austenita absorberá más átomos de carbono. En consecuencia, en una segunda etapa a la temperatura de 1200°C, las dendritas de austenita recién formadas tendrán un contenido de carbono de alrededor de 1.75%. El exceso de carbono es rechazado hacia el líquido. Por lo tanto, a medida que las dendritas de austenita continúan creciendo, el líquido restante se vuelve más rico en carbono.

En el eutéctico, la austenita tendrá un contenido de carbono de alrededor de 2% y el líquido restante tendrá un contenido de carbono alrededor de un 4.4%. Este líquido restante luego experimenta una reacción eutéctica, formando austenita y una fase de carburo. Estas fases cristalinas crecen de forma acoplada, es decir, la austenita y el carburo crecen aproximadamente a las mismas velocidades. Al final de la solidificación la microestructura consiste en dendritas de austenita primaria y mezcla austenita eutéctica y carburos. A medida que la fundición se enfría a temperatura ambiente, parte de esta austenita se descompondrá en perlita o se transformará en martensita.

Morfología de crecimiento del carburo eutéctico Fe_3C/M_3C .

Las reacciones eutécticas son claves en la obtención de fundiciones resistentes a la abrasión. Por ejemplo, las fundiciones enumeradas en las especificaciones de la norma ASTM A-532 experimentan reacciones eutécticas. Como se forman estos carburos eutécticos, su tamaño, cantidad de fracción volumétrica y su orientación afectan la tenacidad y la resistencia al desgaste.

La solidificación eutéctica tiene implicaciones prácticas. De lo anterior, queda claro que el eutéctico forma una red continua entre las dendritas de austenita o los granos; dependiendo del tipo de crecimiento eutéctico, la fracción de carburos dentro del eutéctico será más o menos continua. Si los carburos son continuos, entonces las grietas pueden desarrollarse más fácilmente dentro de la red de carburo, lo que lleva a la fractura catastrófica de la pieza fundida. En otras palabras, cuanto más continua sea la red de carburo, menor será la tenacidad de la fundición y menor es su resistencia al desgaste. Esta característica de la microestructura también explica parcialmente por qué las fundiciones resistentes a la abrasión son típicamente hipoeutécticas. Es decir, cuando es hipoeutéctica se evita la precipitación prematura de Fe_3C o M_3C .

Las fundiciones resistentes a la abrasión, poseen esa característica por una razón dominante: la presencia de carburos duros y resistentes al desgaste. Como una buena aproximación se puede usar el diagrama de fases binario Fe-C, para predecir la cantidad de carburos formados en las fundiciones perlíticas.

En su mayor parte, la cantidad de carburos formados en las fundiciones es una función directa del carbono. Suponiendo que se está enfriando una sección gruesa (enfriamiento lento y, por lo tanto, escasez de carbono en el núcleo), entonces podemos suponer que la microestructura de la fundición consistirá en austenita que tiene un contenido de carbono alrededor de 2% y carburos $\text{Fe}_3\text{C}/\text{M}_3\text{C}$ que tiene un contenido de carbono alrededor de 6,7%.

Debe mencionarse que, dado que la densidad de las fases carburo y hierro es similar, la fracción en peso es análoga a la fracción de volumen de carburo. A medida que aumenta el contenido de carbono en la masa fundida, la fracción en peso del carburo aumenta rápidamente.

Siguiendo el mismo análisis, pero esta vez con una complejidad mayor, se realizó un análisis del sistema ternario Fe-Cr-C. Las fundiciones resistentes a la abrasión con altos contenidos de cromo, caen en la categoría eutéctica M_7C_3 . Estas fundiciones solidifican en una reacción eutéctica que forma austenita y carburos M_7C_3 . En su mayor parte, el diagrama de fases ternario de Fe-Cr-C puede describir su comportamiento de solidificación.

Comprender la solidificación de sistema de aleaciones ternarias (Fe-Cr-C) no es trivial. En las fundiciones de baja aleación, es posible trabajar con seguridad dentro del diagrama binario Fe-C y hacer muy buenas aproximaciones sobre las temperaturas de solidificación y microestructura. A medida que aumenta el contenido de cromo en el hierro, se vuelve más complejo y por lo tanto se debe trabajar en base al diagrama de fases ternario.

El diagrama ternario de fases Fe-Cr-C fue construido por Thorpe y Chicco (1985) y se basa en mediciones experimentales y, en parte, en trabajos previos publicados. La Figura 2.2, es una representación en 2D de la superficie 3D que se muestra en la Figura 2.3, los límites entre las fases principales se muestran como líneas muy gruesas superpuestas en una superficie de liquidus. Una de las principales diferencias entre el diagrama binario y el ternario es que las líneas 2D constituyen el límite entre el líquido y el sólido en el diagrama binario; mientras que, en el diagrama ternario, una superficie 3D liquidus forma la frontera entre el líquido y un sólido. Otra forma de ver esta diferencia es que, en el sistema binario Fe-C, la temperatura líquida está determinada por el contenido de carbono en la aleación, mientras que en el sistema ternario Fe-Cr-C, la temperatura líquida está determinada por el contenido de carbono y cromo.

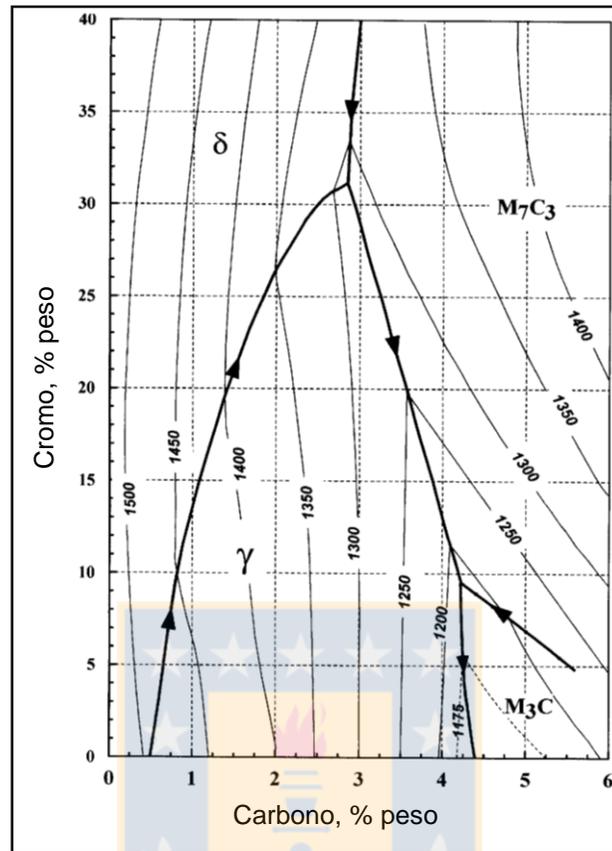


Figura 2.2, Vista 2D del diagrama de fases ternario Fe-Cr-C [3]

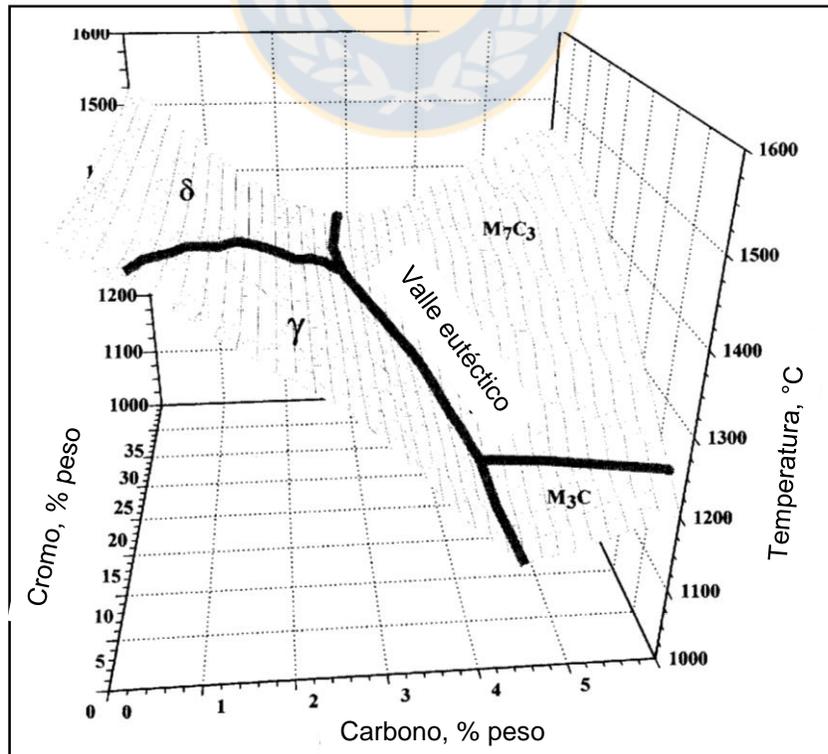


Figura 2.3, Vista 3D del diagrama de fases ternario Fe-Cr-C [4]

Para introducir completamente el sistema Fe-Cr-C, debemos tener en cuenta que el 0.0%Cr presenta una sección del diagrama de fases Fe-C, con la temperatura trazada como contornos en lugar de a lo largo de un eje. Similarmente, al 0.0%C, presenta una sección del diagrama de Fe-Cr. El diagrama tuvo que ser determinado por pruebas experimentales en cientos de aleaciones de Fe-Cr-C, para determinar cuándo comenzó a solidificar y que fase se formó durante la solidificación.

Hay cuatro campos de fases distintas que se muestran en la Figura 2.3. Estas superficies corresponden a las fases que se forman en la solidificación: γ (austenita), δ (ferrita), M_3C y M_7C_3 . Si la composición del hierro cae sobre la superficie γ liquidus, se formarían dendritas de austenita y la fundición se clasificara como hipoeutéctica. A medida que la fundición se enfría y continúa solidificándose, formando más austenita pro eutéctica, la composición del líquido restante cae hacia el valle eutéctico (ver Figura 2.3). Una vez alcanzado el valle eutéctico, el líquido restante se solidifica como una mezcla eutéctica de austenita y M_7C_3 .

El carburo M_7C_3 es bastante diferente al carburo Fe_3C/M_3C . En efecto, el carburo M_7C_3 una vez formado, tiene un contenido típico de Cromo entre 45 a 60%. Las estructuras cristalinas de los dos carburos también difieren. El carburo M_7C_3 tiene una estructura cristalina hexagonal, mientras que el carburo M_3C es ortogonal. Debido, en parte, a su estructura cristalina, el carburo M_7C_3 es mucho más duro que el carburo M_3C ; aproximadamente 1400 HV frente a aproximadamente 900 HV respectivamente.

Finalmente la morfología del carburo M_7C_3 es diferente a la del carburo M_3C . El carburo M_7C_3 a menudo se describe como una varilla o similar a una cuchilla, mientras que el M_3C forma una estructura similar a una placa más continua. A pesar de las diferencias de ambos carburos, se forman a través de caminos idénticos; ya sea como carburos eutécticos o hipereutécticos (carburos primarios provenientes de solidificación, $L + M_7C_3$).

En el diagrama binario Fe-C, la reacción eutéctica ocurre a una temperatura fija, y la cantidad de eutéctico formado se fija por el contenido de carbono. En el sistema ternario Fe-Cr-C, la reacción eutéctica se rige por los contenidos de C y Cr, y no ocurre a una temperatura fija. La Figura 2.3 muestra el valle inclinado, con reacciones eutécticas que ocurren a temperaturas cada vez más altas a medida que aumenta el contenido de cromo.

En el sistema ternario Fe-Cr-C, las fundiciones hipoeutécticas rechazan tanto carbono como cromo durante la solidificación. A medida que las dendritas de austenita crecen durante el proceso de solidificación, el líquido restante se enriquece en Carbono y Cromo, y su punto representativo se desplaza diagonalmente hacia el valle eutéctico. Una vez que el líquido alcanza el valle eutéctico, se solidifica en un rango de temperaturas. En los sistemas ternarios, la reacción eutéctica no ocurre a una temperatura fija, ni las dos fases que solidifican ($\gamma + M_7C_3$) tienen una composición fija. Es decir a medida que el líquido alcanza el eutéctico, comienza a formar colonias eutécticas. A medida que la aleación continúa solidificándose, el líquido eutéctico remanente se mueve hacia abajo del valle eutéctico, disminuyendo su temperatura [5]. Tribología, mecanismos de desgaste.

2.2 Tribología, mecanismos de desgaste.

La tribología se define como la ciencia y tecnología de la interacción entre superficies en movimiento relativo e involucra el estudio de la fricción, el desgaste y lubricación [6].

El mejor desafío para resolver los problemas de desgaste es anticipar los tipos de desgaste a los que se someterán los componentes.

El material se puede eliminar de una superficie sólida de solo tres formas: por fusión, por disolución química o por separación física de los átomos de la superficie. El último método se puede lograr ya sea por la aplicación de un alto esfuerzo o por un esfuerzo cíclico en magnitudes más bajas. Los procesos mecánicos y químicos pueden operar por separado o en conjunto, como la abrasión en un medio corrosivo.

El diagnóstico de superficies con respecto a los mecanismos y procesos que causaron el daño, y la relación de esos mecanismos con la geometría, las propiedades de los materiales y otras características del tribosistema, puede ser fundamental para alcanzar una comprensión más profunda de los componentes tribológicos.

El daño de la superficie en un tribosistema se genera con mayor frecuencia en muchos pequeños pasos consecutivos mediante una serie de micromecanismos diferentes que están activos en la superficie. El daño observado es, por lo tanto, el efecto acumulativo en una macroescala de estos micromecanismos. El enfoque tribológico actual se basa en una clasificación directa de las características de daño de la superficie [7].

El desgaste por impacto se puede definir como el desgaste de una superficie sólida debida a la percusión, que es una exposición repetitiva al contacto dinámico por parte de otro cuerpo sólido. Esta definición algo restringida separa los fenómenos "erosivos" por los chorros y las corrientes de partículas del sujeto de estudio. La eliminación de volumen (o masa) del material, ya sea a bajo los niveles de tensión de contacto de ingeniería, en oposición a las hendiduras permanentes causadas por la deformación plástica.

En la mayoría de las aplicaciones, el impacto se produce con un componente de deslizamiento, lo que agrava el enfoque relativo. Así, el término "desgaste de impacto compuesto" ha sido acuñado. Otra consideración para el modo de contacto implica la intensidad, la frecuencia de participación, para el acoplamiento de superficies. El "desgaste de un solo cuerpo" se genera en una superficie expuesta repetidamente, como en el caso de un tipo de letra de impresora que se impacta regularmente contra el papel que se renueva continuamente. Sin embargo, en algunos dispositivos, como los relés, las mismas superficies adyacentes se acoplan continuamente. Si una de las superficies de contacto es propensa a un mayor desgaste que la otra, y si es la superficie de mayor preocupación, aún podría verse en términos de desgaste de un solo cuerpo. Si es necesario controlar el desgaste de ambas superficies, entonces la situación se denomina desgaste de dos cuerpos. Los diversos mecanismos de desgaste por percusión incluyen adhesivo, abrasivo, fatiga de la superficie, desgaste corrosivo y térmico. Estas formas puras corresponden a las que ocurren en los contactos deslizantes y rodantes. Las diferencias fundamentales se han

buscado en la naturaleza de las presiones y los coeficientes de fricción que surgen en esos modos de contacto. Los mecanismos de desgaste híbrido, que combinan varios de los anteriores, son frecuentes. Un ejemplo es el desgaste que se produce en el dispositivo de impresión posterior de un martillo golpeando contra una banda de impresión. El mecanismo de desgaste depende en gran medida de la combinación de los materiales acoplados utilizados. Por ejemplo, el desgaste térmico puede ocurrir en polímeros. El rango de tensión de contacto también puede influir en el mecanismo de desgaste. Si se incrementa la velocidad de impacto, el desgaste severo del adhesivo puede suceder al desgaste por baja tensión. El modo de desgaste, como el tamaño relativo del componente de velocidad de impacto deslizante versus normal, a menudo marca una diferencia esencial [8].

Mecanismos de desgaste abrasivo.

El desgaste abrasivo puede ser clasificado de acuerdo al mecanismo por el cual el material es removido de la superficie [9, 10, 11,12]:

- **Arado (Plowing):** El material es desplazado hacia los costados del surco, producido mediante el paso del material abrasivo, este ocurre bajo pequeñas cargas y no involucra remoción del material. El material desplazado forma crestas con una acumulación de dislocaciones producto del trabajo en frío, las cuales pueden ser removidas mediante el impacto de otras partículas abrasivas (microfatiga).
- **Cuña (Wedge):** Cuando la relación entre la resistencia al corte de la interfase de contacto y la del material es grande, entre 0.5 y 1, ocurre que el material se desplaza y se acumula al frente del material abrasivo. El material desplazado al frente del material abrasivo será mayor que el desplazado hacia los costados, a pesar que existe una mayor penetración que en el arado la formación de esta especie de “cuña” es un mecanismo bastante suave de desgaste abrasivo.
- **Corte (Cutting):** Es el mecanismo de desgaste más severo en materiales dúctiles, donde el abrasivo remueve pequeños pedazos de material, similar a lo ocurrido durante el mecanizado, existiendo un mínimo o nulo desplazamiento de material hacia el frente (cuña) o hacia los costados (arado) en comparación al tamaño del surco.
- **Microfractura:** Este mecanismo se presenta principalmente en materiales frágiles, donde la indentación del abrasivo genera pequeñas grietas, las cuales se propagan y generan pérdidas producto del desprendimiento del material de la superficie.
- **Microfatiga:** este fenómeno ocurre producto de los reiterados impactos de las partículas abrasivas sobre la superficie, ocurriendo remoción del material acumulado en los surcos formados producto del mecanismo repetitivo de arado y cuña.

El modo de desgaste se relaciona con el grado de penetración del indentador, es decir, existe un grado crítico de penetración para la transición entre el mecanismo de cuña y el de corte el cual disminuye a medida que aumenta la dureza.

En materiales extremadamente frágiles se pueden producir volúmenes de desgaste mayores que el volumen de la ranura donde el agrietamiento y la fragmentación son inducidos por las tensiones alrededor de la ranura.

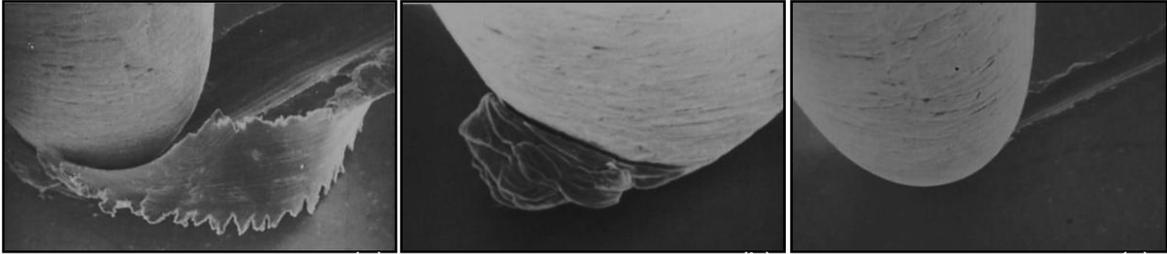


Figura 2.4, Tres mecanismos de desgaste abrasivo observados a través de MEË: (a) corte, (b) cuña, (c) arado [8].

2.3 Ensayos

2.3.1 Impeller Tumbler (IT) [13, 14, 15].

El Impeller Tumbler (IT) o tambor impulsor, es un dispositivo de prueba de desgaste por abrasión impacto, desarrollado por primera vez para estudiar la abrasividad de los minerales, pero se puede usar de forma natural para probar metales y otros materiales en cuanto a su comportamiento al desgaste en condiciones de impacto abrasivo.

El tambor impulsor consta: del impulsor, donde una o varias probetas se unen a un porta muestra. El impulsor gira dentro de un tambor, que contiene material abrasivo. El tambor está girando en la misma dirección que los impulsores para mantener los abrasivos en movimiento. El tambor se encuentra sellado con una tapa para mantener el abrasivo dentro del tambor.

En la Figura 2.5 se muestra una imagen del equipo utilizado en ME ELEC METAL, en la cual se indican las partes que lo componen.

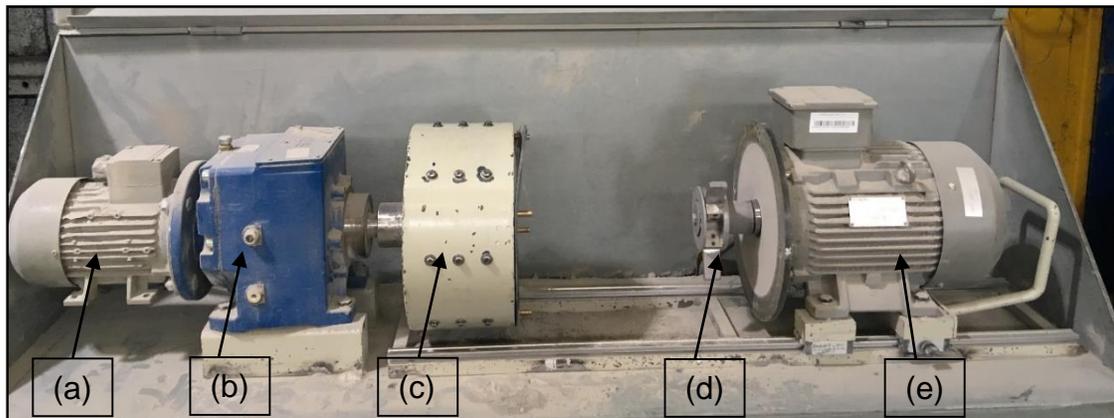


Figura 2.5, Fotografía equipo IT, partes que componen el equipo.

(a) Motor que impulsa el tambor, (b) Reductor, (c) Tambor, (d) Porta probetas, (e) Motor que impulsa el porta probeta.

La cantidad de desgaste se determina como la pérdida de masa en la muestra. Las pruebas se pueden realizar con una o varias muestras simultáneamente. Si solo se usa una muestra, el desgaste es mayor, esto se debe a que una mayor cantidad de partículas de material abrasivo colisionan con la muestra, ya que no hay otras muestras en el interior, de modo que la gravilla se tritura más lentamente. En el caso de utilizar tres muestras, se puede hacer una comparación de varios materiales en las mismas condiciones, y es posible el uso de una muestra de referencia. Esto no solo proporciona datos de comparación fiables, sino que también ayuda a evaluar la calidad de los resultados.

El material abrasivo puede presentar diferencias en sus propiedades, a pesar de haber sido extraído de la misma cantera y tener una distribución de tamaño homogénea. Al ser utilizada una muestra de referencia, para la cual se conoce un resultado típico, es posible detectar si el lote del material abrasivo usado fue de alguna manera diferente de los otros lotes. La distribución del tamaño y la forma de las partículas abrasivas también cambian a medida que avanza la prueba, lo que generalmente produce una disminución en su capacidad de causar desgaste. Para minimizar este efecto, el abrasivo se debe cambiar cada 15 o 20 minutos.

Las condiciones de impacto pueden cambiar usando diferente porta muestras con diferentes ángulos de muestra. El término “Ángulo de muestra” se usa en este caso, ya que el material abrasivo se mueve libremente en el interior del tambor y su Ángulo de impacto en la superficie no se puede determinar: Al cambiar el Ángulo de las muestras, también se puede cambiar el ángulo de impacto dominante. La Figura 2.6 presenta los dibujos esquemáticos de los ángulos de muestra usados.

