

**UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA DE MATERIALES**



**Mejora de la resistencia al desgaste abrasivo de una  
fundición blanca alto cromo ASTM A532 Clase II-B**

**Nicolás Alejandro Salinas Contreras**

Informe de Memoria de Título

Para optar al título de:

**Ingeniero Civil de Materiales**

Profesor guía: **Dr. David Rojas Jara**

Ingeniero supervisor empresa: **Felipe Inzunza Albornoz**

Agosto 2023

Concepción, Chile

Se autoriza la reproducción total o parcial, con fines académicos, por cualquier medio o procedimiento, incluyendo la cita bibliográfica del documento.

## **Agradecimientos**

Al finalizar esta etapa fundamental en mi vida, quisiera agradecer a la empresa Neptuno Pumps por brindarme la oportunidad de realizar esta memoria de título en su prestigiosa organización. Quisiera extender este agradecimiento a Felipe Inzunza, quien fue mi tutor en este proyecto y siempre tuvo la mejor disponibilidad y entusiasmo para ayudarme.

También quisiera agradecer a mi profesor, el Dr. David Rojas, quien siempre fue un guía fundamental en mi camino académico, por su paciencia y disponibilidad para responder mis consultas, siempre brindando una retroalimentación constructiva y ayudándome a superar los obstáculos que se presentaron en el camino. Sin duda brindó una gran contribución en mi formación como ingeniero.

A mi familia, por siempre estar cuando lo necesito, por ser un apoyo y pilar fundamental en mi vida y en mi desarrollo como persona. Sin ellos nada de esto sería posible.

A mis amigos, que siempre han estado en los buenos y malos momentos, por ser una parte importante de mi vida, dentro y fuera de lo académico, gracias totales.

“Last but not least. I wanna thank me, i wanna thank me for believing in me, i wanna thank me for doing all this hard work, i wanna thank me for never quitting.”

## Sumario

La industria minera ha tenido un fuerte y marcado desarrollo en Chile en los últimos años, alcanzando hoy 14,1 puntos del PIB nacional. Este avance ha impulsado la búsqueda de materiales con una vida útil prolongada y la reducción de residuos durante su producción, con el objetivo de mantener la sostenibilidad de esta industria en el tiempo. En este contexto, la empresa Neptuno Pumps se destaca por fabricar insumos para el sector minero con un sólido enfoque en la economía circular. Neptuno elabora revestimientos para chutes de transferencia de mineral en fundición blanca alto cromo, los cuales están sujetos a desgaste abrasivo que es el principal mecanismo de daño en el rubro minero. Por lo tanto, para disminuir los efectos negativos y mejorar la resistencia ante este fenómeno, se elaboró un estudio de investigación y desarrollo.

Mediante una revisión exhaustiva en la literatura, se estudió el efecto de los elementos aleantes y del tratamiento térmico. Se propuso como una variable elevar el tratamiento térmico de desestabilización a 1000°C y 2 horas de permanencia para obtener una microestructura homogénea, una correcta tasa de precipitación de carburos secundarios y una mejora al desgaste abrasivo de los revestimientos. Como otra variable adicional, se propuso la adición de molibdeno desde 1% hasta un 2% en la composición química, para elevar la dureza, refinar la microestructura y mejorar la resistencia al desgaste abrasivo de los revestimientos.

Se fabricaron 3 muestras bajo los estándares de manufactura de Neptuno, a las cuales se les aplicó los cambios en la composición química y el tratamiento térmico. Luego para observar y comparar cómo estas variables influyeron en la microestructura obtenida, la dureza y en el comportamiento frente al desgaste abrasivo, se caracterizó la microestructura mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos x. La caracterización mecánica fue a través de ensayos de macro y micro dureza. Finalmente, el comportamiento frente al desgaste abrasivo se detalló con el ensayo abrasivo de la rueda de goma RWAT.

Los resultados obtenidos nos indican que con el tratamiento térmico propuesto se logró homogeneizar la microestructura en toda la coraza y elevar la cantidad de carburos secundarios distribuidos de manera correcta en la matriz, además, presentó una mejora considerable en la resistencia al desgaste abrasivo de 17.88% respecto de la aleación original de Neptuno. Con respecto al molibdeno como variable adicional, este refinó la microestructura y elevó la dureza de la coraza, sin embargo, no obtuvo mejoras relevantes frente al desgaste abrasivo.

# Índice

<b>1. Introducción</b> .....	10
1.1 Problema y oportunidad .....	10
<b>2. Marco Teórico</b> .....	13
2.1 Fundiciones blancas .....	13
2.2 Fundiciones blancas ASTM A 532.....	14
2.3 Fundiciones blancas endurecidas con níquel.....	15
2.4 Fundiciones blancas alto cromo.....	16
2.4.1 Composición química y solidificación.....	16
2.4.2 Tratamientos Térmicos .....	21
2.5 Desgaste abrasivo en fundiciones blancas alto cromo .....	25
2.5.1 Tipos de desgastes abrasivos en fundiciones blancas alto cromo .....	26
2.6 Posibles Soluciones .....	29
<b>3. Hipótesis y Objetivos</b> .....	38
3.1 Hipótesis.....	38
3.2 Objetivo general.....	38
3.3    Objetivos específicos.....	38
<b>4. Metodología</b> .....	40
4.1 Producción de la Aleación .....	40
4.2 Corte y determinación de zonas .....	42
4.3 Caracterización.....	44
4.3.1 Análisis Químico .....	44
4.3.2 Microscopía óptica .....	44
4.3.3 Microscopía electrónica de barrido .....	44
4.3.4 Difracción de Rayos X.....	45
4.3.5 Macro dureza .....	45
4.3.6 Micro Dureza.....	46
4.3.7 Ensayo RWAT .....	47
<b>5. Análisis y Resultados</b> .....	48
5.1 Aleación A de colada .....	48
5.2 Aleación A TT1.....	50
5.3 Aleación A TT2.....	62
5.4 Aleación B de colada .....	72

5.5 Aleación B TT2 .....	75
5.6 Comparaciones.....	87
5.6.1 ATT1 vs ATT2 .....	87
5.6.2 ATT1 vs BTT2 .....	92
5.6.3 ATT2 VS BTT2.....	97
<b>6. Conclusiones y recomendaciones .....</b>	<b>103</b>
<b>7. Referencias .....</b>	<b>105</b>

## Tablas

<b>Tabla 1.</b> Producción y reservas de elementos al 2021 [1]. .....	10
<b>Tabla 2.</b> Composición química según especificación ASTM A532 [13]. .....	15
<b>Tabla 3.</b> Designaciones internacionales para ASTM A532 clase I [16]. .....	16
<b>Tabla 4.</b> Propuesta de clasificación basada en la severidad del desgaste abrasivo [53]. .....	27
<b>Tabla 5.</b> Composiciones químicas estudiadas por Choi y Chang [39]. .....	31
<b>Tabla 6.</b> Pérdida de masa en gramos para el ensayo de impacto repetitivo [60]. .....	36
<b>Tabla 7.</b> Composiciones químicas de aleaciones candidatas para anillo de desgaste [64]. .....	37
<b>Tabla 8.</b> Dureza HRC y pérdida de volumen para ensayo de goma de rueda (RWAT) [64]. .....	37
<b>Tabla 9.</b> Aleaciones estudiadas. ....	40
<b>Tabla 10.</b> Parámetros del ensayo RWAT. ....	47
<b>Tabla 11.</b> Composición química de la aleación A cortesía de Neptuno Pumps. ....	48
<b>Tabla 12.</b> Durezas superficie e inferior RC A de colada. ....	50
<b>Tabla 13.</b> Dureza lateral RC A de colada. ....	50
<b>Tabla 14.</b> Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.....	55
<b>Tabla 15.</b> Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.....	56
<b>Tabla 16.</b> Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.....	56
<b>Tabla 17.</b> Dureza zona superficie e inferior RC para la aleación ATT1.....	60
<b>Tabla 18.</b> Dureza lateral RC para la aleación ATT1. ....	60
<b>Tabla 19.</b> Micro durezas HB de la zona superficie para la aleación ATT1.....	60
<b>Tabla 20.</b> Micro durezas HB de la zona centro para la aleación ATT1. ....	60
<b>Tabla 21.</b> Micro durezas HB de la zona inferior para la aleación ATT1.....	60
<b>Tabla 22.</b> Resultados ensayo RWAT ATT1.....	61
<b>Tabla 23.</b> Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.....	66
<b>Tabla 24.</b> Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.....	67
<b>Tabla 25.</b> Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.....	67
<b>Tabla 26.</b> Dureza zona superficie e inferior RC para la aleación ATT2.....	71
<b>Tabla 27.</b> Dureza perfil lateral RC para la aleación ATT2. ....	71
<b>Tabla 28.</b> Micro durezas superior RC para la aleación ATT2.....	71
<b>Tabla 29.</b> Micro durezas centro RC para la aleación ATT2.....	71
<b>Tabla 30.</b> Micro durezas inferior RC para la aleación ATT2. ....	71
<b>Tabla 31.</b> Resultados ensayo RWAT ATT2.....	72

<b>Tabla 32.</b> Composición química de la aleación B cortesía de Neptuno Pumps. ....	73
<b>Tabla 33.</b> Durezas superficie e inferior RC para la aleación B de colada. ....	74
<b>Tabla 34.</b> Dureza lateral RC para la aleación B de colada. ....	75
<b>Tabla 35.</b> Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2. ....	80
<b>Tabla 36.</b> Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2. ....	81
<b>Tabla 37.</b> Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2. ....	81
<b>Tabla 38.</b> Durezas superficie e inferior RC aleación BTT2. ....	85
<b>Tabla 39.</b> dureza lateral RC aleación BTT2. ....	85
<b>Tabla 40.</b> Micro durezas superior RC aleación BTT2. ....	85
<b>Tabla 41.</b> Micro durezas centro RC aleación BTT2. ....	86
<b>Tabla 42.</b> Micro durezas inferior RC aleación BTT2. ....	86
<b>Tabla 43.</b> Resultados ensayo RWAT BTT2. ....	86
<b>Tabla 44.</b> Espesor dendrita ATT1 vs ATT2. ....	88
<b>Tabla 45.</b> Macro durezas superior e inferior RC ATT1 vs ATT2. ....	90
<b>Tabla 46.</b> Macro durezas laterales ATT1 vs ATT2. ....	90
<b>Tabla 47.</b> Micro durezas ATT1 vs ATT2. ....	91
<b>Tabla 49.</b> Espesor dendrítico ATT1 vs BTT2. ....	93
<b>Tabla 50.</b> Durezas superior e inferior RC ATT1 vs BTT2. ....	95
<b>Tabla 51.</b> Durezas laterales ATT1 vs BTT2. ....	95
<b>Tabla 52.</b> Micro durezas ATT1 vs BTT2. ....	96
<b>Tabla 54.</b> Espesor dendrítico ATT2 vs BTT2. ....	98
<b>Tabla 55.</b> Durezas superior e inferior RC ATT2 vs BTT2. ....	100
<b>Tabla 56.</b> Durezas laterales ATT2 vs BTT2. ....	101
<b>Tabla 57.</b> Micro durezas ATT2 vs BTT2. ....	101

## Figuras

<b>Figura 1.</b> Costos de la minería del cobre en Chile y el mundo [1]. ....	11
<b>Figura 2.</b> Componentes del gasto operacional en la minería del cobre [1]. ....	11
<b>Figura 3.</b> Tipos de fundición de hierro [7]. ....	13
<b>Figura 4.</b> Tipos de fundición de hierro blanca [11]. ....	14
<b>Figura 5.</b> Diagrama de fases ASTM A532 IIB solidificación. ....	18
<b>Figura 6.</b> Diagrama de fases ASTM A532 IIB con tratamiento térmico. ....	18
<b>Figura 7.</b> Estructura as-cast clase II-B [24]. ....	19
<b>Figura 8.</b> Efecto del molibdeno en una fundición blanca alto cromo [23]. ....	20
<b>Figura 9.</b> Curvas entre relación cromo/carbono, diámetro crítico para el endurecimiento al aire y contenido de molibdeno en fundiciones blancas alto cromo cortesía de American Foundry Society [19]. ....	21
<b>Figura 10.</b> Ilustración tratamiento térmico para fundiciones blancas alto cromo [37]. ....	22
<b>Figura 11.</b> Imagen de microscopía electrónica de barrido para fundiciones blanca alto cromo 18Cr posterior al tratamiento térmico [18]. ....	22
<b>Figura 12.</b> Diagrama de enfriamiento continuo para fundición blanca alto cromo clase IIC [38]. ...	24

<b>Figura 13.</b> Mecanismos de daño en fundiciones blancas alto cromo: A) corte, B) cuña, C) arado, D) microfractura [5] .....	28
<b>Figura 14.</b> Efecto de los elementos aleantes, temperatura y tiempo de desestabilización en la dureza Vickers [39].....	31
<b>Figura 15.</b> Efecto de los elementos aleantes, temperatura y tiempo de desestabilización en la cantidad de austenita retenida [39].....	31
<b>Figura 16.</b> Efecto de los elementos aleantes en la dureza de las muestras 16 y 26%Cr bajo Tratamiento térmico [23].....	32
<b>Figura 17.</b> Efecto de los elementos aleantes en la fracción volumétrica de austenita retenida en las muestras 16 y 26%Cr bajo tratamiento térmico [23]. .....	33
<b>Figura 18.</b> Fracción volumétrica de carburos secundarios precipitados en función del tiempo para cada temperatura estudiada [32]. .....	34
<b>Figura 19.</b> Dureza vs contenido de molibdeno para 15Cr-3.2C [42].....	35
<b>Figura 20.</b> Pérdida de masa promedio vs contenido de molibdeno para 15Cr-3.2C [42].....	35
<b>Figura 21.</b> Pérdida de masa promedio vs fracción volumétrica de carburos eutécticos [60]. .....	36
<b>Figura 22.</b> Coraza 7J. ....	40
<b>Figura 23.</b> Tratamiento térmico 1 de desestabilización a 970°C por 1 hora.....	41
<b>Figura 24.</b> Tratamiento térmico 2 de desestabilización a 1000°C por 2 horas. ....	41
<b>Figura 25.</b> esquema de disposición de elementos en el tratamiento térmico vista superior. ....	42
<b>Figura 26.</b> Temperatura de enfriamiento en el tiempo. ....	42
<b>Figura 27.</b> Zonas determinadas para el análisis microestructural y micro dureza. ....	43
<b>Figura 28.</b> Zonas determinadas para el análisis de la macro dureza. ....	43
<b>Figura 29.</b> Muestra para el ensayo RWAT.....	43
<b>Figura 30.</b> Microscopio óptico Leica DMI8 M. ....	44
<b>Figura 31.</b> Macro durometro Roell ZHR, Zwick. ....	46
<b>Figura 32.</b> Micro durómetro Vickers, Struers duramin.....	46
<b>Figura 33.</b> Diagrama esquemático del ensayo RWAT. ....	47
<b>Figura 34.</b> Microscopía óptica aleación A de colada.....	49
<b>Figura 35.</b> Microscopía óptica aleación A de colada: A) y D) zona superior, B) y E) zona centro, C) y F) zona inferior. ....	49
<b>Figura 36.</b> Microscopía óptica aleación ATT1. ....	51
<b>Figura 37.</b> Microscopía óptica aleación A TT1: A) y D) zona superior, B) y E) zona centro, C) y F) zona inferior. ....	52
<b>Figura 38.</b> Micrografía SEM aleación ATT1. ....	53
<b>Figura 39.</b> Micrografía SEM aleación ATT1: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter dendrítica. ....	54
<b>Figura 40.</b> Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación ATT1. ....	55
<b>Figura 41.</b> Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación ATT1.....	55
<b>Figura 42.</b> Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación ATT1. ....	56
<b>Figura 43.</b> Mapeo SEM-EDS a la aleación ATT1. ....	57
<b>Figura 44.</b> Patrón de difracción de rayos x ATT1 superior. ....	58
<b>Figura 45.</b> Patrón de difracción de rayos x ATT1 centro. ....	59
<b>Figura 46.</b> Microscopía óptica aleación ATT2. ....	62
<b>Figura 47.</b> Microscopía óptica aleación ATT2: A) y D) sección superior, B) y E) sección centro, C) y F) sección inferior.....	63

<b>Figura 48.</b> Micrografía SEM aleación ATT2. ....	64
<b>Figura 49.</b> Micrografía SEM aleación ATT2: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter-dendrítica. ....	65
<b>Figura 50.</b> Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación ATT2. ....	66
<b>Figura 51.</b> Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación ATT2. ....	66
<b>Figura 52.</b> Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación ATT2. ....	67
<b>Figura 53.</b> Mapeo SEM-EDS aleación ATT2. ....	68
<b>Figura 54.</b> Patrón de difracción de rayos x ATT2 superior. ....	69
<b>Figura 55.</b> Patrón de difracción de rayos x ATT2 centro. ....	70
<b>Figura 56.</b> Microscopía óptica aleación B de colada. ....	73
<b>Figura 57.</b> Microscopía óptica aleación B de colada: A) y D) sección superior, B) y E) sección central, C) y F) sección inferior. ....	74
<b>Figura 58.</b> Microscopía óptica aleación BTT2. ....	76
<b>Figura 59.</b> Microscopía óptica aleación BTT2: A) y D) sección superior, B) y E) sección central, C) y F) sección inferior. ....	76
<b>Figura 60.</b> Micrografía SEM aleación BTT2. ....	78
<b>Figura 61.</b> Micrografía SEM aleación BTT2: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter-dendrítica. ....	79
<b>Figura 62.</b> Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación BTT2. ....	80
<b>Figura 63.</b> Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación BTT2. ....	80
<b>Figura 64.</b> Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación BTT2. ....	81
<b>Figura 65.</b> Mapeo SEM-EDS aleación BTT2. ....	82
<b>Figura 66.</b> Patrón de difracción de rayos x BTT2 superior. ....	84
<b>Figura 67.</b> Patrón de difracción de rayos x BTT2 centro. ....	84
<b>Figura 68.</b> Microscopía óptica aleación ATT1: a) zona superior, b) zona centro; ATT2: c) zona superior, d) zona centro. ....	88
<b>Figura 69.</b> Micrografía aleación ATT1: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; ATT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica. ....	89
<b>Figura 70.</b> Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT1 vs ATT2. ....	90
<b>Figura 71.</b> Ensayo RWAT y durezas RC ATT1 vs ATT2. ....	92
<b>Figura 72.</b> Microscopía óptica aleación ATT1: a) zona superior, b) zona centro; BTT2: c) zona superior, b) zona centro. ....	93
<b>Figura 73.</b> Micrografía aleación ATT1: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; BTT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica. ....	94
<b>Figura 74.</b> Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT1 vs BTT2. ....	95
<b>Figura 75.</b> Ensayo RWAT y durezas RC ATT1 vs BTT2. ....	97
<b>Figura 76.</b> Microscopía óptica aleación ATT2: a) zona superior, b) zona centro; BTT2: c) zona superior, b) zona centro. ....	98
<b>Figura 77.</b> Micrografía aleación ATT2: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; BTT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica. ....	99
<b>Figura 78.</b> Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT2 vs BTT2. ....	100
<b>Figura 79.</b> Ensayo RWAT y durezas RC ATT2 vs BTT2. ....	102



## Abreviaturas

TT: Tratamiento térmico

CQ: Composición química

HCWCI: High chromium White cast iron, Fundición blanca alto cromo

RWAT: Rubber wheel abrasive test, Ensayo abrasivo de rueda de goma

SEM: Scanning electron microscopy, Microscopía electrónica de barrido

EDS: Energy dispersive X ray spectroscopy, Espectroscopia de dispersión de energía

XRD: X ray diffraction, Difracción de rayos x

Ms: Temperatura de inicio para la transformación martensítica.

# 1. Introducción

## 1.1 Problema y oportunidad

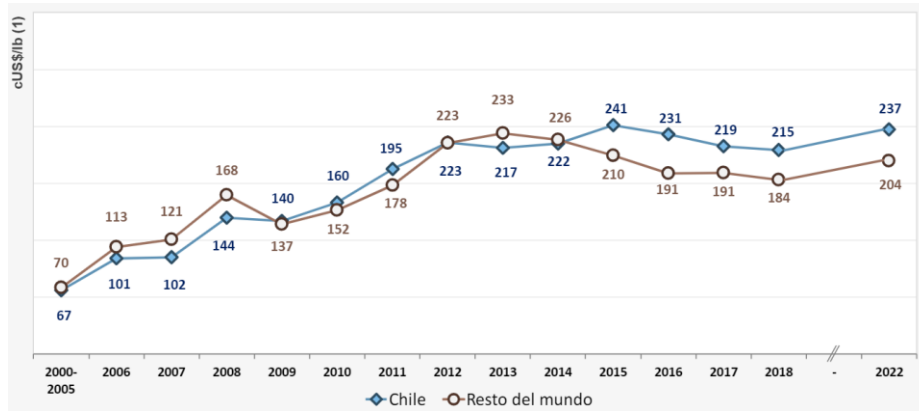
La industria minera representa el principal sector productivo de nuestro país, es por esto que Chile ocupa el primer lugar a nivel mundial en la producción de cobre con el 26% de la producción global, y el segundo lugar en la producción de molibdeno con un 17% de la industria, como se indica en la tabla 1. Además del cobre y molibdeno, Chile extrae y procesa otros tipos de minerales como oro, plata y hierro, por lo cual, el aporte al desarrollo del país significativo en esta industria, representando hoy el 14,6% del PIB nacional. En la misma tabla 1 podemos observar que en nuestro territorio se alberga aproximadamente el 23% de las reservas de cobre en el mundo, por lo que se proyecta como un sector industrial con un amplio potencial de desarrollo.

**Tabla 1.** Producción y reservas de elementos al 2021 [1].

Tipo de mineral	Producción en Chile (TM)	Participación en la producción mundial	Ranking en la producción mundial	Participación en reservas mundiales
Cobre	5,624 millones	26%	1	23%
Oro	34,3	1%	>>15	7%
Plata	1.280,6	7%	4	5%
Molibdeno	49.427	17%	2	9%
Hierro	12 millones	0,75%	>>15	n.d.

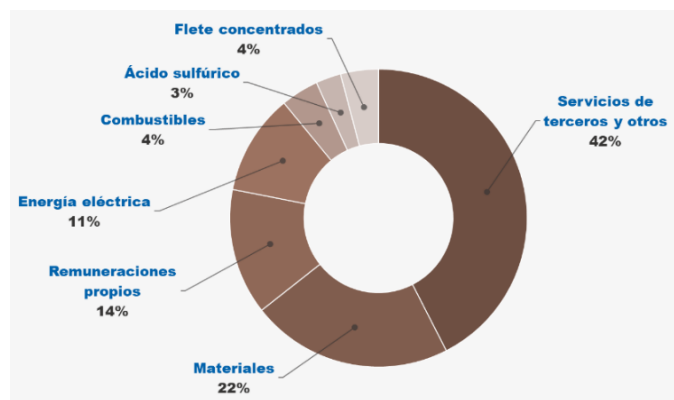
Según los datos observados del informe del consejo minero, entregados por Cochilco y empresas asociadas sobre los proyectos de inversión en el período 2021-2025, podemos extraer que existen 9 proyectos en etapa de ejecución y otros en etapa de desarrollo, con una inversión de US\$ 23.314 millones. Del mismo modo, se encuentra un segundo grupo de inversiones en el período 2022-2028 en etapa de evaluación, con un valor de US\$ 32.325 millones para 15 iniciativas adicionales, lo que tiene como objetivo mantener a Chile como productor número uno de cobre en el mundo [1].

Si bien el valor del cobre ha ido al alza en los últimos tiempos y se ha mantenido desde 2020 a la actualidad [2], se ha observado una disminución en el promedio de la ley del mineral de un 46%, desde 1,25% en 2001 a 0,67% en 2021 [3], además el aumento permanente y sistemático de los costos de la minería en Chile desde el año 2018 como se logra apreciar en la figura 1, hacen indispensable la optimización de los recursos y el aumento de la productividad durante la operación para mantener esta industria económicamente.



**Figura 1.** Costos de la minería del cobre en Chile y el mundo [1].

Según un informe de INNOVA CHILE [4], se estima que en un periodo de 5 años se invierten US\$ 298 millones en aleaciones de revestimientos para molinos, chutes y bolas de molienda. También, se logra apreciar en la figura 2, que los costos asociados a la reparación, mantenimiento y recambio de piezas asociadas al transporte y conminución en la minería representan el 22% de los gastos operacionales. Más aún, según ASM internacional [5], los costos directos e indirectos asociados al desgaste de materiales es alto en un país industrializado y se estima que oscila entre el 1% y el 4% de su PIB. A partir de las cifras expuestas, no caben dudas de la relevancia que conlleva la adecuada selección de los revestimientos y materiales de sacrificio utilizados por los equipos de la industria minera.



**Figura 2.** Componentes del gasto operacional en la minería del cobre [1].

El manejo de los diversos metales extraídos del suelo nacional contempla maniobras de transporte y conminución lo que representa importantes desafíos a la industria minera. El mineral se transporta principalmente en tolvas de camiones y en correas transportadoras, mientras que la conminución se realiza generalmente en etapas de chancado primario, secundario y en algunos

casos terciario, además de etapas de molienda en molinos de bolas, barras o semiautógenos (SAG). Todos estos procesos confluyen en estructuras metálicas inclinadas denominadas chutes, los cuales son utilizados para guiar y dirigir el flujo del mineral desde un punto más alto a uno más bajo de manera continua y ordenada, optimizando la eficiencia del transporte y reduciendo el desgaste y los problemas operativos asociados con el manejo de los minerales.

Estas estructuras son protegidas por revestimientos internos diseñados para evitar posibles daños estructurales. En la actualidad los revestimientos, se fabrican principalmente de aleaciones ferrosas denominadas fundiciones blancas de alta aleación bajo la norma ASTM A 532, las cuales poseen una alta resistencia frente al desgaste abrasivo pareado a una resistencia moderada al impacto. En su producción dentro del rubro minero, se encuentra Neptuno Pumps, una empresa de ingeniería y manufactura de clase mundial, especializada en el desarrollo y fabricación de productos y componentes de alta precisión y complejidad para aplicaciones industriales, la cual en su división Nepcast, produce piezas y equipos utilizados en las líneas de transporte y conminución de mineral. Neptuno es especialista en el diseño y la fabricación de elementos de desgaste fundidos con materiales reciclados y energía 100% renovable para la minería, lo cual es indispensable en la industria del siglo 21 donde la economía circular comienza a tomar una dirección cada vez más sustentable para el desarrollo de distintos productos en sintonía con el medio ambiente.

Bajo esta lógica la empresa ha diseñado y fabricado chutes de alimentación para molienda que permiten un óptimo rendimiento y vida útil, los cuales han permitido aumentar la capacidad de material procesado, disminuir los atochamientos y mejorar el house-keeping de la planta, sin embargo, Neptuno tiene el objetivo de maximizar la vida útil de sus componentes y reducir los tiempos de detención por trabajos de remplazo de revestimientos, ya sean programados o de urgencia, aumentando la producción durante la operación. Esto es todo un desafío para Neptuno, que en la búsqueda de este objetivo someterá una coraza 7J de fundición blanca alto cromo ASTM A532 clase II-B a un estudio de investigación y desarrollo asociado con el departamento de ingeniería civil de materiales de la Universidad de Concepción, proyectando una mejora significativa en el rendimiento y desempeño de sus corazas de revestimientos para chutes de transferencia en la molienda.

## 2. Marco Teórico

### 2.1 Fundiciones blancas

El termino fundición de Hierro comprende un grupo extenso de ferro aleaciones en el cual estas contienen un porcentaje de carbono superior al 2% en su gran mayoría. Estas se pueden subdividir según sea su potencial de grafitización, el cual nos entrega fundiciones blancas, fundiciones "acoquilladas" y fundiciones grises con sus respectivos derivados como indica la figura 3 [6].