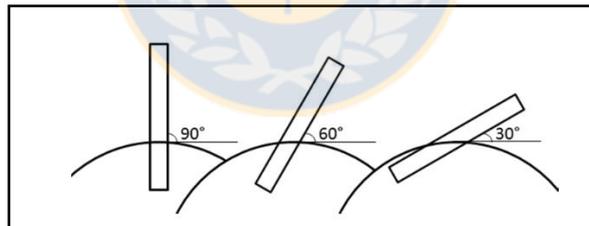


Figura 2.6, Ilustración esquemática de los ángulos de muestra [15].

En el tambor impulsor, las muestras están sometidas tanto a impactos como a abrasión: el impacto tiene lugar cuando la partícula abrasiva primero hace contacto con la muestra, y la abrasión a medida que la partícula se desliza sobre la muestra en movimiento hacia adelante.

2.3.2 Dureza

El termino dureza, como se usa en la industria, se puede definir como la capacidad de un material para resistir la indentación o deformación permanente cuando entra en contacto con un penetrador bajo carga. En general, una prueba de dureza consiste en presionar un penetrador de geometría y propiedades mecánicas conocidas en el material de prueba. La dureza del material se cuantifica usando una variedad de escalas que indican directa o indirectamente la presión de contacto involucrada en la deformación de la superficie de

prueba. Dado que el penetrador se presiona contra el material durante la prueba, también se considera la dureza como la capacidad de un material para resistir las cargas de compresión. El penetrador puede ser esférico (prueba de Brinell), piramidal (pruebas de Vickers y Knoop) o cónico (prueba de Rockwell). En las pruebas Brinell, Vickers y Knoop, el valor de la dureza es la carga soportada por el área unitaria de la indentación, expresada en kilogramos por milímetro cuadrado (kg/mm^2). En las pruebas Rockwell la profundidad de la indentación es una carga prescrita se determina y se convierte en un número de dureza (sin unidades de medida) que está inversamente relacionado con la profundidad.

La dureza, a pesar que parezca un simple concepto, es una propiedad que representa un efecto complejo en los campos de tensión elástica y plástica en el material que se está probando. No debe esperarse que los eventos microscópicos, se repitan exactamente por cada indentación, incluso en condiciones de prueba idénticas estos fenómenos no ocurren del mismo modo. Sin embargo, la experiencia ha demostrado que las hendiduras producidas bajo las mismas condiciones de prueba son macroscópicamente casi idénticas, y las medidas de sus dimensiones producen valores de dureza bastante repetibles para un material dado. Esta observación de James A. Brinell en el caso de un penetrador esférico condujo a la introducción de la prueba de dureza Brinell [16].

2.3.3 Microscopio electrónico de barrido (MEB).

Para el análisis realizado en el microscopio electrónico de barrido fueron utilizadas las siguientes técnicas de análisis [17]:

BEI (*Backscattered Electron Image* por sus siglas en inglés o Imagen con electrones retro-dispersados): Algunos electrones primarios son reflejados o retro-dispersados tras interactuar con los átomos de la muestra. La intensidad de emisión de estos electrones está directamente relacionada con el número atómico medio de los átomos de la muestra (Z promedio), así los átomos más pesados producen mayor cantidad de electrones retro-dispersados, permitiendo la obtención de imágenes planas de composición y topografía de la superficie BEI.

EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy* por sus siglas en inglés o espectroscopia de dispersión de energía): El detector EDS se encuentra incorporado en el equipo, por lo tanto, es común que se hable de MEB/EDS. Cuando los electrones de niveles internos son expulsados por la interacción de los electrones primarios, habrá transiciones entre los niveles de energía con emisión de rayos X, esta energía y longitud de onda están relacionadas con la composición elemental del espécimen, permitiendo realizar análisis químicos puntuales mediante espectroscopia por dispersión de energía (EDS)

SEI (*Secondary Electron Image* por sus siglas en inglés o Imagen de electrones secundarios): La muestra emite electrones secundarios debido a la colisión del haz incidente para generar imágenes tridimensionales de alta resolución, la energía de estos electrones es muy baja, inferior a 50 eV, por lo que los electrones secundarios provienen de los primeros nanómetros de la superficie.

3. Procedimiento experimental

La materia prima corresponde a 9 fundiciones blancas de alto contenido de cromo, para ser estudiadas y comparadas con una aleación de acero utilizada como patrón (Hardox 500).

Las aleaciones entregadas serán renombradas y comparadas con fundiciones blancas comerciales, dado que la información es confidencial y propiedad de la empresas ME ELCMETAL.

La metodología experimental para llevar a cabo la caracterización y análisis de las aleaciones antes mencionadas consta de cuatro etapas principales, estas fueron: Clasificar y renombrar aleaciones, realizar ensayo de desgaste, preparación de muestras para ensayos a modo de complementar la caracterización química y mecánica de las aleaciones estudiadas.

3.1 Etapa I: Clasificación de probetas

Se hizo entrega de 55 probetas de desgaste, para ser ensayadas en el equipo IT, de las cuales 36 corresponden a las aleaciones que fueron estudiadas, y 19 probetas de la aleación patrón utilizada. Fueron agrupadas en set de tres probetas, dos de las cuales corresponde a la aleación estudiada y para completar el set se agregó la aleación patrón.

Las probetas entregadas se encontraban tabuladas con el nombre comercial correspondiente a cada aleación. Por lo tanto, fueron renombradas, enumeradas y clasificadas de acuerdo a la norma que agrupa las fundiciones blancas de alta aleación, norma ASTM A-532 [18].

De acuerdo a la composición química medida en un espectrómetro de emisión óptica, la composición química fue medida en las instalaciones de ELCMETAL, específicamente en el laboratorio de análisis químicos. Luego de obtener los resultados se realizó la clasificación, mostrada en la Tabla 3.1 a continuación:

Tabla 3.1, Clasificación de probetas de acuerdo a norma ASTM A-532.

Nombre	N° de probetas	Clasificación según Norma
A-1	4	ASTM A-532,II-B
A-2	3	ASTM A-532,II-B
A-3	5	ASTM A-532,II-B
A-4	2	ASTM A-532,II-D
A-5	6	ASTM A-532,II-B
A-6	2	ASTM A-532,III-A
A-7	6	ASTM A-532,II-B
A-8	4	ASTM A-532,III-A
A-9	4	ASTM A-532, II-B

Luego de renombradas las probetas, estas fueron medidas con un pie de metro digital, para verificar que las dimensiones de cada probeta fuesen las adecuadas para ser sometidas al ensayo de desgaste en el equipo IT. Las dimensiones de cada probeta debe ser 71.2x25.4x10.0 mm, como se muestra en la Figura 3.1 Las probetas que no cumplieron con las dimensiones especificadas fueron rectificadas mediante corte por electro erosión (EDM por sus siglas en ingles).

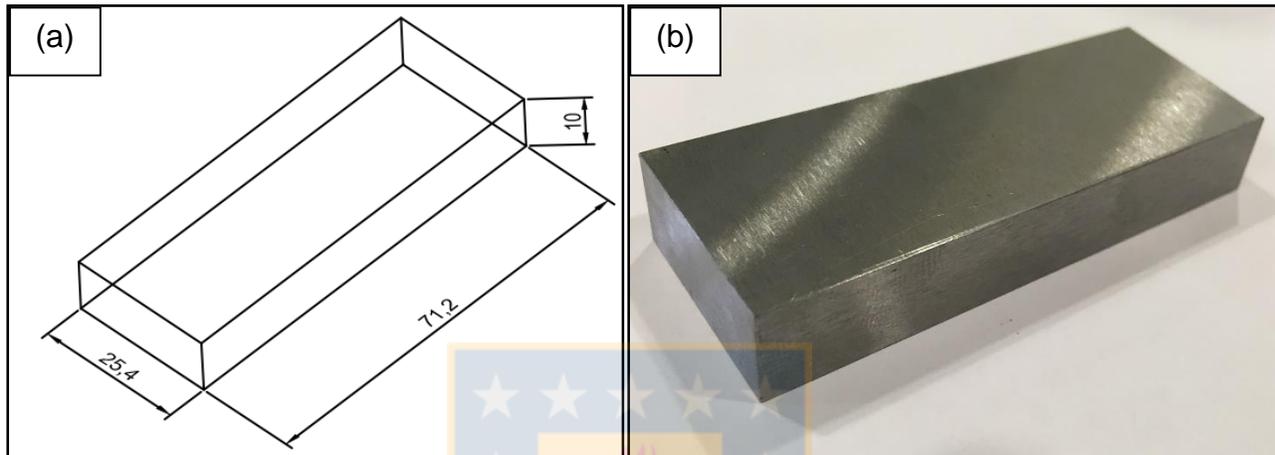


Figura 3.1, (a) Dibujo representativo de las dimensiones de las probetas (mm),
(b) Imagen de una probeta, antes de ser ensayada.

3.2 Etapa II: Ensayo de desgaste.

El ensayo de desgaste fue realizado en el equipo IT (descrito en el marco teórico), en el cual se utilizó una probeta patrón permitiendo realizar una comparación entre los ensayos realizados, es decir, la probeta patrón se utilizó como un indicador de la repetitividad de los ensayos.

A continuación se enlista el procedimiento para asegurar la repetitividad de los ensayos.

El ensayo de abrasión impacto posee un sencillo procedimiento, el cual debe ser realizado rigurosamente para asegurar la repetitividad de cada ensayo.

Procedimiento para realizar ensayo en equipo IT:

1. Se debe seleccionar el material abrasivo (gravilla), aproximadamente $\frac{3}{4}$ pulgada de diámetro, con la mayor esfericidad posible, además, debe estar libre de humedad.
2. Se pesan 900 gr. del material abrasivo antes seleccionado.
3. El tambor es cargado con los 900 gr. de material abrasivo.
4. La limpieza superficial de las probetas, se realiza con papel absorbente empapado en alcohol, para eliminar residuos como: aceite o lubricante utilizado durante el mecanizado, grasa adherida producto de la manipulación, polvo u otros residuos acumulados. La limpieza se debe realizar justo antes de ser pesadas.
5. El set compuesto por las tres probetas es montado en el portaprobetas, se debe asegurar la sujeción de cada una de ellas, además, se debe tener precaución para

prevenir que estas se suelten durante el ensayo, como medida de prevención se deben revisar en cada detención del equipo.

6. Se une el conjunto tambor- portaprobetas y se asegura la tapa acrílica, además, se debe bloquear la base móvil del portaprobetas, para que esta no deslice durante el ensayo.
7. Iniciar ensayo.
8. Cada 20 minutos el equipo se detiene y se cambia el material abrasivo, el tambor se debe limpiar antes de cargar el material abrasivo nuevo.
9. Luego de 60 minutos de ensayo, las probetas son retiradas del equipo, son llevadas al laboratorio, se limpian y pesan (siguiendo el mismo procedimiento de limpieza antes descrito).
10. El ensayo es realizado durante 300 minutos (5 horas). Los puntos 8 y 9 del procedimiento, se deben repetir durante la totalidad del ensayo.

3.3 Etapa III: Preparación de muestras

En una tercera etapa, las probetas que han sido sometidas al ensayo de desgaste, son preparadas para continuar con los ensayos complementarios de la etapa IV.

Las probetas fueron cortadas para extraer muestras para su posterior análisis, las zonas marcadas en la Figura 3.2, especifican los cortes realizados. En la Figura 3.3 se muestra una probeta que fue sometida a ensayo de desgaste.

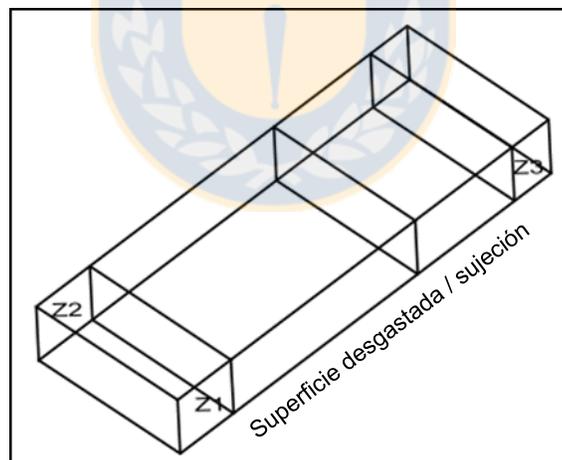


Figura 3.2, Imagen representativa zonas cortadas.

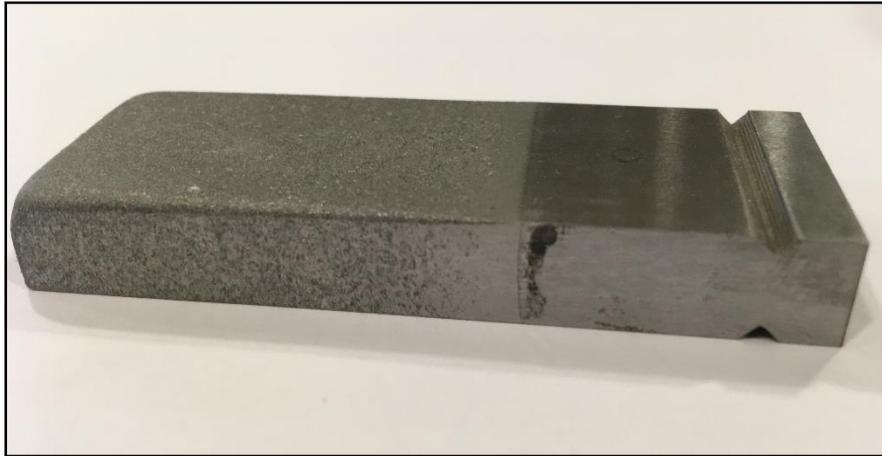


Figura 3.3, Probeta luego de realizado el ensayo de desgaste.

En la Figura 3.2, se encuentran marcadas las zonas que fueron cortadas y preparadas para ser analizadas.

Zona 1 (Z1), muestra extraída del extremo izquierdo de la probeta, zona que ha sido sometida a desgaste. Este trozo de muestra se montó en baquelita y fue utilizado para realizar análisis metalográfico, inspección mediante MEB-EDS y se realizó perfil de microdureza Vickers.

Zona 2 (Z2), muestra extraída del extremo izquierdo de la probeta, sin embargo, este trozo de probeta fue sometida a limpieza superficial, la que fue inspeccionada mediante MEB.

Zona 3 (Z3), muestra extraída del extremo derecho de la probeta, sin embargo, esta zona no fue afectada durante el ensayo de desgaste.

Los trozos extraídos de las probetas son preparados para continuar con sus análisis, los trozos marcados como zona 1 y 3 son montados en baquelita, utilizando una montadora marca BUEHLER modelo Simplymet 4000, como se muestra en la Figura 3.4.

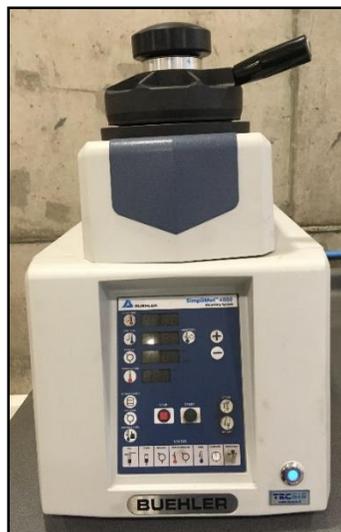


Figura 3.4, Montadora de muestras.

Las probetas montadas en baquelita, se pueden ver a continuación en la Figura 3.5 y 3.6

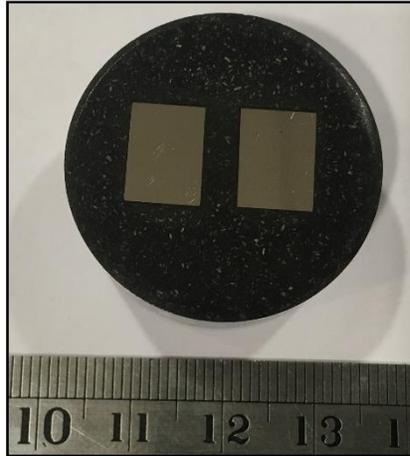


Figura 3.5, Zona 3 montada, correspondiente a la muestra T0.



Figura 3.6, Zona 1 montada, correspondiente a la muestra T5.

En la Figura 3.5, se pueden ver las muestras de la zona 3, correspondiente a las dos probetas estudiadas del set, se han clasificado como T0 (Tiempo 0) o previas al ensayo de desgaste.

En la Figura 3.6, se pueden ver las muestras de la zona 1, las cuales corresponden a las 3 probetas del set ensayado, clasificadas como T5 (Tiempo 5), las dos ubicadas en la parte superior corresponden a la aleación estudiada, y la tercera en la parte inferior corresponde a la aleación patrón utilizada (Hardox 500).

Las probetas luego de montadas son preparadas para análisis metalográfico, de modo que la superficie es desbastada y pulida, posteriormente fue atacada químicamente para revelar su microestructura.

3.3.1 Procedimiento de desbaste y pulido de muestras.

Luego de montada las probetas, se inicia el proceso de desbaste sobre una serie de hojas de esmeril o lijas con abrasivos más finos, sucesivamente. El proceso de desbaste se divide

en 3 fases, desbaste grueso, desbaste intermedio y desbaste final, además, en una última etapa se realiza el pulido fino. Cada etapa de preparación se realizó cuidadosamente para obtener una superficie exenta de rayas al finalizar el procedimiento.

- **Desbaste grueso:** El desbaste inicial, tiene como objetivo obtener una superficie plana, fue realizado en un esmeril de banco, con lijas de 60, 120, 180 y 220 granos (ver Figura 3.7), cada vez que se cambió el papel lija es necesario girar la muestra en 90°, en dirección perpendicular al que se seguía en la lija anterior, la presión sobre la muestra es suave, para evitar a distorsión y el rayado excesivo del metal.



Figura 3.7, Esmeril de banco.

- **Desbaste intermedio y final:** Fue realizado en una pulidora automática marca BUEHLER modelo AutoMet 250 (ver Figura 3.8), utilizando discos de desbaste 500, 800 y 1200 granos. Cada disco de desbaste fue aplicado durante tres minutos a 500 rpm de velocidad en la base, 50 rpm en el cabezal móvil (se mueve sentido contrario a la base), 20 Newton (N) de presión, además, el sistema se refrigeró utilizando agua.



Figura 3.8, Pulidora automática.

- **Pulido Fino:** El pulido fino final, fue realizado en la pulidora automática (ver Figura 3.8), utilizando paño para pulido con una suspensión de óxido de aluminio (alúmina) de 0,5 y 0,03 μm de tamaño de partícula. Cada paño de pulido fue aplicado durante cuatro minutos a 500 rpm de velocidad en la base, 50 rpm en el cabezal móvil (se mueve sentido contrario a la base), 15 Newton (N) de presión, además, el sistema se refrigeró utilizando agua.

3.3.2 Procedimiento de ataque químico.

El ataque químico fue realizado para revelar la microestructura de las muestras, de acuerdo a la norma ASTM E-407 [19], de este modo fue posible realizar el análisis metalográfico. Luego del desbaste y pulido realizado en las muestras, estas fueron atacadas químicamente.

- Lavar la superficie con abundante agua y frotando suavemente con un algodón, para eliminar los restos de alúmina que se encuentran adheridos a la superficie luego de realizado el pulido fino.
- Luego de lavar con agua, la superficie es rociada con alcohol y se seca en una corriente de aire tibio forzado, hasta eliminar completamente el exceso de alcohol y agua.
- Se agrega suficiente reactivo (Nital 5% o Vilella) en un recipiente (vidrio de reloj).
- La muestra se sumerge con la superficie hacia abajo en el reactivo un tiempo estimado de 5-10 segundos y se agita suavemente, luego se retira y se lava con abundante agua para detener la acción del reactivo, se rocía con alcohol y se seca en una corriente de aire tibio forzado.

- En el caso que la microestructura no se ha sido revelada completamente se repite el punto anterior.
- Si ocurre un sobre ataque de la superficie, es necesario realizar una limpieza para eliminar el sobre ataque, se realiza nuevamente el pulido fino y se aplica el procedimiento de ataque químico.

3.3.3 Preparación de muestra extraída de la zona 2 (Z2).

La muestra extraída de la zona 2, fue preparada para realizar una inspección de la superficie, mediante microscopio electrónico de barrido (MEB). Dicha inspección fue realizada para determinar el mecanismo de desgaste imperante.

- Se realizada una limpieza preliminar de los trozos de muestra, utilizando papel absorbente empapado con alcohol, para eliminar residuos adheridos durante el proceso de corte (líquido refrigerante).
- Luego, son introducidas en una tina de limpieza ultrasónica marca ARQUIMED (ver Figura 3.9), llena de alcohol durante 180 segundos, para desprender los residuos que se encuentran adheridos más fuertemente.
- Luego, se realizó una limpieza química superficial, introduciendo las muestras en ácido clorhídrico concentrado (HCl 95%), durante 10-15 segundos y agitadas fuertemente, se extraen del ácido y se lavan con agua y se introducen nuevamente en la tina de limpieza ultrasónica durante 90 segundos. De este modo se elimina la mayor cantidad de partículas de óxido adheridas en la superficie.
- Finalmente, son extraídas de la tina de limpieza ultrasónica, se secan con papel y una corriente de aire forzado, se almacenan en bolsas herméticas. El procedimiento fue realizado con 24 horas de anticipación, para evitar la formación de óxidos superficiales, los cuales, impiden obtener una imagen con la suficiente resolución en el microscopio electrónico de barrido (MEB).



Figura 3.9, Tina de limpieza ultrasónica.

3.4 Etapa IV: Ensayos complementarios

3.4.1 Composición Química.

La composición química de cada aleación fue determinada en un espectrómetro de emisión óptica. Para obtener la composición química de cada aleación fue tomada una probeta al azar, sobre la cual fueron realizadas varias mediciones (4 o 5 por probeta). Del total de mediciones realizadas, se comparan los porcentajes de cada elemento (los más importantes C, Cr, Mo), de modo que estos sean iguales o presenten una pequeña variación, eliminándose los valores muy disímiles y se calcula el promedio (2 o 3 resultados iguales o similares). De este modo se obtiene la composición química para cada aleación.

Los valores discordantes son eliminados para evitar que se altere el resultado final de la composición química, puesto que, existe una probabilidad bastante alta que la probeta presente zonas con una alta segregación de los elementos.

3.4.2 Dureza Brinell.

Los ensayos han sido realizados según norma ASTM E-10 [20].

El equipo utilizado para realizar estos ensayos es un durómetro marca INDENTEC modelo HB-3000B (ver Figura 3.10), cada medición se realizó aplicando una fuerza de 3000 kgf, perpendicular a la superficie de la muestra con una bola de carburo de tungsteno de 10 mm de diámetro, con un tiempo de aplicación de 12 segundos.