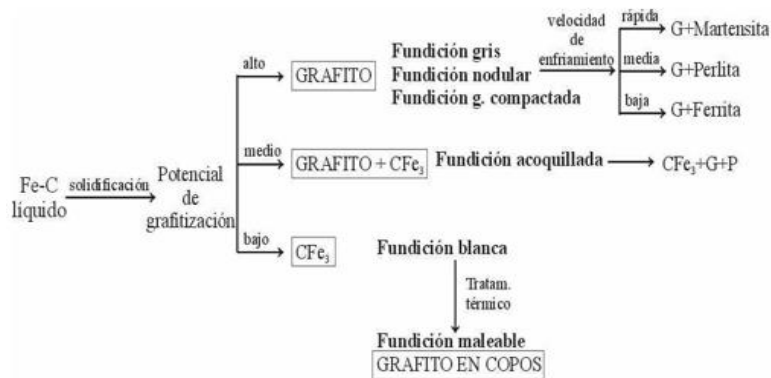
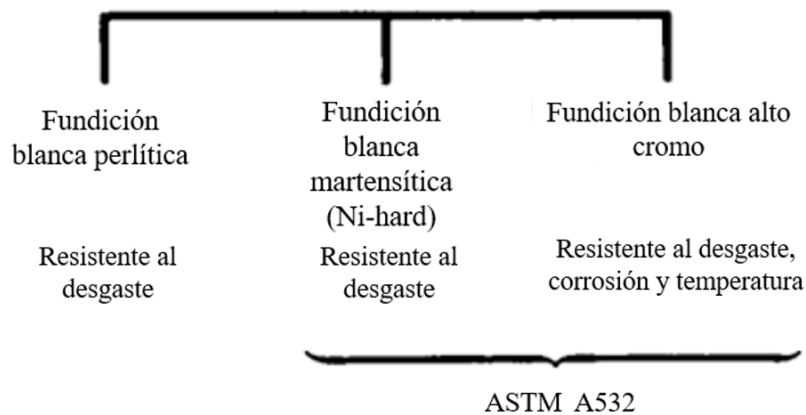


Figura 3. Tipos de fundición de hierro [7].

Para nuestro interés abordaremos las fundiciones de hierro blancas, las cuales son nombradas de esta manera ya que presentan una superficie de fractura característicamente de este color y a diferencia de otras fundiciones como las grises, dúctiles o maleables, en estas aleaciones el carbono no nuclea como grafito, debido a la composición química seleccionada que inhibe su formación. Estas fundiciones solidifican en el diagrama hierro-carbono metaestable [8] y son reconocidas como la clase de ferro-aleaciones más resistentes al desgaste abrasivo de bajo estrés [9]. La dureza y resistencia a la abrasión han aumentado a través del tiempo mediante la adición de determinados aleantes y la aplicación de tratamientos térmicos, dando como resultado un amplio campo de empleabilidad donde estas características son requeridas en los diversos procesos industriales [10].

## 2.2 Fundiciones blancas ASTM A 532

Cuando nos referimos a cierta clase de aleaciones como fundiciones especiales, hablamos de aquellas que difieren del resto debido a su elevado contenido de aleantes, generalmente mayor a 3%. Esto incrementa las propiedades para aplicaciones de elevada temperatura, resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste. Dentro de este grupo se encuentran las fundiciones blancas perlíticas, fundiciones blancas martensíticas endurecidas con níquel y fundiciones blancas alto cromo como indica la figura 4. Estas dos últimas recaen dentro de la norma ASTM A532, la cual cubre y proporciona composición química, tratamientos térmicos, métodos de manufactura, los métodos de ensayos para la dureza y los métodos de análisis para la composición química [8].



**Figura 4.** Tipos de fundición de hierro blanca [11].

Las fundiciones blancas alto cromo y endurecidas con níquel se encuentran dentro de la norma que describe aleaciones con excelente resistencia al desgaste y moderada resistencia al impacto, las cuales son utilizadas en plantas de energía térmica, industrias del cemento, la minería y sus unidades de procesos, lo que promueve su viabilidad económica en diversas aplicaciones [12]. Para lograr estos altos estándares, las fundiciones son adecuadamente aleadas para asegurar sus propiedades y, además, deben ser sometidas a tratamientos térmicos particulares. Aunque algunas piezas son fabricadas y enviadas a solicitantes con una microestructura proveniente de solidificación, otras requieren un tratamiento térmico posterior como alivio de tensiones, endurecido, reblandecimiento para operaciones de maquinado, o una combinación de ellos. De esta manera, se obtienen microestructuras que consisten esencialmente de una red de carburos en una matriz martensítica, bainítica o austenítica [13]. En la tabla 2 se puede apreciar todas las clases que

pertencen a la norma y sus respectivas composiciones químicas. La clase I corresponde a las fundiciones blancas endurecidas con níquel, mientras que la clase II y III cubre las fundiciones blancas alto cromo.

**Tabla 2.** Composición química según especificación ASTM A532 [13].

Clase	Tipo	Designación	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
I	A	Ni-Cr-Hc	2.8-3.6	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	B	Ni-Cr-Lc	2.4-3.0	2.0 max	0.8 max	3.3-5.0	1.4-4.0	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	C	Ni-Cr-GB	2.5-3.7	2.0 max	0.8 max	4.0 max	1.0-2.5	1.0 max	...	0.3 max	0.15 max
I	D	Ni-HiCr	2.5-3.6	2.0 max	2.0 max	4.5-7.0	7.0-11.0	1.5 max	...	0.1 max	0.15 max
II	A	12%Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	11.0-14.0	3.0 max	1.2 max	0.1 max	0.06 max
II	B	15%Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	14.0-18.0	3.0 max	1.2 max	0.1 max	0.06 max
II	D	20%Cr-Mo	2.0-3.3	2.0 max	1.0-2.2	2.5 max	18.0-23.0	3.0 max	1.2 max	0.1 max	0.06 max
III	A	Cr	2.0-3.3	2.0 max	1.5 max	2.5 max	23.0-30.0	3.0 max	1.2 max	0.1 max	0.06 max

### 2.3 Fundiciones blancas endurecidas con níquel

Como se mencionó recién, la clase I corresponde a las fundiciones endurecidas con níquel. Esta categoría de fundición blanca es utilizada en piezas de bombas de lodo, barras de impacto y revestimientos para molinos en la minería, trenes de laminación, hojas mezcladoras de concreto y accesorios de tubería entre otros [14][15]. Poseen una alta dureza la cual ronda entre 58 y 65 RC. Esta clase se distribuye en 4 grupos de acuerdo con la norma ASTM A 532 los que son Ni-Hard 1, Ni-Hard 2, Ni-Hard 3 y Ni-Hard 4 [15], como indica la tabla 3. Las fundiciones endurecidas con níquel poseen el menor contenido de cromo de la norma y sus carburos eutécticos solidifican mayormente de la forma  $M_3C$ . La adición de níquel en cantidades cercana al 4.5% suprime la formación de la perlita, asegurando una microestructura martensítica en la condición as-cast, por lo que el

tratamiento térmico usual para este tipo de fundición sea solo un alivio de tensiones residuales en un rango cercano a 250°C [9].

**Tabla 3.** Designaciones internacionales para ASTM A532 clase I [16].

Nombre internacional	UE	Francia	Alemania	UK	India	Suecia	USA
Ni-Hard 1	EN-JN2020	FB-Ni4 Cr2 BC	G-X 260 NiCr 4 2	2 <sup>a</sup>	Tipo 1a Nil Cr 30/500	0512	Clase 1- Tipo B
Ni-Hard 2	EN-JN2030	FB-Ni4 Cr2 HC	GA 330 NiCr 4 2	2B	Tipo 1 a Nil Cr 34/550	0513	Clase 1- Tipo A
Ni-Hard 3	-	FB A	-	-	-	-	Clase 1- Tipo C
Ni-Hard 4	EN-JN2040	FB Cr9 Ni5	G-X 300 CrNiSi 9 5 2	2C+2D+2E	Tipo 1b NiHCr	0457	Clase 1- Tipo D

## 2.4 Fundiciones blancas alto cromo

Dentro de una amplia variedad de materiales, las fundiciones blancas alto cromo destacan por su excelente resistencia al desgaste abrasivo, convirtiéndose en la principal clase de aleación empleadas en la industria minera. Su destacado comportamiento frente al desgaste se debe a las fases presentes en su microestructura final, resultado de un tratamiento térmico que implica un endurecimiento al aire forzado. Este tratamiento térmico confiere a la aleación una resistencia superior a la abrasión, combinada con una adecuada tenacidad a la fractura. Esto posiciona a la fundición blanca alto cromo en el material de sacrificio más rentable para las operaciones mineras en el manejo, transporte, molienda y clasificación de minerales extraídos, particularmente en revestimientos para chutes de transferencia de mineral, ya que reduce los tiempos de inactividad por mantenciones y urgencias en la operación[17][18].

### 2.4.1 Composición química y solidificación

Las Fundiciones Blancas Alto Cromo son aleaciones de base hierro que contienen dentro de su composición química entre un 11% y 30% de cromo. De manera similar, el carbono se encuentra presente en un rango de 1.8% a 3.6 %. Además, se añaden otros elementos como indica la tabla 2, siendo el molibdeno el más empleado. Elementos como el manganeso, cobre y níquel también son

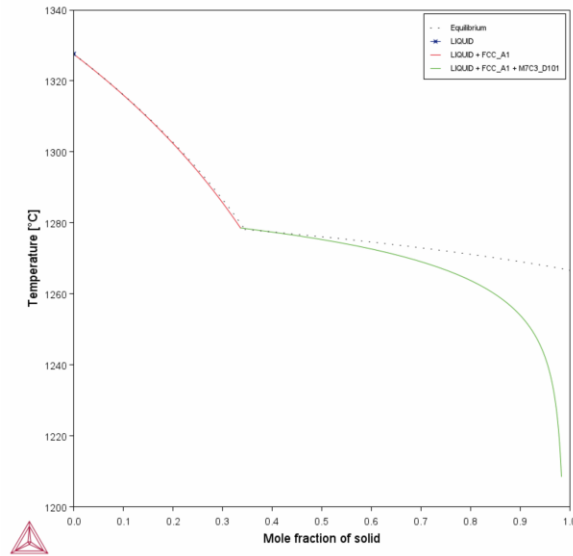


adicionados, pero en menor medida. Además, es común encontrar elementos de impurezas como fósforo y azufre, propios de la fundición [19].

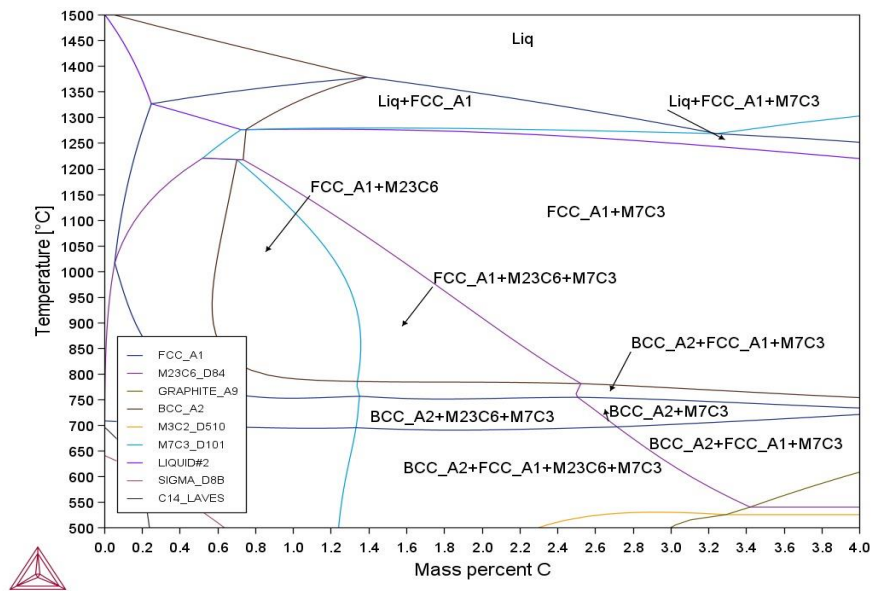
La clase II está constituida por las fundiciones blancas Cromo-Molibdeno, las cuales contienen un porcentaje de cromo que se encuentra en el rango del 11%-23% [20]. Al igual que la clase I, se agregan pequeñas cantidades de elementos como níquel y cobre para prevenir la formación de perlita y garantizar una alta dureza. Esta clase es considerada la más dura de todos los grados de fundiciones blancas y se utiliza en aplicaciones que requieren combinación de dureza y resistencia a la abrasión [21].

La clase III abarca las denominadas fundiciones blancas alto cromo, las cuales tienen un contenido de cromo que oscila generalmente entre el 25% y el 28%. Al igual que en el caso anterior, se agregan pequeñas porciones en peso de níquel y cobre en cantidades máximas de 2.5% y 1.2% respectivamente, con la finalidad de suprimir la formación perlítica. En algunos casos, es preferible reducir el porcentaje de carbono presente en la composición química, de esta manera incrementa la cantidad de cromo disuelto en la matriz, lo que proporciona una mayor resistencia a la corrosión. Esta clase cubre las aleaciones más adecuadas para aplicaciones donde se requiere de una resistencia de abrasión y corrosión, como en carcasas de bombas para transferencia de lodos o en alabes de impulso [20].

Estas fundiciones solidifican en una reacción eutéctica, habitualmente en el rango hipoeutéctico, ya que en esta zona se presenta una mejor combinación de tenacidad y dureza. En este rango de composición se limita el crecimiento de los carburos eutécticos, como se puede apreciar en las figuras 5 y 6, las cuales representan diagramas de fases de la clase II-B, diseñados con thermo-calc.



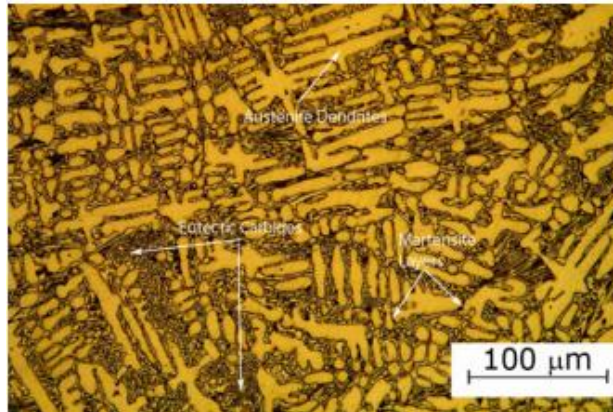
**Figura 5.** Diagrama de fases ASTM A532 IIB solidificación.



**Figura 6.** Diagrama de fases ASTM A532 IIB con tratamiento térmico.

En la figura 5 se puede observar la solidificación de una fundición blanca alto cromo de la clase II. El proceso comienza con el enfriamiento de una fase de metal líquido, que a medida que disminuye su temperatura atraviesa una reacción eutéctica que deriva en la usual microestructura de solidificación. Esta microestructura consiste en una matriz de dendritas compuestas por austenita, acompañada de una mezcla eutéctica de austenita y carburos eutécticos de alta dureza incrustados en la matriz. Los carburos eutécticos presentan una fina capa de martensita en sus bordes producto de la desestabilización que se genera en la zona, causada por el empobrecimiento

de cromo y carbono que eleva localmente la temperatura de inicio de la transformación martensítica ( $M_s$ ). La austenita se mantiene metaestable a temperatura ambiente, debido a la gran cantidad de aleantes que inhiben la transformación perlítica y reducen la  $M_s$  a temperaturas cercanas o inferiores al ambiente, obteniendo estructuras como la de la figura 7, con durezas aproximadas de  $50 \pm 3$  RC [22][23][24].

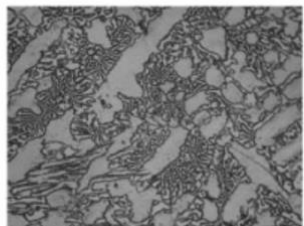
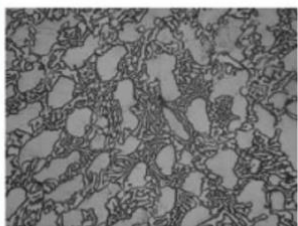


**Figura 7.** Estructura as-cast clase II-B [24].

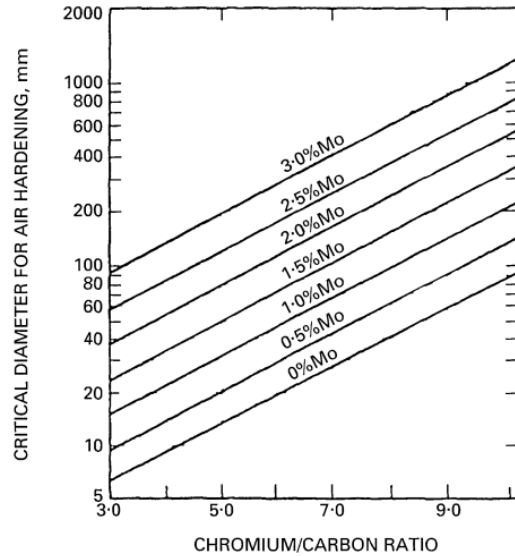
A diferencia de las fundiciones endurecidas con níquel, las clases II y III poseen un contenido de cromo superior al 11%, donde la mayor parte de este elemento se combina para formar carburos y una parte menor permanece en la matriz. Por ende, los carburos que nuclean durante la solidificación dependen de la composición química de la fundición, siendo mayoritariamente ricos en cromo y de la forma cercana a  $(Cr,Fe)_7C_3$  o bien  $M_7C_3$  con una estructura hexagonal, los cuales conforman la red eutéctica de carburos de cromo en la matriz que provee la suficiente dureza frente a medios abrasivos [25], [26]. Estos carburos  $M_7C_3$  nuclean y crecen usualmente en colonias de forma acicular, laminar o en barras, además, poseen una dureza superior a los carburos  $M_3C$ , que al igual que los carburos  $M_{23}C_6$  precipitan, pero en una fracción volumétrica muy menor respecto a los primeros [9][18].

Como se puede apreciar en la tabla 2, estas dos clases admiten un menor contenido de níquel respecto a la clase I, el cual está restringido solo hasta 2.5% debido a que estabiliza la fase austenita. Por otra parte, el contenido de cobre es considerado hasta un 1.2. La presencia de cobre en la aleación en cantidades altas favorece una red de carburos eutécticos discontinua y, que una pequeña cantidad de este elemento se encuentre disuelto en los carburos secundarios durante el tratamiento térmico. Sin embargo, estudios limitan el uso de cobre para las fundiciones blancas. Mientras tanto, el contenido máximo de molibdeno se incrementa de 1 hasta un 3%. La adición de

este elemento en cantidades pequeñas incrementa la tenacidad de la fundición blanca y también refina el tamaño de la estructura como podemos apreciar en la figura 8. Además, el molibdeno aumenta el radio crítico de templabilidad para piezas de diferentes espesores como indica la figura 9, lo que a su vez incrementa la dureza de estas piezas. Es usual que al aumentar molibdeno en la composición química, se abra la posibilidad para que precipiten otro tipos carburos, esencialmente cuando el contenido es cercano al 3% y la relación en masa de cromo a carbono esta entre 5 y 10. Por ejemplo, el carburo  $\text{Mo}_2\text{C}$  puede aparecer en la interfase de austenita y  $\text{M}_7\text{C}_3$  producto de la segregación, mientras que otros átomos de molibdeno pueden formar parte de la estequiometría del carburo  $\text{M}_7\text{C}_3$  y el resto de los átomos se distribuye como solución sólida en la matriz. Como resultado, la resistencia al desgaste abrasivo de bajo estrés se incrementa. Es por estas razones que el molibdeno se presenta como el aleante que ofrece mayores ventajas y beneficios económicos para las fundiciones blancas en el empleo habitual de sus componentes [23], [26]–[31].

Alloy \ %	1%	2%
Mo		

**Figura 8.** Efecto del molibdeno en una fundición blanca alto cromo [23].



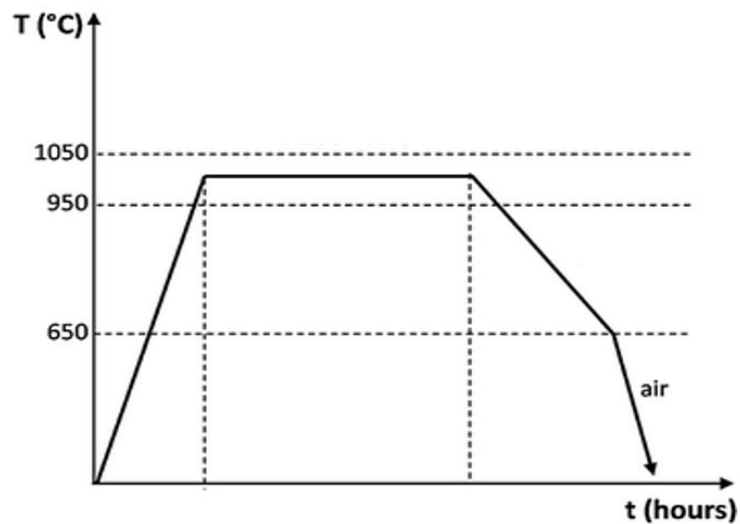
**Figura 9.** Curvas entre relación cromo/carbono, diámetro crítico para el endurecimiento al aire y contenido de molibdeno en fundiciones blancas alto cromo cortesía de american foundry society [19].

#### 2.4.2 Tratamientos Térmicos

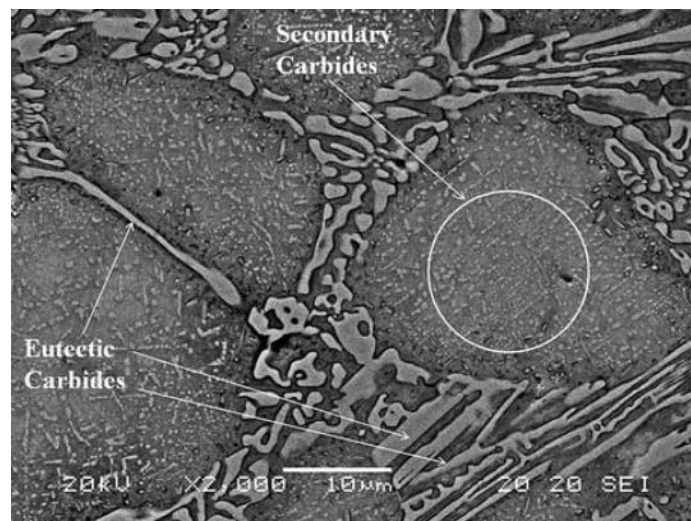
Luego del proceso de solidificación, la matriz de la fundición se encuentra super-saturada de carbono y cromo, lo que permite que la austenita sea metaestable a temperatura ambiente. No obstante, esta matriz no es la ideal para las aplicaciones de las fundiciones blancas alto cromo, por lo tanto, la microestructura es transformada significativamente mediante un tratamiento térmico conocido como desestabilización.

El tratamiento térmico tiene como objetivo principal lograr un incremento sustancial en la resistencia al desgaste y la dureza [28]. Para lograr este objetivo la microestructura es desestabilizada a altas temperaturas. Esto provoca un aumento de la movilidad atómica que facilita la difusión de los átomos de cromo y carbono segregados durante la solidificación, permitiendo que se distribuyan por la matriz y que algunos se agrupen y precipiten de manera homogénea como pequeños carburos de cromo secundarios. Esto conlleva a una disminución en la cantidad de aleantes retenidos en forma de solución sólida en la matriz, que incrementa la temperatura de inicio de la transformación martensítica. Esto permite que la matriz experimente una transformación hacia otras fases mediante un temple al aire forzado, siendo la conversión a martensita la más deseada, debido a su contribución al endurecimiento completo de la matriz [32].

El tratamiento térmico es llevado a cabo a una temperatura de desestabilización entre los 900°C y 1100°C por un tiempo que varía desde 1 hasta 6 horas, seguido de un temple en aire forzado como se ilustra en la figura 10 [9]. La microestructura obtenida se ilustra en la figura 11 y está compuesta por la nueva matriz martensítica, los carburos eutécticos y los pequeños carburos secundarios que poseen estequiometría cercana a  $(Fe,Cr)_{23}C_6$  o  $M_{23}C_6$  con una estructura cubica. No obstante, posterior al enfriamiento persiste una fracción volumétrica de austenita retenida en la matriz, la cual, si es bien equilibrada, aporta tenacidad a la estructura y favorece la resistencia al desgaste abrasivo de bajo estrés [24]. Posterior al tratamiento térmico se esperan durezas mayores a 59 RC para las aleaciones, que es la dureza mínima estipulada por la norma ASTM A532 [13].



**Figura 10.** Ilustración tratamiento térmico para fundiciones blancas alto cromo [37].



**Figura 11.** Imagen de microscopía electrónica de barrido para fundiciones blanca alto cromo 18Cr posterior al tratamiento térmico [18].

Los carburos eutécticos son estables a altas temperaturas y permanecen con la misma morfología luego del tratamiento térmico, al igual que la matriz dendrítica. Por otra parte, los carburos secundarios que precipitan y las fases que componen la matriz, son dependientes de las variables que controlan el tratamiento térmico, es decir la temperatura y el tiempo. Un tratamiento térmico exitoso puede ser evaluado según sean sus objetivos en la dureza de la martensita, el nivel de austenita retenida y la ausencia de perlita en la microestructura [18], [33]. Además de la desestabilización, existe un tratamiento térmico conocido como desestabilización sub crítica, que consiste en llevar la temperatura a un rango entre los 200°C y 600°C posterior al temple, con el fin transformar la austenita que permanece retenida en la matriz. sin embargo, la desestabilización sub-crítica no es recomendada para esta clase de fundiciones en estas aplicaciones de ingeniería, ya que permite la transformación de la matriz martensítica en otras fases como ferrita y carburos, que disminuyen la dureza e incrementan la pérdida de volumen de la aleación en aplicaciones de desgaste. Por lo cual este tratamiento térmico no será considerado en la investigación [34]–[36].

#### Temperatura y Tiempo de Desestabilizado

La dureza de la microestructura es atribuida a la combinación aceptable de austenita retenida hasta un 20% aproximadamente, en una matriz martensítica con alto contenido de carbono en conjunto con los carburos eutécticos y secundarios. La temperatura de desestabilización, junto con el tiempo, determina la cantidad de carbono que esta disuelto como solución sólida en la matriz austenítica a altas temperaturas y la posterior dureza obtenida en la matriz martensítica. La clase II tiene un rango de desestabilizado entre 950 °C y 1010°C, mientras que la clase III posee uno más elevado debido a la cantidad de aleantes que contiene, llegando a temperaturas del rango de 1000-1100°C [38]. Las temperaturas muy altas tienden a estabilizar la austenita, permitiendo un alto contenido de carbono como solución sólida en la matriz, por lo cual la temperatura  $M_s$  disminuye proporcionando una mayor cantidad de austenita retenida, una baja fuerza impulsora de la precipitación de carburos secundarios y en consecuencia una disminución de la dureza. Por el contrario, una temperatura muy baja si bien aumenta la  $M_s$ , permite una fuerza impulsora de precipitación de carburos secundarios y disminuye el contenido de austenita retenida, deja como resultado una matriz martensítica de bajo contenido en carbono y baja resistencia a la abrasión [39][40]. De igual manera, el tiempo juega un rol importante con la temperatura en este proceso, ya que periodos de desestabilización muy acotados no permiten un adecuado empobrecimiento de elementos en solución en la austenita, disminuyendo la  $M_s$  y la precipitación de carburos

secundarios se ve limitada, por lo tanto, es importante seleccionar bien estas variables al realizar el tratamiento térmico. Es común encontrar en la literatura recomendaciones de tiempos adecuados para lograr una ejecución adecuada del proceso de desestabilización. Se sugiere un tiempo mínimo de una hora por pulgada de espesor para garantizar una homogenización adecuada de las secciones transversales y evitar la obtención de microestructuras indeseadas [39],[38].