Procedimiento de ensayo:

- Las probetas poseen dos caras planas y paralelas, por lo tanto, solo fue necesario realizar limpieza de la superficie que será ensayada, la cual fue limpiada de residuos producto de la manipulación, utilizando papel absorbente empapado en alcohol.
- El durómetro se enciende, se abre la válvula que permite el ingreso de aire comprimido y se verifica que la carga y el tiempo sean los correctos. Se realiza un ensayo de prueba utilizando una probeta patrón, de dureza conocida, para verificar que el durómetro se encuentra calibrado.
- La probeta se coloca en la base del durómetro y se posiciona en el lugar donde se realizará la indentación.
- Se realizaron dos indentaciones en cada una de las probetas.
- La probeta es retirada del durómetro y puesta sobre una mesa plana, para medir el diámetro de la indentación realizada, con un microscopio portátil de bajo aumento el cual tiene una escala fija en el ocular, se deben medir dos diámetros de la indentación, perpendiculares entre sí, y su valor promedio se usa como base para calcular el número de dureza, de acuerdo a la norma ASTM E-10, tabla 2, norma en la cual se establece una relación directa del diámetro de la indentación y la dureza de la probeta ensayada.



Figura 3.10, Durómetro Brinell, INDECTEC HB-3000B.

3.4.3 Perfil de microdureza Vickers.

El ensayo de microdureza Vickers (método especificado en la norma ASTM E-384 [21]), emplea, como cuerpo penetrador, un diamante con forma de pirámide equilátera con ángulo diedro de 136° , el cual es presionado sobre el material bajo una carga de 100 gr durante 30 segundos, definiéndose la dureza Vickers (HV) como el cociente de la carga, F (N), y el área superficial, A (mm^2), de la huella permanente dejada por el penetrador, una vez retirada la carga. El área se determina a partir de la medición por microscopía óptica de las diagonales de la huella.

Realizado en un microdurómetro marca LECO modelo LM300AT.

Fueron utilizadas muestras montadas en baquelita y superficie pulida, para la realización del perfil, la superficie ensayada se encontraba atacada químicamente, para diferenciar las fases en las cuales se han realizado las indentaciones.

Fueron identificadas dos fases principales, una matriz de martensita y carburo. Las mediciones de micro dureza vickers fueron realizados sobre la matriz, las cuales fueron realizadas desde la superficie hacia el centro a la distancia de 0.030, 0.28, 0.53, 0.78, 1.280, 1.780, 2.780 (mm).

Procedimiento de ensayo:

- Verificar el tiempo y la carga que será aplicada.
- La muestra es colocada en la platina del micro durómetro Vickers, microscopio digital que posee micro durómetro se posiciona el indentador en la superficie de la muestra, verificando que la indentación fuese realizada en la matriz de la muestra.
- La platina móvil posee graduación con alcance de 0.01 mm en el plano XY, la cual permite facilidad de posicionamiento y precisión en la realización del perfil.
- Luego de realizada la indentación en la matriz, el microscopio incorporado en el equipo permite realizar la medición de las diagonales de la indentación y entrega de manera instantánea un valor de microdureza Vickers.
- Se registran los datos obtenidos y se analizan posteriormente.

3.4.4 Metalografías.

Las muestras fueron previamente preparadas, es decir, fueron cortadas las zonas específicas a analizar, montadas en baquelita, pulidas a espejo y atacadas químicamente, como fue descrito en los procedimientos antes mencionados.

De este modo se encuentran listas para ser analizada su microestructura y obtener las micrografías de cada una de las aleaciones, las cuales fueron obtenidas con un microscopio óptico marca OLYMPUS modelo BX51M y una cámara digital marca LUMENERA modelo INFINITY2 (ver Figura 3.11).

El microscopio óptico posee objetivos de 50X, 100X, 200X, 500X y 1000X de aumento, los cuales permiten ver las muestras a través de los oculares y obtener las micrografías.



Figura 3.11, Microscopio óptico LUMENERA INFINITY2.

3.4.5 Análisis en microscopio electrónico de barrido (MEB).

Análisis realizado en un equipo marca JEOL modelo JSM-6010LA, de la Universidad de Santiago de Chile. Para realizar la inspección se han utilizado el mismo conjunto de muestras montadas en baquelita y pulidas espejo (zona 1 y 3), además, la muestra que fue sometida a limpieza superficial (zona 2), y distintas técnicas para el análisis de las superficies

Procedimiento de análisis:

- Verificar que las muestras utilizadas fuesen conductoras.
- Fijar las muestras en el portaprobetas y luego posicionar el porta probetas en el interior del equipo.
- El equipo es cerrado y sellado herméticamente, luego se enciende la bomba que genera alto vacío (necesario para el funcionamiento).
- Se selecciona la técnica a utilizar y se ajustan los parámetros para obtener las imágenes.

Las técnicas utilizadas fueron seleccionadas para obtener los diferentes resultados en cada muestra analizada, es decir, para obtener el análisis composicional de las diversas fases encontradas se utilizaron las técnicas de BEI y EDS, sin embargo, para obtener imágenes topográficas de las muestras extraídas de la zona 2 de las probetas, se utilizó la técnica SEI, la que permite obtener imágenes tridimensionales.

3.4.6 Análisis de imagen.

Las microfotografías fueron obtenidas y sometidas a análisis, mediante el uso del software *Image-Pro Plus*, versión 6.0.0260. Como aplicación de análisis de imagen, proporciona un completo rango de trabajo, permitiendo obtener captura de imágenes y análisis estadísticos.

4. Resultados.

4.1 Composición química.

Las aleaciones estudiadas fueron clasificadas de acuerdo a la norma ASTM A-532, ver Tabla 4.1, considerando principalmente tres elementos de aleación. En el Anexo 1, se puede encontrar la composición química completa que especifica la norma.

Tabla 4.1, Clasificación de aleaciones según norma ASTM A-532.

Aleación	ASTM A-532	%C Norma	%C Muestra	%Cr Norma	%Cr Muestra	%Mo Norma	%Mo Muestra
A-1	II-B	2.0–3.3	2,420	14.0–18.0	16,760	3.0 máx.	1,090
A-2	II-B	2.0–3.3	2,500	14.0–18.0	15,200	3.0 máx.	2,690
A-3	II-B	2.0–3.3	2,540	14.0–18.0	15,260	3.0 máx.	0,960
A-4	II-D	2.0–3.3	2,640	18.0–23.0	18,050	3.0 máx.	1,710
A-5	II-B	2.0–3.3	2,570	14.0–18.0	17,400	3.0 máx.	0,640
A-6	III-A	2.0–3.3	2,780	23.0–30.0	23,740	3.0 máx.	0,770
A-7	II-B	2.0–3.3	2,400	14.0–18.0	14,360	3.0 máx.	2,420
A-8	III-A	2.0–3.3	2,580	23.0–30.0	28,770	3.0 máx.	0,230
A-9	II-B	2.0–3.3	2,550	14.0–18.0	17,880	3.0 máx.	0,620

*El análisis químico completo de cada aleación no será detallado, dado que estos resultados son confidenciales y propiedad de ME ELEC METAL.

4.2 Resultado de ensayo de desgaste abrasión-impacto (IT).

En este apartado se presenta una tabla resumen con los resultados obtenidos en el ensayo de desgaste de las aleaciones en estudio. Los resultados en detalle se muestran en el Anexo 2. En términos generales, los resultados obtenidos del ensayo de desgaste realizado corresponden a la pérdida de masa luego de finalizar cinco horas de ensayo, los que se presentan resumidos en la Tabla 4.2, en los que es posible ver la pérdida de masa promedio de las aleaciones ensayadas y la desviación estándar, esperándose que este valor sea el menor posible. En el análisis de resultado, se presentará en mayor detalle los resultados obtenidos en las distintas aleaciones y probetas ensayadas.

Tabla 4.2, Pérdidas de masa, tabla resumen de ensayo de desgaste.

Aleación	Δ masa (gramos)	Desviación estándar	% de desviación
A-1	0,1781	0,0124	6,97
A-2	0,1717	0,0066	3,84
A-3	0,1710	0,0207	12,12
A-4	0,1788	0,0076	4,27
A-5	0,1648	0,0109	6,64
A-6	0,2347	0,0230	9,79
A-7	0,1784	0,0121	6,79
A-8	0,1951	0,0197	10,09
A-9	0,1196	0,0029	2,46

4.3 Análisis Metalográfico.

El análisis metalográfico de las aleaciones en estudio se realizó con el objetivo de identificar y cuantificar las fases presentes en cada una de ellas. Para esto, las muestras fueron atacadas con diferentes reactivos, los que permiten revelar su microestructura con distintas tonalidades. Las fundiciones blancas estudiadas son del tipo hipoeutéctico altamente aleado, por lo que su diagrama de fases se ve modificado en gran medida en comparación al de una con menor cantidad de elementos de aleación. Estos cambios generan una variación en la composición química de los microconstituyentes formados durante la solidificación, y en algunos casos también producen cambios en la morfología y cinética de formación de las diferentes fases. Para llevar a cabo la cuantificación de las fases presentes en cada caso, se realizó análisis de imagen con el software *Image Pro Plus*. Para esto se consideró un total de cuatro imágenes de distintas zonas de la muestra, tomadas al azar, con un aumento de 50X. Posteriormente, se calcula el promedio obtenido en cada una de las imágenes analizadas.

Luego de realizada la cuantificación de fases respectiva, los resultados fueron comparados con los valores teóricos obtenidos a través de la ecuación de Maratray. Esta ecuación permite obtener el porcentaje de carburos formados en fundiciones blancas con alto contenido de cromo. La comparación de los valores teóricos y experimentales obtenidos se muestra en la Tabla 4.3.

Ecuación de Maratray [22]: $FVC\% = 12,33 * \%C + 0,55 * \%Cr - 15,2$

Tabla 4.3, Comparación fracción de volumen de carburo teórico y experimental.

Aleación	Análisis de imagen (Promedio)	Ec. Maratray
A-1	21,1	23,8
A-2	24,0	23,9
A-3	21,6	24,5
A-4	25,9	27,3
A-5	22,7	26,1
A-6	29,4	32,1
A-7	22,0	22,3
A-8	27,4	32,4
A-9	25,9	26,1

Con el objetivo de presentar de mejor manera el efecto del elemento mayoritario en cada aleación, esto es, cromo, en la Figura 4.1 se muestra una imagen 2D del diagrama metaestable del ternario Fe-Cr-C, en la que se identifican las composiciones de las aleaciones estudiadas.

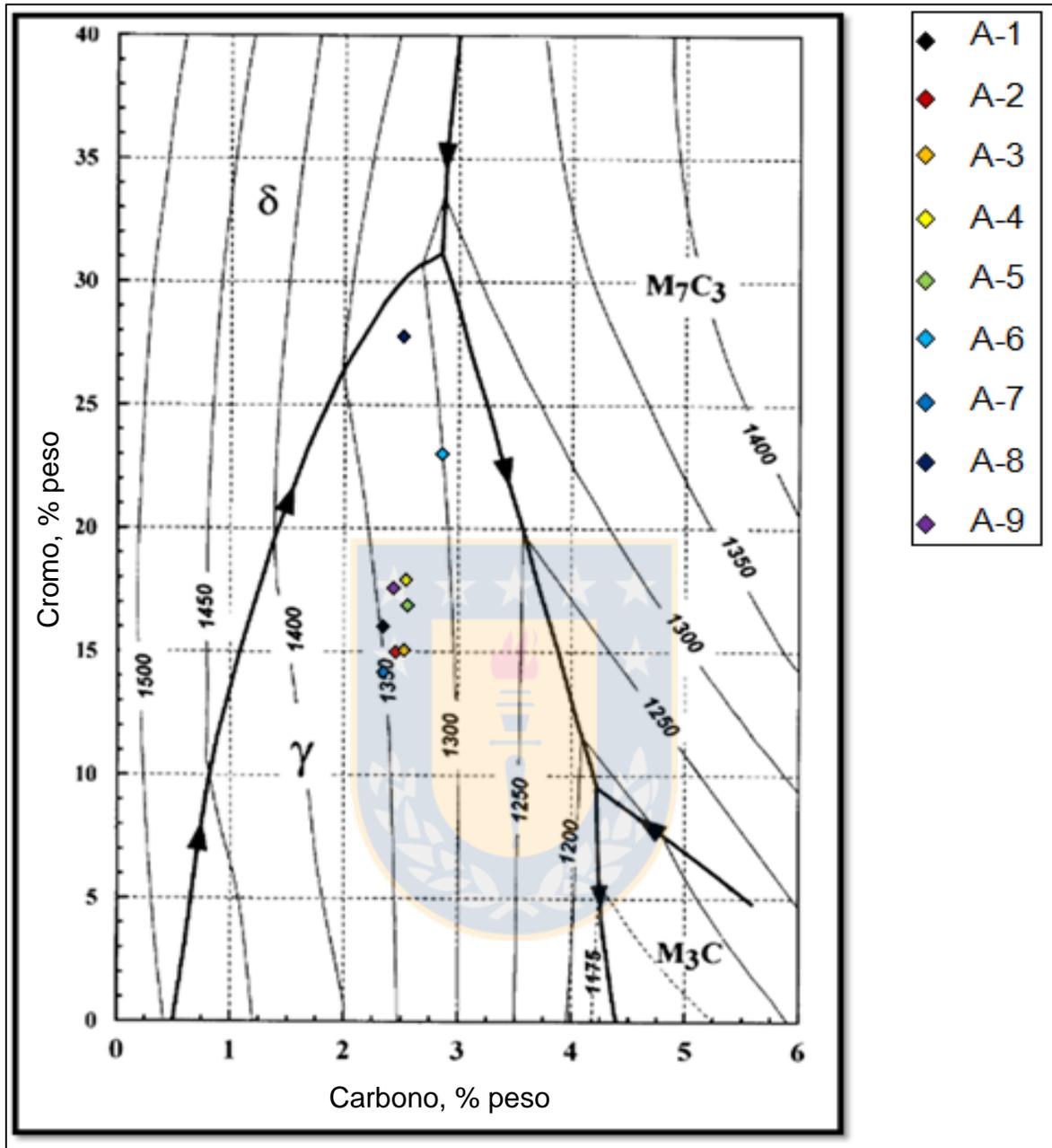


Figura 4.1, Vista 2D de la superficie liquidus metaestable de Fe-Cr-C [4]

I. Aleación A-1.

En la Figura 4.2, se muestran los resultados obtenidos para la muestra A-1, en la que es posible identificar una matriz de martensita (fase más oscura), cuyo crecimiento se produce a partir de las dendritas de austenita durante el proceso de enfriamiento de esta aleación (los brazos de las dendritas están cortados) y la estructura adyacente presenta un crecimiento del tipo eutético, compuesto por carburos (fase de color blanco) y martensita. En la Figura 4.2 (d), analizada luego de realizado el ensayo de desgaste, es posible observar la fractura que sufren los carburos debido a los impactos reiterados que éstos reciben durante el ensayo.

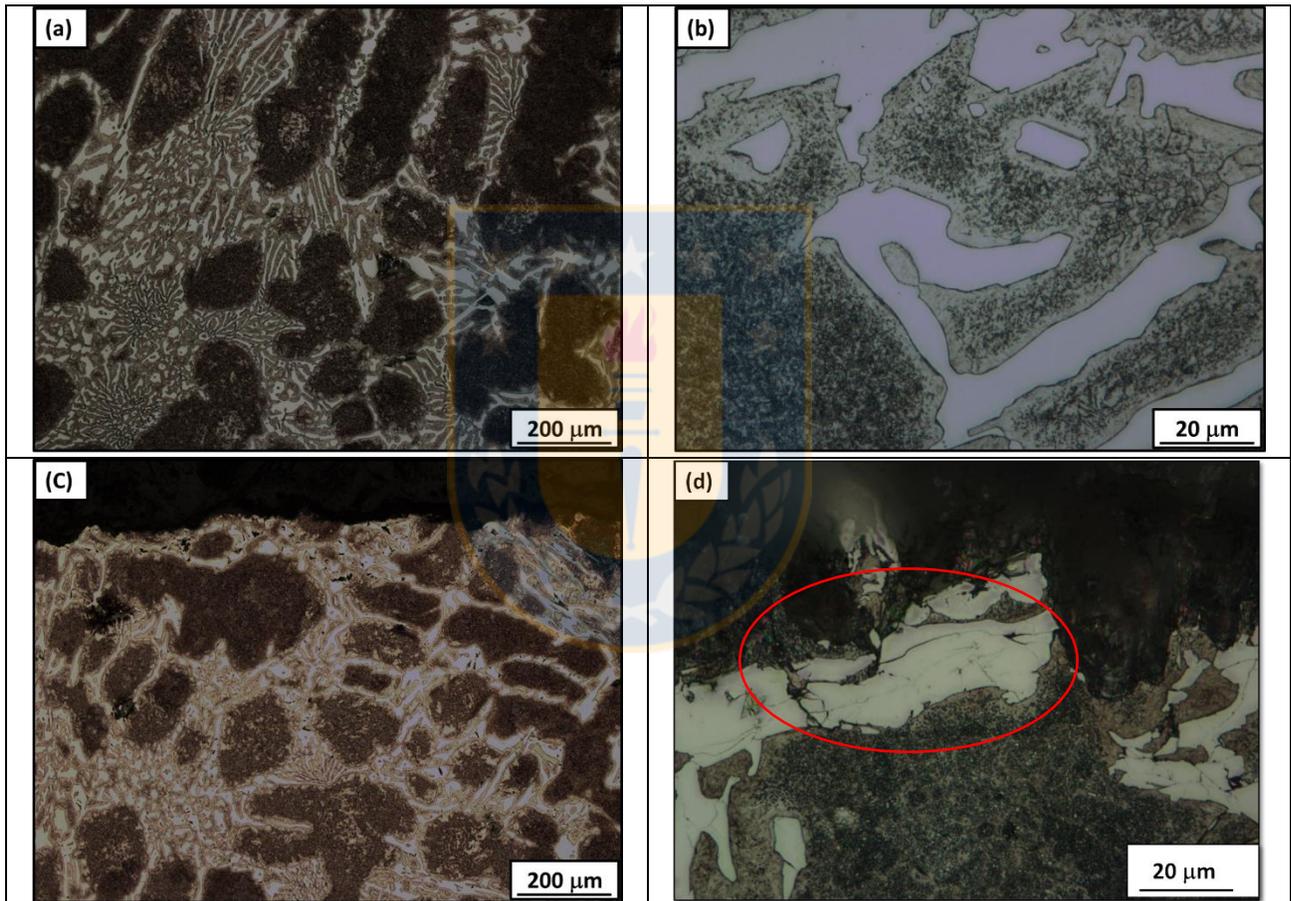


Figura 4.2, Micrografía aleación A-1 (a) T0, aumento 100X; (b)T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 100X; (d) T5 superficie, aumento 1000X. Reactivo de ataque Nital 5%.

II. Aleación A-4.

En las micrografías de la Figura 4.3, se puede ver, al igual que en los casos anteriores, una matriz de martensita y la estructura adyacente presenta un crecimiento del tipo eutéctico, compuesto por carburos y martensita.

En el círculo rojo de la figura 4.3 (d) es posible observar que los carburos de la superficie han sufrido fracturas producto de los reiterados impactos durante el ensayo de desgaste. Además, en el círculo azul de la misma imagen se pueden observar carburos que han precipitado en la matriz, la presencia de este tipo carburos, posiblemente es producto de una precipitación secundaria, la cual es realizada mediante un tratamiento térmico posterior (se desconoce historial metalúrgico).

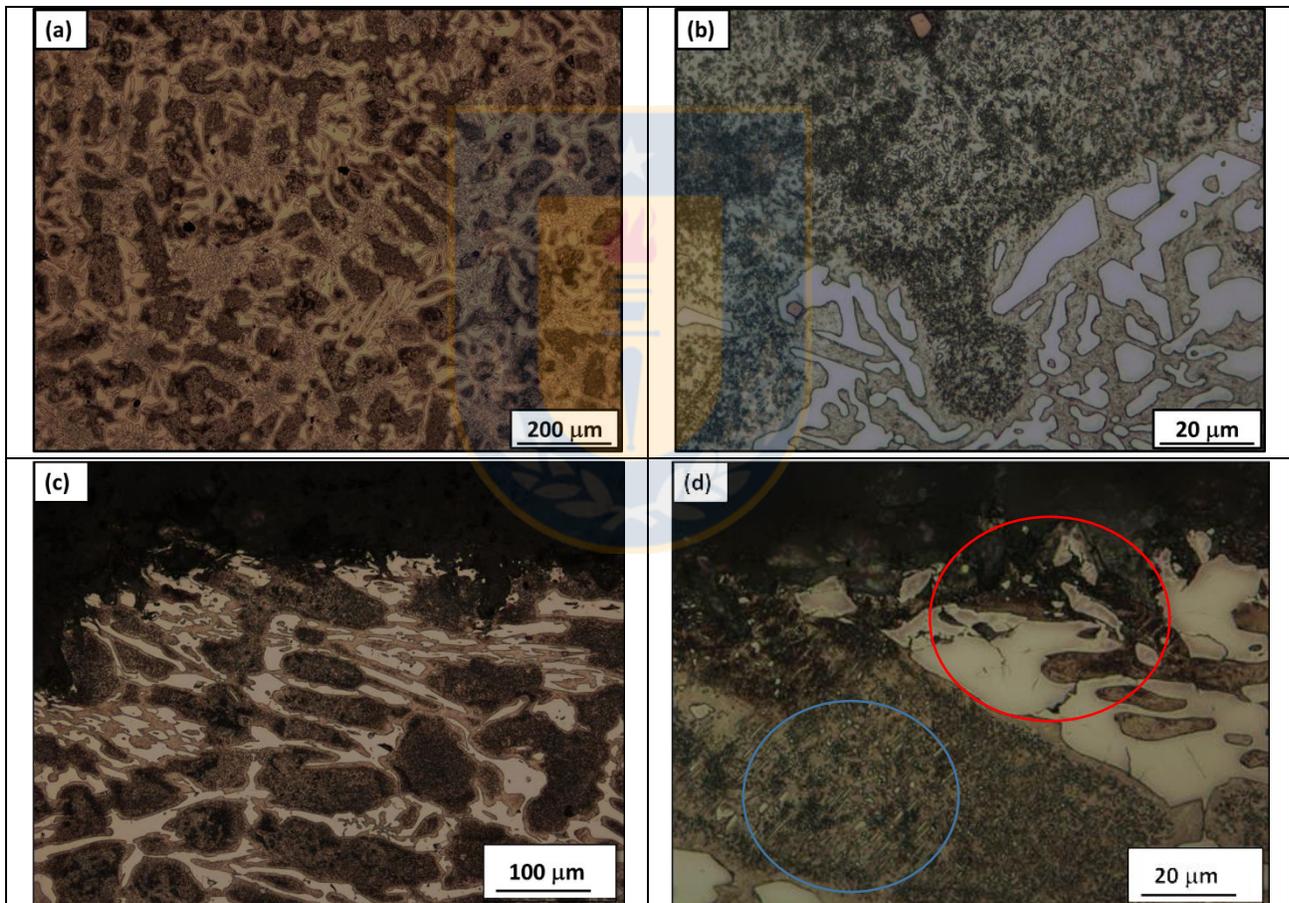


Figura 4.3, Micrografía aleación A-4 (a) T0, aumento 100X; (b)T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 200X; (d) T5 superficie, aumento 1000X. Reactivo de ataque Nital 5%.

III. Aleación A-9.

En las micrografías de la Figura 4.4, se puede ver, al igual que en los casos anteriores, una matriz de martensita y la estructura adyacente presenta un crecimiento del tipo eutéctico, compuesto por carburos y martensita empobrecida en Cromo. Cabe destacar que en este caso fue posible observar límite de grano de la austenita.