## Temple

El proceso posterior a la desestabilización de la fundición implica el temple, que consiste en enfriar los materiales obtenidos mediante ventiladores industriales de alta potencia. Estas piezas se someten a un enfriamiento rápido y continuo hasta alcanzar temperaturas por debajo de la transformación perlítica, que se encuentra entre los 550°C y 600°C como se muestra en la figura 12. Durante este proceso, se logra la transformación de la matriz austenítica a una martensítica con carburos secundarios precipitados en ella. En el caso de piezas con geometría compleja o secciones gruesas, es común reintroducirlas en el horno a temperaturas por debajo de la transformación perlítica durante un periodo de tiempo después del temple. Esto se hace para asegurar una temperatura uniforme en toda la sección transversal. Posteriormente, la pieza puede ser enfriada lentamente dentro del horno o a al aire. Finalmente, se obtiene la microestructura deseada, logrando un fortalecimiento de la matriz mediante la precipitación de los carburos secundarios dentro de ella. Al mismo tiempo, la matriz proporciona un mejor soporte para los carburos eutécticos, previniendo la formación de fisuras y la socavación de la superficie de la aleación [10], [38], [41].

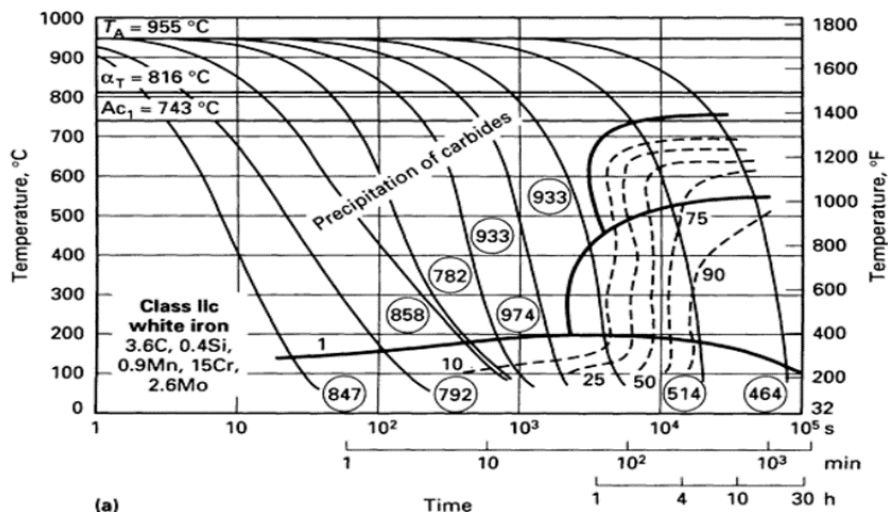


Figura 12. Diagrama de enfriamiento continuo para fundición blanca alto cromo clase IIC [38].



Como se mencionó anteriormente, la buena conducta frente al desgaste abrasivo que presentan las fundiciones blancas alto cromo depende de los compuestos presentes en su microestructura que otorgan tal característica. Sin embargo, estas fundiciones no están exentas de los mecanismos de daños que afectan a los materiales sometidos al desgaste constante, como ocurre en las corazas de sacrificio utilizadas en chutes de transferencia de mineral. Por lo tanto, se llevó a cabo un estudio exhaustivo del desgaste experimentado por este tipo de aleaciones en sus aplicaciones específicas [42],[43].

## 2.5 Desgaste abrasivo en fundiciones blancas alto cromo

En el ámbito de la ingeniería, uno de los desafíos fundamentales radica en la capacidad de prever los tipos de daños a los que estarán expuestos los componentes en diferentes aplicaciones. En el caso específico de las fundiciones blancas alto cromo, utilizadas en numerosas aplicaciones industriales, se enfrentan a condiciones complejas de carga combinadas con componentes de deslizamiento, lo que da origen a fenómenos de desgaste y abrasión.

Dentro de este ámbito se encuentra la tribología, la cual es un campo de la ciencia que estudia y se enfoca en la fricción, desgaste y lubricación de superficies en movimiento relativo [44]. El desgaste puede ser definido como la remoción de material de la superficie de un sólido, lo cual es una de las causas de falla de componentes o sistemas en la industria. La remoción puede ser producto de una reacción triboquímica, por fusión o por separación física de los átomos de la superficie. Es este último el que se presenta en nuestro objeto de estudio el cual proviene ya sea de la aplicación única de un gran esfuerzo sobre la superficie o por la aplicación de bajos esfuerzos en reiteradas ocasiones sobre esta [5]. De igual manera, la abrasión puede ser clasificada como la pérdida progresiva de material producto de la acción mecánica de indentaciones repetidas y constantes proveniente de los flujos de partículas que se generan en equipos o líneas de transporte, donde la resistencia a estos fenómenos puede estar limitada debido a daños que se presentan en la superficie [45],[46]. En consecuencia, en la terminología ASTM G40 [47] el desgaste abrasivo es definido como “desgaste debido partículas o protuberancias duras forzadas contra una superficie y moviéndose a lo largo de ella”.

### 2.5.1 Tipos de desgastes abrasivos en fundiciones blancas alto cromo

El desgaste abrasivo en operaciones ingenieriles ocurre de manera adversa, dando como resultado pérdidas de volumen de diversas maneras según sean los parámetros operacionales. No obstante, la tasa de desgaste no es inherente solo al material y sus propiedades, también es importante considerar el tipo de abrasivo empleado en la operación, su tamaño, dureza, densidad y forma, además el ángulo con el que ataca la superficie, lo que en confluencia proporciona las diversas formas de desgaste que se presentan en esta clase de fundiciones [17]. En concordancia con lo anterior, la tensión ocasionada por el impacto de las partículas abrasivas sobre la superficie puede ser mucho mayor a la resistencia que poseen los componentes de la microestructura, ocasionando mecanismos de daño particulares en ella. De esta manera, el efecto de la matriz frente al desgaste abrasivo es altamente dependiente de los parámetros operacionales como velocidad y carga, el tipo de partículas abrasivas y el tipo de contacto entre el medio y la superficie [48].

La mayoría del conocimiento que obtenemos en la literatura acerca del desgaste abrasivo, en general, proviene de estudios realizados sobre ensayos de laboratorio y sus respectivos análisis, donde se trata de replicar el tipo de desgaste al cual son sometidos los componentes en las aplicaciones de campo. En este ámbito, se ha intentado subdividir los tipos de desgastes abrasivos reconocibles en sus estudios, con el fin facilitar el intercambio de información entre investigadores y componer guías para la mitigación del desgaste abrasivo. La clasificación debe ser mediante rasgos y características comunes de los modos de desgaste. En una interpretación hecha por H.S. Avery [49], se especifican 3 tipos de desgaste abrasivo que son: desgaste por ranuras, desgaste de alto estrés y desgaste de bajo estrés. El primero es la abrasión en forma de surcos generados por la penetración macroscópica de partículas abrasivas gruesas sobre la superficie de trabajo. El segundo es descrito como abrasión de alto estrés, ocasionado por el impacto de partículas sobre superficies metálicas móviles bajo la acción de trituración, y el tercero es clasificado como abrasión de bajo estrés, ocasionado por el rasguño o arado de partículas abrasivas que deslizan sobre la superficie de trabajo, donde el estrés es proporcionado por la penetración microscópica de abrasivos y no por el impacto de estos en la superficie. En otras interpretaciones [50]–[52], autores describen estos fenómenos como la abrasión de dos y tres cuerpos, donde el primero se manifiesta cuando un abrasivo desliza a lo largo de una superficie obstruyendo su rotación y el segundo, cuando el abrasivo queda atrapado entre una superficie y otra, siendo libre de rotar. Esta terminología ha sido adoptada por muchos años y ha sido predominante en el área, sin embargo, en una investigación

J.D. Gates [53], encuentra distintas interpretaciones y discrepancias acerca de estas definiciones, por lo cual, recomienda que dichas terminologías sean abandonadas. Por consiguiente, propone que las distinciones importantes en la clasificación de los mecanismos de daño provocados por el desgaste abrasivo sean una nomenclatura entre los mecanismos microscópicos de daño y la severidad manifestada de estos, como se puede ver en la tabla 4 hecha por J.D Gates.

**Tabla 4.** Propuesta de clasificación basada en la severidad del desgaste abrasivo [53].

	<b>Modo desgaste abrasivo</b>		
	<b>Medio</b>	<b>Severo</b>	<b>Extremo</b>
Tamaño partícula	Pequeña	Moderado	Grande
Restricción	Sin restricción	Parcialmente restringida por la contracara	Altamente restringida
Forma partícula	Redondeada	Afilada	Afilada
Estrés de contacto	Bajo, insuficiente para fracturar partículas	Moderado, suficiente para fracturar partículas	Muy alto, puede causar deformación o fractura frágil del material
<b>Mecanismo dominante</b>	<b>Micro Arado</b>	<b>Micro corte</b>	<b>Micro corte y/o Microfractura</b>
Término equivalente	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Estrés de baja abrasión</li> <li>• Abrasión por rasguño</li> <li>• Estrés bajo de tres cuerpos</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Estrés de alta abrasión</li> <li>• Abrasión de molienda</li> <li>• Estrés alto de tres cuerpos</li> <li>• Estrés bajo de dos cuerpos</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Abrasión por desconchado</li> <li>• Estrés alto de dos cuerpos</li> </ul>

La clasificación de los mecanismos de daño puede ser arbitraria debido a la complejidad de la abrasión, pero si nos respaldamos en los términos entregados por J.D Gates [53], los mecanismos encontrados en las fundiciones blancas pueden ser clasificados como: arado, cuña, micro corte, micro fatiga y micro fisura, los cuales se ven representados en la figura 13 [5],[35],[42],[43],[48],[54],[55] siendo usual que el desgaste abrasivo al que son sometidos los chutes de transferencia de mineral sea definido como “de bajo y medio estrés” [42],[46],[49]. A continuación se definen estos mecanismos:

**Micro corte:** Este mecanismo es provocado por el impacto de un abrasivo con geometría afilada, lo que provoca la remoción de volumen de la superficie, con mínimo o nulo desplazamiento de material hacia los bordes del impacto como en el arado o cuña. Es el más severo de los tipos de

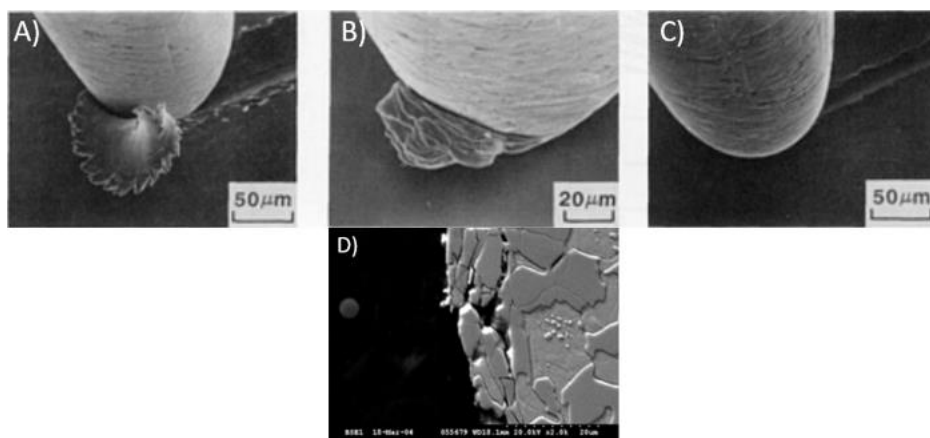
desgaste y generalmente está acompañado de un ángulo crítico según sea el material. Por lo general es mayor en materiales dúctiles.

**Cuña:** El material es deformado plásticamente a un nivel microscópico debido a los impactos, cuando la relación entre la resistencia al corte de la interfaz de contacto del abrasivo y la del material es elevada y se encuentra entre 0.5 y 1, generando un desplazamiento de material en la zona de impacto mayoritariamente hacia el frente y no a los costados.

**Arado:** El material es deformado plásticamente a un nivel microscópico debido a impactos de cargas relativamente ligeras sobre la superficie, provocando un desplazamiento de material a los costados de la zona de impacto, lo que produce micro valles y crestas en la superficie sin remoción o pérdida de material.

**Microfractura:** Este mecanismo ocurre cuando un esfuerzo único aplicado por el abrasivo sobre la superficie, supera la tenacidad a la fractura de esta, provocando fisuras y el posterior desprendimiento de material en forma de desconchado con pérdida de volumen. Generalmente es el modo predominante en fundiciones blancas y materiales frágiles.

**Micro fatiga:** El material es removido de la superficie debido a los reiterados impactos de los abrasivos sobre la superficie, generalmente sobre los surcos de material acumulado producidos en primera instancia por los mecanismos de arado y cuña, provocando el desprendimiento de masa.



**Figura 13.** Mecanismos de daño en fundiciones blancas alto cromo: A) corte, B) cuña, C) arado, D) microfractura [5]

## 2.6 Posibles Soluciones

Para mitigar este tipo de daños, los parámetros operacionales y los tipos de estrés al cual es sometido un componente son importantes a considerar en la predicción del comportamiento frente al desgaste, y más aún, las variables microestructurales. Estas incluyen la fracción volumétrica, la dureza, tamaño y morfología de los carburos eutécticos, al mismo tiempo el tipo de matriz que los soporta y el nivel de austenita retenida presente. Estas variables microestructurales son controladas mediante la composición química y tratamientos térmicos como se mencionó anteriormente [19],[33],[56]. Sin embargo, una mala selección en alguna de estas variables puede dar lugar a un rendimiento deficiente del material durante la operación, debido a una microestructura distinta a la solicitada y a una falta de sinergia entre la dureza y la tenacidad del compuesto. Por lo tanto, es importante diseñar un correcto proceso de fabricación que garantice la durabilidad de los materiales que estarán expuestos a medios abrasivos [35],[46].

La baja tenacidad a la fractura de los carburos de cromo y la posterior microfractura de ellos es el principal mecanismo de daño encontrado en este tipo de aleaciones, por lo tanto, el tamaño de los carburos es restringido mediante una solidificación hipo-eutéctica y limitado a la reacción eutéctica en el uso en componentes bajo impacto repetitivo [9],[22],[57].

Un aumento en la fracción volumétrica de carburos al añadir carbono o cromo puede mejorar la dureza y la resistencia al desgaste, pero al mismo tiempo reduce la tenacidad a la fractura. Por otro lado, una disminución en la fracción volumétrica de carburo aumenta el área superficial de matriz metálica mejorando a su vez la tenacidad a la fractura, pero reduciendo la dureza y la resistencia al desgaste. Entonces, la resistencia al desgaste abrasivo y la tenacidad a la fractura se deben equilibrar con la aplicación específica del componente de la aleación mediante la composición química y el tratamiento térmico [58]. Además del equilibrio entre ambas variables, una técnica simultánea que entrega una mejora en la resistencia al desgaste, sin afectar la tenacidad a la fractura a causa de la elevada fracción volumétrica de carburos eutécticos, es aumentar la dureza de estos mediante la adición de elementos formadores de carburo en pequeñas cantidades durante el proceso de fusión, como vanadio, niobio, titanio y molibdeno entre otros. Si bien el vanadio, niobio y titanio presentan buenas mejoras, estos suelen venir acompañados de un alto porcentaje presente en la composición química, lo que no se ajusta a la norma presente del estudio e incrementa el costo económico de

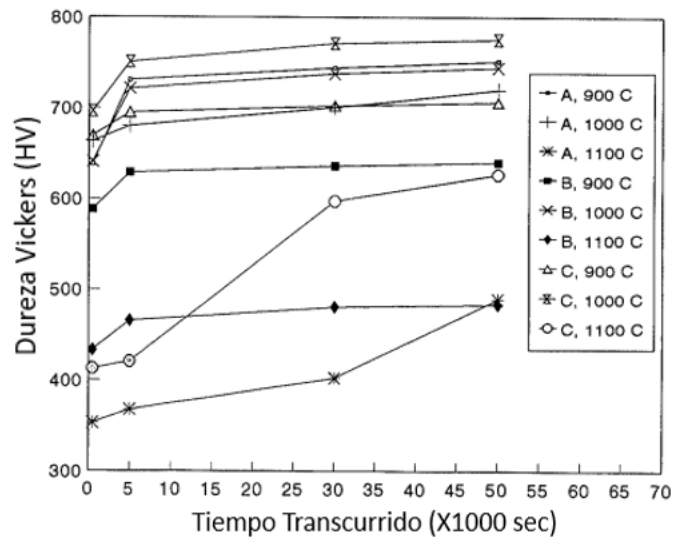
fabricación. Por lo tanto, el estudio se guio hacia el efecto del molibdeno y el tratamiento térmico en el desgaste abrasivo [23], [32].

Es por estas razones que varios investigadores han escogido y probado diversas composiciones químicas, tratamientos térmicos y ensayos de desgaste abrasivos para tratar de simular y asemejar la realidad a la cual son sometidos los componentes de campo, dejando en claro que los resultados no son extrapolables a la realidad, pero si indican una tendencia del comportamiento de las fundiciones blancas alto cromo frente a estos tipos de desgaste. Los ensayos típicos para estos escenarios suelen ser la rueda de goma con arena seca o mojada (RWAT), el pin de tambor o ensayo abrasivo de pin (PAT), la prueba de mandíbulas trituradoras y la prueba de tambor impulsor [59]. Avery [49], sostiene que cada ensayo debe pasar tres etapas para ser considerado con una buena evaluación ingenieril: establecimiento de fidelidad, establecimiento de la capacidad de clasificación y establecimiento de validez. Bajo estas condiciones, la prueba abrasiva de rueda de goma (RWAT) bajo la norma ASTM G-65 suele ser el ensayo que se acerca de mejor manera y replica las condiciones ingenieriles a la cual es sometido un chute de transferencia de mineral, aunque aún se buscan métodos de mayor eficacia en la replicación del mecanismo de desgaste [60]–[62].

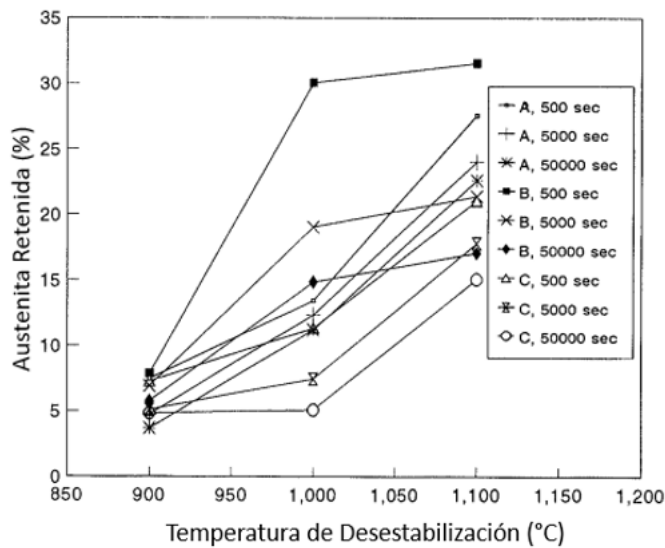
Basándose en las condiciones impuestas, Choi y Chang [39], estudiaron el efecto de la composición química y el tratamiento térmico en tres fundiciones blancas alto cromo, específicamente de la clase II-B aleada con molibdeno y cobre. Estas tres aleaciones fueron nombradas como A, B y C con las composiciones químicas de la tabla 5. El resultado a nivel microestructural arrojó que el molibdeno actuó en parte como agente carburante disolviéndose en el carburo  $M_7C_3$  y contribuyendo a una fase eutéctica laminar rica en molibdeno en la periferia de esta colonia eutéctica, lo que aumentó la dureza. El resto del elemento permaneció como solución sólida en la matriz, lo que favoreció la estabilización de la austenita y con ello un incremento en la fracción volumétrica de austenita retenida. Sin embargo, los resultados del análisis de la temperatura con diferentes tiempos y su relación con el contenido de austenita retenida arrojaron datos relevantes de dureza, reflejados en las figuras 14 y 15. Se observó que, a una temperatura de  $1000^{\circ}\text{C}$  para la desestabilización, se alcanzó la mejor relación entre el contenido de austenita retenida y la dureza, mientras que el cobre en todos los escenarios elevó el contenido de austenita retenida.

**Tabla 5.** Composiciones químicas estudiadas por Choi y Chang [39].

Aleación	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
A	3.31	0.72	0.98	0.021	0.031	1.18	18.3	1.60	-
B	3.0	0.78	0.94	0.022	0.021	0.19	17.1	1.60	1.52
C	2.98	0.73	0.87	0.032	0.032	1.05	17.8	2.80	-



**Figura 14.** Efecto de los elementos aleantes, temperatura y tiempo de desestabilización en la dureza Vickers [39].



**Figura 15.** Efecto de los elementos aleantes, temperatura y tiempo de desestabilización en la cantidad de austenita retenida [39].

Siguiendo la misma línea de investigación, S. Inthidech, P. Sricharoenchai e Y. Matsubara [23], estudiaron la relación entre dureza y fracción volumétrica de austenita retenida en HCWCI 16%Cr y 27%Cr, con y sin la adición de níquel, cobre, molibdeno y vanadio, sometidas a tratamiento térmico de 1000°C y 1050°C. Sus resultados ilustrados en las figuras 16 y 17, mostraron nuevamente que a 1000°C se alcanzó la mejor la relación entre la dureza y la fracción volumétrica de austenita retenida asociada a la cantidad de aleantes añadidos, menos para el níquel. Dentro de los demás elementos, el molibdeno fue el que presentó la mayor dureza en ambas clases, como muestra la figura 16. Aunque este contribuye levemente en el contenido de austenita retenida como ilustra la figura 17, los resultados para las variables de 16%Cr y de 1000°C, demostraron que incrementado de 1 a 2%, se mejoró notoriamente la dureza de la aleación.

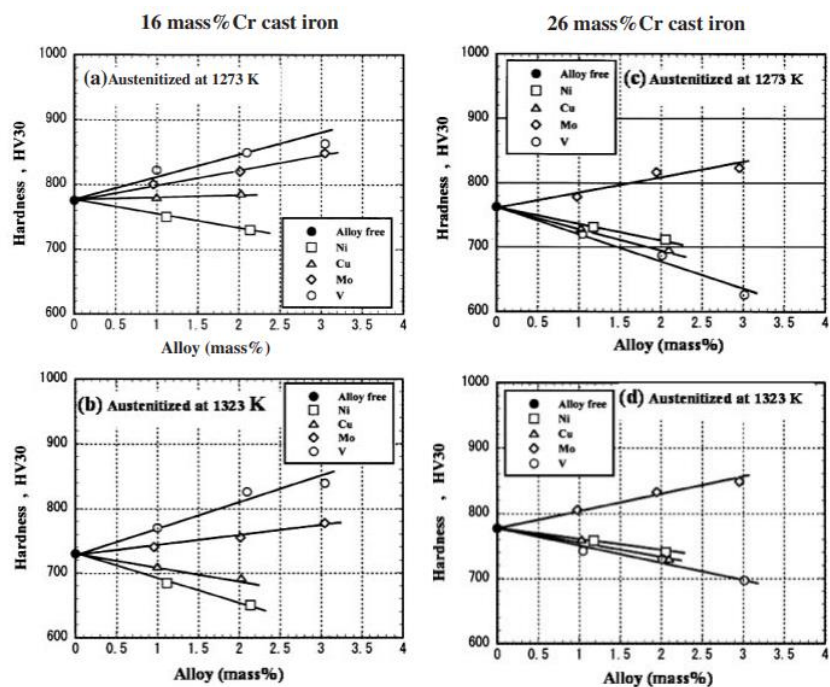
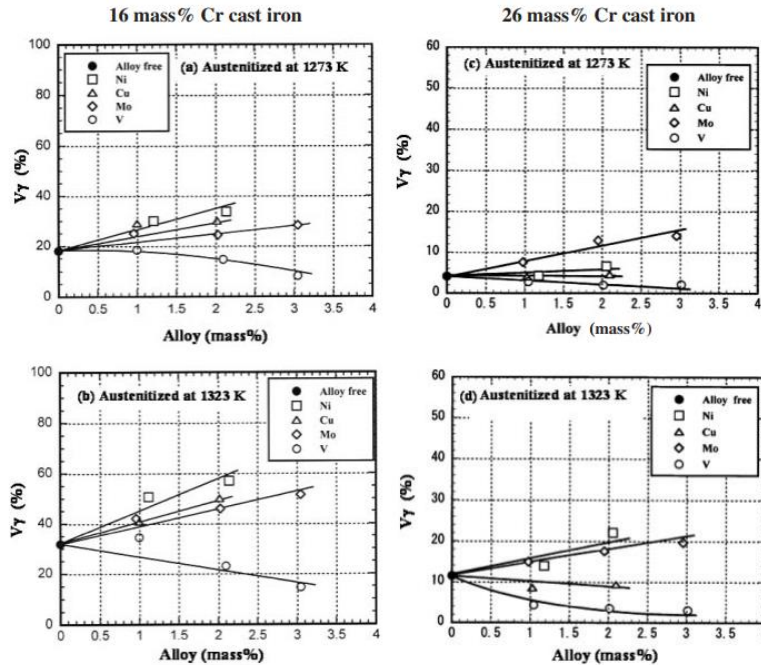


Figura 16. Efecto de los elementos aleantes en la dureza de las muestras 16 y 26%Cr bajo Tratamiento térmico [23].

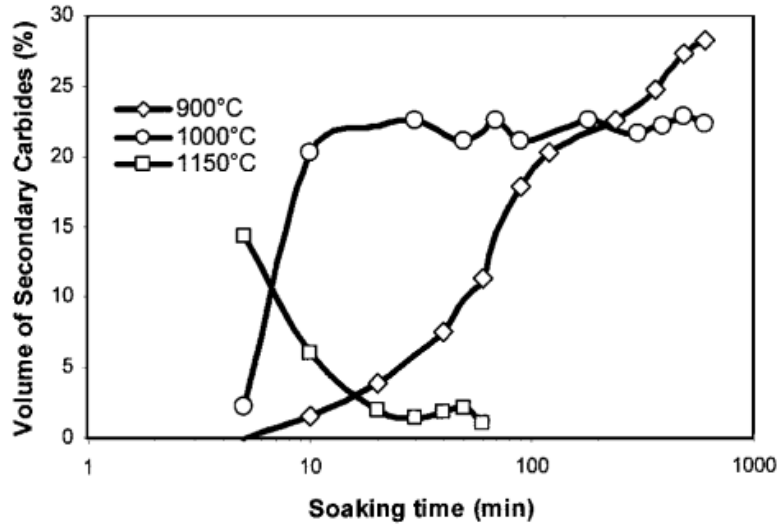




**Figura 17.** Efecto de los elementos aleantes en la fracción volumétrica de austenita retenida en las muestras 16 y 26%Cr bajo tratamiento térmico [23].

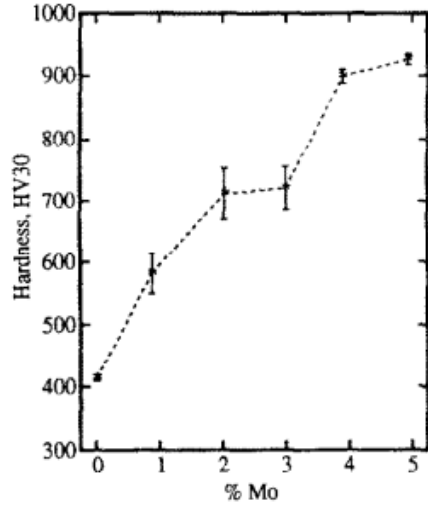
Tong y Zhou [63] estudiaron el efecto que tiene la austenita retenida en la resistencia al desgaste abrasivo por impacto para una HCWCI clase II-B. Mostraron experimentalmente, utilizando una máquina de desgaste abrasivo del tipo MLD-10, que el aumento de la fracción volumétrica de austenita retenida mejora la resistencia al desgaste abrasivo, asociado a que esta fase inhibe el inicio y la propagación de grietas por fatiga y, con esto una disminución en el desprendimiento de masa por fatiga durante el desgaste abrasivo por impacto.

Bedolla [32], analizó la tasa de precipitación de los carburos secundarios en relación con el tiempo y la temperatura de desestabilización para una HCWCI 2.6%C y 17%Cr. Las temperaturas estudiadas fueron de 900°C, 1000°C y 1150°C en tiempos que estuvieron en un rango de 5 minutos a 8 horas. Los resultados obtenidos se pueden ver en la figura 18 que muestra como para una temperatura de 1000°C la precipitación de carburos secundarios obtuvo un comportamiento más estable durante el estudio, con una pendiente relativamente plana durante un amplio periodo de tiempo, mientras que, para valores superiores e inferiores de temperatura, la precipitación de carburos secundarios se vio influenciada presentando conductas variadas según sean los parámetros sobrepuestos.

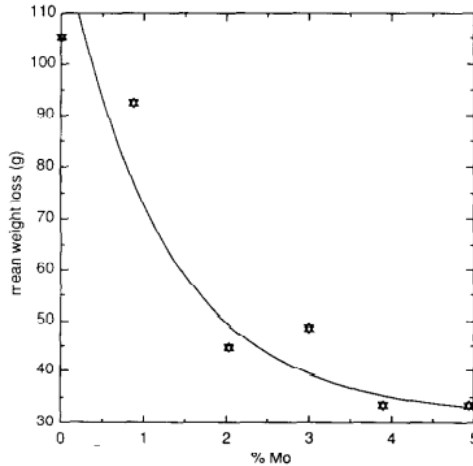


**Figura 18.** Fracción volumétrica de carburos secundarios precipitados en función del tiempo para cada temperatura estudiada [32].

Bajo esta lógica, se continuó la investigación relatando el efecto de los ensayos abrasivos sobre las HCWCI. I.R. Sare [42], utilizó una trituradora de mandíbulas a escala de planta para evaluar la abrasión por ranurado en series de HCWCI 15Cr y variaciones en la cantidad de molibdeno bajo un tratamiento térmico de 1000°C. El estudio fue dirigido hacia el efecto del molibdeno en el rendimiento frente a este tipo de desgaste. Sus observaciones demostraron que la dureza se vio influenciada positivamente a medida que este elemento aumentaba en cantidad en la aleación como se ve en la figura 19 y que posteriormente se vio reflejado en los resultados del ensayo de trituradora de mandíbula en la figura 20, indicando como se ve reducida la pérdida de masa exponencialmente a medida que aumenta el molibdeno y, señalando a la clase II-B aleada con molibdeno como una de las mejores alternativas en la resistencia a la abrasión. Al aumentar el contenido del molibdeno en la composición química hasta valores del 2%, teniendo en cuenta consideraciones económicas, se logró incrementar la resistencia al desgaste en casi el doble en comparación con una composición química con un 1% de molibdeno.

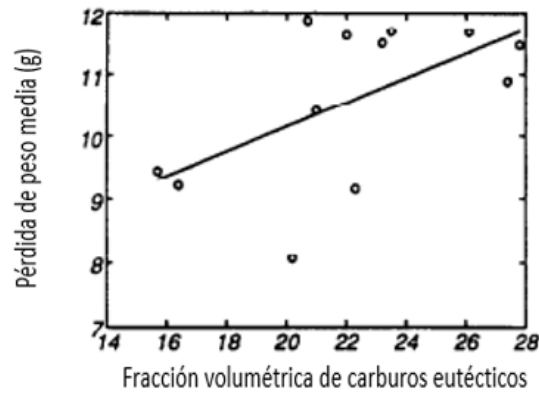


**Figura 19.** Dureza vs contenido de molibdeno para 15Cr-3.2C [42].



**Figura 20.** Pérdida de masa promedio vs contenido de molibdeno para 15Cr-3.2C [42].

Unos años más adelante, el mismo autor I.R.Sare [60], analizó el comportamiento de tres tipos de HCWCI, 15Cr-3Mo, 27Cr y 20Cr-2Mo-1Cu sometidas a un tratamiento térmico de 1000°C por 2 horas. Estas fueron puestas en un nuevo ensayo abrasivo de trituradora, con la modificación que ahora este involucraba la acción de impacto repetido dentro de él. Para el análisis se consideraron las variables de composición química, fracción volumétrica de carburos eutécticos y dureza, exponiendo que a medida que aumentó la fracción volumétrica de carburos eutécticos, aumentó la pérdida de masa en el ensayo, como muestra la figura 21. Por otra parte, nuevamente la composición química asociada a la aleación de la clase II-B 15Cr-3Mo fue la que presentó la menor pérdida de masa y el mejor rendimiento frente a este nuevo tipo de ensayo de desgaste abrasivo como se muestra en la tabla 6.



**Figura 21.** Pérdida de masa promedio vs fracción volumétrica de carburos eutécticos [60].

**Tabla 6.** Pérdida de masa en gramos para el ensayo de impacto repetitivo [60].

Aleación	Pérdida de masa (g)
15Cr-3Mo	8.07
27Cr	9.21
20Cr-2Mo-1Cu	10.41

En el mismo año Liqun Xu [61], estudio el comportamiento al desgaste abrasivo de tres HCWCI, designadas como 10Cr-3.5Ni, 15Cr-3Mo y 16Cr-1.5Mo. Estas fueron puestas bajo una prueba de campo instalados como revestimientos en una operación de transferencia de mineral de hierro y en tres ensayos de desgaste de laboratorio, los cuales fueron la prueba pin de tambor asociada al desgaste de alto estrés, la rueda de goma y arena seca asociada al bajo estrés, y probadores de paletas giratorias asociados al alto estrés. Estas tres pruebas fueron hechas para determinar la relevancia de los ensayos de laboratorio sobre la prueba de los revestimientos en campo. Los resultados arrojaron que la prueba de la rueda de goma es la que predice de mejor manera la tasa de desgaste relativa de los revestimientos en la prueba de campo. El comportamiento de las aleaciones fue notablemente mejor para la clase II-B, específicamente para la 15Cr-3Mo. Luego para la prueba de pin y tambor asociada al alto estrés, los resultados determinaron que la clase II-B en sus dos formas presentaron tasas de desgaste similares con el mejor rendimiento, mientras que, para la prueba de paletas, la 16Cr-1.5Mo obtuvo la menor tasa de desgaste.

Mas adelante E.Albertin [64], utilizó la termodinámica computacional para optimizar la dureza y la resistencia al desgaste de cinco HCWCI utilizadas como anillos de desgaste para alto horno. Mediante el software Thermo Calc estableció la secuencia de formación de fases, calculo la temperatura de inicio de la transformación a martensita (Ms) y seleccionó la temperatura correcta

para el tratamiento térmico. Las cinco muestras contenían diferentes composiciones químicas que se ven en la tabla 7. Tres pertenecían a la clase III-A y un tratamiento térmico de 1050°C y las otras dos a la clase II-B y II-D con un 2% de molibdeno como aleante y un tratamiento térmico de 1000 y 950°C respectivamente. Estas Fueron sometidas posteriormente a un ensayo de dureza y el ensayo de desgaste abrasivo de la rueda de goma (RWAT) para evaluar su resistencia al desgaste. Luego de los ensayos, las aleaciones que presentaron un mejor rendimiento fueron las de la clase II como se logra apreciar en la tabla 8, demostrando que la clase II es la más apropiada para este tipo de desgaste abrasivo, además, ambas aleaciones fueron aprobadas para su empleo en sus respectivas aplicaciones industriales.

**Tabla 7.** Composiciones químicas de aleaciones candidatas para anillo de desgaste [64].

Aleación	Composición química (%pp)							Temperatura de tratamiento térmico
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	
1	2.52	0.37	0.63	25.8	0.59	0.38	-	1050°C
2	2.46	0.45	0.63	25.8	0.69	1.50	0.73	1050°C
3	2.66	1.27	0.77	27.8	0.47	0.21	-	1050°C
4	2.94	0.48	1.42	19.0	0.15	2.34	0.92	1000°C
5	3.23	0.74	0.76	16.4	0.11	2.29	-	950°C

**Tabla 8.** Dureza HRC y pérdida de volumen para ensayo de goma de rueda (RWAT) [64].

Aleación	Dureza Rockwell HRC	Volumen perdido en ensayo rueda de goma (mm <sup>3</sup> )
1	>60	4.2
2	>60	4.3
3	>60	4.7
4	>64	3.4
5	>64	2.9

Es a raíz de toda esta información recopilada de la literatura que se escogió al molibdeno como la mejor alternativa para incrementar la resistencia al desgaste abrasivo de una fundición blanca alto cromo clase II-B. Además, aumentar la temperatura y el tiempo del tratamiento térmico para permitir una correcta precipitación de los carburos secundarios, favorecer la homogeneidad de la microestructura y revertir la segregación del material. Si bien el molibdeno no es un grafitizante ni tampoco un formador de carburos primarios, ha demostrado una mejora significativa en el rendimiento de las fundiciones blancas alto cromo para aplicaciones específicas. Además, este

elemento es añadido en toda clase de fundición sin cambiar el carácter de la carga a fundir, el proceso normal de fundición o la composición química base [31].

### 3. Hipótesis y Objetivos

#### 3.1 Hipótesis

- Realizar un tratamiento térmico de desestabilización a 1000°C por un tiempo de permanencia de 2 horas para obtener una mejora en la distribución de carburos secundarios y una minimización de los efectos de la segregación por solidificación, por tanto, se presentará una mejora de la resistencia al desgaste abrasivo de bajo estrés determinado a través de un ensayo bajo la norma ASTM G-65.
- El incremento del contenido de molibdeno de 1% a 2% en la composición química del material, refinará la microestructura, aumentará la dureza y mejorará la resistencia al desgaste abrasivo de bajo estrés. Determinado a través de un ensayo bajo la norma ASTM G-65.

#### 3.2 Objetivo general

- Elevar la resistencia al desgaste abrasivo de una aleación ASTM A532 clase II-B mediante un aumento en el tiempo y la temperatura del tratamiento térmico y, como alternativa un incremento en el contenido de molibdeno, sin alterar los otros elementos aleantes y el método de producción.

#### 3.3 Objetivos específicos

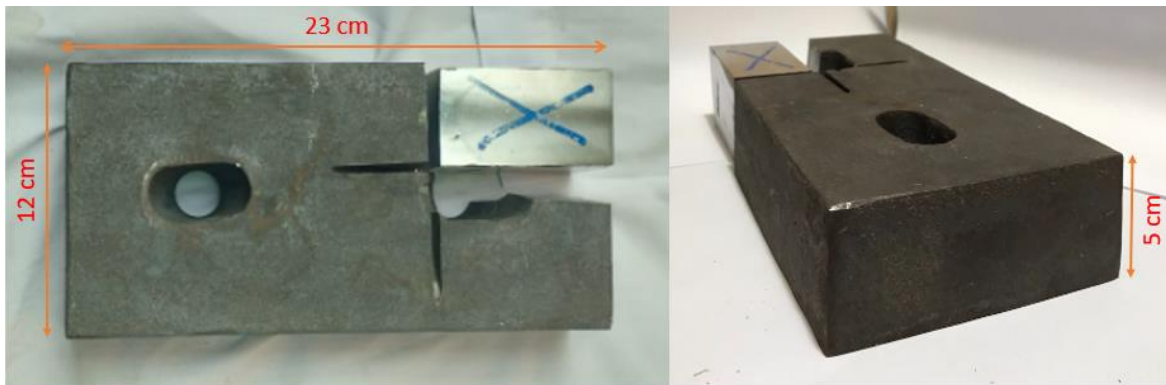
- Estudiar en la literatura el efecto de los elementos aleantes y del tratamiento térmico en la microestructura de las fundiciones blancas alto cromo y su correlación con los tipos de desgaste al cual son sometidas, para diseñar un cambio en el tratamiento térmico y la composición química, a modo de incrementar la resistencia al desgaste abrasivo.
- Caracterizar la microestructura de la aleación original y las aleaciones propuestas en estado de colada y de tratamiento térmico, mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X, para determinar las fases que componen las aleaciones.

- Caracterizar mecánicamente la macro y micro dureza de la aleación original y las aleaciones modificadas en el estado de colada y de tratamiento térmico, mediante ensayo de macro dureza Rockwell C y micro dureza Vickers (300g), para ver de qué manera influyen en estas el tratamiento térmico y la composición química.
- Determinar la resistencia al desgaste abrasivo mediante el ensayo RWAT bajo la norma ASTM G-65 para evaluar la resistencia al desgaste de la aleación original y las aleaciones modificadas en estado de tratamiento térmico y, comparar la microestructura, durezas y resistencia al desgaste de las aleaciones estudiadas, para precisar los factores más relevantes en la resistencia al desgaste.

## 4. Metodología

### 4.1 Producción de la Aleación

El material de estudio para esta investigación fue producido por Neptuno Pumps siguiendo rigurosamente sus estándares de fabricación. Posteriormente, fue entregado para su análisis investigativo. Se utilizaron aleaciones de fundiciones blancas alto cromo ASTM A532 clase II-B, con las que se produjeron tres muestras que fueron fundidas y vertidas en moldes para corazas modelo 7J como la que se muestra en la figura 22, la cual tiene dimensiones de 23 cm de largo, 12 cm de ancho y 5 cm de espesor.



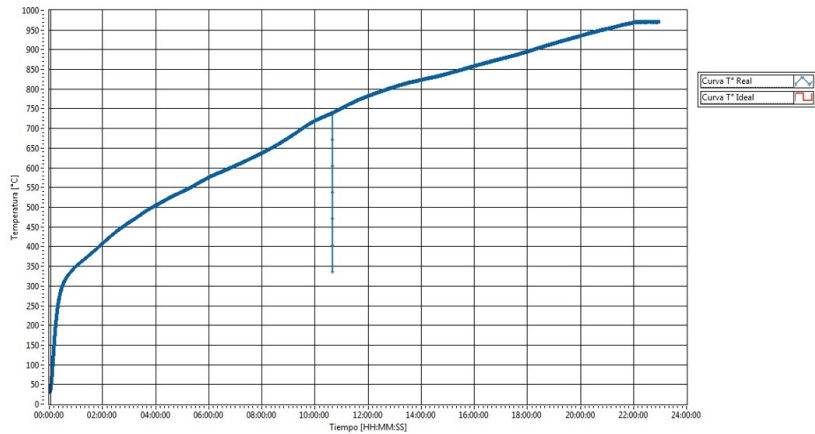
**Figura 22.** Coraza 7J.

Luego se les aplicó un tratamiento térmico de desestabilización y un temple al aire forzado para efectuar un cambio en la microestructura inicial de solidificación. Las muestras se nombraron estratégicamente y se clasificaron en la tabla 9 para facilitar el análisis. La aleación A corresponde a la composición química original de Neptuno Pumps con 1% de molibdeno y la aleación B corresponde a la misma composición química, pero con 2% de molibdeno. TT1 corresponde al tratamiento térmico original a 970°C con 1 hora de permanencia y TT2 al tratamiento térmico propuesto con una temperatura de 1000°C y 2 horas de permanencia, como se indican en las figuras 23 y 24. Para los posteriores resultados las muestras se nombraron como A as-cast, ATT1, ATT2, B as-cast y BTT2.

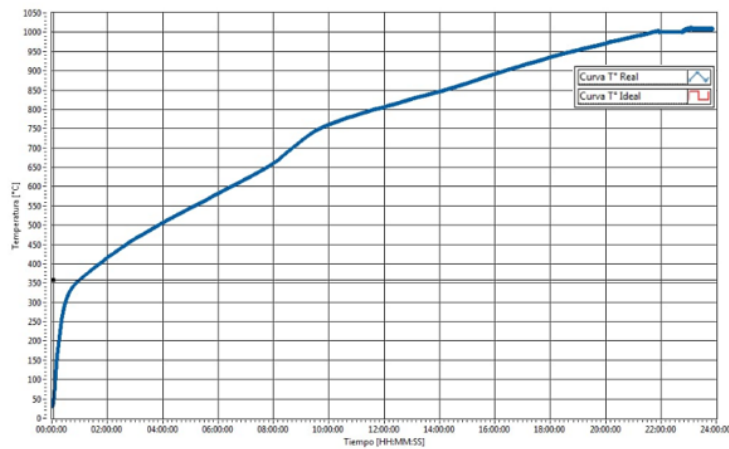
**Tabla 9.** Aleaciones estudiadas.

Aleación	Composición Química	Temperatura (°C)	Tiempo (hrs)
A de colada/ATT1	II-B 1Mo	970	1
A de colada /ATT2	II-B 1Mo	1000	2
B de colada /BTT2	II-B 2Mo	1000	2



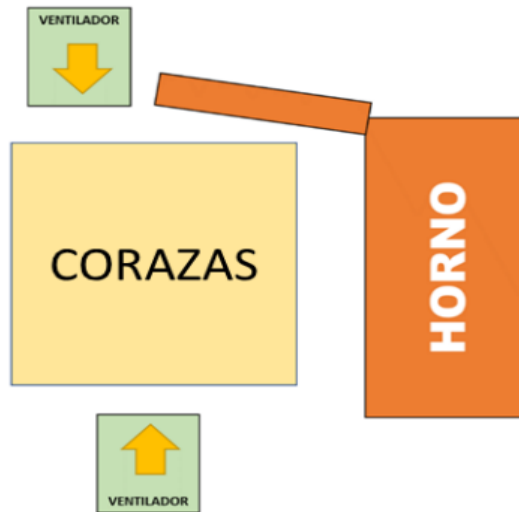


**Figura 23.** Tratamiento térmico 1 de desestabilización a 970°C por 1 hora.

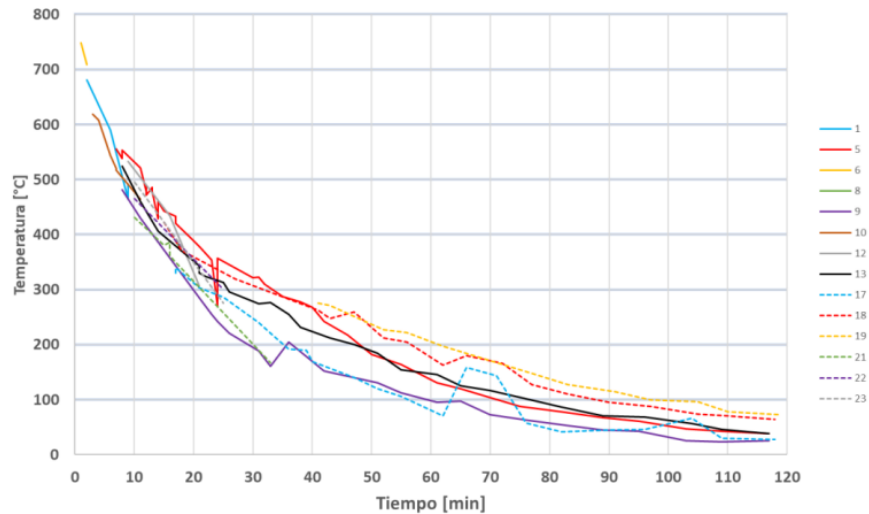


**Figura 24.** Tratamiento térmico 2 de desestabilización a 1000°C por 2 horas.

Finalmente, las tres corzas fueron colocadas sobre una bandeja levantada con ladrillos refractarios y templadas con aire forzado utilizando 2 ventiladores ENVIRO CARE en una disposición axial, tal como se ilustra en la figura 25. Se aplicó una velocidad de enfriamiento general para las tres corzas, similar a las velocidades del gráfico de la figura 26, donde la temperatura disminuyó rápidamente por debajo de los 500°C para evitar la transformación perlítica, luego las corzas se enfriaron hasta que alcanzaron la temperatura ambiente.



**Figura 25.** esquema de disposición de elementos en el tratamiento térmico vista superior.

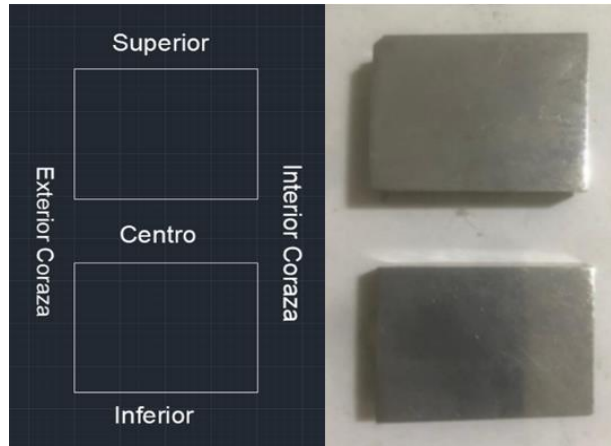


**Figura 26.** Temperatura de enfriamiento en el tiempo.

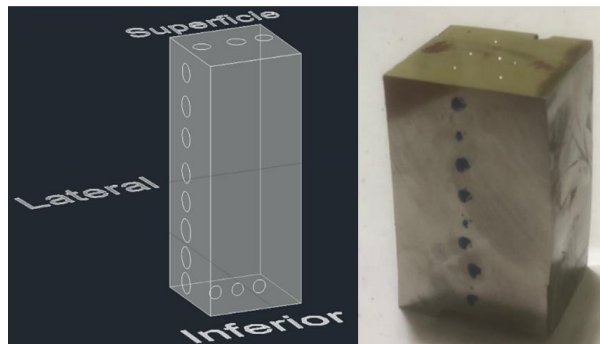
#### 4.2 Corte y determinación de zonas

Las muestras fueron cortadas mediante un disco de corte de carburo de silicio, para poder seccionar y determinar de mejor manera las zonas que se quieren analizar. Estas zonas corresponden a la parte superior de la coraza, el centro, la parte inferior y un perfil lateral. Estas secciones fueron escogidas estratégicamente con el fin de determinar cómo influyen las variables de composición química y tratamiento térmico en la microestructura, además de la micro y macro dureza de la aleación. La figura 27 muestra las zonas seleccionadas para microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y la micro dureza Vickers, mientras que la figura 28 muestra las zonas selectas para la macro dureza del material.

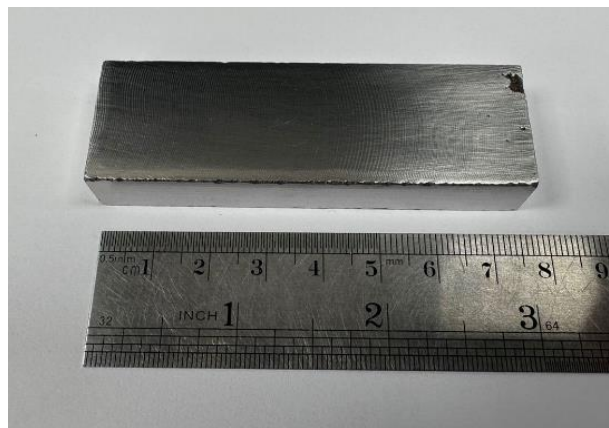
Para el ensayo abrasivo RWAT, se seccionó mediante corte por control numérico computarizado (CNC) la zona superior de la coraza, ya que esta es la cara que está sometida al desgaste abrasivo durante su aplicación como revestimiento interno. La muestra es ilustrada en la figura 29 y posee dimensiones de 76.2mm de largo, 2.54mm de ancho y 1.27mm de espesor.



**Figura 27.** Zonas determinadas para el análisis microestructural y micro dureza.



**Figura 28.** Zonas determinadas para el análisis de la macro dureza.



**Figura 29.** Muestra para el ensayo RWAT.

## 4.3 Caracterización

### 4.3.1 Análisis Químico

El análisis químico fue determinado por Neptuno Pumps mediante un espectrómetro de emisión óptica 82A1027 de SpArcfire y fue corroborado en la universidad mediante un espectrómetro de emisión óptica Specto Maz. Se tomaron 3 medidas y se calculó un promedio.

### 4.3.2 Microscopía óptica

Se realizó un estudio metalográfico de la coraza mediante microscopía óptica con el objetivo de analizar y comparar la microestructura presente en cada una de las muestras y las zonas seleccionadas previamente. Las muestras fueron cortadas para el análisis como indica la figura 27, luego se realizó un desbaste mediante lijas SiC de granulometría 240, 300, 400, 600 y 1200 rotando la superficie de la muestra en 90° en cada cambio de lija. Luego fueron pulidas en mediante un paño fino y alúmina hasta obtener una superficie espejo. Para revelar la microestructura se realizó un ataque químico con una solución de nital 2%. Se aplicó la solución con algodón sobre la superficie hasta observar por completo las fases presentes de la aleación. La inspección fue realizada por un microscopio óptico Leica DMi8 M que se indica en la figura 30 y las imágenes fueron obtenidas por el software Leica Aplicación Suite (LAS) 4.9. Se examinó específicamente las zonas de la superficie, el centro y el inferior de la coraza.



*Figura 30. Microscopio óptico Leica DMi8 M.*

### 4.3.3 Microscopía electrónica de barrido

El análisis para la microscopía electrónica de barrido fue realizado sobre las mismas muestras utilizadas para la microscopía óptica. Se observaron las muestras tratadas térmicamente y se

inspeccionó solo la zona superior de la coraza. El ensayo fue llevado adelante mediante un microscopio SEM JEOL JSM-6380LV. Las imágenes fueron obtenidas en el modo de electrones secundarios. Se utilizó una distancia de trabajo de 10mm y un diámetro de haz de 40. Se acompañó el ensayo con una espectroscopia por dispersión de energía SEM-EDS a las aleaciones para ver de manera cualitativa los elementos presentes en sectores puntuales con un diámetro del haz de 60. La medición SEM-EDS se llevó a cabo con la misma distancia de trabajo y mismo diámetro de haz. También se realizó un mapa de los elementos presentes para visualizar su distribución en la microestructura. Además, se seleccionaron 2 sectores específicos para la determinación de los elementos presentes en la microestructura: la matriz y el carburo eutéctico. Las microfotografías fueron obtenidas y sometidas a análisis mediante el uso del software Image-ProPlus, versión 6.0.0260. Como aplicación de análisis de imagen, proporciona un completo rango de trabajo, permitiendo obtener captura de imágenes y análisis estadísticos.

#### 4.3.4 Difracción de Rayos X

La determinación de las estructuras cristalinas presentes en las muestras tratadas térmicamente fue a través de la técnica de difracción de rayos x. Las muestras para este ensayo fueron cortadas en dimensiones de 10x10x2 mm y luego fueron devastadas con lijas SiC de granulometría 240, 320, 400 y 600. El estudio fue llevado a cabo en un rango de medición  $2\theta$  de  $30^\circ$  a  $70^\circ$ , usando radiación Cu  $\alpha$  filtrada con una tensión de aceleración de 40kV y un funcionamiento corriente de 20mA. La velocidad de avance angular fue de  $0.02^\circ$  por cada 1 segundo de permanencia. Luego los resultados obtenidos en forma de difractograma fueron analizados mediante el software Xpert HighScore para la identificación de los peaks. Luego se cuantifico la austenita retenida mediante la técnica del método indirecto, calculando el área bajo el peak característico.

#### 4.3.5 Macro dureza

Se seccionó una parte de la coraza como indica la figura 28, obteniendo una zona superior, una inferior y una lateral de la coraza. Se procedió a realizar un ensayo de macro dureza Rockwell C bajo la norma ASTM E18. Se utilizó un equipo Roell ZHR de la marca Zwick que se muestra en la figura 31, el cual efectuó una carga de 150 Kgf con una punta de diamante de manera perpendicular a la superficie ensayada. Las mediciones se realizaron en la parte superior de la coraza, en la parte inferior y en un perfil lateral que recorre desde la zona superior, pasa por el centro y finaliza en la zona inferior. Estas fueron efectuadas para determinar la influencia de la composición química y el

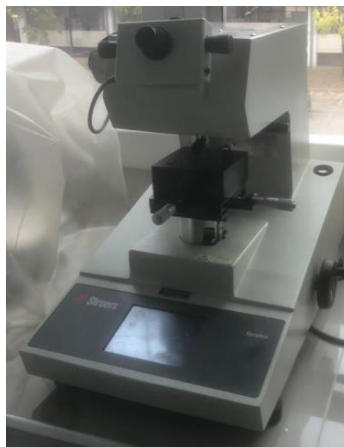
tratamiento térmico en los sectores externos y hacia el centro del material, efectuando tres medidas en cada extremo y ocho que recorren el perfil lateral.