En la Figura 4.4 (d) no es posible observar los carburos fracturados en la superficie de desgaste, puesto que estas no fueron preparadas con resina para mantener los bordes, como consecuencia, los carburos de la superficie se desprendieron durante su preparación para análisis metalográfico.

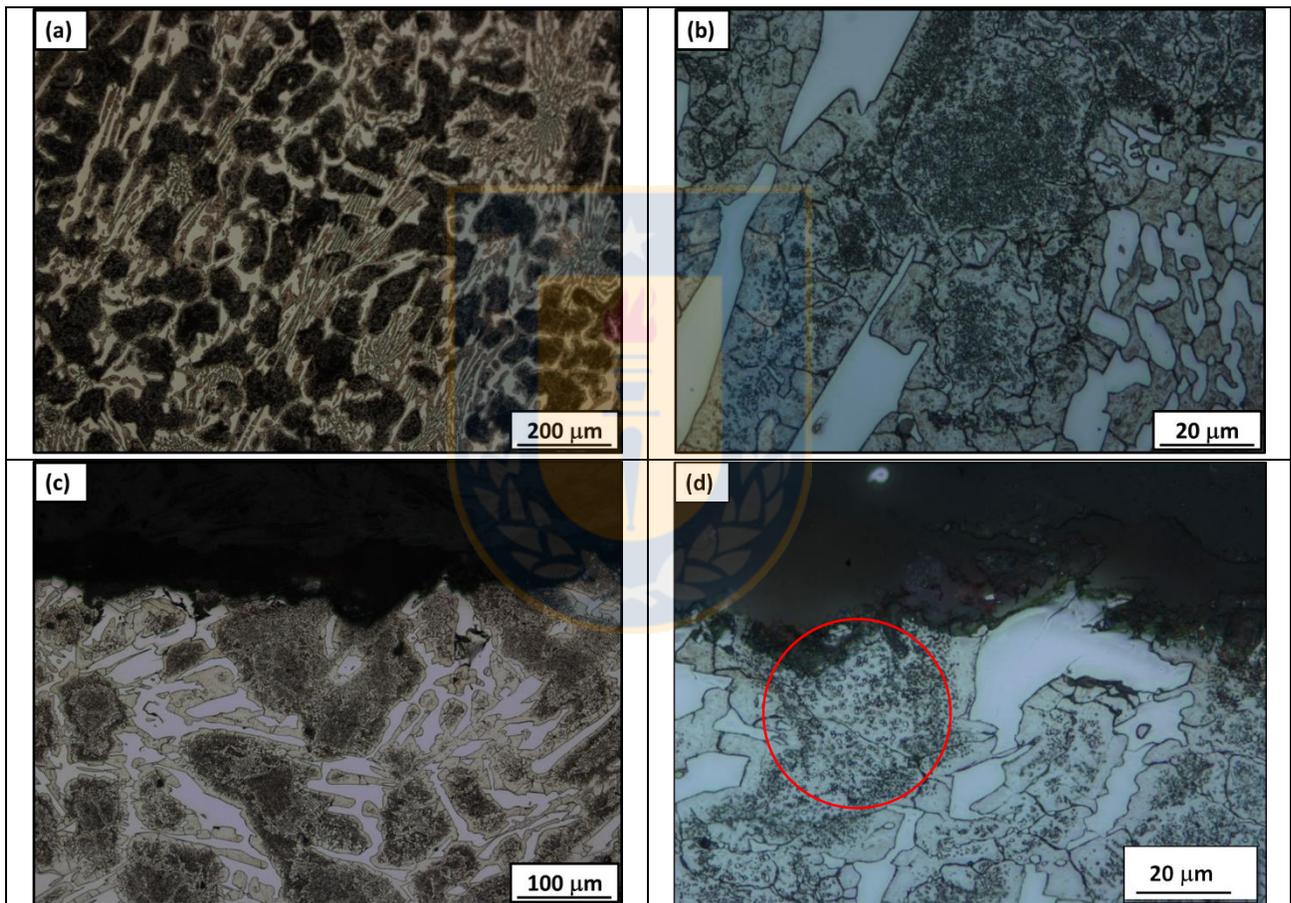


Figura 4.4. Micrografía aleación A-9 (a) T0, aumento 100X; (b) T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 200X; (d) T5 superficie, aumento 1000x. Reactivo de ataque Nital 5%.

En las aleaciones A-2, A-3, A-5 y A-6, se identificaron las mismas fases que en A-1, presentando solamente diferencias en la distribución y tamaño. En las aleaciones A-7 y A-8 presenta una microestructura similar y se observa precipitación secundaria como la observada en A-4. Ver Anexo 3 de las micrografías indicadas.

4.4 Microscopia Electrónica De Barrido y análisis por EDS

4.4.1 MEB-EDS

Las muestras fueron analizadas mediante microscopia electrónica de barrido y espectroscopia por dispersión de energía (MEB- EDS), utilizando la técnica BEC, la cual permite formar imágenes mediante la detección de electrones retro dispersados. La energía liberada por cada elemento forma una imagen en escala de grises, lo que hace posible determinar la composición química de la muestra analizada. El análisis químico puntual, que permite determinar la composición química de las fases identificadas se presenta a continuación.

I. Aleación A-1.

Se realizó análisis químico puntual a las tres fases identificadas. En el punto 001 se encontró un precipitado rico en molibdeno, compuesto por un 40% de Mo y 47 %Fe, de acuerdo a su espectro EDS. En el análisis químico puntual 002, corresponde a un carburo de Fe-Cr, con porcentaje en peso de 52 %Fe y 42 %Cr aproximadamente. Los puntos 004 y 005 fueron realizados sobre la matriz, del análisis EDS muestra que la matriz está compuesta mayoritariamente por hierro y cromo, sin embargo, presenta diferencias en el porcentaje en masa de Cromo, 9 %Cr y 22 %Cr respectivamente. Esta diferencia de composición se debe al empobrecimiento de cromo en la matriz, producto de la difusión de cromo hacia la fase carburo que crece adyacente.

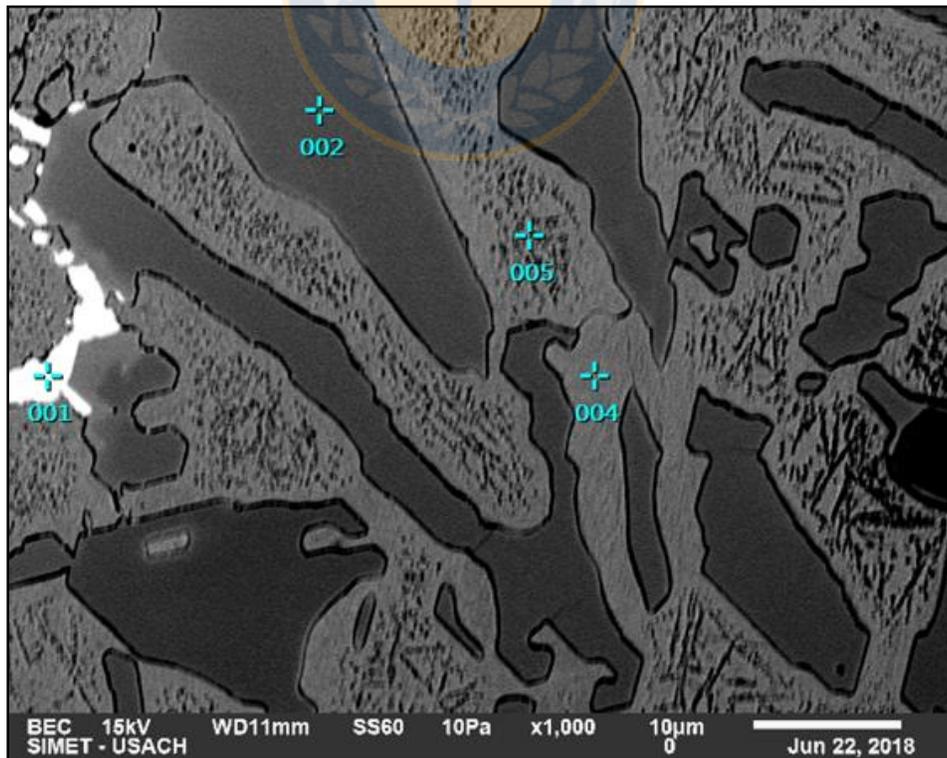


Figura 4.5, Micrografía MEB, aleación A-1.

- Análisis químico punto 001

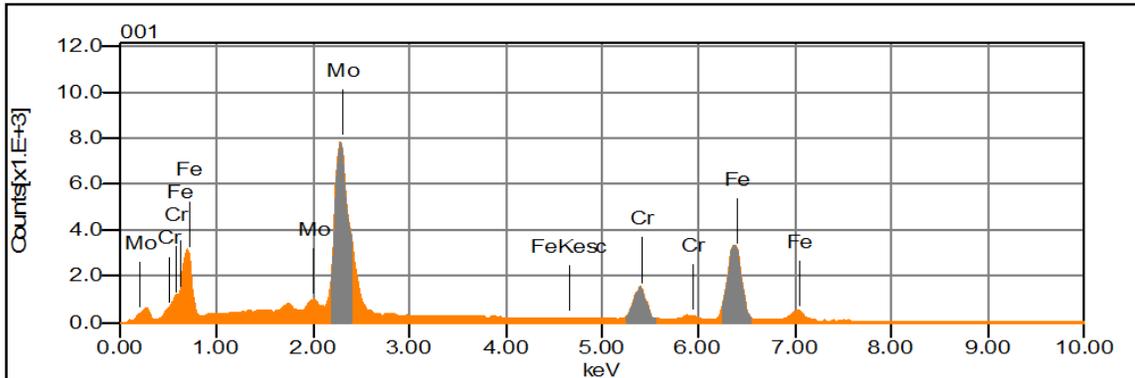


Figura 4.6, Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 001

Tabla 4.4, Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 001.

Elemento	Masa %	Atómico%	Sigma
Cr	12,04	15,39	0,08
Fe	47,54	56,59	0,14
Mo	40,43	28,01	0,14

- Análisis químico puntual 002

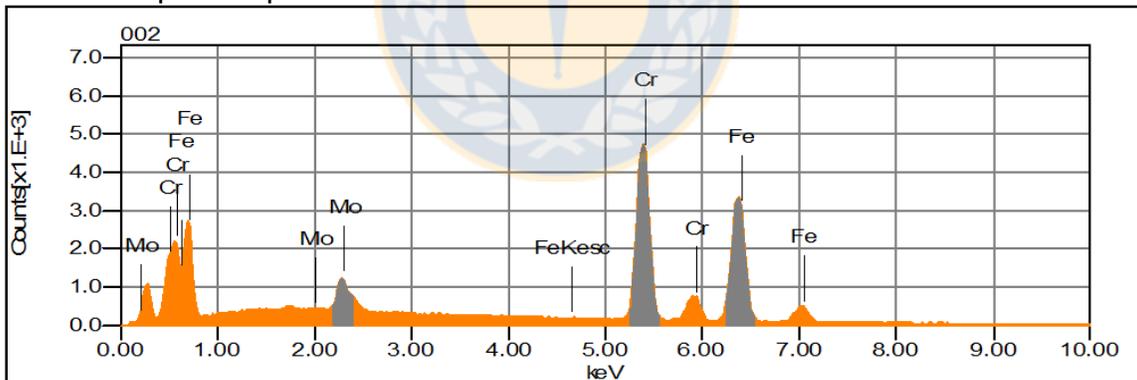


Figura 4.7, Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 002

Tabla 4.5, Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 002.

Elemento	Masa %	Atómico%	Sigma
Cr	42,61	45,29	0,13
Fe	52,36	51,81	0,15
Mo	5,04	2,90	0,07

- Análisis químico puntual 004

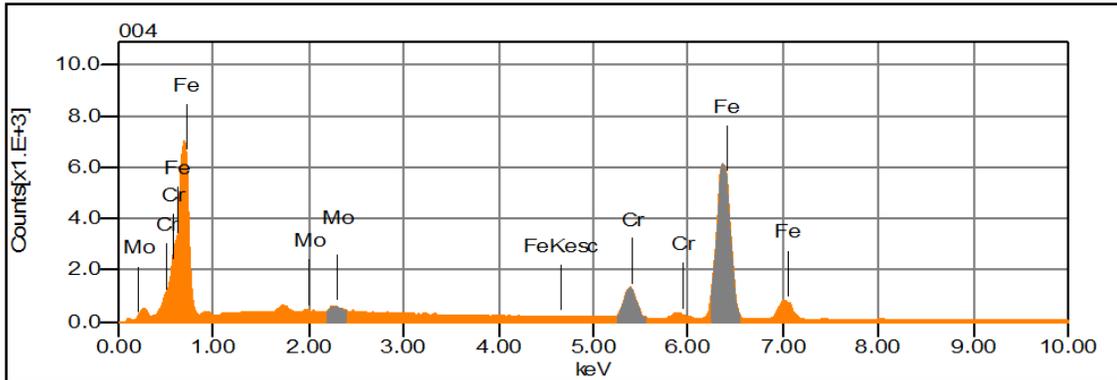


Figura 4.8, Espectro EDS de aleación A-1, químico puntual 004

Tabla 4.6, Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 004

Elemento	Masa %	Atómico%	Sigma
Cr	9,36	10,05	0,06
Fe	89,08	89,04	0,18
Mo	1,56	0,90	0,05

- Análisis químico puntual 005

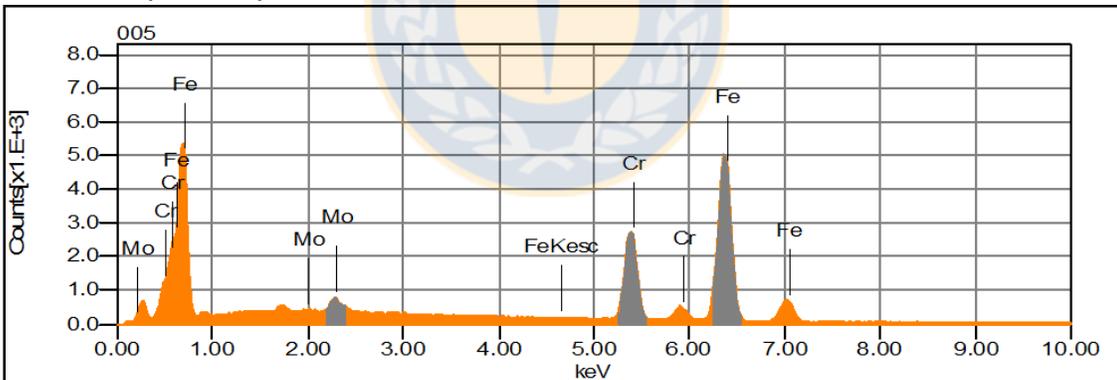


Figura 4.9, Espectros EDS de aleación A-1, análisis químico puntual 005

Tabla 4.7, Análisis EDS de la aleación A-1, análisis químico puntual 005.

Elemento	Masa %	Atómico%	Sigma
Cr	22,79	24,31	0,09
Fe	74,79	74,28	0,17
Mo	2,42	1,40	0,06

En las 8 aleaciones restantes se realizó el mismo análisis, identificando las fases presentes y realizando un análisis químico puntal a cada una de ellas. A continuación se presenta un resumen de los resultados obtenidos en cada una de las aleaciones estudiadas.

II. Aleación A-2.

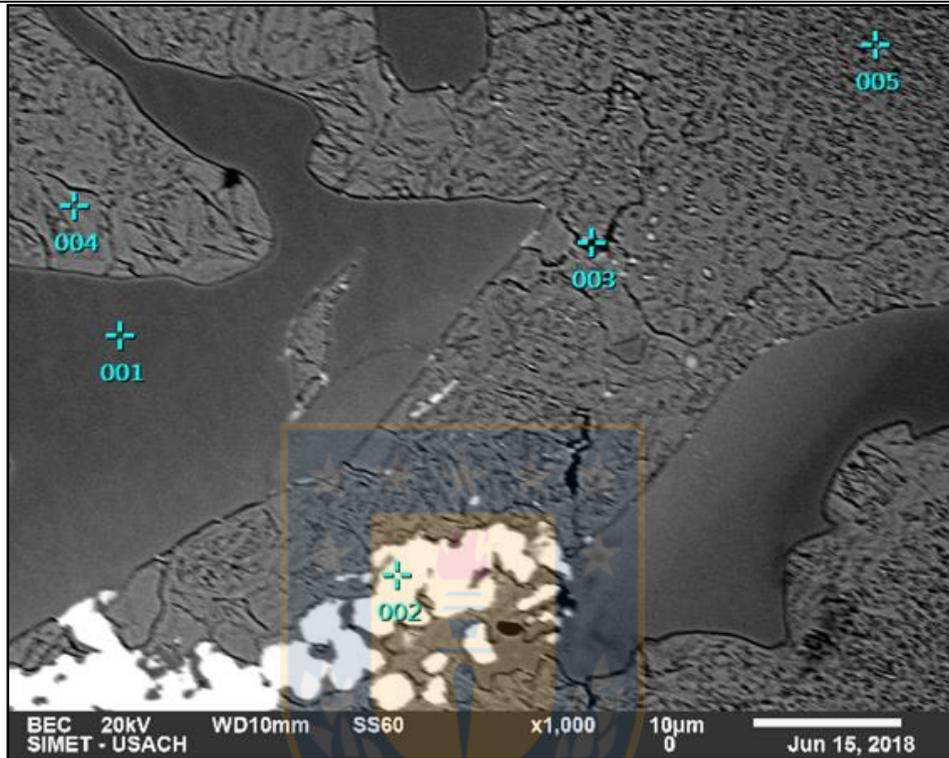


Figura 4.10, Micrografía MEB, aleación A-2

Observaciones:

- Fases identificadas: Tres.
- Químico puntal 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntal 002: Precipitado rico en Mo.
- Químico puntal 003, 004 y 005: Matriz.

Puntal	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	47,00	45,88	7,12
002	34,60	5,26	60,14
003	81,04	8,11	10,86
004	90,94	7,08	1,98
005	86,14	11,10	2,76

III. Aleación A-3.

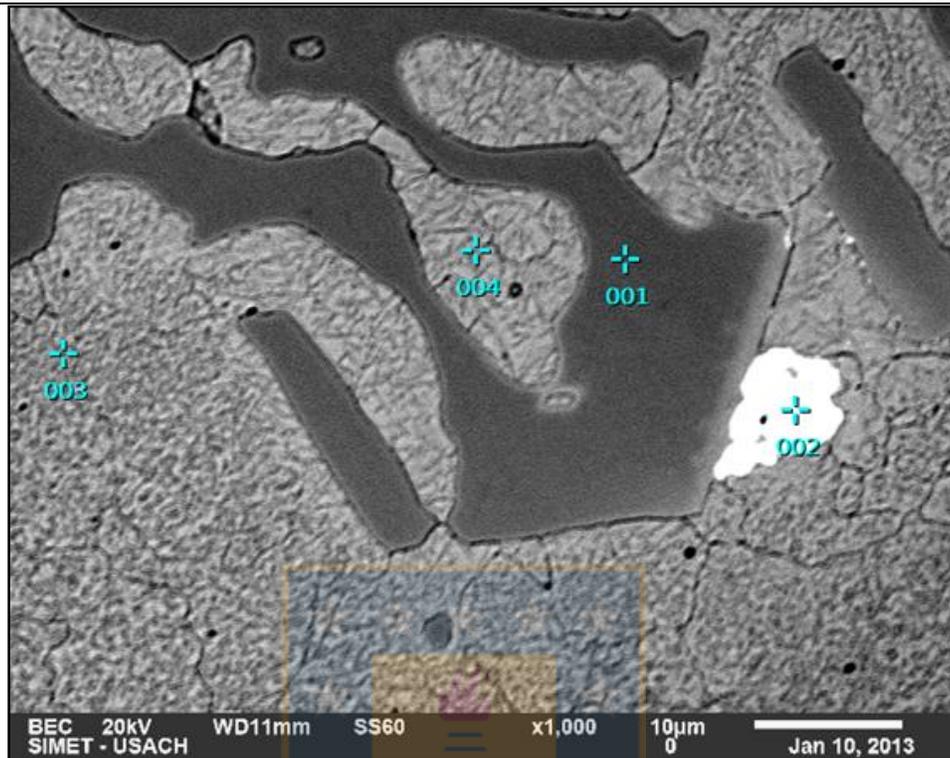


Figura 4.11, Micrografía MEB, aleación A-3

Observaciones:

- Fases identificadas: Tres.
- Químico puntual 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: Precipitado rico en Mo.
- Químico puntual 003 y 004: Matriz.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	49,64	47,11	3,24
002	13,41	7,65	78,95
003	90,36	8,75	0,90
004	92,28	6,36	1,36

IV. Aleación A-4.

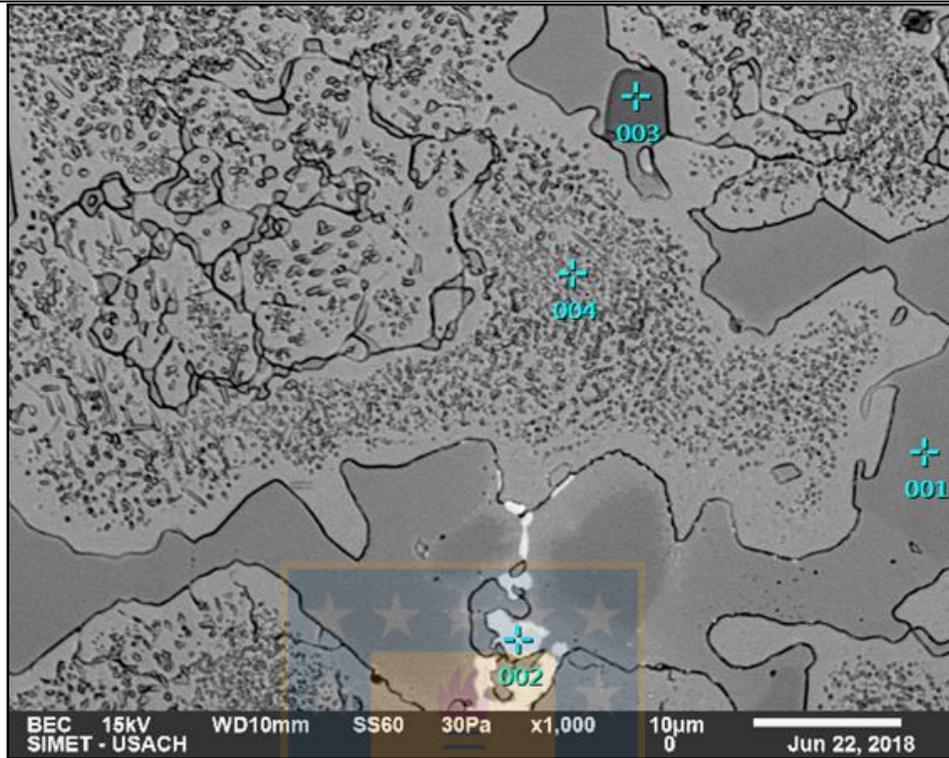


Figura 4.12, Micrografía MEB, aleación A-4.