**Figura 31.** Macro durometro Roell ZHR, Zwick.

#### 4.3.6 Micro Dureza

Al igual que en la microscopía óptica, se utilizaron las mismas muestras para determinar la micro dureza, ya que la superficie se encuentra previamente atacada y se puede determinar las fases presentes. En ellas se realizó el ensayo bajo la norma ASTM E384. El ensayo fue realizado por un equipo de modelo Duramin de la marca Struers que se muestra en la figura 32. La carga que se aplicó fue de 300 gramos durante 10 segundos sobre las aleaciones tratadas térmicamente en dos sectores identificables, que fueron la fase martensita con carburos secundarios y el carburo eutéctico. Se seleccionaron tres zonas específicas determinadas como la zona superior de la coraza, el centro y la zona inferior como en la microscopía óptica. Se tomaron 5 medidas por zona y se calculó un promedio de dureza de las fases presentes.



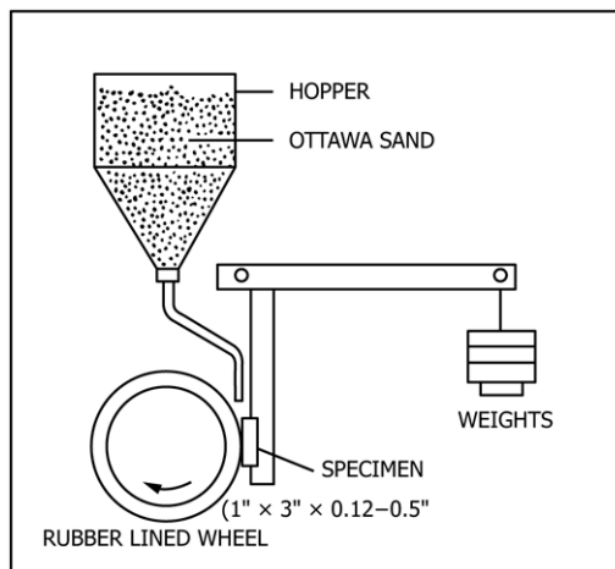
**Figura 32.** Micro durómetro Vickers, Struers duramin.

#### 4.3.7 Ensayo RWAT

Como se mencionó en el capítulo 2, la literatura recomienda la prueba abrasiva de rueda de goma con arena seca (RWAT) bajo la norma ASTM G65-04, la cual estandariza todas las variables para una correcta ejecución del ensayo. Este método cubre los procedimientos de laboratorio para determinar la resistencia de materiales metálicos a la abrasión por deslizamiento, mediante la recolección de datos que sirven para la clasificación de la resistencia abrasiva. La prueba de abrasión con arena se ilustra en la figura 33, e implica la abrasión de una muestra mediante la introducción de un abrasivo entre la muestra de ensayo y una rueda giratoria de caucho de cloro butilo. El ensayo se realizó en la empresa Neptuno. La muestra de ensayo tiene dimensiones de 76.2mm de largo, 2.54mm de ancho y 1.27mm de espesor. Se presionó contra la rueda giratoria a una fuerza de 31.6N por 10 minutos mediante un brazo de palanca, mientras un flujo de arena controlado desgastó la superficie de la muestra, como se ve en la figura 33. La rotación de la rueda es en la dirección del flujo abrasivo. Las muestras fueron masadas antes y después del ensayo, luego la pérdida de masa fue recopilada e informada como volumen en  $\text{mm}^3$ .

**Tabla 10.** Parámetros del ensayo RWAT.

Parámetros	Valor
Carga	31.6 N
Velocidad	198 rpm
Tiempo	10 min



**Figura 33.** Diagrama esquemático del ensayo RWAT.

## 5. Análisis y Resultados

A continuación, se presentan los resultados obtenidos del presente estudio y los posteriores análisis y discusiones que surgieron de estos. Los resultados son presentados para cada coraza en tres secciones. La primera indica la caracterización química y microestructural de las corazas, la segunda la caracterización mecánica de las durezas y la tercera que muestra los resultados del ensayo abrasivo RWAT. Finalmente se presenta una sección donde se comparan las tres corazas y sus respectivas relaciones con las variables estudiadas.

### 5.1 Aleación A de colada

#### Composición química

La composición química medida por Neptuno y corroborada en el departamento de Ingeniería de Materiales, Universidad de Concepción, arrojó los valores mostrados en la tabla 11 para la coraza A. La aleación corresponde a una HCWCI con 18% de cromo, 1% de molibdeno y X% de carbono. Se certifica que los elementos de la composición química obtenida se ajustan a los rangos interpuestos por la norma ASTM A532 para la clase IIB excepto para el azufre, el cual se sale del máximo recomendado por la norma de 0.06%, con un valor de 0.079%.

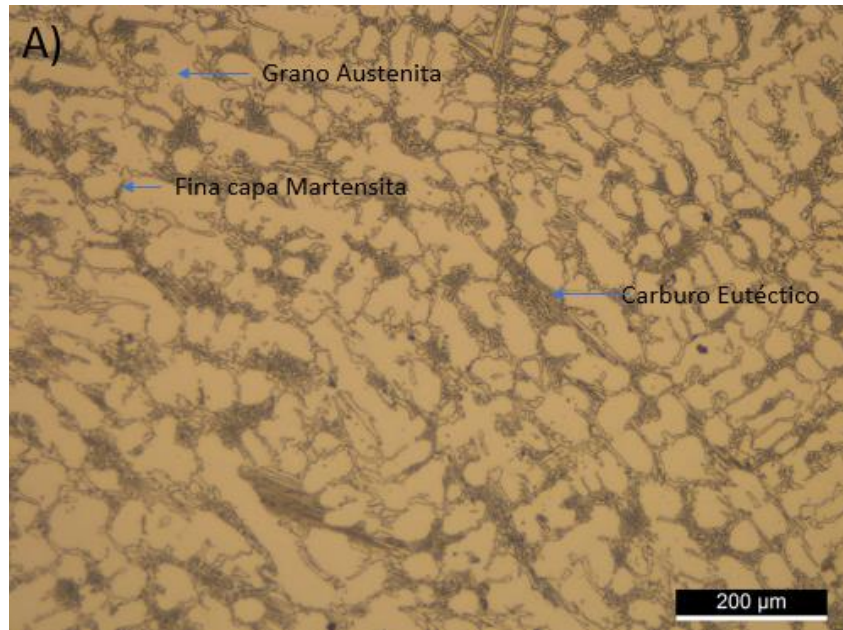
**Tabla 11.** Composición química de la aleación A cortesía de Neptuno Pumps.

	Fe	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
ASTM A532	Balance	2.0-3.0	2.0 max	1.5 max	2.5 max	14.0-18.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max
A	76.6	-	0.896	0.455	0.404	17.8	1.0	0.155	0.023	0.079

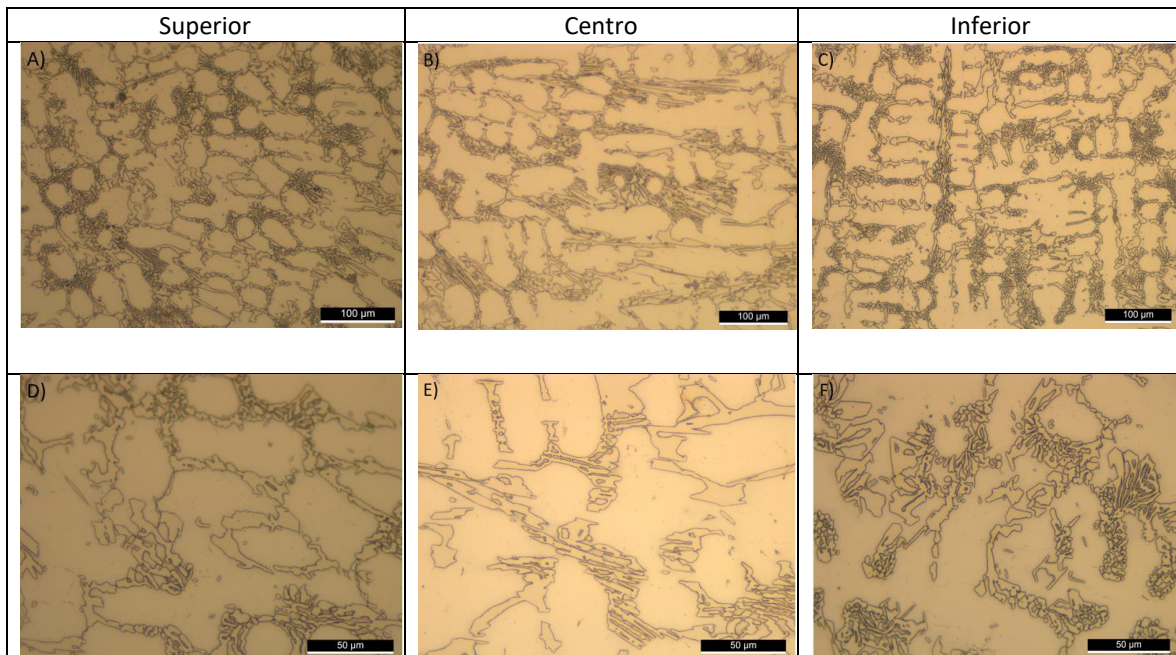
#### Microscopía Óptica

A través de la microscopía óptica se obtuvo la figura 34, donde se puede observar que la estructura de la aleación A corresponde a la de una HCWCI. La microestructura se compone de una matriz dendrítica de austenita. En la zona inter dendrítica precipitó el eutéctico compuesto por austenita y el carburo eutéctico de naturaleza acicular, además, se formó una oscura y fina capa de martensita en la interfase de la austenita con el carburo eutéctico, producto de la desestabilización que ocurre en la zona durante el enfriamiento. Se logra notar ciertas inclusiones e impurezas características de la fundición en algunos sectores.





**Figura 34.** Microscopía óptica aleación A de colada.



**Figura 35.** Microscopía óptica aleación A de colada: A) y D) zona superior, B) y E) zona centro, C) y F) zona inferior.

De la figura 35, que compara las 3 secciones estudiadas, se logra apreciar que existe una diferencia en el espesor de las dendritas entre la zona superior y la zona centro. Esto se debe a la naturaleza de la solidificación, ya que en el interior de la coraza las velocidades de enfriamiento son menores y por ende la dendrita posee una capacidad mayor para engrosar que en la zona superior o inferior. Sin embargo, se puede notar que entre la zona superior e inferior también existe una

diferencia en el espesor dendrítico. Esto puede ser a causa de que en la parte inferior se acumula calor durante la solidificación, ya que esta zona está restringida por la bandeja refractaria que soporta las corazas, por ende, se suele tener una mayor conductividad térmica en la zona superior.

## Macro Dureza

Los resultados de las mediciones de macro dureza en la escala Rockwell C para la aleación A en el estado de colada se presentan en la tabla 12 y corresponden a las zonas superior e inferior, donde se tomaron 3 medidas y se calculó un promedio. Por otra parte, se presentan las durezas del perfil lateral en la tabla 13.

**Tabla 12.** Durezas superficie e inferior RC A de colada.

Aleación	Dureza 1 (RC)	Dureza 2 (RC)	Dureza 3 (RC)	Promedio (RC)
A Superior	49.3	49.6	48.5	49.1
A Inferior	50.9	50.4	49.0	50.1

**Tabla 13.** Dureza lateral RC A de colada.

Aleación	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
A	47.2	46.6	46.4	45.7	45.3	45.9	45.8	46.9	46.5

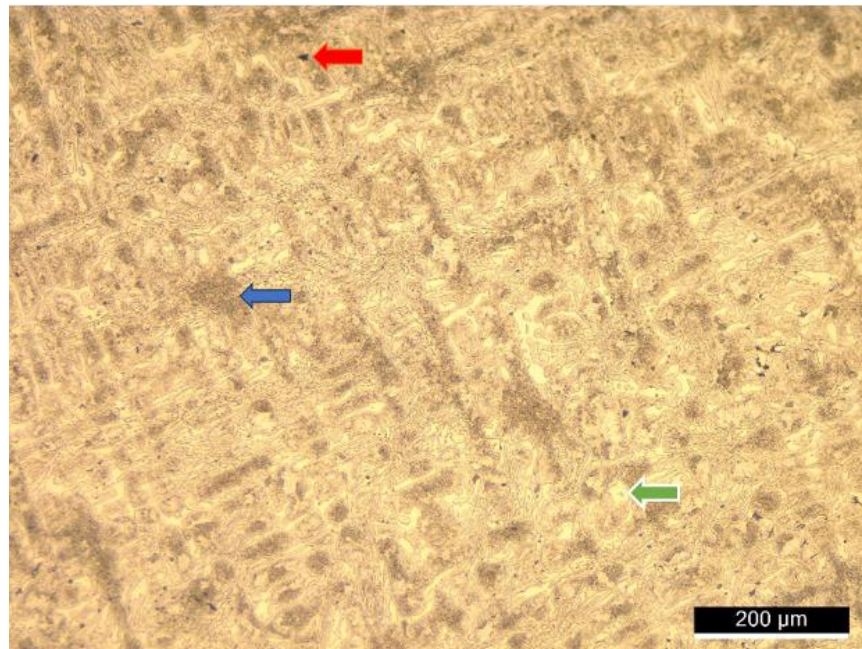
De la tabla 12, se puede advertir que las durezas superficiales e inferiores son relativamente similares para el estado de colada con una diferencia de 1 punto en la escala, mientras que la tabla 13 que representa un perfil lateral que recorre la coraza desde la superficie hasta el inferior, podemos señalar que a medida que nos acercamos al centro de la coraza la dureza disminuye hasta un valor de 45.7 con una desviación estándar poblacional de 0.764. Esto tiene relación con lo señalado en la microscopía óptica, donde en la zona central se tiene una dendrita de mayor espesor respecto a la zona superior o inferior.

## 5.2 Aleación A TT1

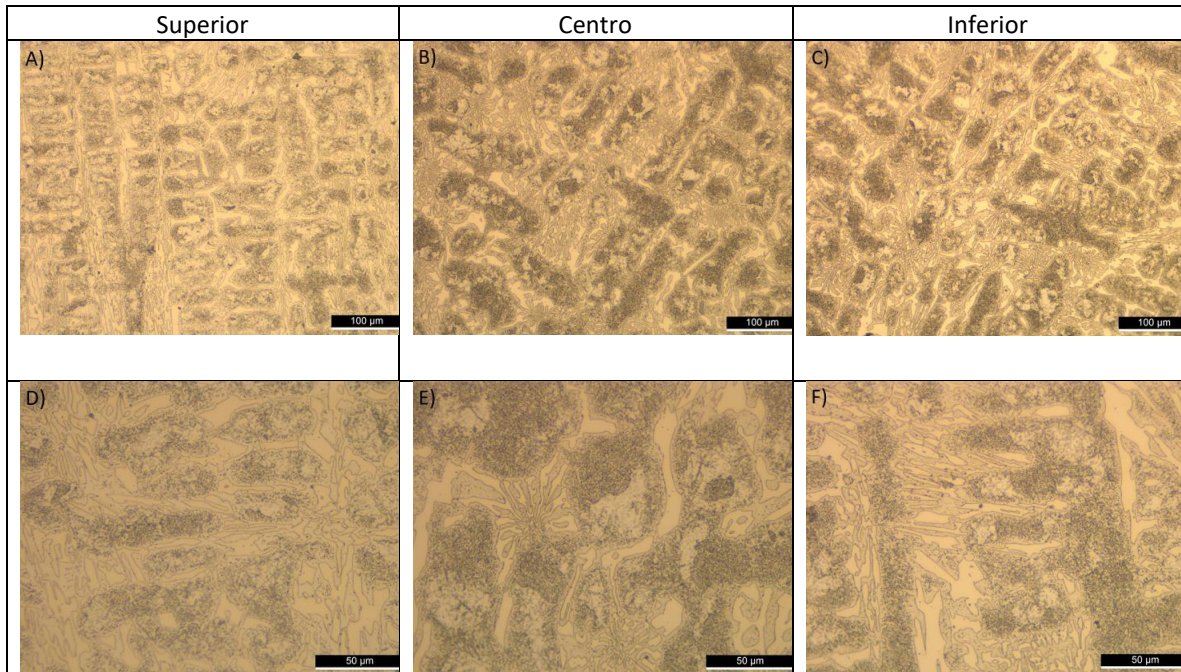
### Microscopía Óptica

La figura 36 muestra la microscopía óptica perteneciente a la aleación ATT1, donde se aprecia que se conserva la microestructura dendrítica del proceso de solidificación. Las dendritas están

compuestas de la fase martensita y contienen los carburos secundarios precipitados producto del TT1 aplicado a la aleación indicados con la flecha azul, que otorgan la tonalidad oscura. Sin embargo, se logra divisar algunos sectores de la matriz con poca o nula presencia de carburos secundarios. También, se observan los carburos eutécticos en su naturaleza de tono claro indicados con la flecha verde, remanentes del proceso de solidificación que no sufrieron modificaciones con el TT1. Asimismo, se ven algunas impurezas propias del material en algunos sectores de la matriz indicados con la flecha roja.



**Figura 36.** Microscopía óptica aleación ATT1.



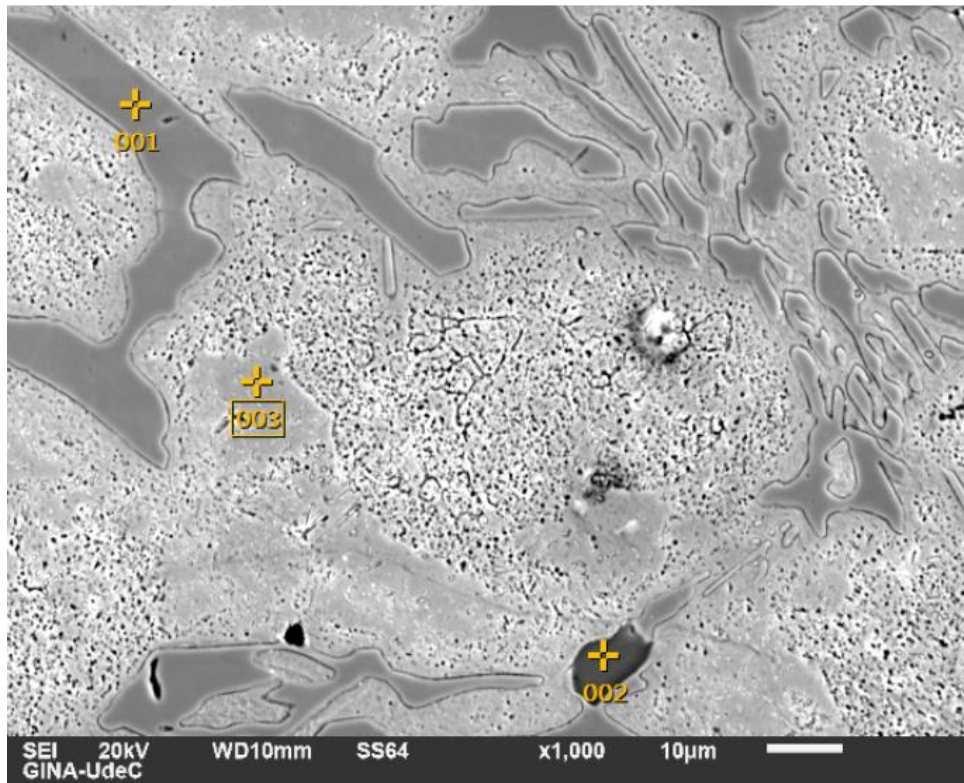
**Figura 37.** Microscopía óptica aleación A TT1: A) y D) zona superior, B) y E) zona centro, C) y F) zona inferior.

De la figura 37 que presenta las tres zonas de interés para el estudio, podemos notar que existe una diferencia en el espesor de las dendritas entre la zona superior y la zona centro. También existe una diferencia de espesor entre las dendritas de la zona superior y la zona inferior, dando cuenta de una microestructura poco uniforme en espesor dendrítico. De igual manera, se logra divisar una precipitación poco homogénea en todas las zonas de la coraza, donde se notan sectores de matriz con deficiencia o ausencia en la precipitación de carburos secundarios. Además, se logra apreciar una diferencia en la concentración de los carburos secundarios entre la zona superior y la zona centro de la coraza e igualmente entre las zonas superior e inferior, lo que evidencia la falta de tiempo y temperatura en el TT1 para lograr homogeneizar la microestructura y minimizar la segregación natural procedente del proceso de solidificación, para permitir una correcta precipitación de carburos secundarios en todas las zonas de la coraza.

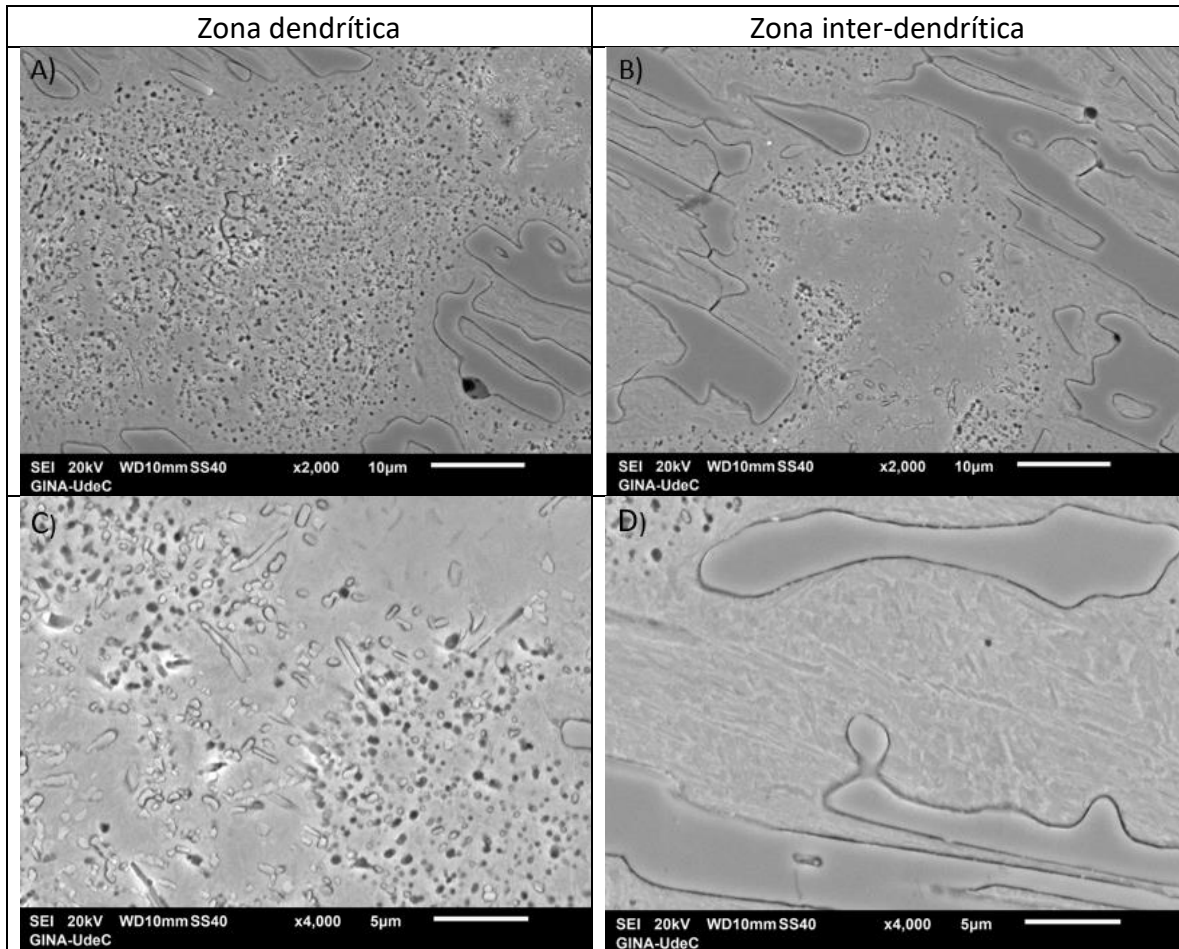
#### Microscopía electrónica de barrido

Para contemplar de mejor manera la microestructura de la aleación ATT1, se realizó un análisis mediante microscopía electrónica de barrido sobre la zona superior de la coraza. La microestructura general obtenida es presentada en la figura 38, la cual indica con el punto 1 los carburos eutécticos de tonalidad gris oscura. La matriz martensítica se aprecia en una tonalidad gris clara marcada con el punto 3. En ella se observan dos sectores identificables, uno con alta presencia de carburos

secundarios y otro con baja o nula presencia de los precipitados. Además, se logró identificar una impureza correspondiente al punto 2.



**Figura 38.** Micrografía SEM aleación ATT1.

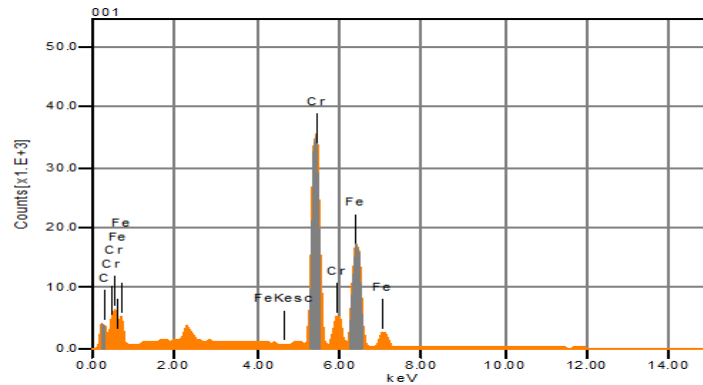


**Figura 39.** Micrografía SEM aleación ATT1: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter-dendrítica.

En la figura 39 se presentan dos zonas de la microestructura en un aumento de 2000X y 4000X, las cuales son la zona dendrítica representada con las figuras 39 a y c, y la zona inter dendrítica representada con las figuras 39 b y d. Como se mencionó recién, en la zona dendrítica se observa una deficiente distribución de carburos secundarios, que se aprecia de mejor manera en la figura 39c, donde se muestra una dendrita en un aumento de 4000X. Al igual que en la microscopía óptica, se argumenta una falta de temperatura y tiempo en el TT1 para lograr una correcta precipitación de los carburos secundarios en la matriz. Por otra parte, en la zona inter dendrítica y en la interfase del carburo eutéctico con la matriz, podemos notar la presencia de la martensita de mejor manera en su naturaleza acicular, gracias a la ausencia de carburos secundarios, debido a que durante el proceso de solidificación el carburo eutéctico núcleo y creció a partir del carbono y cromo de su entorno. Por ende, se privó de estos elementos la zona inter dendrítica, imposibilitando la precipitación de carburos secundarios. Podemos notar el mismo efecto en la interfase del carburo eutéctico con la matriz dendrítica.

Como se mencionó en el capítulo anterior, la matriz del punto 3 y el carburo eutéctico del punto 1 fueron seleccionados como sitios para el análisis SEM-EDS, además de una impureza presente en la aleación, señalada con en el punto 2. Los análisis químicos puntuales son presentados a continuación en sus respectivas tablas y difractogramas.

- Análisis químico punto 1

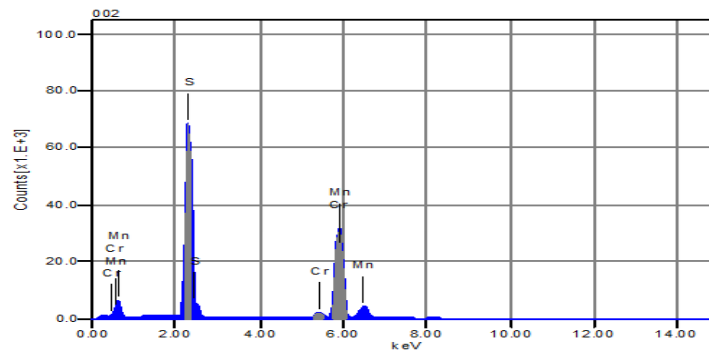


**Figura 40.** Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación ATT1.

**Tabla 14.** Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.

Elemento	Masa%	Atómico %
C	12.17	38.24
Cr	47.93	34.79
Fe	39.90	26.97

- Análisis químico punto 2

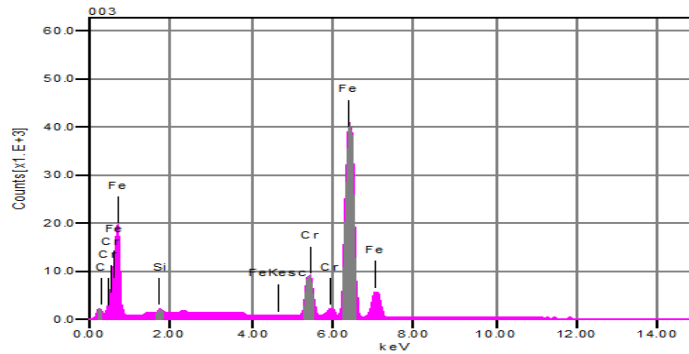


**Figura 41.** Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación ATT1.

**Tabla 15.** Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.

Elemento	Masa%	Atómico %
S	34.95	47.89
Cr	2.82	2.38
Mn	62.22	49.74

- Análisis químico punto 3



**Figura 42.** Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación ATT1.

**Tabla 16.** Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT1.

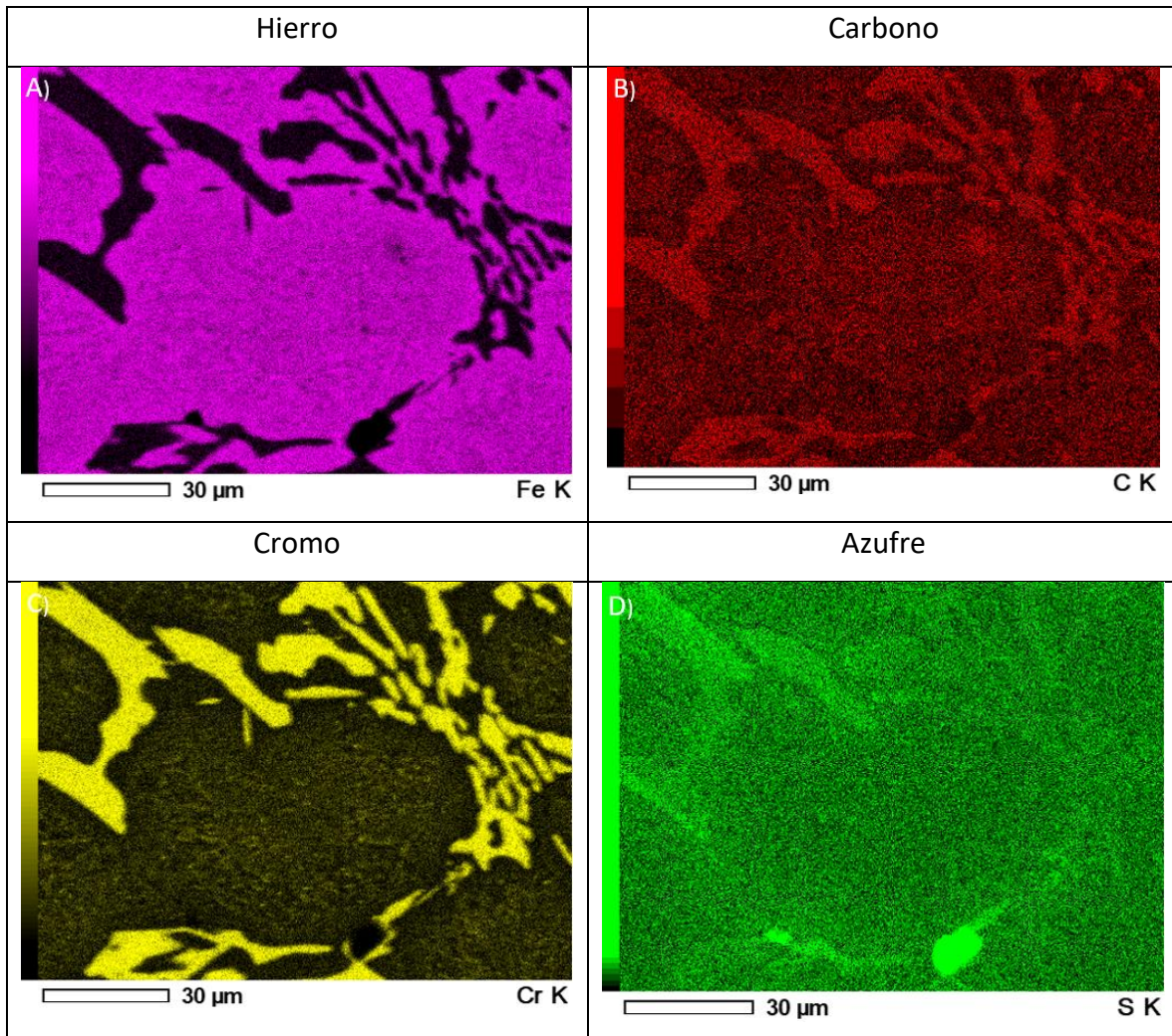
Elemento	Masa%	Atómico %
C	5.91	22.39
Cr	10.04	8.78
Fe	83.55	68.02

De los análisis efectuados, podemos constatar que el punto 1 corresponde a un carburo eutéctico con un porcentaje atómico cercano a la estequiometría del  $M_7C_3$ . El punto 2 resultó ser una impureza correspondiente a un sulfuro de manganeso, recalcando que el azufre se encuentra fuera de la norma. Finalmente, el punto 3 asociado a la matriz nos entrega los porcentajes de la tabla 16, con los resultados en peso y masa de los elementos en ella. Podemos notar que existe una disminución en los porcentajes masicos y atómicos tanto de cromo como de carbono en la matriz respecto del carburo eutéctico.

Para visualizar de mejor manera la distribución de los elementos presentes en la microestructura, se realizó un mapeo SEM-EDS sobre la muestra que resalta en colores su ubicación. Los resultados son presentados en la figura 43, que muestra la distribución del hierro en la figura a, el carbono en la



b, el cromo en la c y el azufre en la d, asociado a un sulfuro de manganeso detectado y recalcando que la aleación posee un alto contenido de azufre.



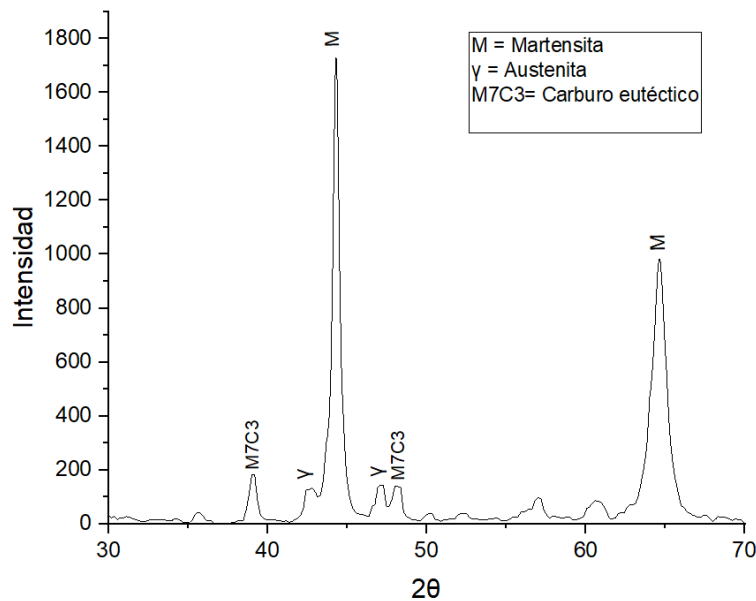
*Figura 43. Mapeo SEM-EDS a la aleación ATT1.*

Podemos decir de la figura 43a que el hierro se encuentra distribuido mayoritariamente en la matriz de manera uniforme. Las figuras 43b y c nos despliegan la distribución del carbono y cromo que se encuentran en su mayoría concentrados dentro del carburo eutéctico, mientras el resto está repartido en la matriz en forma de carburos secundarios o de solución sólida. También se puede observar de estas dos figuras, que en las interfases de la matriz con los carburos eutécticos se presenta una reducción en intensidad de ambos colores. De la figura 43d, tenemos la distribución del azufre con una alta concentración en el punto señalado como sulfuro de manganeso, además se

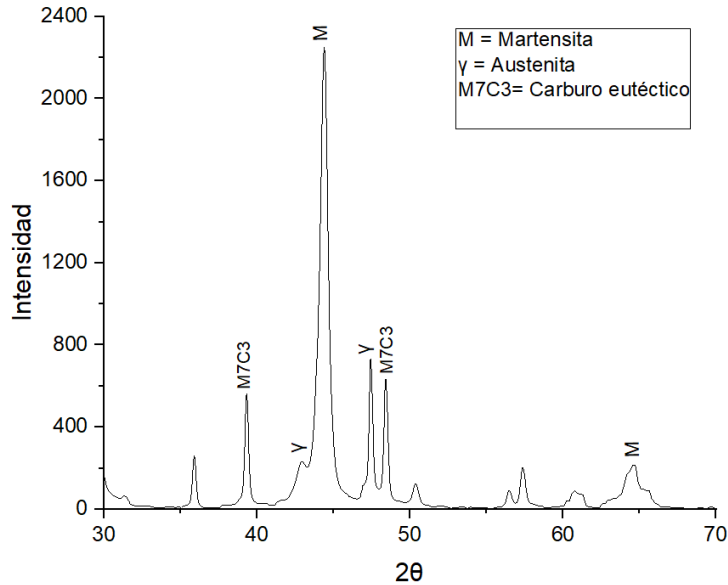
ve una distribución uniforme en el resto de la microestructura, relacionada con el alto contenido de este elemento en la composición química.

## Difracción de rayos X

En la figura 44 y 45 se presentan los difractogramas correspondientes a la zona superior y centro de ATT1, donde se identificó las señales correspondientes a las fases martensita (M), austenita retenida (Y) y los carburos eutécticos ( $M_7C_3$ ), con 2 peaks para cada fase en el rango de  $30^\circ$  a  $70^\circ$ . Estos resultados están basados en estudios realizados [65]–[69], ya que no fue posible encontrar todos los planos de difracción para cada fase. Se obtuvo el porcentaje de austenita retenida utilizando el método indirecto, donde se calculó el área bajo la curva del peak característico, obteniendo un 15.4% de austenita retenida para la zona superior y un 13.93% de austenita retenida para la zona centro. Estos resultados tienen relación con lo señalado por investigaciones realizadas en el área [63],[70],[71], donde para los bordes, se tiene un mayor contenido de carbono y el enfriamiento fue más rápido que en el centro de la coraza, lo que permite que la austenita se estabilice residualmente de mayor manera en el exterior.



**Figura 44.** Patrón de difracción de rayos x ATT1 superior.



**Figura 45.** Patrón de difracción de rayos x ATT1 centro.

### Macro Dureza

Los resultados de las mediciones de macro dureza en la escala Rockwell C para la aleación ATT1 se presentan en la tabla 17, y corresponden a las zonas superior e inferior, donde se tomaron 3 medidas y se calculó un promedio. Por otra parte, se presentan las durezas del perfil lateral en la tabla 18. De los resultados mostrados en ambas tablas, vemos que las 3 zonas obtuvieron un incremento de dureza con el TT1.

Las durezas tanto de la superficie como inferior se mantienen relativamente similares. La zona superior posee una dureza de 63.3 RC y una desviación estándar de 0.736. De igual manera la zona inferior tiene una dureza de 62.1RC y una desviación estándar de 2.04 que indica una mayor dispersión de los valores en esta zona. Esta pequeña diferencia puede ser debido a que el temple influye de menor manera en la parte inferior. Este efecto se aprecia nuevamente en la tabla 18, donde se indica una disminución a medida que nos acercamos al centro de la coraza y aumenta el tamaño dendrítico. La dureza fue disminuyendo desde 61.0 RC hasta un mínimo de 57.5 en el centro, y llegando tan solo a 58.9 hacia la zona inferior. Esto constata la disparidad en los valores obtenidos para cada zona asociado a la diferencia en el espesor dendrítico y una templabilidad distinta a la deseada, obteniendo un promedio lateral de 59.0 y una desviación estándar de 1.06. Cabe recalcar que la norma ASTM A532 indica una dureza mínima de 59.0 RC para la clase IIB.

**Tabla 17.** Dureza zona superficie e inferior RC para la aleación ATT1.

	Dureza 1 (RC)	Dureza 2 (RC)	Dureza 3 (RC)	Promedio (RC)
superficie	62.4	64.2	63.4	63.3
Inferior	59.1	63.1	64.0	62.1

**Tabla 18.** Dureza lateral RC para la aleación ATT1.

	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
Lateral	61.0	60.1	60.2	57.5	58.0	58.8	58.6	58.9	59.0

## Micro Dureza

En las tablas 19, 20 y 21 se muestran los resultados para las micro durezas de las zonas superior, centro e inferior respectivamente de la aleación ATT1. Como se vio en la microscopia óptica, se identificó una microestructura de martensita y carburos eutécticos, con una matriz que presenta dos zonas identificables: matriz oscura, propia de los carburos secundarios precipitados y matriz clara, con baja presencia de estos precipitados.

**Tabla 19.** Micro durezas HB de la zona superficie para la aleación ATT1.

Superior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	845	741	736	835	815	795
M Oscura	689	711	685	635	679	680
M Clara	655	687	626	621	672	652

**Tabla 20.** Micro durezas HB de la zona centro para la aleación ATT1.

Centro	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	762	782	770	850	815	796
M Oscura	555	554	600	603	575	578
M Clara	562	621	556	585	537	572

**Tabla 21.** Micro durezas HB de la zona inferior para la aleación ATT1.

Inferior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	745	788	815	777	837	793
M Oscura	647	597	603	616	617	616
M Clara	608	607	630	594	671	622

Se logra apreciar de las tres tablas que el carburo eutéctico permanece con una dureza constante para las tres zonas de la coraza con un valor cercano a los 800 Vickers, cabe subrayar que esta medida es un estimado ya que de acuerdo con el tamaño de los carburos no fue posible medir la dureza en su totalidad sin indentar la matriz en alguna zona. Por otra parte, la dureza de la matriz en la zona superior presenta un valor promedio de 680 Vickers para las secciones identificadas como matriz oscura, a diferencia de la matriz clara la cual obtuvo un promedio de 652, casi 30 puntos menor asociado a la escasez de carburos secundarios en el sector producto de la segregación. En la zona centro las durezas de ambas zonas se vieron disminuidas entre 100 y 80 puntos cada una llegando a valores similares de 578 y 572 respectivamente en la escala Vickers, lo cual es una consecuencia de la diferencia del espesor detrítico entre ambas zonas y también un indicador de una deficiencia en la penetración del temple hacia el centro de la coraza como se constató en la macro dureza, como también una diferencia en el contenido de carbono para la martensita en cada zona. Para la zona inferior se presenta nuevamente valores similares para ambos sectores de la matriz, con 616 para la matriz clara y 622 para la matriz oscura, repitiendo la tendencia mostrada en la zona centro.

#### Ensayo RWAT

Los resultados del ensayo de desgaste abrasivo RWAT para la muestra ATT1 son mostrados en la tabla 22, donde se indica que la probeta de la aleación original comenzó con un peso de 182.0011 g y posterior al ensayo se limpió la muestra con alcohol y se masó, donde se presentó un valor de 181,8919 g, con una pérdida total de 0.1092 g que equivale a un desgaste en volumen de 15.38 mm<sup>3</sup>.

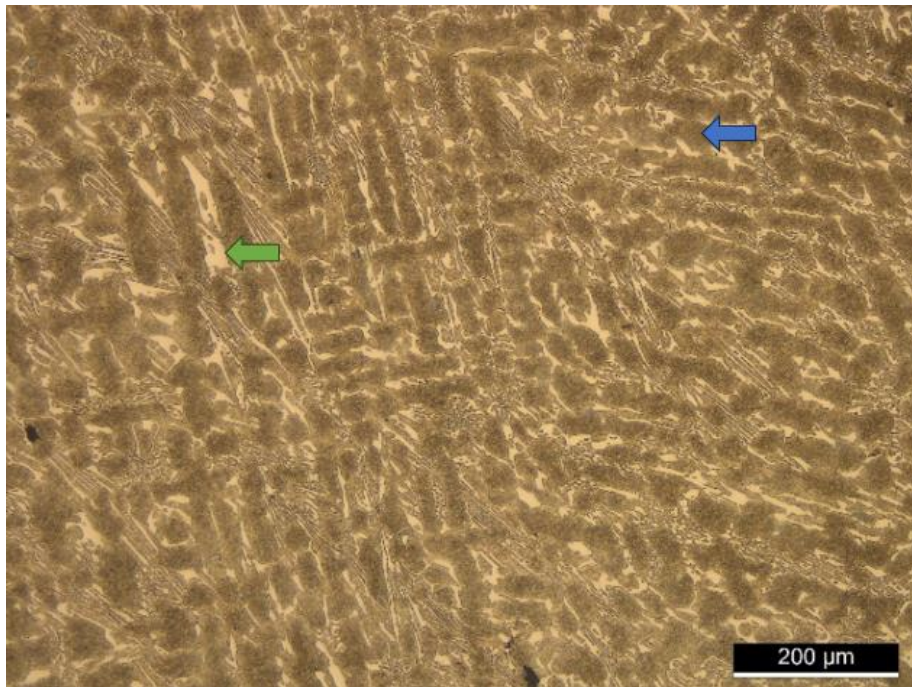
**Tabla 22.** Resultados ensayo RWAT ATT1.

ATT1	
Masa inicial (g)	182,0011
Masa final (g)	181,8919
Diferencia (g)	0,1092
Desgaste (mm <sup>3</sup> )	15,38

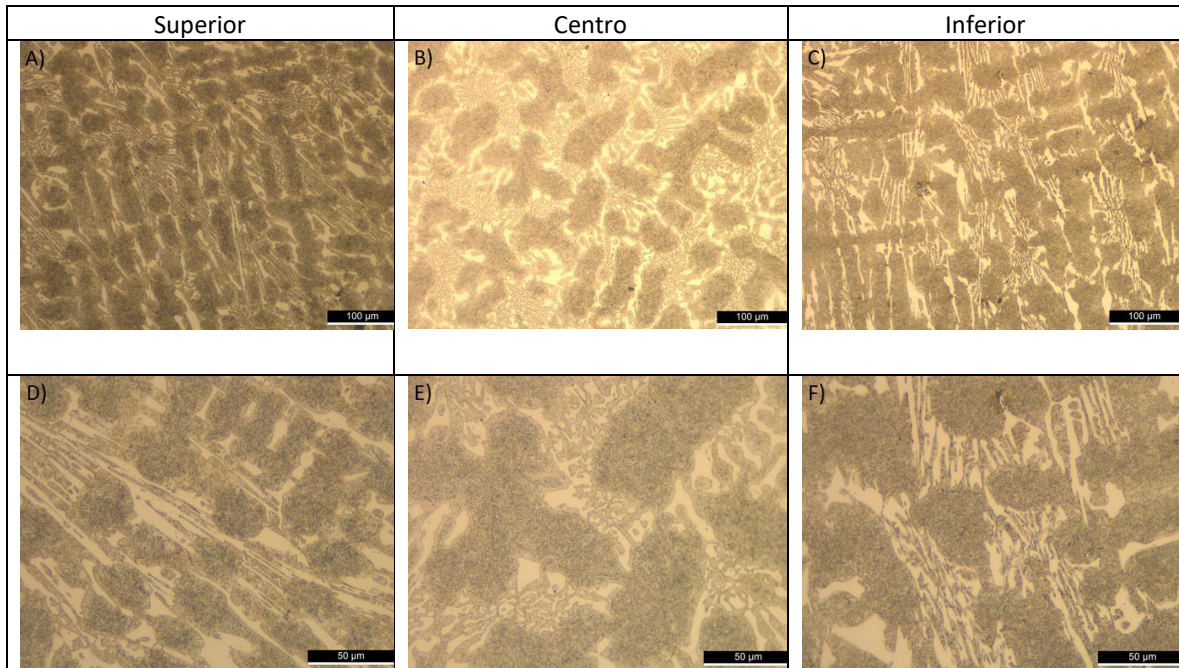
### 5.3 Aleación A TT2

#### Microscopía Óptica

La figura 46 nos entrega la microscopía óptica de la aleación ATT2, la cual presenta como en el caso anterior, una matriz dendrítica que se conserva del proceso de solidificación. La matriz está conformada por la fase martensita y los carburos secundarios precipitados del tratamiento térmico indicados con la flecha azul, que entregan la tonalidad oscura a la imagen. En contraste, los carburos eutécticos son revelados en su tonalidad clara y presentan la usual morfología acicular, propia del enfriamiento de las fundiciones blancas.



**Figura 46.** Microscopía óptica aleación ATT2.



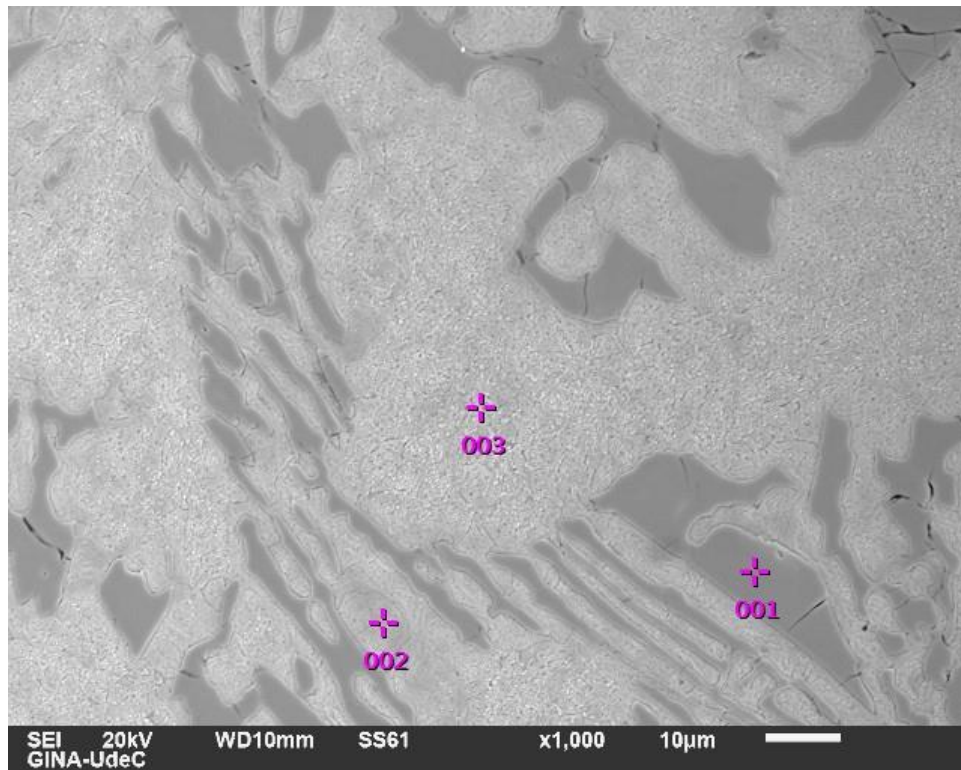
**Figura 47.** Microscopía óptica aleación ATT2: A) y D) sección superior, B) y E) sección centro, C) y F) sección inferior.

La figura 47 muestra las tres zonas de interés de la coraza, donde podemos notar una gran diferencia en el espesor de las dendritas entre la zona superior y zona centro, propia del proceso de solidificación. También se advierte una pequeña diferencia en el espesor dendrítico entre las zonas superior e inferior. Las dendritas presentan carburos secundarios precipitados de manera homogénea en su totalidad para las tres zonas de la coraza, incluso en las interfases entre dendritas y carburos eutécticos se aprecia este fenómeno, el cual es el resultado de un mayor tiempo y temperatura para la desestabilización como lo indica la literatura. Esto revirtió la segregación remanente de la solidificación y proporcionó una precipitación homogénea de carburos secundarios para toda la coraza, en una microestructura con evidente diferencia en el espesor de las dendritas para cada zona.

### Microscopía electrónica de barrido

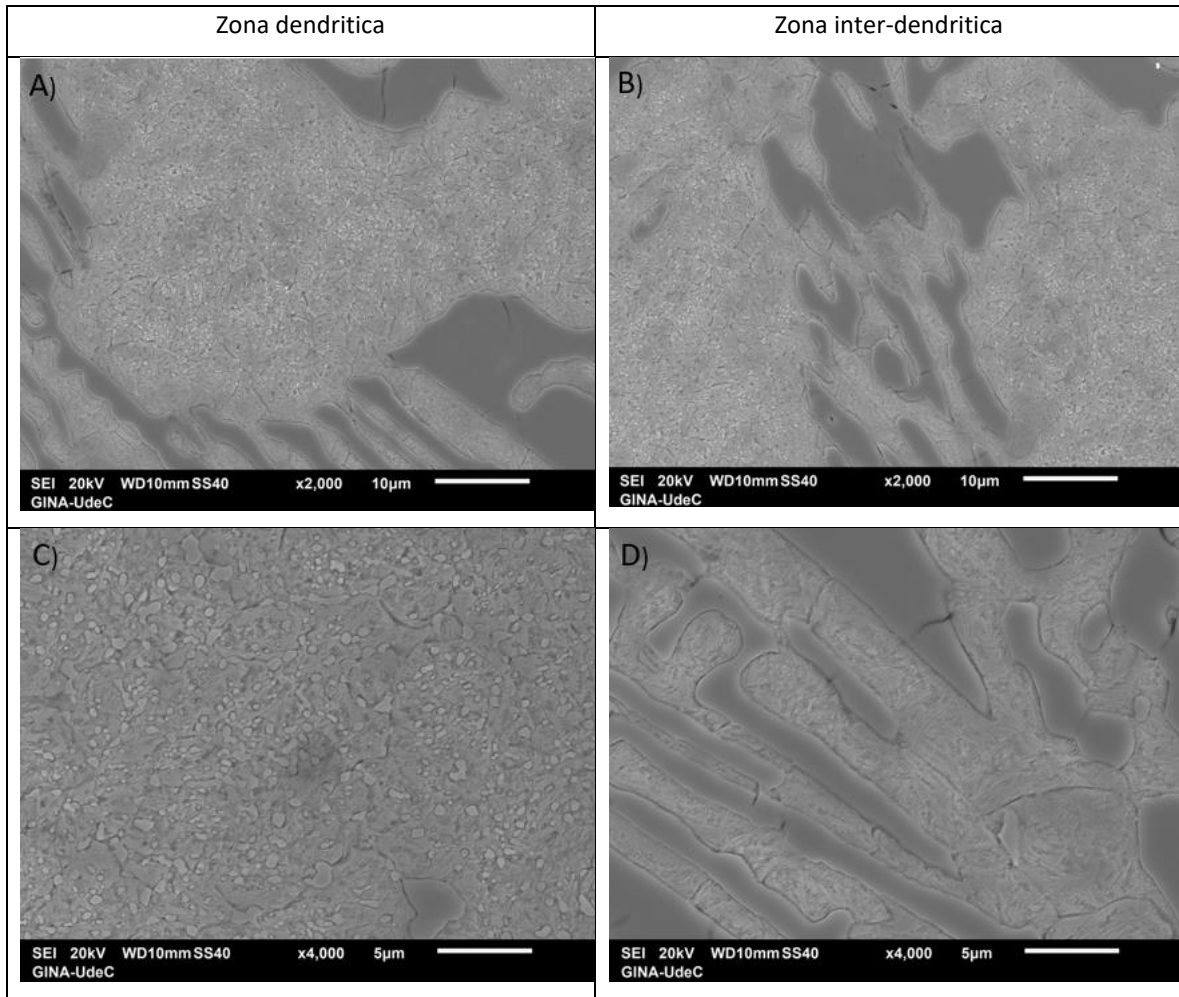
Se realizó el ensayo de microscopía electrónica de barrido SEM sobre la zona superior de la aleación ATT2, el cual arrojó la macrografía general de la figura 48. Esta figura muestra una microestructura formada por los carburos eutécticos con una tonalidad gris oscura, marcados con el punto 1. La matriz martensítica se observa en una tonalidad gris claro marcada con el punto 3, dentro de ella se encuentran carburos secundarios distribuidos de manera uniforme, mientras que

el punto 2 corresponde a la zona inter dendrítica, con poca o nula presencia de carburos secundarios.