Observaciones:

- Fases identificadas: Cuatro.
- Químico puntual 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: Precipitado rico en Mo.
- Químico puntual 004: Matriz.
- Químico puntual 003: De acuerdo a la composición química se presume que corresponde a la inclusión no metálica sulfuro de manganeso.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	49,91	47,72	2,37
002	43,75	10,07	46,18
004	84,15	13,15	2,71

Puntual	%masa Mn	%masa S
003	64,90	35,10

V. Aleación A-5.

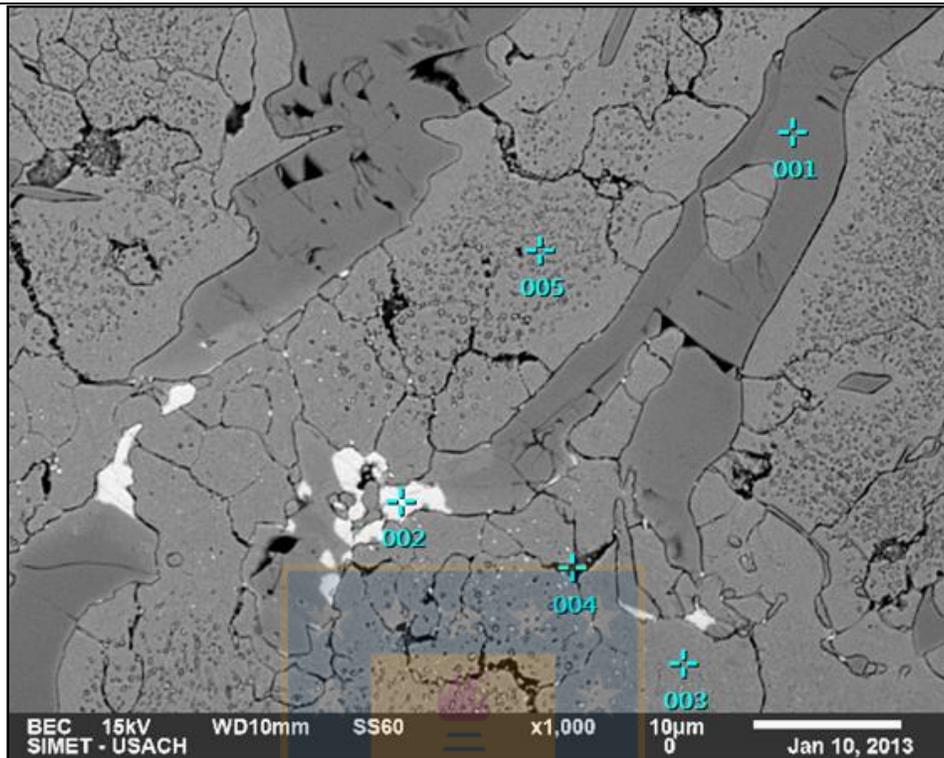


Figura 4.13, Micrografía MEB, aleación A-5.

Observaciones:

- Fases identificadas: Tres.
- Químico puntual 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002 Precipitado rico en Mo.
- Químico puntual 003 y 005: Matriz.
- Químico puntual 004: Realizado en la matriz cerca de un límite de grano, en esta zona existe segregación química, por lo que aumenta el contenido de Mo.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	45,49	51,65	2,87
002	36,03	7,34	56,62
003	90,61	5,91	3,48
004	69,86	15,26	14,88
005	90,99	7,10	1,91

VI. Aleación A-6.

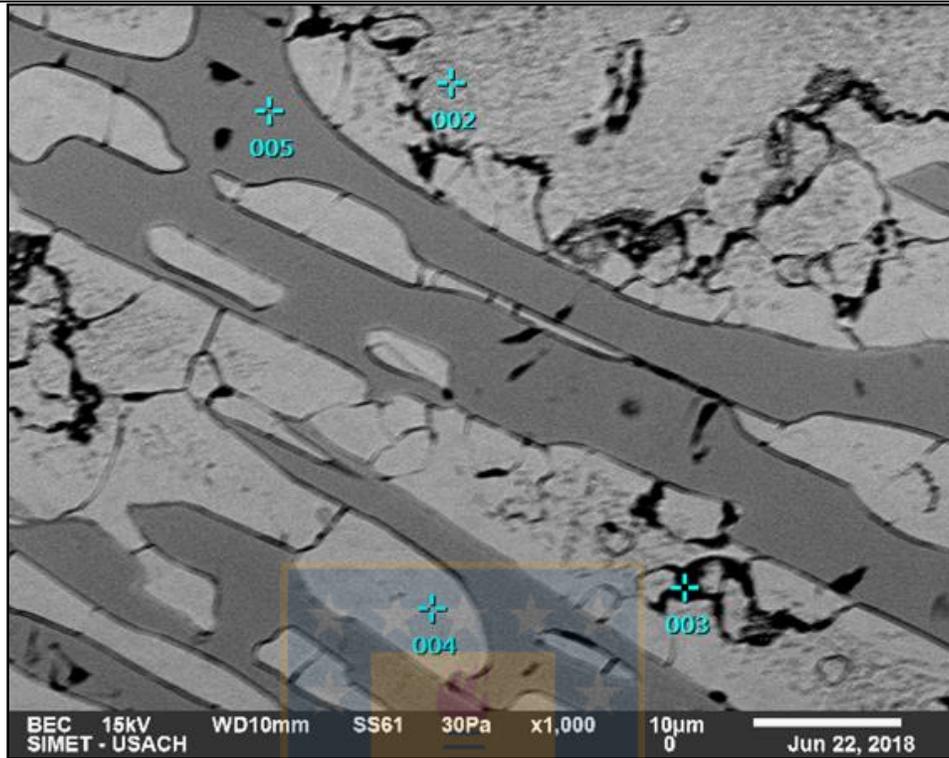


Figura 4.14, Micrografía MEB, aleación A-6.

Observaciones:

- Fases identificadas: Dos.
- Químico puntual 005: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: Matriz, por su alto contenido en Cr se presume que corresponde a carburos de Fe-Cr producto de una precipitación secundaria.
- Químico puntual 003 y 004: Matriz, presencia de zonas empobrecidas de cromo y una menor cantidad de precipitación secundaria.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
002	49,85	49,54	0,61
003	62,96	36,5	0,54
004	84,92	14,18	0,90
005	51,33	47,72	0,95

VII. Aleación A-7.

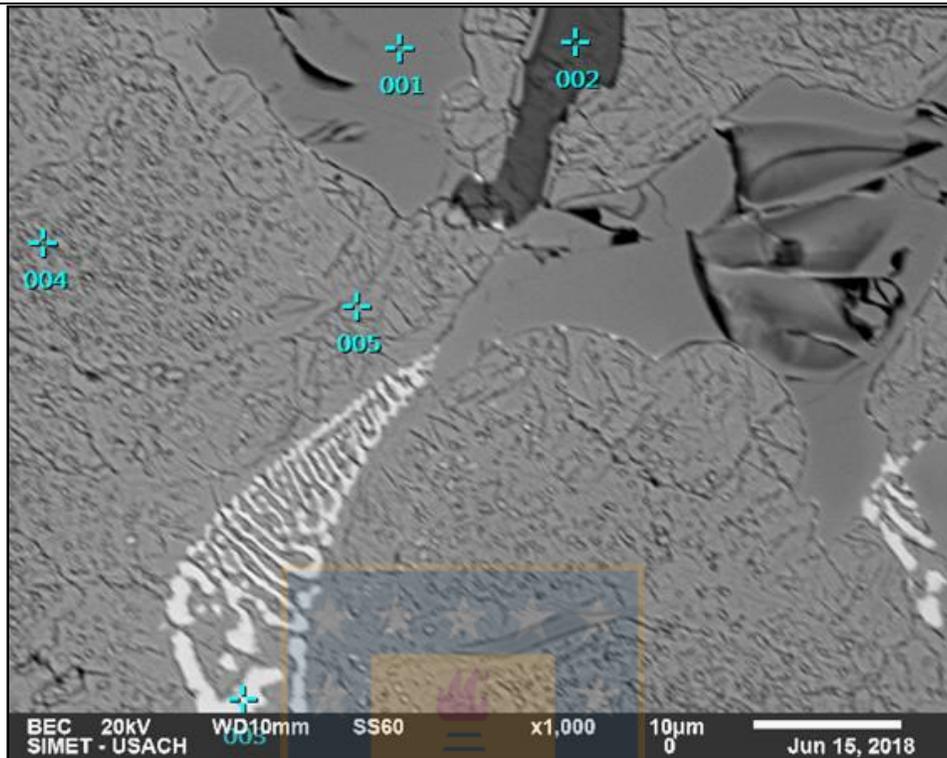


Figura 4.15, Micrografía MEB, aleación A-7.

Observaciones:

- Fases identificadas: Cuatro.
- Químico puntual 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: De acuerdo a la composición química se presume que corresponde a la inclusión no metálica sulfuro de manganeso.
- Químico puntual 003: Precipitado rico en Mo.
- Químico puntual 004 y 005: Matriz.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	46,93	44,52	8,54
003	34,90	4,95	60,15
004	87,55	9,65	2,80
005	91,48	6,07	2,45

Puntual	%masa Mn	%masa S
002	62,72	37,28

VIII. Aleación A-8.

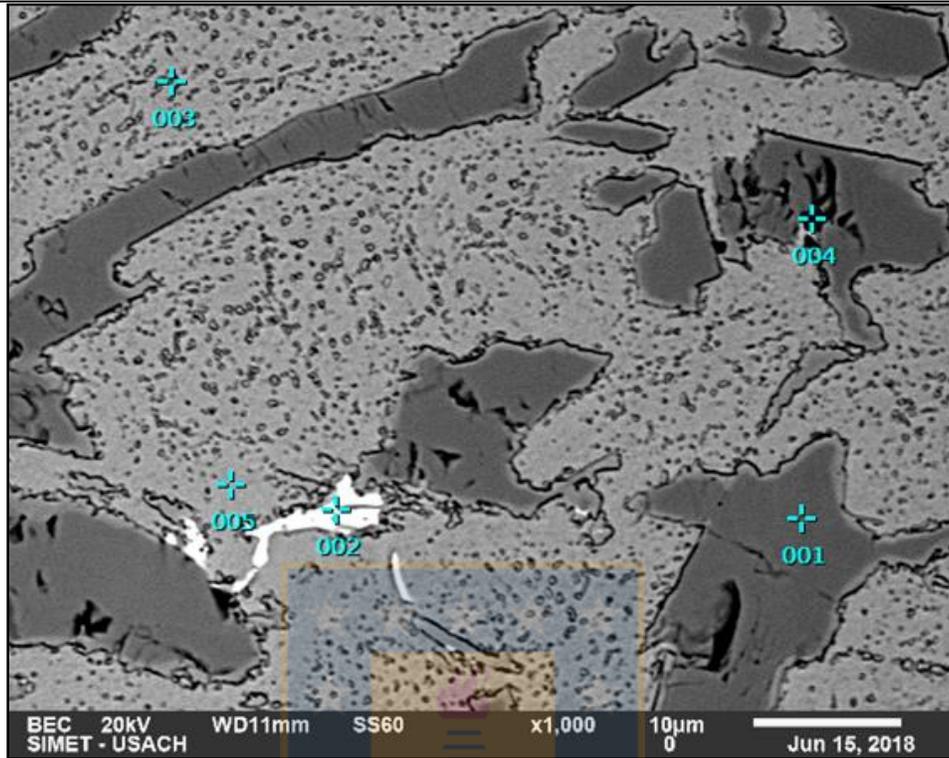


Figura 4.16, Micrografía MEB, aleación A-8.

Observaciones:

- Fases identificadas: Tres.
- Químico puntual 001 y 004: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: Se identifica un pico de Nb en el espectro EDS. Por lo tanto, se presume que corresponde a un carburo de Nb.
- Químico puntual 003 y 005: Matriz.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	28,88	70,83	0,29
003	74,59	25,11	0,30
004	29,27	70,28	0,46
005	85,49	14,23	0,28

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Nb
002	51,14	21,53	27,33

IX. Aleación A-9.

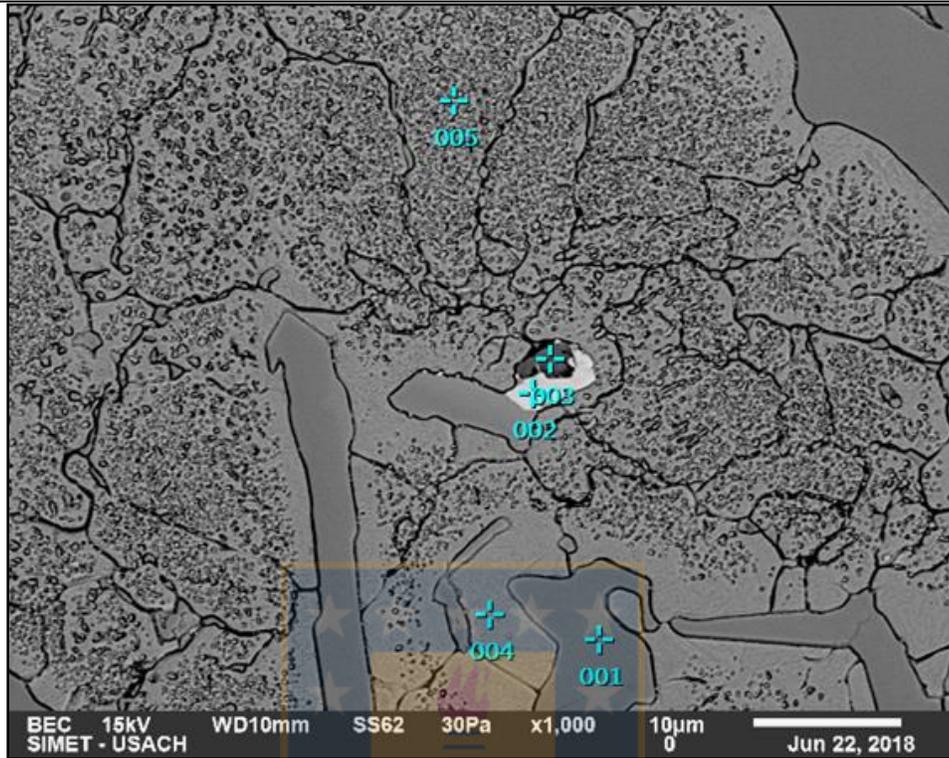


Figura 4.17, Micrografía MEB, aleación A-9.

Observaciones:

- Fases identificadas: Tres.
- Químico puntual 001: Carburo Cr-Fe.
- Químico puntual 002: Precipitado rico en Mo.
- Químico puntual 003: De acuerdo a la composición química de la aleación, se presume que corresponde a la inclusión no metálica sulfuro de manganeso.
- Químico puntual 004 y 005: Matriz.

Puntual	%masa Fe	%masa Cr	%masa Mo
001	53,12	44,54	2,34
002	46,12	10,59	43,29
004	89,53	9,37	1,10
005	84,93	13,91	1,16

Puntual	%masa Mn	%masa S
003	64,72	35,28

4.4.2 MEB-SEI (*Secondary Electron Imaging*) imagen de electrones secundarios.

La técnica SEI, permite formar imágenes topográficas gracias a una mayor resolución, debido a la utilización de electrones secundarios. Esta técnica fue utilizada para determinar el mecanismo de desgaste producido en la superficie expuesta al material abrasivo durante el ensayo de desgaste, en el cual, el abrasivo impacta y se desliza sobre la superficie, produciendo un surco o rayado. De este modo es posible realizar la clasificación sobre el mecanismo de desgaste producido.

A continuación se presentan las imágenes obtenidas, en las que se aprecia el surco o rayado producido por el material abrasivo que impacta sobre la superficie, eventos de impacto de alta energía.

- I. **Aleación A-1:** En la figura 4.18, es posible observar que el mecanismo de desgaste es de carácter mixto, es decir, es posible observar en el mismo surco desgaste del tipo arado y corte. La zona encerrada en rojo indica que ha ocurrido desplazamiento lateral de metal mediante deformación plástica. Con esto, es posible clasificar el desgaste tipo arado. Sin embargo, al observar en detalle la imagen (zona encerrada en azul) se observó un surco que presenta las características del desgaste tipo corte, el que no presenta desplazamiento de material hacia los costados como el arado y tampoco acumulación en el frente como ocurre en el tipo cuña, es decir, la superficie fue removida completamente.

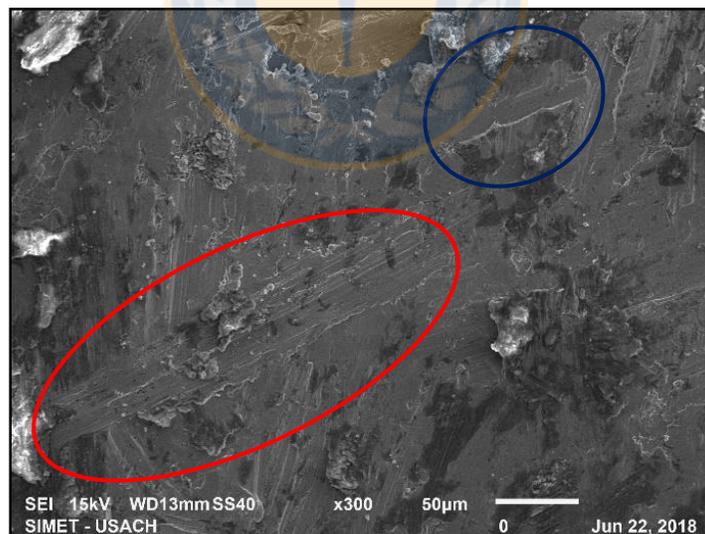


Figura 4.18, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-1.

Del mismo modo, se realizó el análisis de las imágenes para determinar cuál es el mecanismo de desgaste preponderante producido en la superficie de cada aleación estudiada debido a los eventos de impacto de alta energía desarrollados durante el ensayo de desgaste.

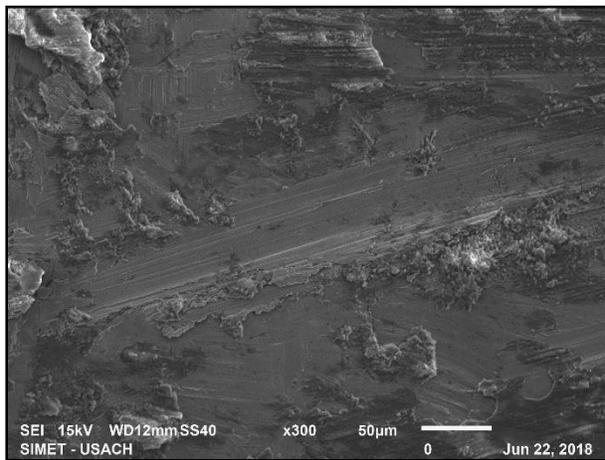


Figura 4.19, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-2.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte.

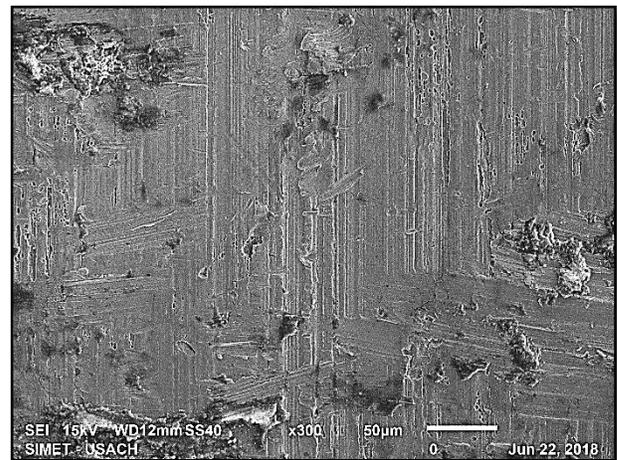


Figura 4.20, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-3.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte.

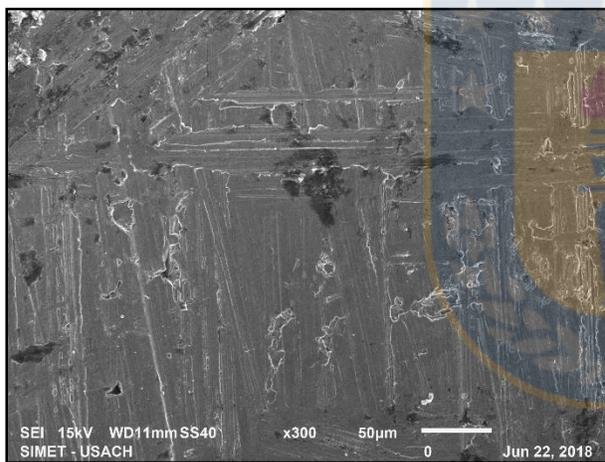


Figura 4.21, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-4.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte.

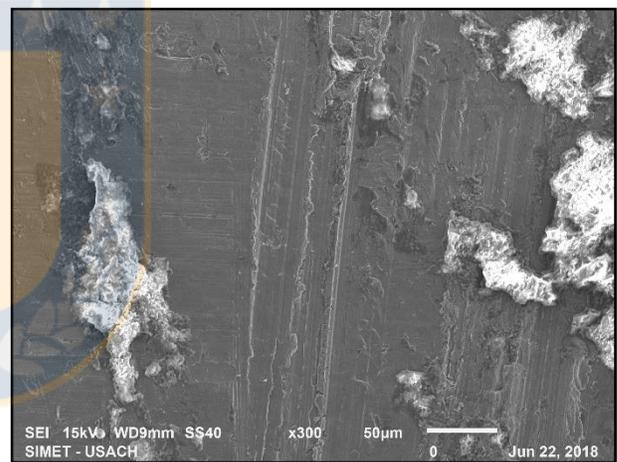


Figura 4.22, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-5.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte.