*Figura 48. Micrografía SEM aleación ATT2.*





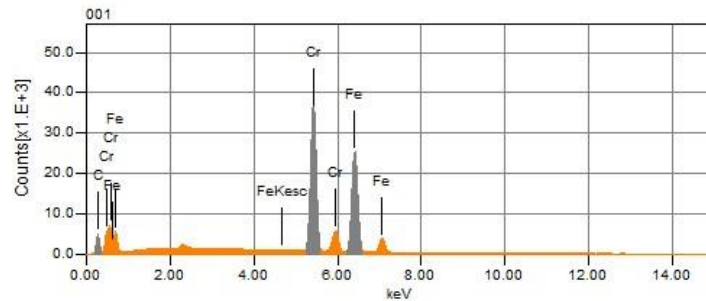
**Figura 49.** Micrografía SEM aleación ATT2: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter-dendrítica.

La figura 49 expone la microestructura en un aumento de 2000X y 4000X en dos zonas de la microestructura. La zona dendrítica se observa en las figuras 49 a y c, y la zona inter dendrítica en las figuras 49 b y d. De estas figuras se aprecia al igual que en la microscopía óptica, que los carburos secundarios precipitan en toda la zona dendrítica de manera totalmente homogénea. Incluso en varios sectores de las interfases entre el carburo eutéctico y la matriz se puede advertir este fenómeno, el cual es el resultado del TT2 aplicado a la aleación, que otorgo mayor temperatura y tiempo para una correcta precipitación de estos carburos secundarios. En cambio, en la zona inter dendrítica nuevamente existe una ausencia de estos precipitados, producto de la privación de cromo y carbono por parte del carburo eutéctico en la periferia. En esta zona se aprecia de mejor manera la martensita en su habitual forma de acículas entre los carburos eutécticos, la cual se divide en la figura 49d. Por demás, cabe señalar que se observan ciertos carburos eutécticos fracturados

producto del corte aplicado a la coraza, lo que indica que podrían existir ciertas tensiones residuales en el material.

Se seleccionaron tres puntos específicos para hacer un análisis SEM-EDS puntual de los elementos presentes en la microestructura. Estos fueron el carburo eutéctico, la zona de la matriz y la zona inter dendrítica, como se muestran marcados en la figura 48. Los resultados son presentados a través de histogramas y en las tablas correspondientes al punto 1, 2 y 3 respectivamente.

- **Análisis químico punto 1**

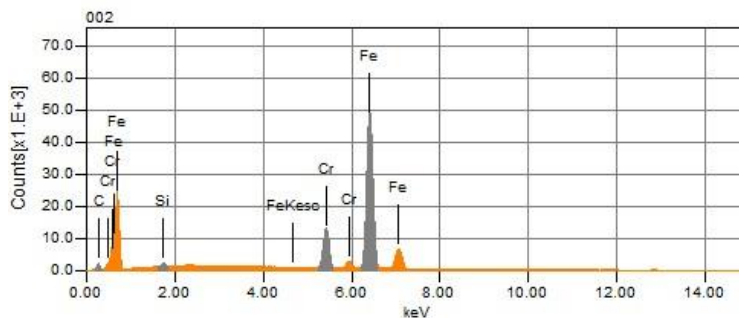


**Figura 50.** Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación ATT2.

**Tabla 23.** Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.

Elemento	Masa%	Atómico %
C	11.97	37.50
Cr	40.69	29.94
Fe	47.54	32.56

- **Análisis químico punto 2**

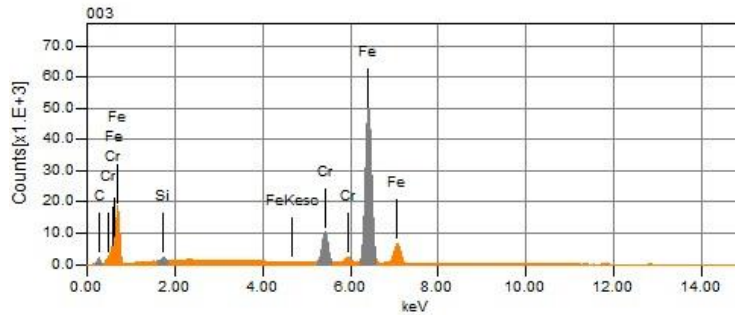


**Figura 51.** Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación ATT2.

**Tabla 24.** Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.

Elemento	Masa%	Atómico %
C	4.88	19.03
Cr	12.17	10.97
Fe	82.43	69.14

- Análisis químico punto 3



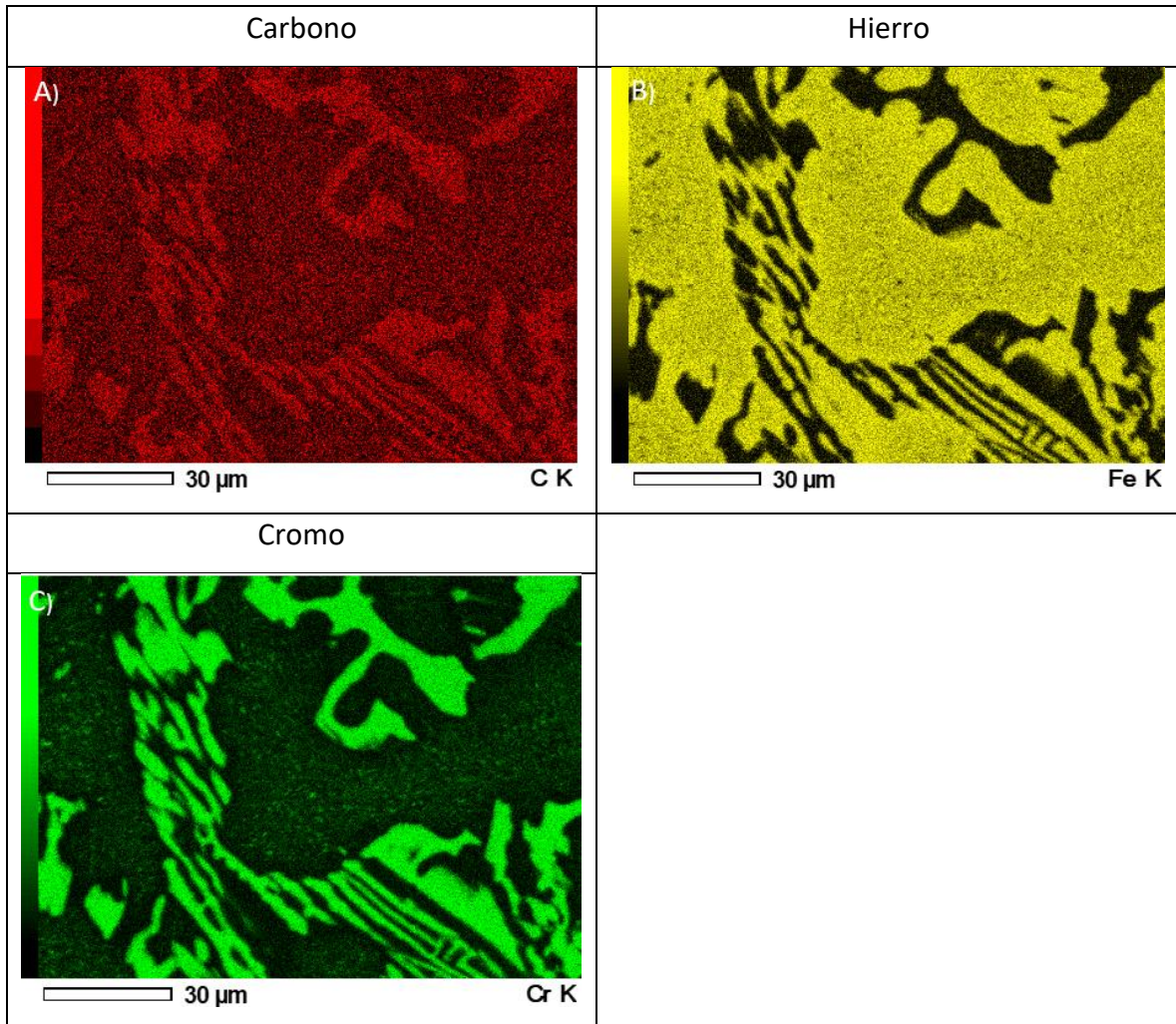
**Figura 52.** Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación ATT2.

**Tabla 25.** Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación ATT2.

Elemento	Masa%	Atómico %
C	5.11	19.83
Cr	9.66	8.66
Fe	84.77	70.74

Con los resultados obtenidos en el punto 1, podemos sostener que este corresponde al carburo eutéctico de cromo con un porcentaje atómico cercano a la estequiometría del carburo  $M_7C_3$ . El punto 2 y el punto 3 correspondientes a la matriz de la aleación, poseen valores similares tanto en masa y peso para los tres elementos identificados por el equipo, indicando una distribución homogénea en la matriz de tales elementos.

La figura 53 muestra el mapeo SEM-EDS realizado sobre la aleación ATT2, el cual expone en colores la distribución de los elementos presentes en ella. El carbono en la figura a se ve representado por el color rojo, el hierro en la b por el color amarillo y el cromo en la c por el color verde.

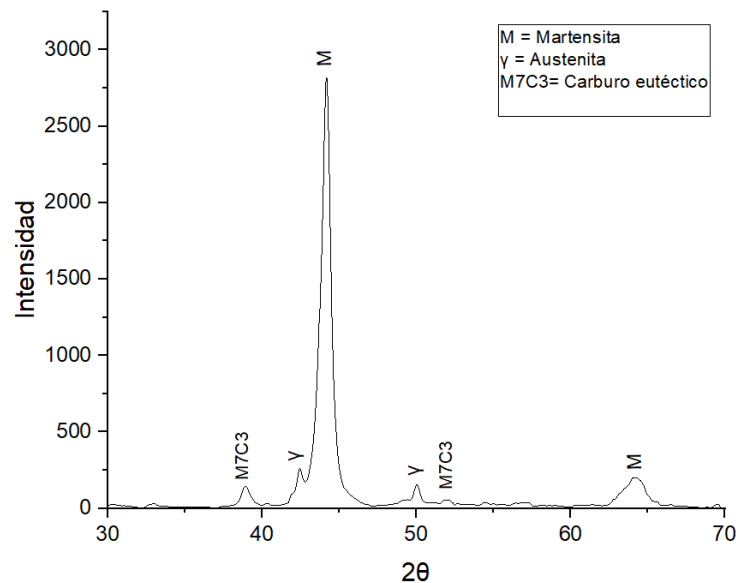


**Figura 53.** Mapeo SEM-EDS aleación ATT2.

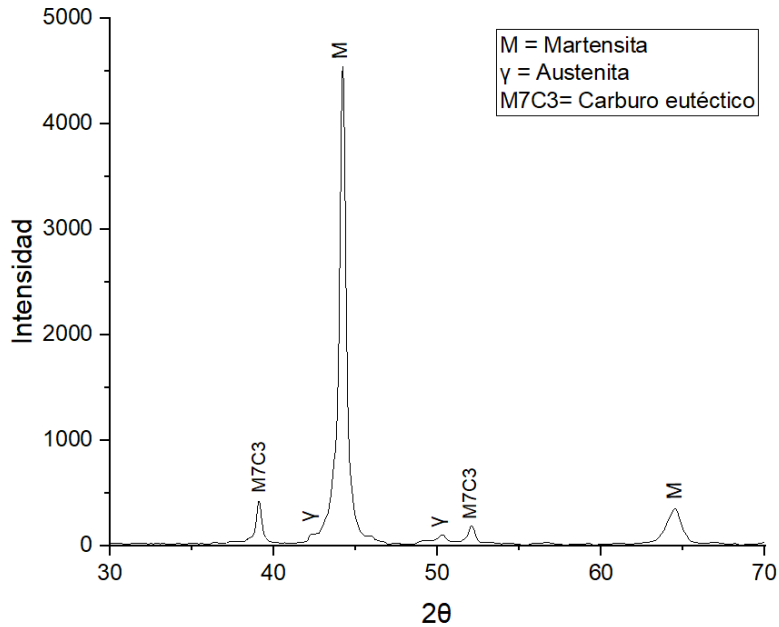
De la distribución de elementos expuesta en la figura 53b podemos señalar que el hierro se encuentra distribuido de manera uniforme por toda la matriz de la aleación y tiene una menor concentración en el carburo eutéctico de cromo. Las figuras 53a y c nos muestran que tanto carbono como cromo, se encuentran altamente concentrados en el carburo eutéctico de cromo y que el resto, pero en menor intensidad, se extienden por la matriz en forma de carburos secundarios y solución sólida. Podemos notar de la figura 53a que el carbono posee una distribución de mayor densidad que la del cromo en la figura 53c en la matriz, sin embargo, ambos elementos muestran una disminución en la intensidad de los colores en la periferia de la matriz con el carburo eutéctico.

## Difracción de rayos X

Las figuras 54 y 55 exponen los difractogramas para la zona superior y centro de ATT2. En ellos se identificaron las señales correspondientes a las fases martensita (M), austenita retenida (Y) y los carburos eutécticos ( $M_7C_3$ ), con 2 peaks característicos para cada fase en el rango de  $30^\circ$  a  $70^\circ$ . Estos resultados fueron comparados con investigaciones anteriores [65]–[69], debido a que no se pudo detectar todos los planos para cada fase. Mediante el método indirecto, se calculó la fracción volumétrica de austenita retenida con los peaks correspondientes para cada zona, encontrando que la zona superior posee un 9.22% y la zona centro un 4.3% de austenita retenida. Los resultados tienen relación con lo señalado por las investigaciones [63],[70],[71], las cuales indican que para el exterior de las muestras se obtiene una mayor cantidad de austenita retenida que en el centro, debido a que en la periferia de la coraza existe una mayor cantidad de carbono que en el centro, además la velocidad de enfriamiento es muy alta y estabiliza la austenita de manera residual en las afueras de las muestras.



**Figura 54.** Patrón de difracción de rayos x ATT2 superior.



**Figura 55.** Patrón de difracción de rayos x ATT2 centro.

### Macro Dureza

La tabla 26 nos muestra las durezas obtenidas de la superficie y el inferior de la coraza correspondiente a la coraza ATT2. Se aprecia que los valores son cercanos entre ambas zonas con valores de 62.8 RC y una desviación estándar de 0.618 para la superficie y para el inferior 61.7 RC con una desviación estándar de 0.163, obteniendo una diferencia entre ambas zonas de 1.1 puntos en la escala Rockwell C. Esta diferencia se presume tener relación con lo señalado en la microscopía óptica, donde se observó que la zona inferior tuvo una menor exposición al temple, restringida por los ladrillos refractarios que sostienen las corazas.

La tabla 27 nos indica los resultados del perfil de dureza de la coraza ATT2. Logramos ver como desde la superficie hacia el centro, los valores comienzan a disminuir gradualmente desde 61.2 RC, encontrando la medida más baja en el centro, con un valor de 58.9 RC. El caso es similar entre el centro y la zona inferior, donde desde el mínimo se aumenta en 1.5 puntos hasta un valor de 60.4 RC. Se refleja como la diferencia en el espesor dendrítico presentado para las tres zonas resulta en una amplia variación de la dureza dentro del material, al igual que la influencia del temple, logrando un promedio lateral de 59.9 RC y una desviación estándar de 1.013.

**Tabla 26.** Dureza zona superficie e inferior RC para la aleación ATT2.

	Dureza 1 (RC)	Dureza 2 (RC)	Dureza 3 (RC)	Promedio (RC)
A superficie	62.5	63.7	62.3	62.8
A inferior	61.7	61.9	61.5	61.7

**Tabla 27.** Dureza perfil lateral RC para la aleación ATT2.

Aleación	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
A lateral	61.2	60.1	59.7	58.9	59.3	59.4	60.2	60.4	59.9

### Micro Dureza

En las tablas 28, 29 y 30, se presentan los resultados obtenidos de los ensayos de micro dureza aplicados a la aleación ATT2 en la zona superior, centro e inferior respectivamente. Las zonas fueron observadas mediante microscopía óptica donde se identificaron dos sectores, como se mostró en la microscopía óptica. Estos corresponden a la matriz dendrítica de martensita con carburos secundarios y el otro corresponde al carburo eutéctico  $M_7C_3$ , como se muestra en cada tabla. Nuevamente se recuerda que las medidas del carburo eutéctico son una cifra aproximada, ya que las dimensiones del carburo no permiten una indentación correcta sin medir una sección de la matriz.

**Tabla 28.** Micro durezas superior RC para la aleación ATT2.

Superior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
$M_7C_3$	939	852	840	835	959	885
Martensita	692	711	691	731	701	705

**Tabla 29.** Micro durezas centro RC para la aleación ATT2.

Centro	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
$M_7C_3$	838	865	893	827	845	854
Martensita	538	553	598	587	578	570

**Tabla 30.** Micro durezas inferior RC para la aleación ATT2.

Inferior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
$M_7C_3$	858	847	837	842	855	848
Martensita	602	634	641	613	607	620

Los resultados extraídos de las 3 tablas nos muestran que el carburo eutéctico posee valores similares en las 3 zonas con promedios entre los 848 y 885 HV, lo que demuestra poca variabilidad en la dureza de estos precipitados para todas las zonas de la coraza. Con respecto a la matriz podemos ver de la tabla 28 que la zona superior presentó un promedio de 705 HV, mientras que la tabla 29 muestra que en la zona centro de la coraza se redujo la dureza hasta los 570 HV, lo cual se explica con la diferencia en el tamaño dendrítico entre ambas zonas y la diferencia en la cantidad de carbono que posee la martensita en cada zona, además, existe una falta de templabilidad en la aleación ATT2. De igual manera, la tabla 30 nos expone una dureza de 620 HV para la martensita en zona inferior, que presenta medidas más altas respecto a la zona centro, sin embargo, los valores son menores que en la zona superior, debido a una menor exposición al temple por la bandeja de ladrillos refractarios que sostiene las corazas y un menor contenido de carbono en la zona.

#### Ensayo RWAT

En la tabla 31 se presentan los resultados obtenidos del ensayo abrasivo RWAT para la probeta de la cara superior de la coraza ATT2, la cual comenzó con una masa inicial de 188,2132 g. Posterior al ensayo, la muestra se limpió con alcohol y se masó, obteniendo un valor de con 188,1235 g y una diferencia de 0,0897 g, que equivalen a una pérdida en volumen de 12.63 mm<sup>3</sup>.

**Tabla 31.** Resultados ensayo RWAT ATT2.

ATT2	
Masa inicial (g)	188,2132
Masa final (g)	188,1235
Diferencia (g)	0,0897
Desgaste (mm <sup>3</sup> )	12,63

#### 5.4 Aleación B de colada

##### Composición química

En la tabla 32 se aprecia que la composición química de la muestra B se encuentra dentro de los rangos de la norma ASTM A 532, excepto para el azufre el cual posee un valor de 0.074% que excede el máximo impuesto por la norma de 0.06%. Podemos observar que el contenido de carbono



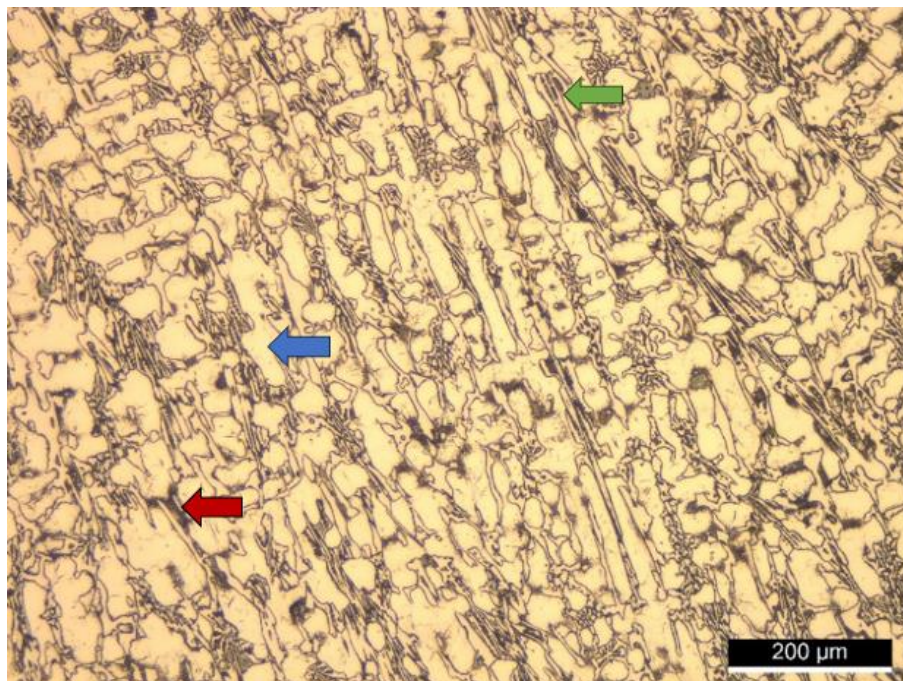
obtenido es de X% y el de cromo de un 17.4%. Además, podemos ratificar que la aleación B logro llegar a un valor cercano al 2% de molibdeno esperado para esta aleación con un valor de 1.9%.

**Tabla 32.** Composición química de la aleación B cortesía de Neptuno Pumps.

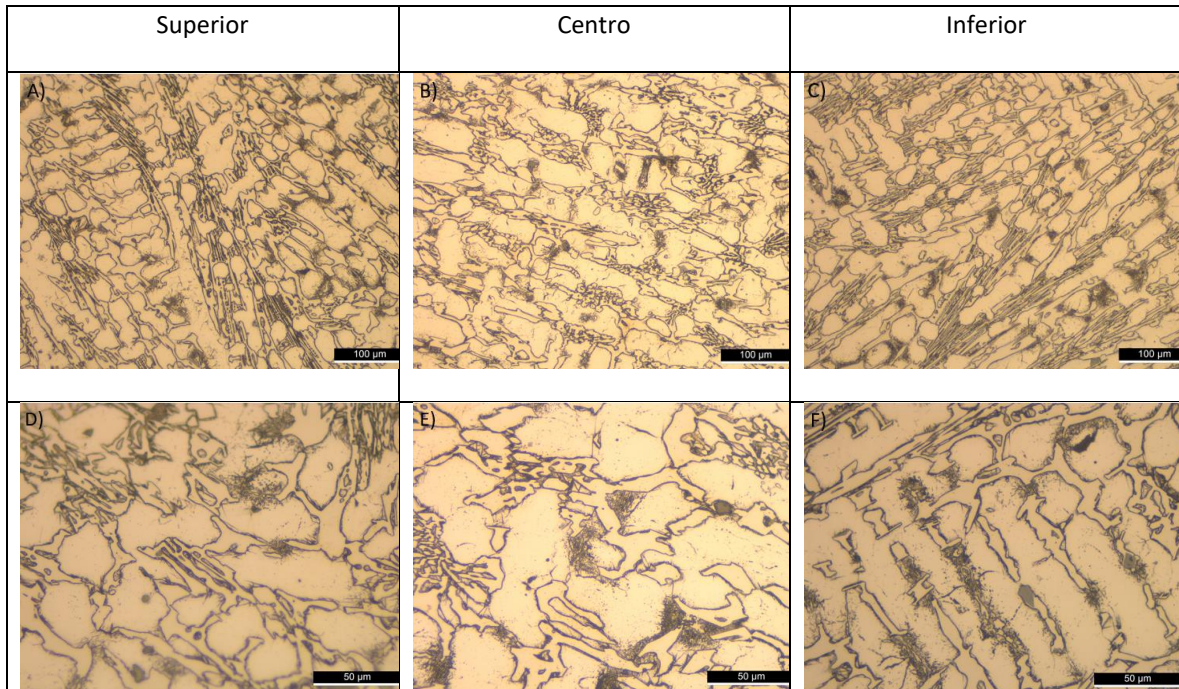
	Fe	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
ASTM A532	Balance	2.0-3.0	2.0 max	1.5 max	2.5 max	14.0-18.0	3.0 max	1.2 max	0.10 max	0.06 max
B	75.8	-	1.05	0.534	0.267	17.4	1.90	0.168	0.026	0.074

### Microscopía Óptica

La figura 56 nos muestra la microestructura obtenida del proceso de solidificación para la aleación B, la cual exhibe una microestructura compuesta por una matriz dendrítica de austenita indicada con la flecha azul y el carburo eutéctico  $M_7C_3$  en su naturaleza acicular indicado con la flecha verde. Este se encuentra bordeado por una fina capa de martensita de color negro formada en la interfase entre el carburo eutéctico y la dendrita de austenita indicada con la flecha roja, producto de la desestabilización generada en el sector por la privación de cromo y carbono.



**Figura 56.** Microscopía óptica aleación B de colada.



**Figura 57.** Microscopía óptica aleación B de colada: A) y D) sección superior, B) y E) sección central, C) y F) sección inferior.

La figura 57 nos expone la microestructura de la coraza B de solidificación para las tres zonas de interés. De las imágenes procedentes de la zona superior y centro notamos que existe una pequeña diferencia en el tamaño dendrítico, al igual que entre la zona centro y la zona inferior. Por otra parte, podemos ver que la zona superior e inferior poseen un espesor dendrítico sin diferencias perceptibles. Se puede decir que existe una estructura casi completamente homogénea en el espesor dendrítico para todas las zonas de la coraza, lo que demuestra la mejora aportada por el aumento de molibdeno que refina la microestructura.

### Macro Dureza

En la tabla 33 se muestran los resultados obtenidos para la macro dureza en las zonas de la superficie y la zona inferior, se tomaron 3 valores por zona y se realizó un promedio. La tabla 34 nos ilustra las medidas de macro dureza realizadas a la zona lateral de la coraza, donde se recorrió la muestra desde la superficie hasta el inferior tomando 8 medidas en total.

**Tabla 33.** Durezas superficie e inferior RC para la aleación B de colada.

Aleación B	Dureza 1 (RC)	Dureza 2 (RC)	Dureza 3 (RC)	Promedio (RC)
Superficie	51.8	50.6	50.7	51.0
Inferior	50.5	49.7	50.5	50.2

**Tabla 34.** Dureza lateral RC para la aleación B de colada.

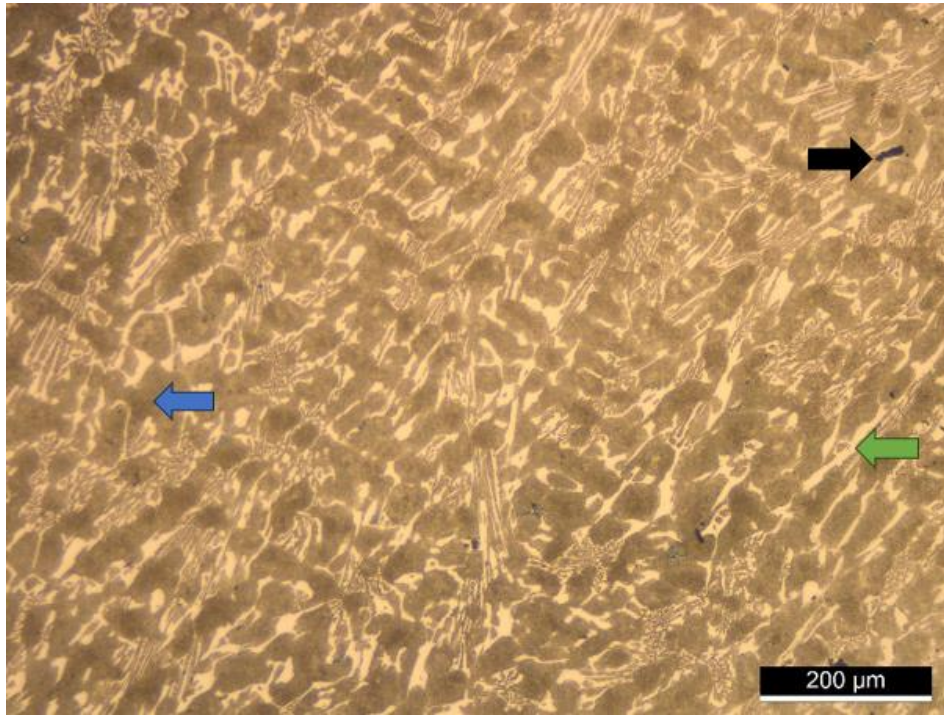
Aleación	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
B	49.6	49.3	49.2	49.0	48.9	49.2	49.5	49.6	49.3

De las cifras obtenidas en la tabla 33 contemplamos que la dureza superficial e inferior obtuvieron valores similares de 51.0 y 50.2 RC respectivamente con una pequeña diferencia de 0.8 puntos. La tabla 34 que exhibe las cifras adquiridas para el perfil lateral, nos muestra que la coraza tuvo una dureza uniforme en todo el perfil lateral ensayado. La dureza comenzó en una medida de 49.6 RC y disminuyó hacia el centro hasta un valor de 48.9 RC, obteniendo una diferencia de 0.7, la misma diferencia obtenida con la zona inferior que incremento su dureza desde el centro hasta un valor de 49.6 RC, demostrando el aporte entregado por el incremento de molibdeno en la composición química que se tradujo en una macro dureza uniforme para todas las zonas de la coraza, con una zona lateral que obtuvo un promedio de 49.3 RC y una desviación estándar de 0.218.