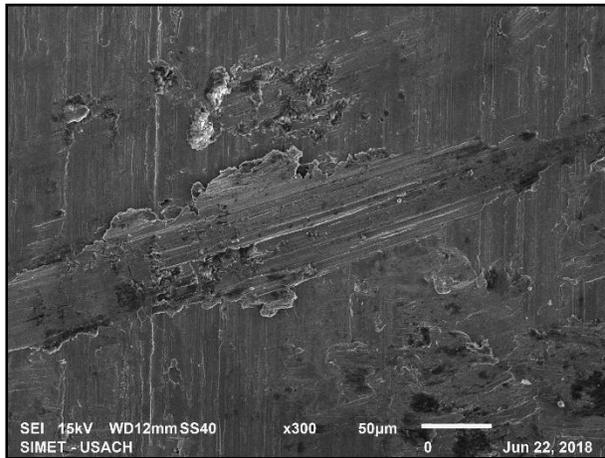


Figura 4.23, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-6.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte

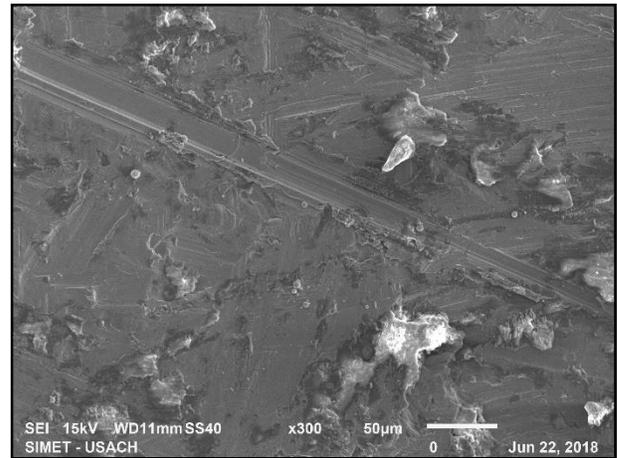


Figura 4.24, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-7.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte

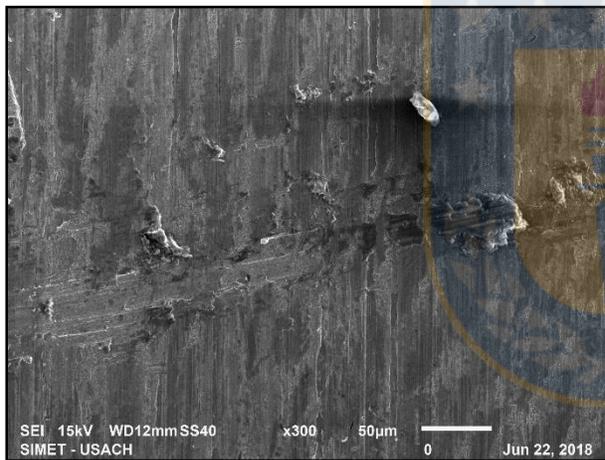


Figura 4.25, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-8.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte

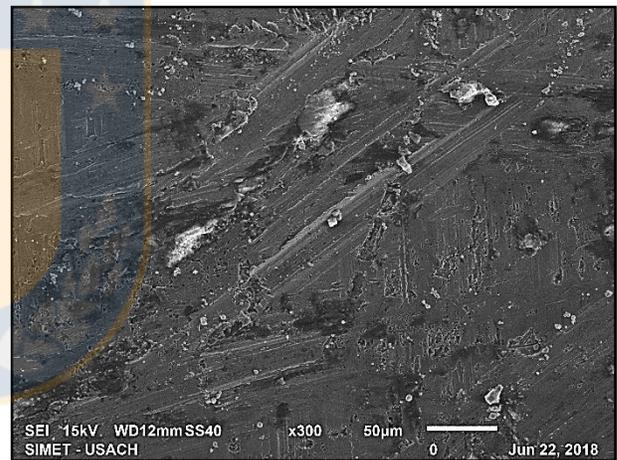


Figura 4.26, Imagen de MEB, superficie desgastada, aleación A-9.
Mecanismo de desgaste:
Mixto, es decir, arado y corte

Fue posible realizar una clasificación del mecanismo de desgaste en la superficie de cada probeta inspeccionada mediante MEB, sin embargo, existen una serie de parámetros que no se encuentran debidamente controlados, como lo son el ángulo de ataque y la fuerza de impacto del abrasivo. Por lo tanto, el análisis es netamente cualitativo.

4.5 Dureza Brinell (HB) y micro dureza Vickers (HV 100/30)

4.5.1 Dureza Brinell (HB)

Los resultados de las mediciones de dureza Brinell (HB) se presentan en la Tabla 4.8 y corresponde al promedio de dos mediciones realizadas sobre cada una de las probetas ensayadas. Las mediciones de dureza fueron realizadas con un durómetro Brinell, utilizando una carga de 3000 kgf. Cabe mencionar que la dureza de cada probeta puede ser analizada en detalle en el Anexo 4.

Tabla 4.8, Dureza promedio de cada aleación estudiada.

Aleación	Dureza (HB)
A-1	700,8
A-2	694,5
A-3	692,0
A-4	697,0
A-5	689,5
A-6	604,3
A-7	689,6
A-8	618,3
A-9	692,0

4.5.2 Micro dureza Vickers

Se midió micro dureza Vickers a las distintas fases presentes en cada aleación. Por tratarse de fundiciones blancas hipo eutécticas, se identificaron dos fases principales: matriz de martensita y carburo. Los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4.9.

Tabla 4.9, Micro dureza Vickers, T0.

Aleación (T0)	Matriz (HV 100/30)	Carburo (HV 100/30)
A-1	590,4	901,7
A-2	628,1	869,9
A-3	592,1	1027,3
A-4	622,7	826,9

Además, fue realizado un perfil de micro dureza sobre las muestras que fueron sometidas al ensayo de desgaste. El perfil fue realizado para determinar si existe algún grado de endurecimiento superficial y además su grado de penetración en caso que exista. Las mediciones de micro dureza vickers fueron realizados sobre la matriz, las cuales fueron realizadas desde la superficie hacia el centro a la distancia de 0.030, 0.28, 0.53, 0.78, 1.280, 1.780, 2.780 (mm). d1 y d2 corresponden al largo de la diagonal de la indentación. Los resultados obtenidos son presentados en la Tabla 4.10.

Tabla 4.10, perfil de micro dureza Vickers, T5.

A-1 (1)			
d (mm)	d1 (μm)	d2 (μm)	HV 100/30
0,03	16,46	17,42	646,20
0,28	18,76	17,32	569,80
0,53	18,28	18,82	538,90
0,78	18,58	19,02	524,60
1,28	18,42	18,42	545,90
1,78	18,05	19,07	538,30
2,78	19,75	19,89	467,30

A-1 (2)			
d (mm)	d1 (μm)	d2 (μm)	HV 100/30
0,03	17,68	17,54	597,90
0,28	16,52	16,31	695,80
0,53	17,06	17,75	612,10
0,78	17,01	18,01	604,80
1,28	18,08	18,19	563,80
1,78	17,44	17,25	616,30
2,78	17,81	17,71	587,90

Continuación de la Tabla 4.10.

Hardox 500 (4)			
d (mm)	d1 (μm)	d2 (μm)	HV 100/30
0,03	18,55	18,22	548,60
0,28	19,24	18,65	516,60
0,53	20,46	20,69	438,00
0,78	20,77	20,29	439,00
1,28	20,00	19,93	465,00
1,78	20,39	20,72	438,90
2,78	20,26	20,71	441,90

A continuación se muestra el gráfico con los resultados del perfil de micro dureza obtenido para la aleación A-1. Es posible ver en la Figura 4.27 que existe un grado de endurecimiento de la matriz de las muestra A-1, alcanzando una profundidad de aproximadamente 500 μm , luego los valores de micro dureza mantienen su variación en un rango más estrecho y continua su disminución. En el mismo gráfico la segunda muestra medida (A-1 (2)) la cual corresponde a la curva de color naranja, la dureza a la profundidad de 250 μm es mayor a la obtenida en el primer punto, esta variación en la dureza se debe a que la indentación fue realizada en un carburo. A pesar que la medición fue realizada sobre la matriz, se debe tener en cuenta la interacción con la fase carburos, de modo que si la indentación es realizada en las cercanías de estos, la dureza obtenida será más elevada, o si la indentación es realizada en zonas donde la matriz se encuentra empobrecida (cromo y carbono) esta será menor. En la aleación patrón (H 500) utilizada, el endurecimiento superficial se parecía con mayor claridad, debido a que esta presenta una mayor homogeneidad en la distribución de fases.

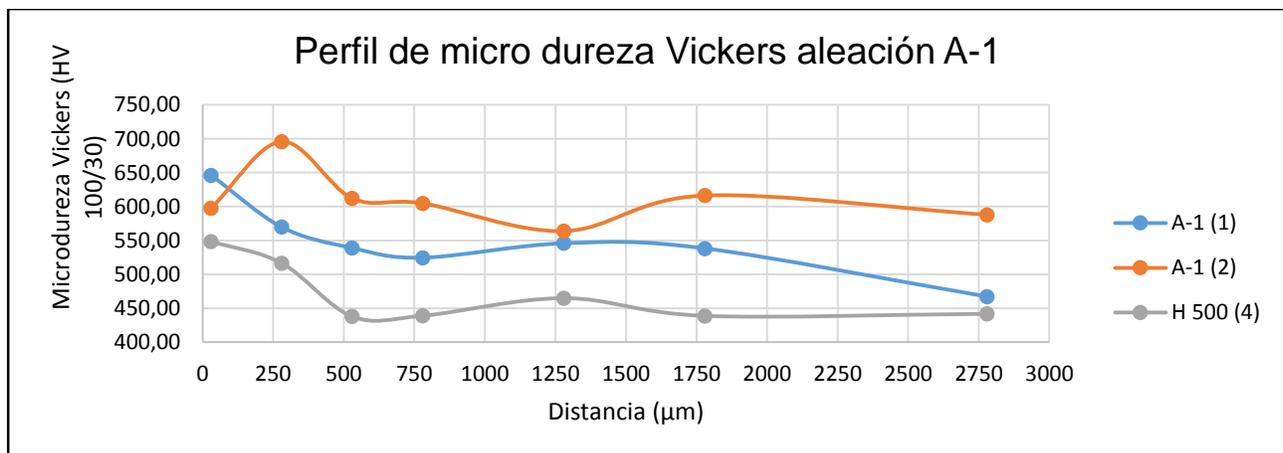


Figura 4.27, Perfil de micro dureza vickers, aleación A-1.

5. Análisis de resultados.

Los resultados antes presentados, por si solos no entregan una visión clara sobre el comportamiento de las distintas aleaciones estudiadas, por lo tanto, se debe realizar un análisis más profundo.

El estudio pretende obtener un conjunto de ensayos, que permitan discernir la aleación que posee un mejor comportamiento al desgaste bajo condiciones de abrasión impacto.

5.1 Análisis de dureza y pérdida de masa

En primera instancia se realizó una comparación entre la dureza macroscópica (dureza Brinell) y la pérdida de masa luego de completar el ensayo de desgaste. Los resultados obtenidos de cada ensayo son comparados y graficados.

Tabla 5.1, Comparación dureza v/s pérdida de masa, todas las aleaciones.

Aleación	Dureza promedio (HB)	Δ masa (gr)	% pérdida de masa*
A-1	700,8	0,1781	75,9
A-2	694,5	0,1717	73,2
A-3	692,0	0,1710	72,9
A-4	697,0	0,1788	76,2
A-5	689,5	0,1648	70,2
A-6	604,3	0,2347	100
A-7	689,6	0,1784	76,0
A-8	618,3	0,1951	83,1
A-9	692,0	0,1196	51,0

En el siguiente gráfico es posible apreciar que existe una tendencia sobre la pérdida de masa, es decir, a mayor dureza macroscópica existe una menor pérdida de masa.

*porcentaje pérdida de masa, el 100% corresponde a la aleación más desgastada (A-6).

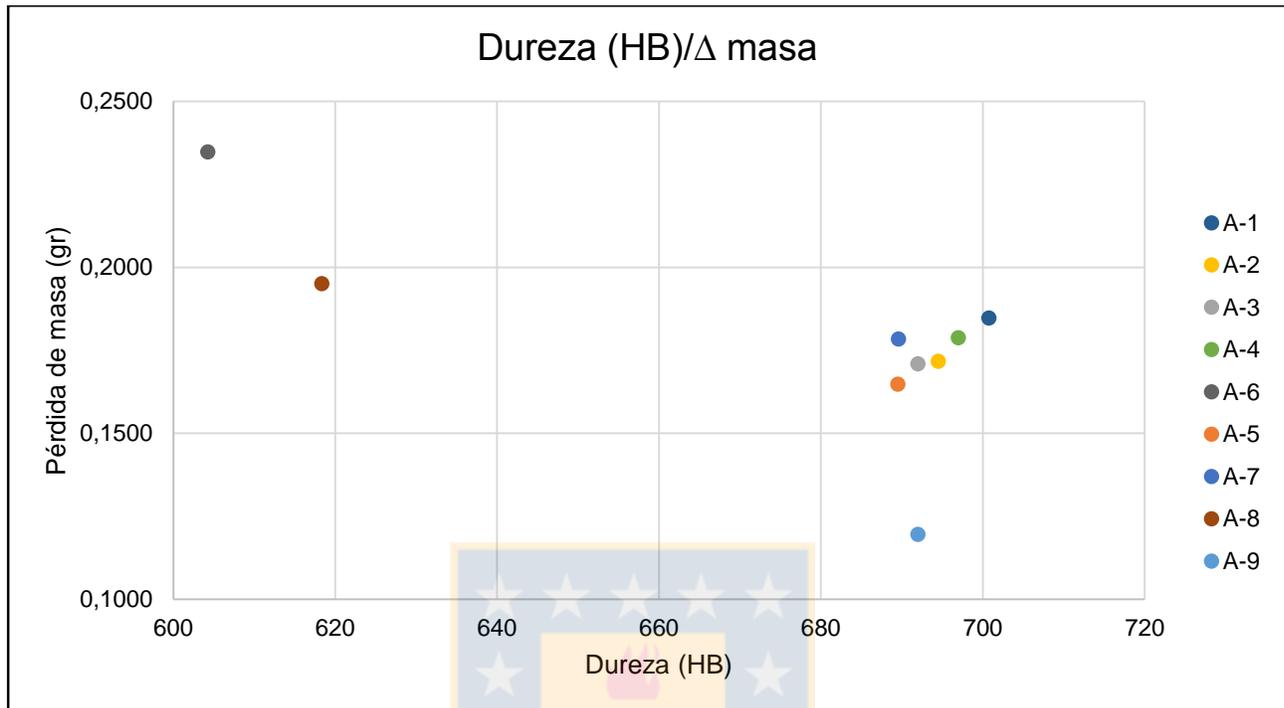


Figura 5.1, Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa.

En general la dureza es una buena aproximación, la cual permite discriminar las aleaciones que poseen un mejor comportamiento frente al desgaste (en un amplio rango de durezas), sin embargo, en aleaciones que poseen durezas similares, no hay una relación directa con la pérdida de masa. Por lo tanto, es necesario considerar otros factores que permitan dilucidar su comportamiento.

Se realizó este mismo análisis para las probetas de la aleación A-3. En la Tabla 5.2 se puede ver el detalle de la dureza y la pérdida de masa de cada una de las probetas ensayadas.

Tabla 5.2, Comparación dureza v/s pérdida de masa, aleación A-3.

Aleación A-3	Dureza (HB)	Δ masa (gr)
A-3 (1)	682	0,2770
A-3 (2)	682	0,2712
A-3 (3)	697	0,2687
A-3 (4)	682	0,3073
A-3 (5)	712	0,2426
A-3 (6)	697	0,2536

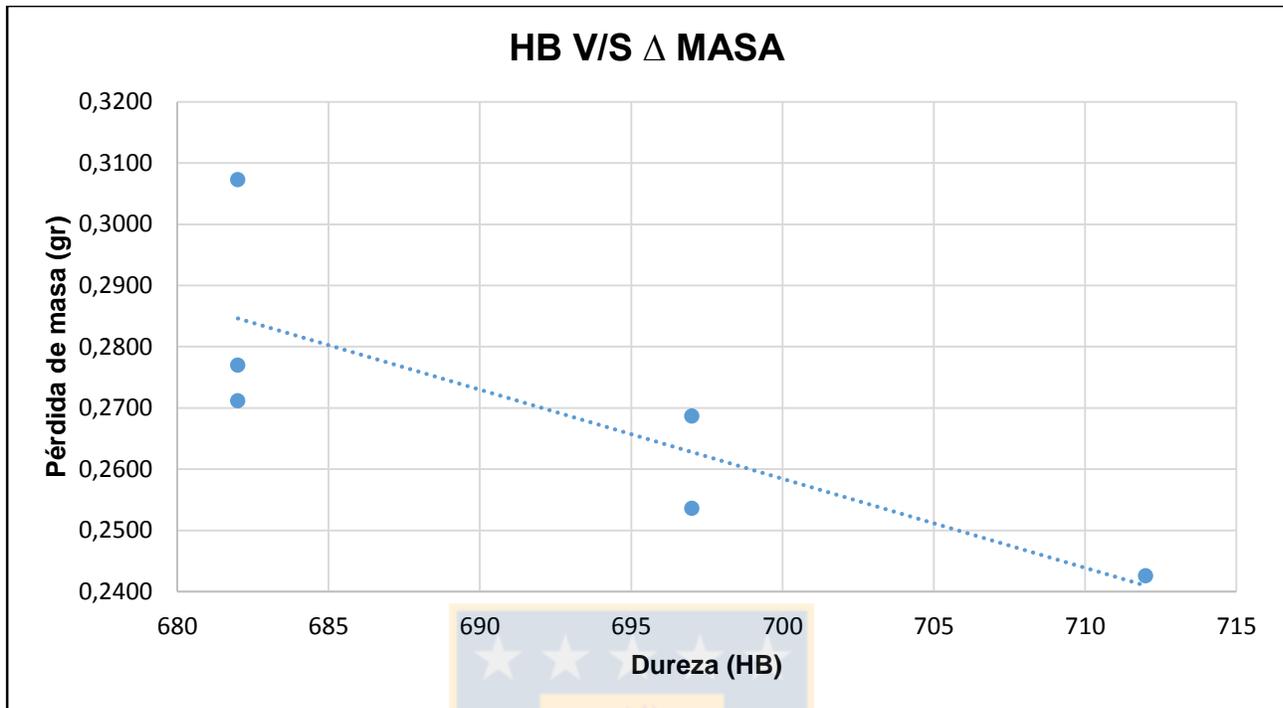


Figura 5.2, Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-3.

En la Figura 5.2, se observó la misma tendencia, donde al aumentar la dureza disminuye la pérdida de masa, sin embargo, si se observan los valores de dureza estos poseen una diferencia de aproximadamente 30 puntos de dureza.

Siguiendo el análisis en las probetas de la aleación A-2, en la Tabla 5.3 se puede ver el detalle de la dureza y la pérdida de masa.

Tabla 5.3, Comparación Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-2.

Aleación A-2	Dureza (HB)	Δ masa (gr)
A-2 (1)	674,8	0,2528
A-2 (2)	668,1	0,2627
A-2 (4)	677,1	0,2435
A-2 (5)	666,4	0,1960
A-2 (6)	677,0	0,2007

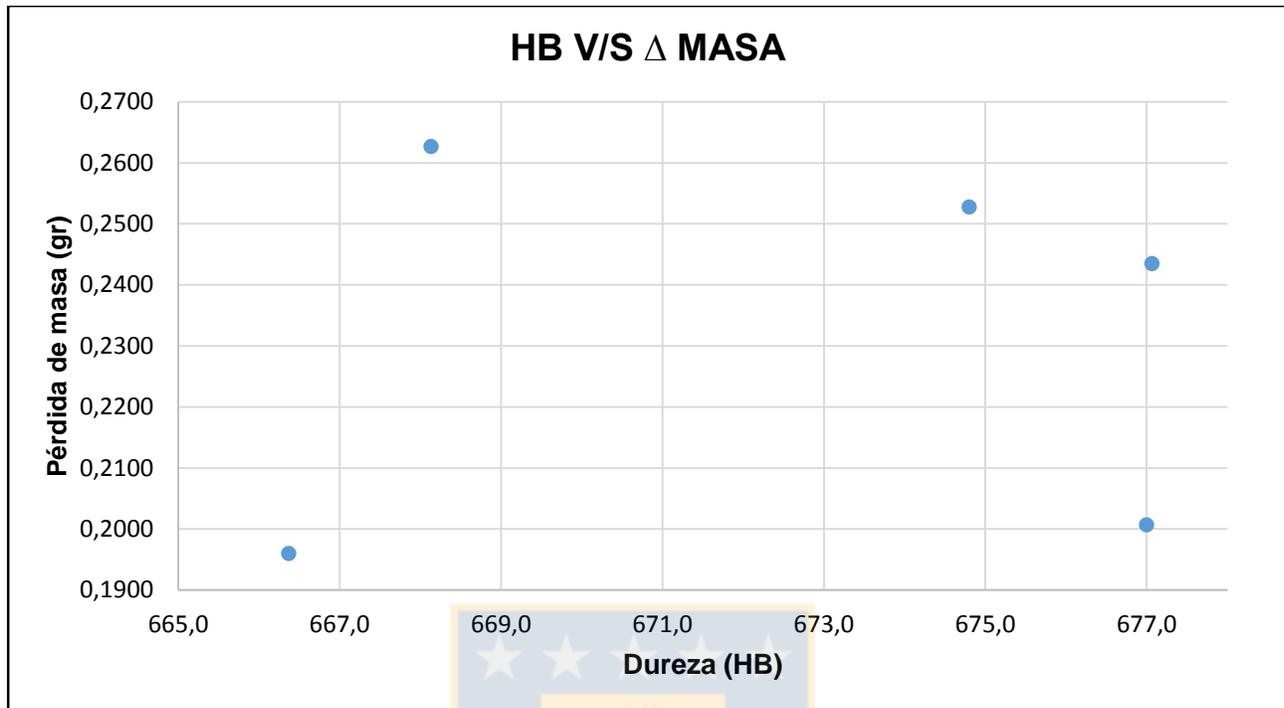


Figura 5.3, Gráfico de Dureza v/s Pérdida de masa, aleación A-2.

En las probetas de la aleación A-2 la diferencia de dureza es mucho menor entre las probetas, aproximadamente 10 puntos de dureza, en este rango la dureza no predice el comportamiento al desgaste.

La dureza entrega una tendencia sobre el comportamiento que poseen las aleaciones frente al desgaste. Sin embargo, es necesario analizar otros parámetros o variables que permitan establecer una relación, la cual ayude a predecir el comportamiento frente al desgaste con una mayor exactitud.

5.2 Análisis morfológico.

Otro factor sumamente importante es la componente metalúrgica, puesto que las microestructuras presentes en las aleaciones poseen propiedades químicas y mecánicas disimiles, motivo por el cual, es necesario establecer la influencia de estas frente al desgaste.

Se estableció una relación entre la composición química y la microestructura, es decir, la fracción de volumen del carburo, tipo de carburo, distribución y tamaño. Estas características de los carburos son determinantes en la resistencia al desgaste de las fundiciones blancas.

Las fundiciones blancas de alto contenido de cromo solidifican siguiendo el diagrama de fases ternario, solidificando a través de la reacción eutéctica donde el líquido se transforma en austenita y carburos M_7C_3 . Por lo tanto, en las aleaciones estudiadas, de acuerdo a su composición química y la morfología vista en el análisis metalográfico podemos suponer que los carburos encontrados en las aleaciones son del tipo M_7C_3 . Luego de identificar el

tipo de carburo (M_7C_3) y la matriz (martensita), reforzada con precipitación secundaria en algunos casos ($M_{23}C_6$), es necesario establecer cuales son aquellos factores más preponderantes frente al comportamiento que posee en condiciones extremas de abrasión-impacto.

El análisis de imagen de las microfotografías fue realizado en el programa *Image Pro Plus*, el cual ha permitido obtener datos más cercanos a la realidad que los obtenidos por simple inspección visual.

A continuación podemos ver la comparación realizada sobre las microfotografías de las aleaciones en estudio.

- I. Las aleaciones A-2 y A-3 presentan una pérdida de masa similar y prácticamente la misma dureza.

Tabla 5.4, Resumen de resultados, aleaciones A-2 y A-3.

Aleación	Dureza (HB)	Δ masa (gr)	% carburo (Teórico)	%carburo (experimental)
A-2	694,5	0,1717	23,9	20,53
A-3	692,0	0,1710	24,5	22,81

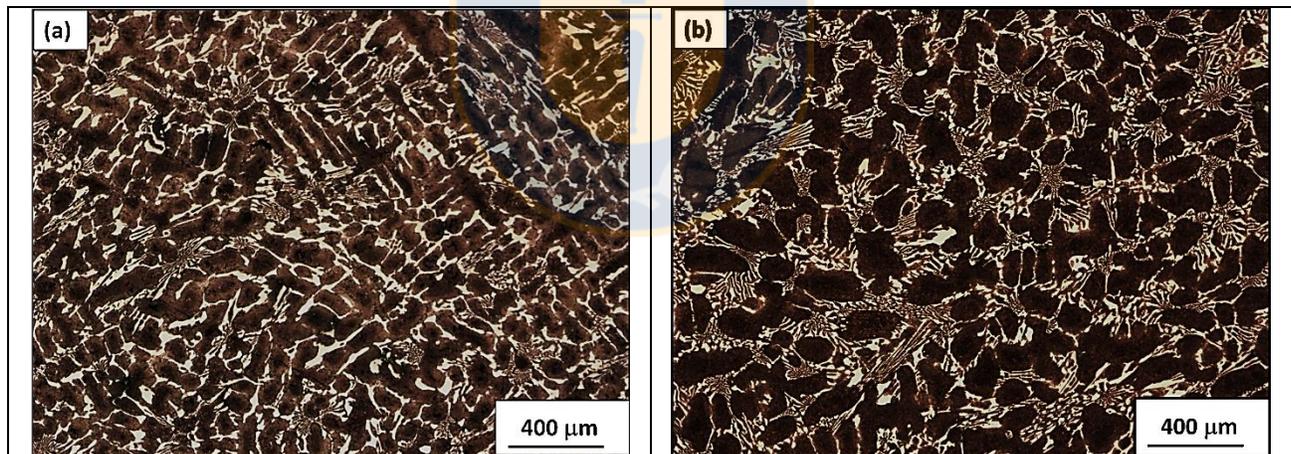


Figura 5.4, Micrografía aleación A-2 T0, aumento 50X, reactivo de ataque Nital 5%.

Figura 5.5, Micrografía aleación A-3 T0, aumento 50X, reactivo de ataque Nital 5%.

Observaciones:

- Mediante inspección visual, la matriz y carburos de ambas aleaciones, muestran una distribución uniformemente en toda la muestra.
- En la aleación A-2 las dendritas son alargadas y poseen una mayor conectividad, por otro lado, las dendritas de la aleación A-3 son levemente más grandes.
- En la muestra A-2 las barras o cuchillas de carburos, se encuentran separadas unas de otras, al contrario que la muestra A-3 donde se presentan agrupaciones carburos, crecimiento típico carburo M_7C_3 , el crecimiento de estos carburos ocurre en el espacio interdendrítico como una transformación eutéctica.

En la Tabla 5.5, se muestran los resultados obtenidos en el análisis de imagen, la información representa la forma y tamaño de los carburos, el aspecto representa la forma, un valor igual o cercano a uno significa que el largo y el ancho son similares o iguales, si el valor es mayor que uno significa que el largo del carburo es mayor que el ancho.

Tabla 5.5, Resultados análisis de imagen, aleación A-2 y A-3.

	A-2	A-3	A-2	A-3	A-2	A-3
Estadísticas	Aspecto		Largo (μm)		Ancho (μm)	
Mínimo	1,04	1,00	8,51	8,51	0,00	3,48
Máximo	38,17	14,10	585,05	501,81	283,95	272,92
Alcance	37,13	13,10	576,55	493,31	283,95	269,44
Promedio	3,32	2,85	61,32	52,19	25,42	24,42
Desviación estándar	2,58	1,53	62,30	53,12	29,96	30,42
N° objetos	848,00	1053,00	848,00	1053,00	848,00	1053,00

De acuerdo a los resultados obtenidos en el análisis de imagen se desprende:

- Los carburos de A-2 son de mayor tamaño que los presentes en A-3.
- En A-3 los carburos se encuentran agrupados en el espacio interdendrítico.
- En A-3 las dendritas son de mayor tamaño que A-2.
- Ambas aleaciones poseen una fracción de carburo similar, en la muestra A-2 los carburos son de mayor tamaño y posee una menor cantidad de carburos que A-3.

A pesar de las diferencias en el tamaño y cantidad de carburos, es importante el tamaño de las dendritas y la distribución de los carburos.

II. Las aleaciones A-3 y A-9, presentan idéntica dureza y diferentes pérdidas de masa.

Tabla 5.6, Resumen de resultados aleaciones A-3 y A-9.

Aleación	Dureza (HB)	Δ masa (gr)	% carburo (Teórico)	% carburo (Experimental)
A-3	692,0	0,1710	24,5	21,6
A-9	692,0	0,1196	26,1	25,9

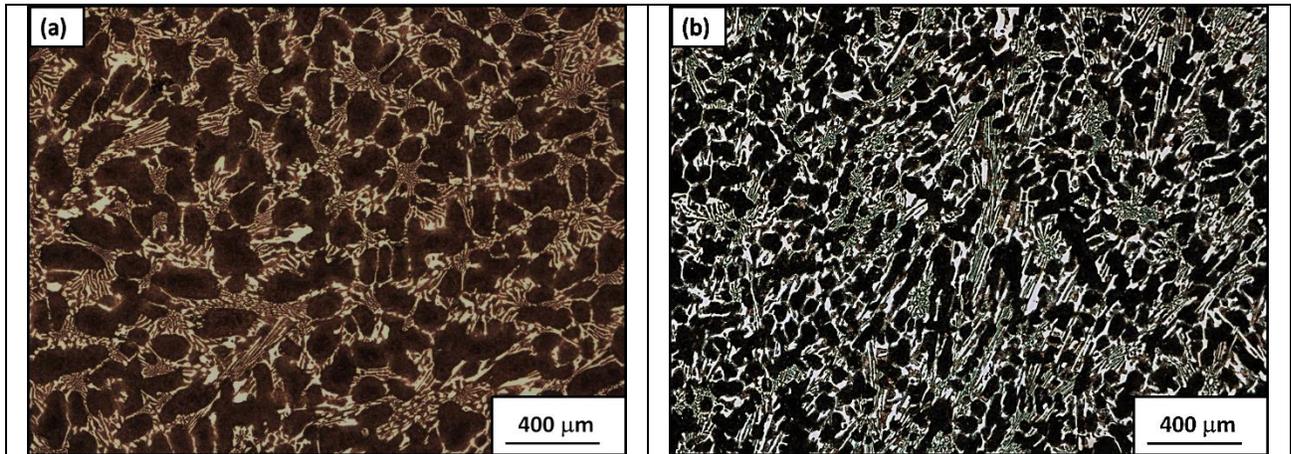


Figura 5.6, Micrografía aleación A-3 T0, aumento 50X, reactivo Nital 5%.

Figura 5.7, Micrografía aleación A-9 T0, aumento 50X, reactivo Nital 5%

Observaciones:

- Matriz y carburos distribuidos uniformemente.
- En la aleación A-3 las dendritas presentan una forma más ovalada, mientras que en la aleación A-9 la dendrita es alargada y de menor tamaño.
- Los carburos presentes en ambas aleaciones poseen dimensiones muy similares

Tabla 5.7, Resultados análisis de imagen, aleación A-3 y A-9.

	A-3	A-9	A-3	A-9	A-3	A-9
Estadísticas	Aspecto		Largo (μm)		Ancho (μm)	
Mínimo	1,00	1,03	8,51	8,51	3,48	2,88
Máximo	14,10	14,88	501,81	667,64	272,92	312,38
Alcance	13,10	13,84	493,31	659,13	269,44	309,50
Promedio	2,85	2,98	52,19	54,50	24,42	22,98
Desviación estándar	1,53	1,74	53,12	59,55	30,42	25,21
N° objetos	1053,00	1164,00	1053,00	1164,00	1053,00	1164,00

El tamaño y forma de los carburos es muy similar, sin embargo el tamaño de las dendritas de la aleación A-9 es más pequeña que en A-3. Por lo tanto podemos inferir tanto el tamaño de los carburos y las dendritas influyen directamente en el comportamiento de las aleaciones frente al desgaste.

Análisis tamaño de partículas (carburos).

De los datos obtenidos mediante el análisis de imagen en las aleaciones seleccionadas, se calculó el área promedio de los carburos, es decir, se utilizó el largo y el ancho promedio de las aleaciones seleccionadas, los resultados se pueden ver en la Tabla 5.8. Además, en la Figura 5.8 se muestra el tamaño aproximado de una partícula.

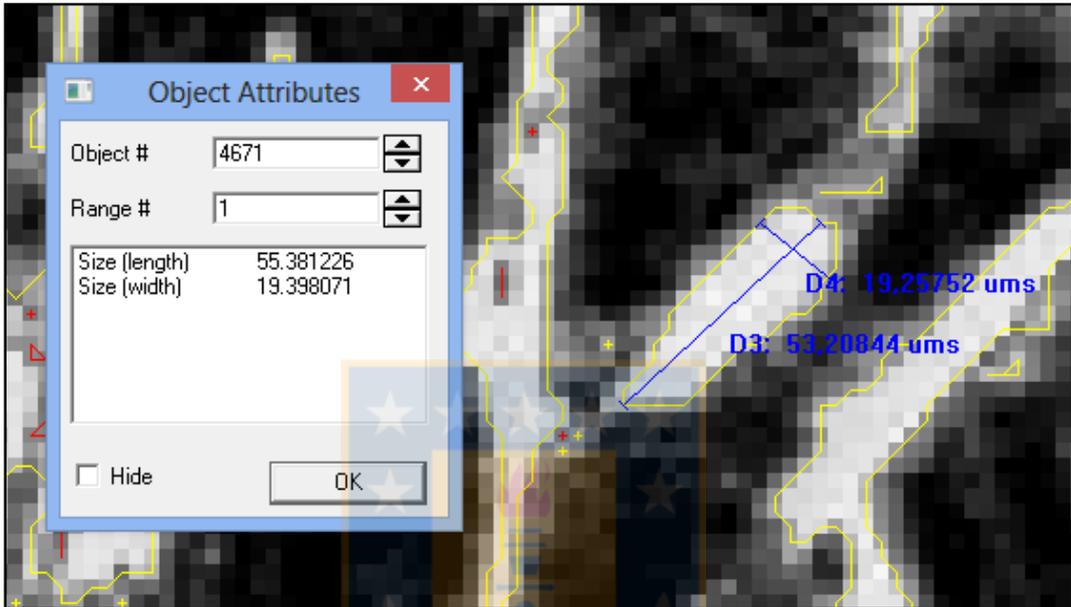


Figura 5.8, Dimensiones de un carburo, aleación A-9. Imagen ilustrativa.

Tabla 5.8, Área promedio de carburos en las aleaciones.

Aleación	Largo (μm) promedio	Ancho (μm) promedio	Área (μm^2)	Δ masa (gr)	N° de objetos
A-9	54,50	22,98	1252,58	0,1196	1164
A-3	52,19	24,42	1274,46	0,1710	1053
A-2	61,32	25,42	1558,51	0,1717	848

De los resultados obtenidos, se puede ver que existe una tendencia, los carburos que poseen una menor área promedio pierden una menor cantidad de masa, sin embargo, es sumamente importante analizar el tamaño y distribución de la matriz.

6. Conclusiones

De los resultados de los ensayos realizados, se obtiene una visión parcial sobre el comportamiento de las aleaciones en condiciones extremas de desgaste.

Las principales conclusiones que pueden escribirse son:

- En primera instancia la dureza entrega una tendencia sobre el desempeño de cada aleación sometida a desgaste, donde a una mayor dureza existe tendencia a una menor pérdida de masa, particularmente si las diferencias de dureza superan el 5 → 10%.
- Las aleaciones que presentaron un mejor comportamiento frente al desgaste poseen durezas en el rango de los 680 a 700 HB aproximadamente.
- El análisis metalográfico y análisis químico puntual, permitieron determinar las fases presentes en cada aleación (carburo y matriz)
- El ensayo de desgaste (IT), entregó un importante resultado sobre el comportamiento de cada una de las aleaciones frente a un evento de abrasión-impacto.
- El análisis morfológico, permitió determinar el tamaño, forma y distribución de los carburos en la matriz.
- La distribución de los carburos (continuos o discontinuos) así como la distribución y tamaño de la matriz inciden en el desgaste. Carburos continuos y dendritas gruesas favorecen el desgaste.
- Mediante el análisis metalográfico es posible determinar las fases presentes y su distribución. Tamaño de carburos pequeños favorecen la resistencia al desgaste
- De acuerdo al análisis de morfología de los carburos, es esencial la presencia de carburos pequeños distribuidos uniformemente, puesto que a mayor tamaño estos se fracturan y desprenden de la superficie, por lo tanto, al aumentar el tamaño de los carburos también aumenta la pérdida de masa.
- La distribución y tamaño de dendritas de la matriz también influye fuertemente en el comportamiento frente al desgaste, puesto que esta presenta una tasa de desgaste mucho mayor que los carburos, por lo tanto, si las dendritas son de un mayor tamaño la superficie expuesta también es mayor y aumenta la pérdida de masa.

7. Referencias

- [1] Askeland, D. R., (1998), *Ciencia e ingeniería de los materiales*, ciudad de México, México, International Thomson Editores, S.A. de C.V., (pp. 349).
- [2] Estudiantesmetalografia. (28 julio 2012). METALOGRAFÍA. UNIVERSIDAD TECNOLÓGICA DE PEREIRA. Extraída de <http://blog.utp.edu.co/metalografia/5-5-diagrama-hierro-carbono-puntos-criticos-y-ejemplos-de-regla-de-la-palanca-2-2/>.
- [3], [4] Laird G. y Gundlach R. y Röhrig K., (1990), *Abrasion-resistant Cast Iron Handbook*, Des Plaines, Illinois, American Foundry Society, (pp. 14).
- [5] Laird G. y Gundlach R. y Röhrig K., (1990), *Abrasion-resistant Cast Iron Handbook*, Des Plaines, Illinois, American Foundry Society, (pp. 9-16).
- [6] Compiled by Peter J. Blau, Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory, (1992), *Friction, Lubrication and wear technology Metals Handbook*, Estados Unidos de América, ASM INTERNATIONAL, (pp. 1846).
- [7] K.C. Ludema, (1992), *Friction, Lubrication and wear technology Metals Handbook*, University of Michigan, Estados Unidos de América, ASM INTERNATIONAL, (pp. 320-321).
- [8] Peter A. Engel, (1992), *Friction, Lubrication and wear technology Metals Handbook*, Department of Mechanical and Industrial Engineering, State University of New York at Binghamton, Estados Unidos de America, ASM INTERNATIONAL, (pp. 493-494).
- [9] K. Hokkirigawa y K. Kato. (1988). An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear. *TRIBOLOGY international*. 21(1).
- [10] M. J. Murray, P. J. Mutton y J.D.Watson. (1982). Abrasive Wear Mechanisms in Steels. *Journal of Lubrication Technology*. 104(9).
- [11] T. KAYABA, K. HOKKIRIGAWA y K. KATO. (1985). ANALYSIS OF THE ABRASIVE WEAR MECHANISM BY SUCCESSIVE OBSERVATIONS OF WEAR PROCESSES IN A SCANNING ELECTRON MICROSCOPE. *Wear*, 110(1986). 419-430.
- [12] K. HOKKIRIGAWA Y K. KATO. (1987). THE EFFECT OF HARDNESS ON THE TRANSITION OF THE ABRASIVE WEAR MECHANISM OF STEELS. *Wear*, 123 (1988). 241-251.
- [13] Vilma Ratia. (2015). Behavior of Martensitic Wear Resistant Steels in Abrasion and Impact Wear Testing Conditions (tesis posgrado). TEMPERE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY. Tampereen teknillinen yliopisto, Tampere.
- [14] OJEDA J. y SANDOVAL A. "Optimización de máquina de ensayos de desgaste por abrasión e impacto, con el fin de estudiar materiales utilizados en la minería". Tesis de Ingeniero de Ejecución en Metalurgia, Santiago (Chile). Universidad de Santiago de Chile. 2015.

- [15] Vilma Ratia. (2015). Behavior of Martensitic Wear Resistant Steels in Abrasion and Impact Wear Testing Conditions (tesis posgrado). TEMPERE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY. Tampereen teknillinen yliopisto, Tampere, (pp. 33).
- [16] Gopal Revankar, Deere & Company, (2000), *Mechanical Testing and Evaluation*, Estados Unidos de America, ASM INTERNATIONAL, (pp. 416).
- [17] Universidad de los Andes. Microscopía de Barrido de Electrones (MEB). Universidad de los Andes. Recuperado de: <https://investigaciones.uniandes.edu.co/es/microscopio-electronico-de-barrido-meb/>.
- [18] AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons. ASTM A 532/A 532M-93a. Re-aprobado 1999 West Conshohocken: ASTM, 1999.
- [19] AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM E 407-99. West Conshohocken: ASTM, 1999.
- [20] AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. ASTM E 10-00. West Conshohocken: ASTM, 2000.
- [21] AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS STANDARD. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM E 384-99. West Conshohocken: ASTM, 1999.
- [22] Laird G. y Gundlach R. y Röhrig K., (1990), *Abrasion-resistant Cast Iron Handbook*, Des Plaines, Illinois, American Foundry Society, (pp. 21).

8. Anexos

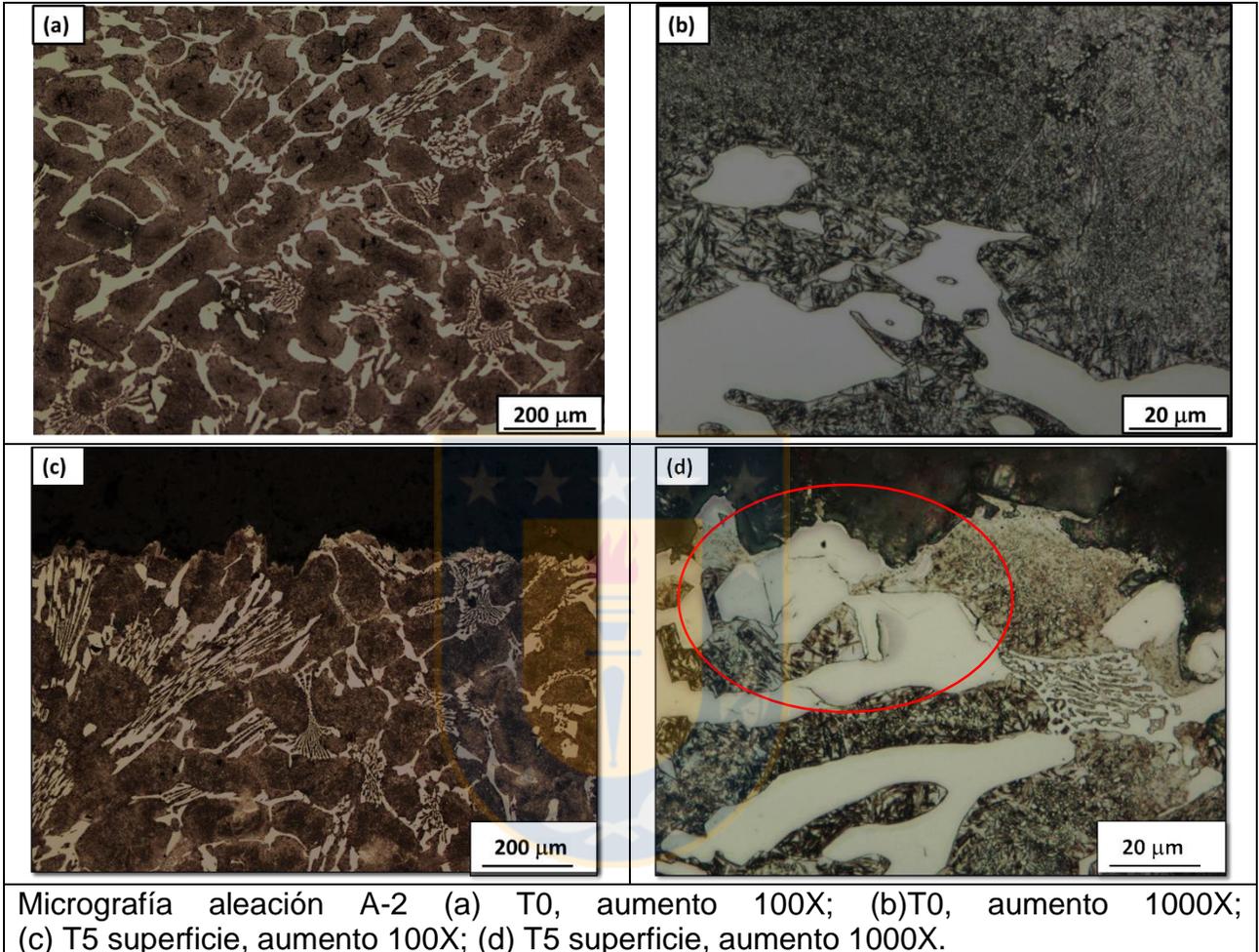
Anexo 1, Composición química especificada en norma ASTM A-532

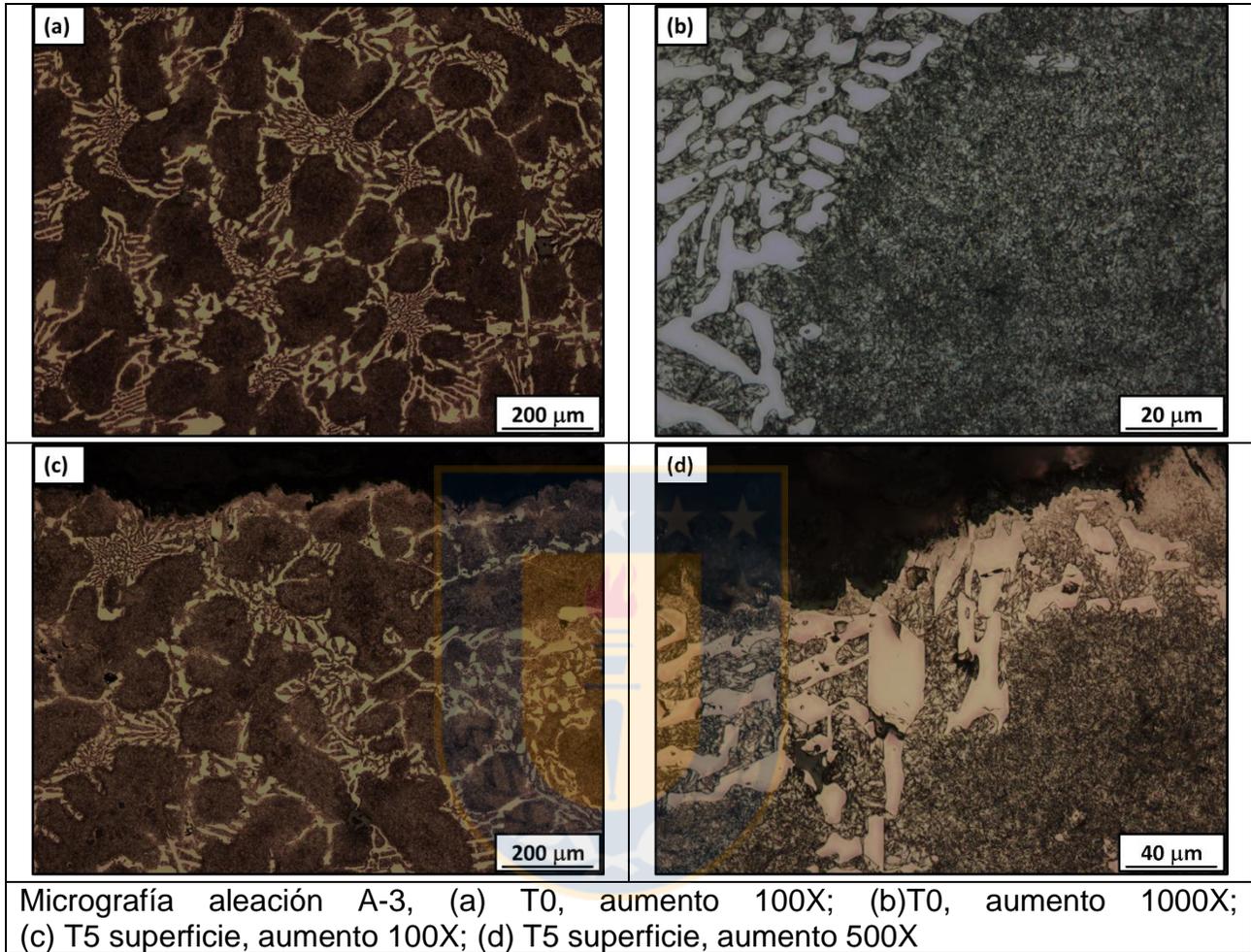
Clase	Tipo	Designación	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
I	A	Ni-Cr-Hc	2.8–3.6	2.0 máx.	0.8 máx.	0.3 máx.	0.15 máx.	1.4–4.0	3.3–5.0	1.0 máx.	...
I	B	Ni-Cr-Lc	2.4–3.0	2.0 máx.	0.8 máx.	0.3 máx.	0.15 máx.	1.4–4.0	3.3–5.0	1.0 máx.	...
I	C	Ni-Cr-GB	2.5–3.7	2.0 máx.	0.8 máx.	0.3 máx.	0.15 máx.	1.0–2.5	4.0 máx.	1.0 máx.	...
I	D	Ni-HiCr	2.5–3.6	2.0 máx.	2.0 máx.	0.10 máx.	0.15 máx.	7.0–11.0	4.5–7.0	1.5 máx.	...
II	A	12 % Cr	2.0–3.3	2.0 máx.	1.5 máx.	0.10 máx.	0.06 máx.	11.0–14.0	2.5 máx.	3.0 máx.	1.2 máx.
II	B	15 % Cr-Mo	2.0–3.3	2.0 máx.	1.5 máx.	0.10 máx.	0.06 máx.	14.0–18.0	2.5 máx.	3.0 máx.	1.2 máx.
II	D	20 % Cr-Mo	2.0–3.3	2.0 máx.	1.0–2.2	0.10 máx.	0.06 máx.	18.0–23.0	2.5 máx.	3.0 máx.	1.2 máx.
III	A	25 % Cr	2.0–3.3	2.0 máx.	1.5 máx.	0.10 máx.	0.06 máx.	23.0–30.0	2.5 máx.	3.0 máx.	1.2 máx.

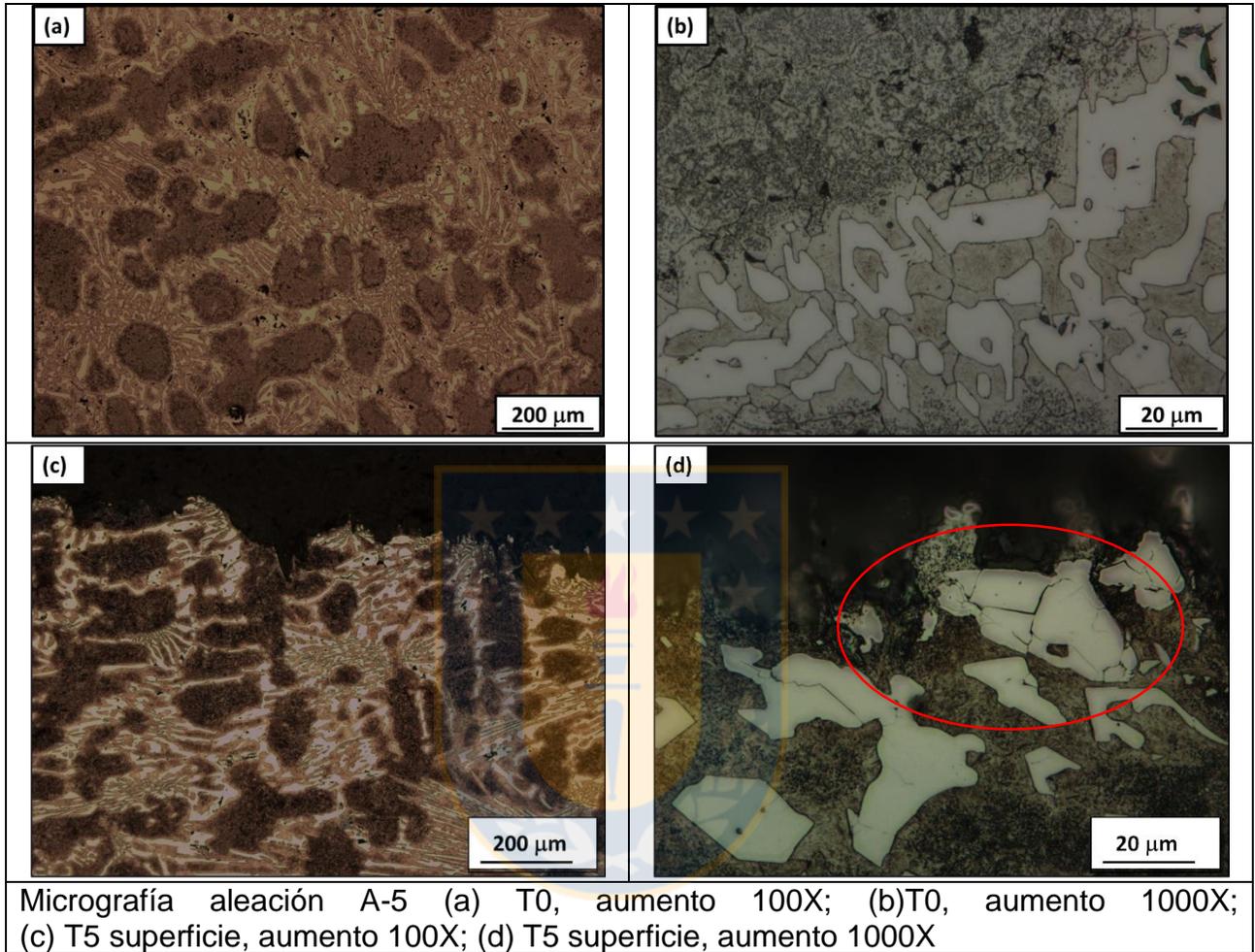
Anexo 2, Resultados ensayo IT, todas las aleaciones.

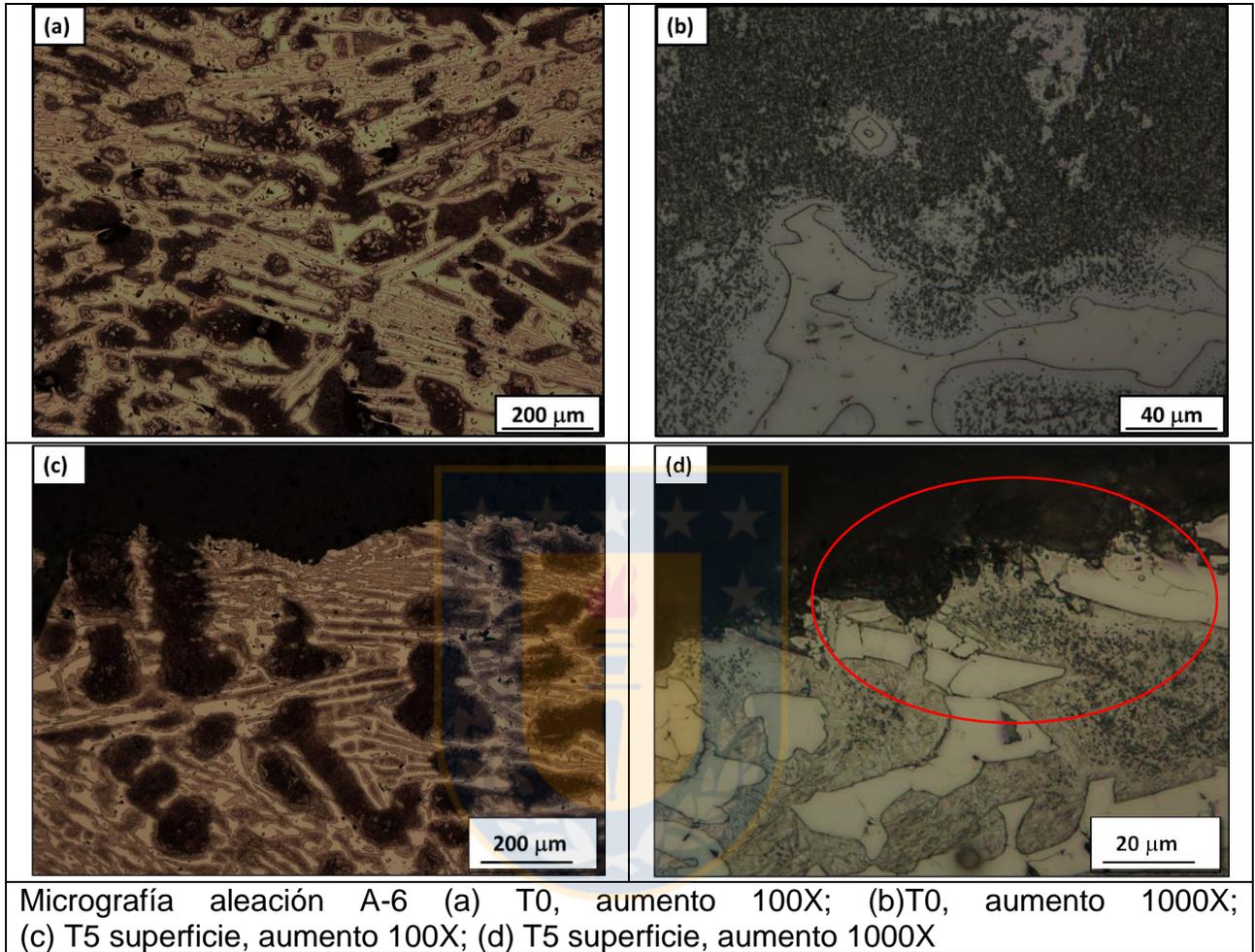
Aleación	Δ masa	Aleación	Δ masa	Aleación	Δ masa
A-1 (1)	0,1735	A-2 (1)	0,1665	A-3 (1)	0,1897
A-1 (2)	0,1959	A-2 (2)	0,1791	A-3 (2)	0,1854
A-1 (3)	0,1758	A-2 (3)	0,1694	A-3 (3)	0,1828
A-1 (4)	0,1672	Aleación	Δ masa	A-3 (4)	0,1468
Aleación	Δ masa	A-5 (1)	0,1576	A-3 (5)	0,1501
A-4 (1)	0,1734	A-5 (2)	0,1495	Aleación	Δ masa
A-4 (2)	0,1842	A-5 (3)	0,1793	A-6 (1)	0,2185
Aleación	Δ masa	A-5 (4)	0,1636	A-6 (2)	0,2510
A-7 (1)	0,1983	A-5 (5)	0,1748	Aleación	Δ masa
A-7 (2)	0,1748	A-5 (6)	0,1638	A-9 (1)	0,1185
A-7 (3)	0,1615	Aleación	Δ masa	A-9 (2)	0,1160
A-7 (4)	0,1837	A-8 (1)	0,2218	A-9 (3)	0,1211
A-7 (5)	0,1762	A-8 (2)	0,1971	A-9 (4)	0,1227
A-7 (6)	0,1758	A-8 (3)	0,1843		
		A-8 (4)	0,1770		

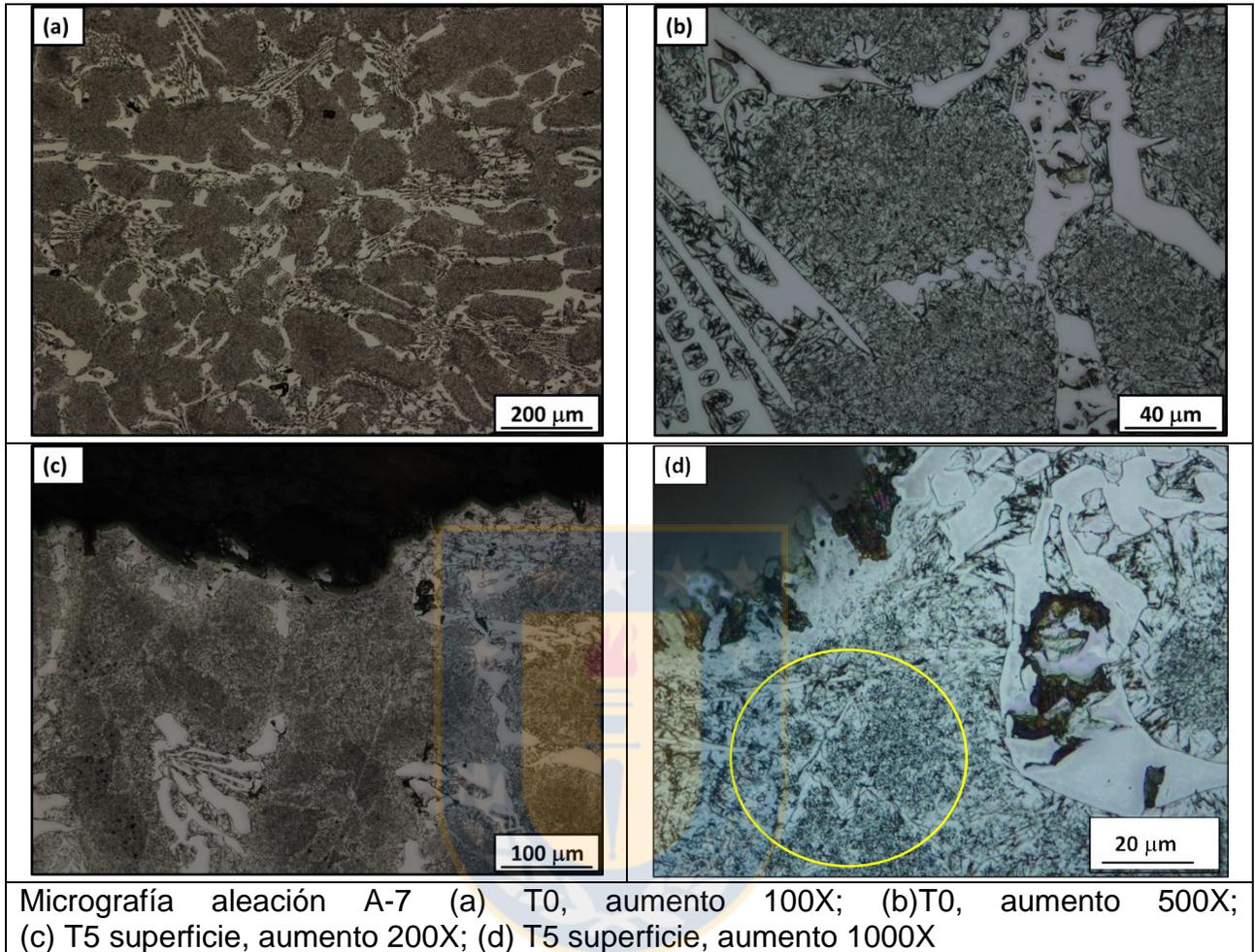
**Anexo 3, Micrografías.
Aleación A-2.**

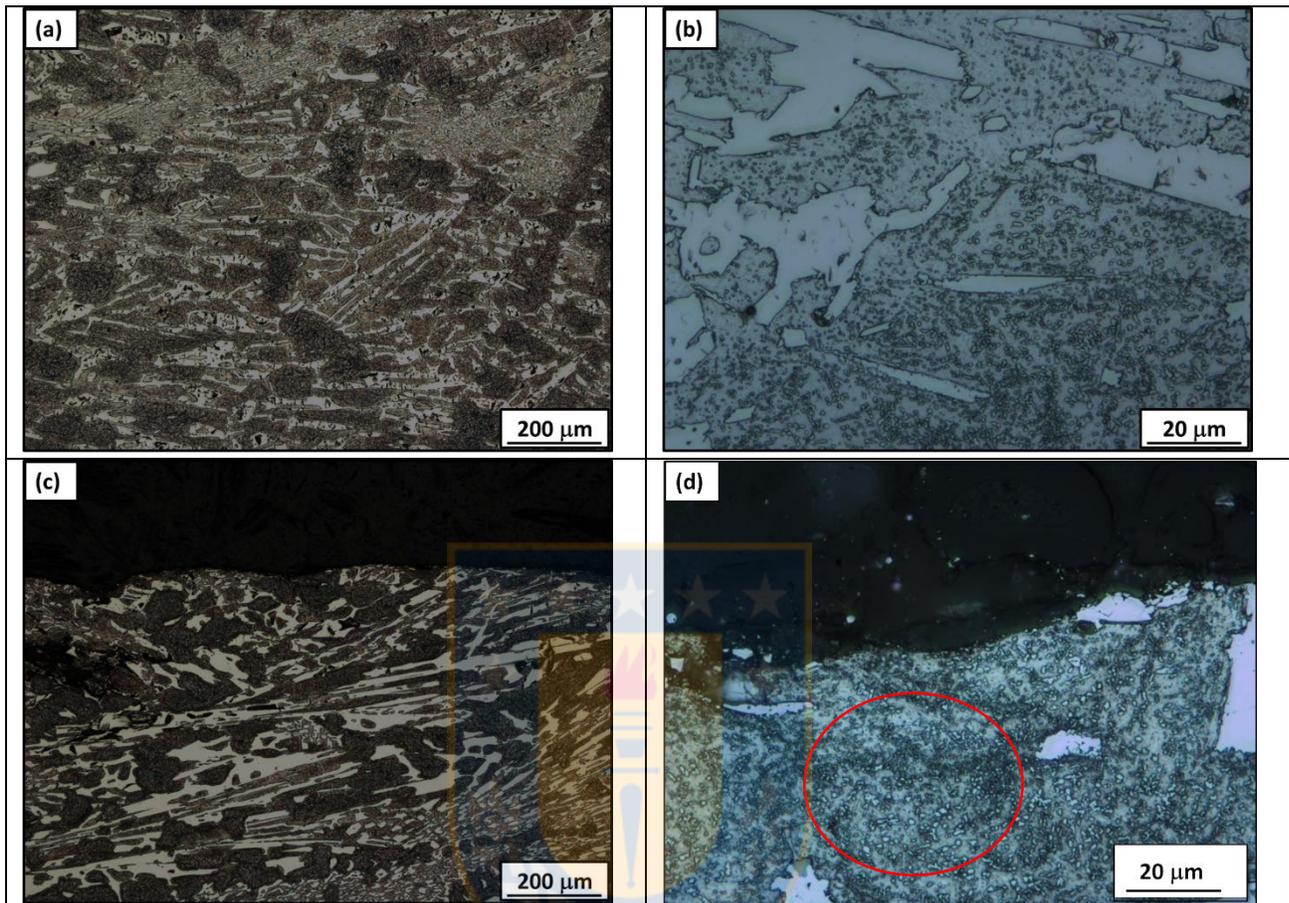


Aleación A-3.

Aleación A-5.

Aleación A-6.

Aleación A-7.

Aleación A-8.

Micrografía aleación A-8 (a) T0, aumento 100X; (b) T0, aumento 1000X; (c) T5 superficie, aumento 100X; (d) T5 superficie, aumento 1000X

Anexo 4, Tabla de durezas, dureza Brinell (HB)

HB			
A-1	A	B	PROMEDIO
A-1 (1)	712,0	712,0	712,0
A-1 (2)	682,0	682,0	682,0
A-1 (3)	682,0	712,0	697,0
A-1 (4)	712,0	712,0	712,0
A-2	A	B	PROMEDIO
A-2 (1)	682,0	712,0	697,0
A-2 (2)	712,0	712,0	712,0
A-2 (4)	712,0	682,0	697,0
A-3	A	B	PROMEDIO
A-3 (1)	682,0	682,0	682,0
A-3 (2)	682,0	682,0	682,0
A-3 (3)	682,0	712,0	697,0
A-3 (5)	712,0	712,0	712,0
A-3 (6)	682,0	712,0	697,0
A-4	A	B	PROMEDIO
A-4 (1)	712,0	712,0	712,0
A-4 (2)	682,0	682,0	682,0
A-5	A	B	PROMEDIO
A-5 (1)	712,0	682,0	697,0
A-5 (2)	682,0	682,0	682,0
A-5 (3)	712,0	712,0	712,0
A-5 (4)	682,0	682,0	682,0
A-5 (5)	682,0	682,0	682,0
A-5 (6)	682,0	682,0	682,0
A-6	A	B	PROMEDIO
A-6(1)	601,0	601,0	601,0
A-6 (2)	627,0	601,0	614,0

HB			
A-7	A	B	PROMEDIO
A-7 (1)	653,0	682,0	667,5
A-7 (2)	712,0	682,0	697,0
A-7 (3)	712,0	682,0	697,0
A-7 (4)	682,0	682,0	682,0
A-7 (5)	712,0	712,0	712,0
A-7 (6)	682,0	682,0	682,0
A-8	A	B	PROMEDIO
A-8 (1)	627,0	627,0	627,0
A-8 (2)	627,0	601,0	614,0
A-8 (3)	627,0	627,0	627,0
A-8 (4)	627,0	601,0	614,0
A-9	A	B	PROMEDIO
A-9 (1)	712,0	682,0	697,0
A-9 (2)	682,0	682,0	682,0
A-9 (3)	682,0	712,0	697,0
A-9 (4)	682,0	712,0	697,0

TITULO
Análisis de la resistencia al desgaste por abrasión e impacto de fundiciones blancas de alta aleación
Nombre Memorista: Eric Leonardo Romero Orrego

Modalidad	Investigación	Profesor(es) Patrocinante(s) Carlos Camurri Porro
Concepto		
Calificación		
Fecha	13/12/2018	

MSc. Ricardo Leiva Dr. Alex escobar	Ingenieros Supervisores
ME ELEC METAL	Institución
Comisión (Nombre y Firma)	
Dr. Raúl Benavente García	
Dr. Juan Pablo Sanhueza Araya	

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se realizó una caracterización y análisis de un conjunto de fundiciones blancas de alta aleación (alto Cromo), para tal efecto se realizaron pruebas de desgaste, estudio metalográfico, de microscopía electrónica de barrido, de dureza Brinell, de microdureza Vickers y análisis de composición química. Con el objetivo de estudiar el comportamiento frente a condiciones extremas de desgaste, con el fin de poder determinar los ensayos que permitan predecir su comportamiento bajo estas condiciones.

Se logró determinar que la dureza Brinell entrega una tendencia sobre el desempeño de las aleaciones, sin embargo, el comportamiento frente al desgaste se encuentra fuertemente influenciado por la morfología, es decir, la distribución, tamaño y fracción volumétrica de los carburos y matriz.

RVM/ssf.