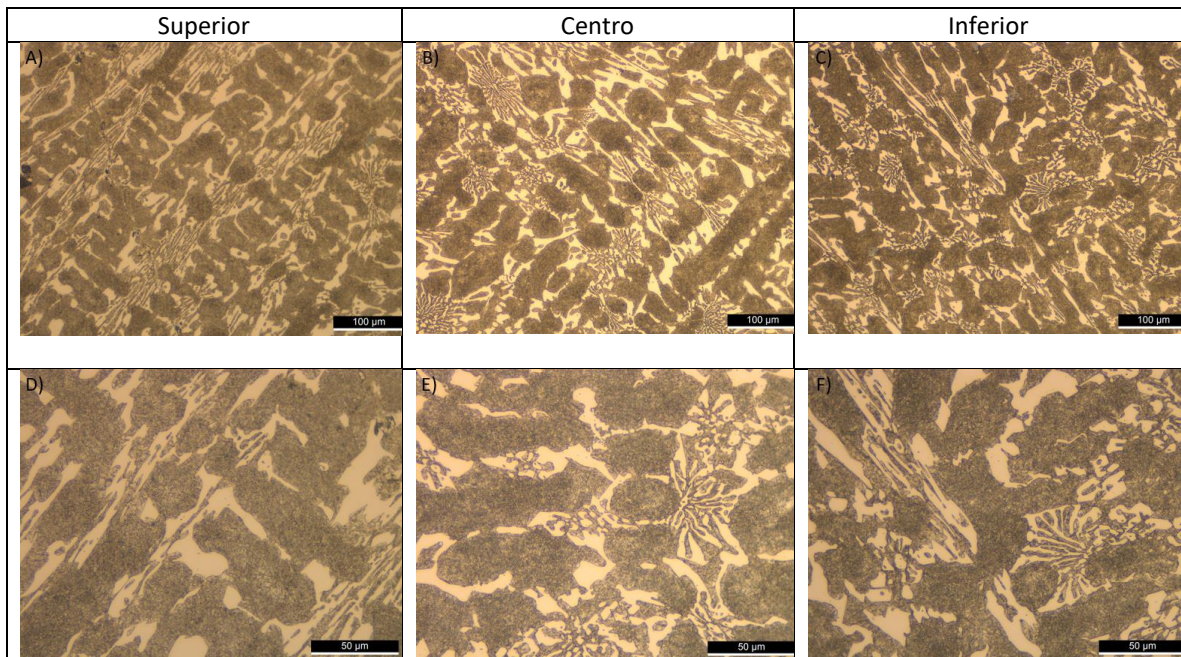
## 5.5 Aleación B TT2

### Microscopía Óptica

Podemos observar la figura 58, que representa la microscopía óptica obtenida para la aleación BTT2, la cual conserva la microestructura dendrítica de solidificación luego del TT2 aplicado. La microestructura está constituida por dendritas de martensita indicada con la flecha azul y carburos secundarios precipitados en ella, que conceden la tonalidad oscura a la dendrita. En una tonalidad clara se logra divisar los carburos eutécticos remanentes del proceso de solidificación indicados con la flecha verde, con una usual morfología acicular propia de este precipitado. Podemos distinguir algunas impurezas de color negro en algunos sectores de la aleación indicadas con la flecha negra.



**Figura 58.** Microscopía óptica aleación BTT2.

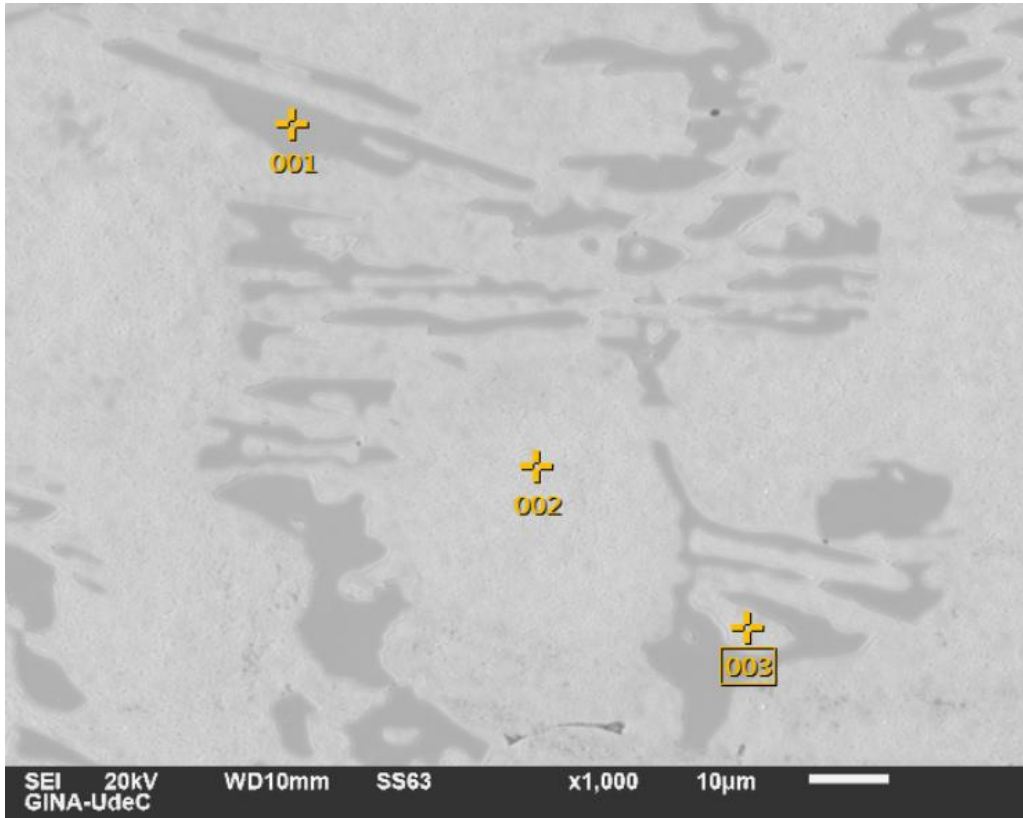


**Figura 59.** Microscopía óptica aleación BTT2: A) y D) sección superior, B) y E) sección central, C) y F) sección inferior.

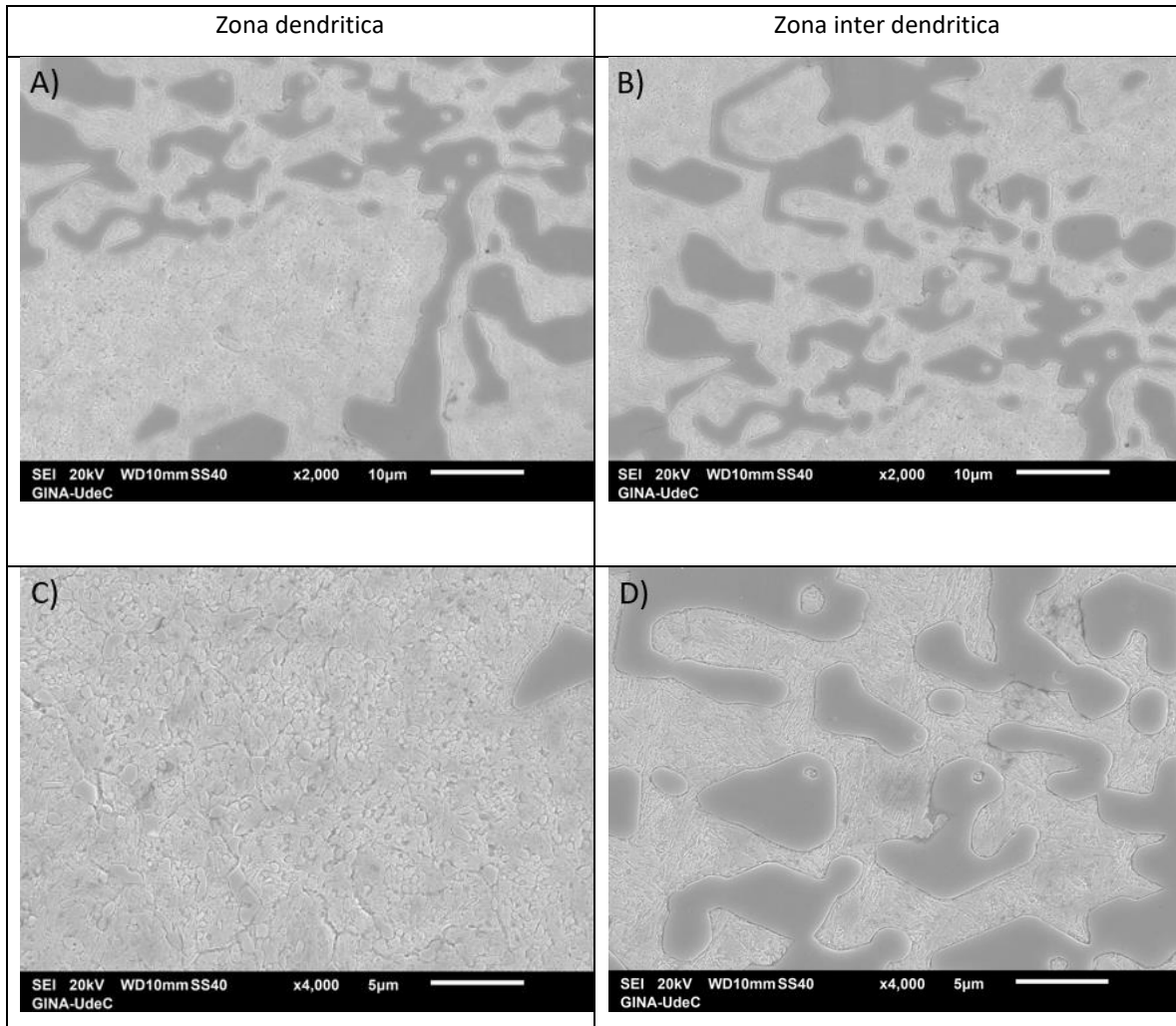
La figura 59 nos muestra las tres zonas de estudio para la coraza perteneciente a la aleación BTT2. En ella se puede contemplar que las tres zonas presentan un espesor dendrítico similar tanto la zona superior, centro e inferior, lo cual es atribuido al aumento de molibdeno en la composición química, que refina la microestructura. También podemos detallar una precipitación homogénea y completa de carburos secundarios dentro de las dendritas para todas las zonas de estudio y la ausencia de segregación, lo cual se atribuye al TT2 aplicado a la aleación, el cual consta con el tiempo y la temperatura suficiente para una correcta precipitación de estos carburos en la matriz. En general se obtiene una microestructura uniforme tanto el espesor de las dendritas como de la precipitación de carburos secundarios.

### Microscopía electrónica de barrido

Se realizó un ensayo de microscopía electrónica de barrido a la aleación BTT2 para contemplar de mejor manera la microestructura. La figura 60 nos entrega la macrografía general de la aleación donde se observa el carburo eutéctico señalado con el punto 1, mientras que la matriz es marcada en dos zonas. El punto 2 corresponde a la zona dendrítica de la matriz y el punto 3 señala la zona inter dendrítica de esta, los cuales se muestran con mayor detalle a continuación.



*Figura 60. Micrografía SEM aleación BTT2.*

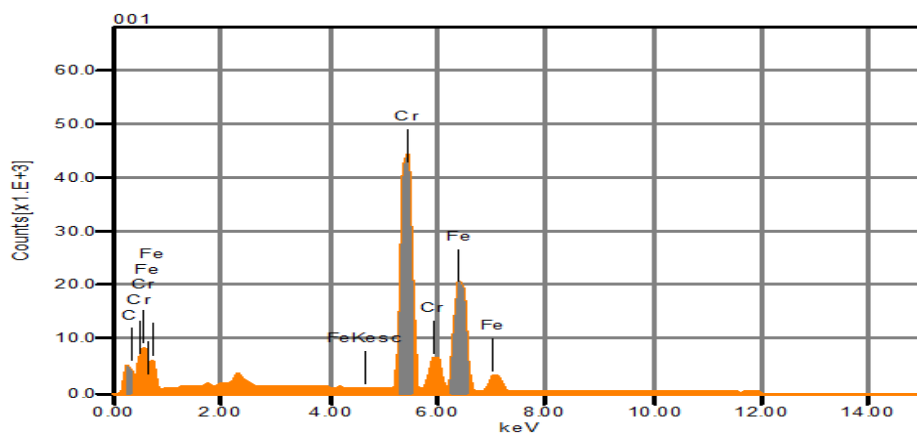


**Figura 61.** Micrografía SEM aleación BTT2: A) y C) Zona dendrítica. B) y D) Zona inter-dendrítica.

La figura 61 nos muestra las dos zonas de la matriz en aumentos de 2000X y 4000X. Las figuras 60a y c corresponden a la zona dendrítica mientras que las figuras 60b y d pertenecen a la zona de inter dendrítica. De las figuras a y c podemos contemplar, al igual que en la microscopía óptica, que existe una correcta precipitación de los carburos secundarios dentro de la dendrita en toda su extensión, incluso se advierten algunos sectores de la interfase entre la matriz y el carburo eutéctico donde estas partículas logran precipitar, lo cual es fruto del TT2 aplicado a la aleación que permitió revertir la segregación del proceso de solidificación y distribuir de manera uniforme los precipitados en la matriz. Para la zona inter dendrítica se logra divisar una ausencia de carburos secundarios en la matriz producto del despojo de cromo y carbono ejercido por el carburo eutéctico en las cercanías, lo que permite ver una matriz martensítica en su habitual forma de acículas, como se muestra en la figura 60d.

Al igual que en los casos anteriores se realizó un ensayo SEM-EDS puntual sobre la muestra los tres puntos marcados en la figura 59, que corresponden al carburo eutéctico con el punto 1, la matriz dendrítica con el 2 y la matriz inter dendrítica señalada con el 3. Los resultados son ilustrados a través de sus respectivos histogramas y tablas con los análisis químicos a continuación.

- Análisis químico punto 1

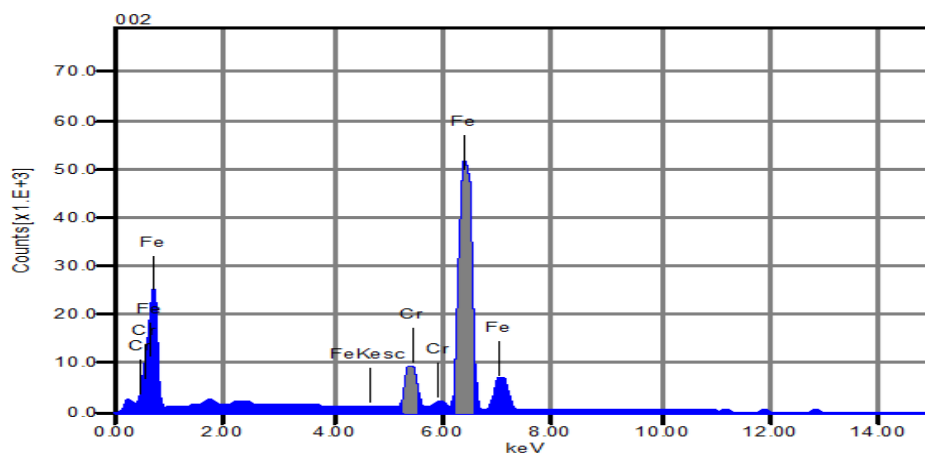


**Figura 62.** Análisis químico puntual 1, Espectro EDS de aleación BTT2.

**Tabla 35.** Análisis químico puntual 1, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2.

Elemento	Masa %	Atómico %
C	11.97	37.78
Cr	49.14	35.82
Fe	38.89	26.40

- Análisis químico punto 2



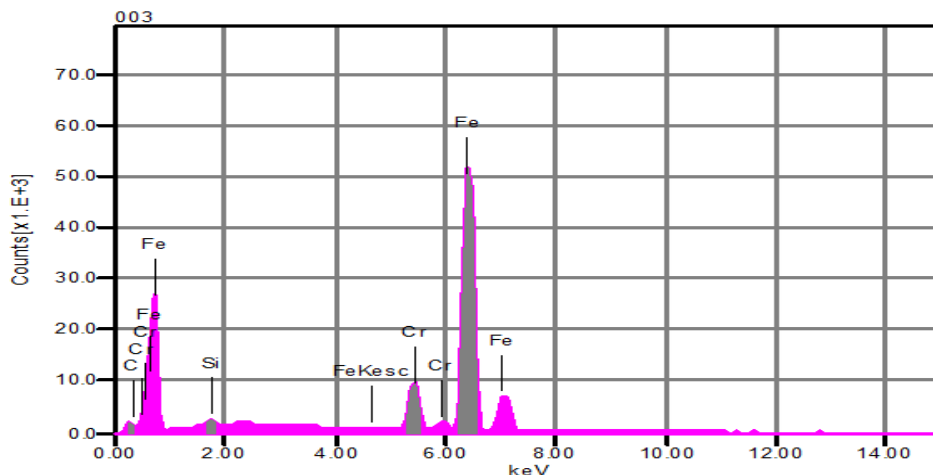
**Figura 63.** Análisis químico puntual 2, Espectro EDS de aleación BTT2.



**Tabla 36.** Análisis químico puntual 2, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2.

Elemento	Masa %	Atómico %
C	5.74	21.94
Cr	8.47	7.48
Fe	85.79	70.57

- Análisis químico punto 3



**Figura 64.** Análisis químico puntual 3, Espectro EDS de aleación BTT2.

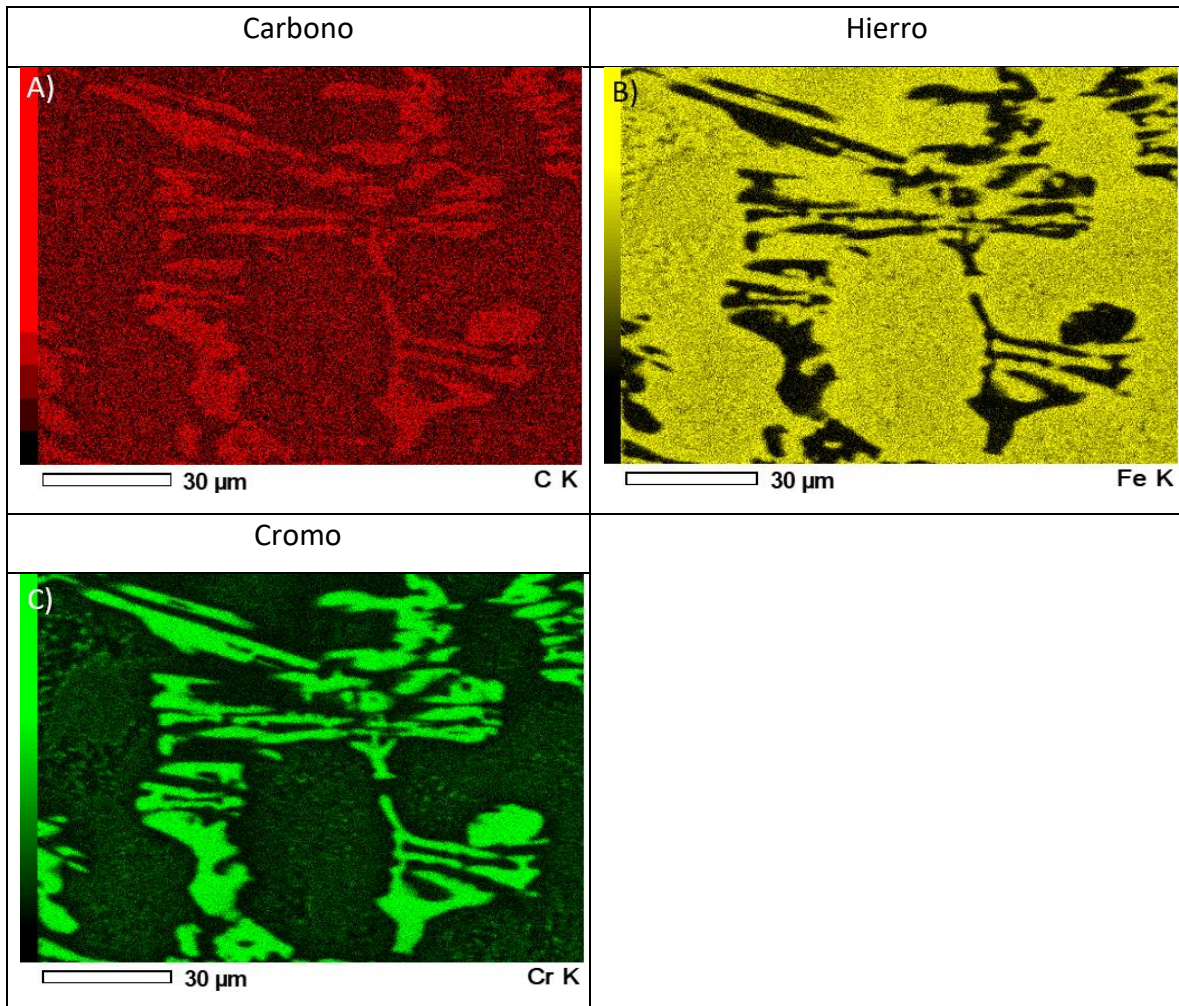
**Tabla 37.** Análisis químico puntual 3, Porcentaje másico y atómico de la aleación BTT2.

Elemento	Masa %	Atómico %
C	4.84	18.93
Cr	8.42	7.61
Fe	86.14	72.46

Del análisis efectuado al punto 1 podemos confirmar que corresponde al carburo eutéctico de cromo el cual posee un porcentaje atómico cercano a la estequiometría del carburo  $M_7C_3$  con un porcentaje de 37.78% para el cromo. De los resultados obtenidos para el punto 2 y 3 podemos datar que poseen valores similares tanto en cromo, hierro y carbono para los porcentajes masicos y atómicos, lo cual nos permite decir que existe una distribución correcta y homogénea de los elementos en todos los sectores de la matriz posterior al TT2.

Se realizó un mapeo SEM-EDS sobre la muestra correspondiente a la aleación BTT2 para identificar la distribución de los elementos en ella mediante la intensidad de colores. Los resultados

son mostrados en la figura 65 donde la figura a) representa el carbono en color rojo, la b) el hierro en color amarillo y la c) el cromo en color verde como se muestra a continuación.



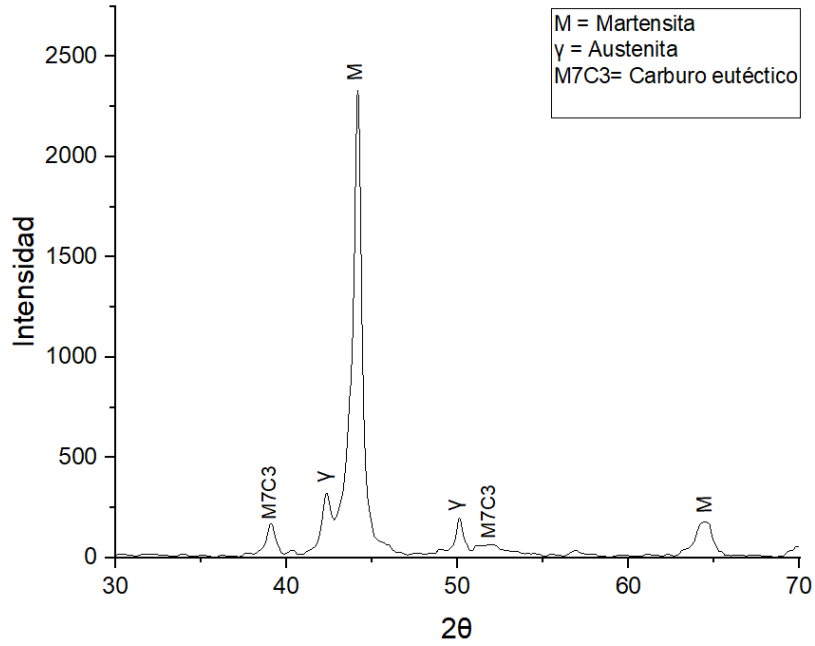
**Figura 65.** Mapeo SEM-EDS aleación BTT2

Los resultados expuestos nos muestran en la figura 65b, que el hierro presenta una distribución pareja para todas las zonas de la matriz con una intensidad de color amarillo que no decrece en ella, mientras que en el interior del carburo eutectico se presenta una alta baja en la intensidad del color amarillo. De la figura 65a podemos identificar que el carbono posee una alta concentración dentro del carburo eutectico al igual que el cromo en la figura 65c, mientras que el resto de ambos elementos se encuentra repartido dentro de la matriz en forma de carburos secundarios o de solución sólida. Sin embargo, el carbono presenta una mayor densidad y distribución que el cromo dentro de la matriz como podemos notar en la intensidad de los colores rojo y verde de cada elemento respectivamente, donde en la periferia del carburo eutectico el color verde disminuye

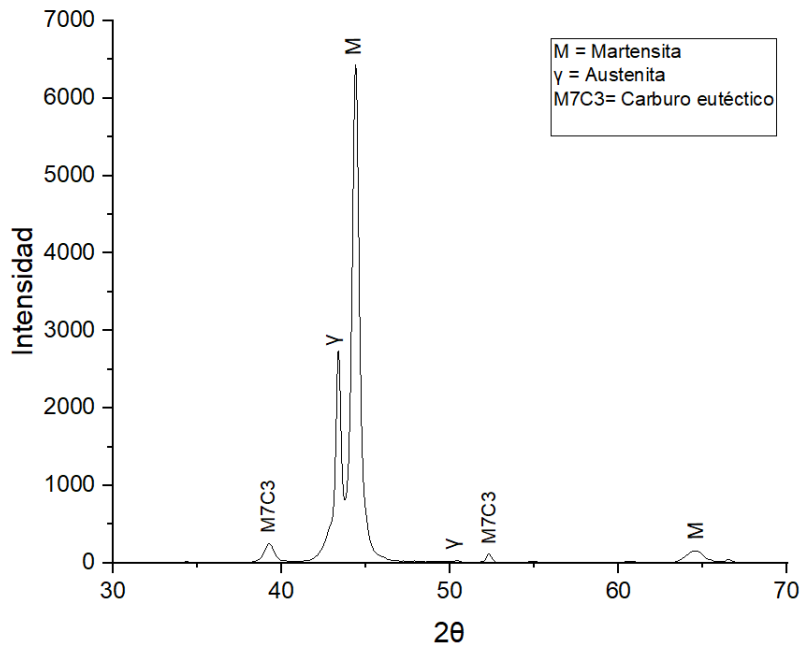
considerablemente en su intensidad al igual que en la zona interdendrítica. Si bien este efecto ocurre con el carbono y el color rojo en la periferia del carburo eutectico, este no se presenta en la misma magnitud que el cromo y mucho menos en la zona inter dendrítica.

#### Difracción de rayos X

Las figuras 66 y 67 muestran los difractogramas obtenidos para la zona superior y centro de ATT2 respectivamente. Se logró identificar las señales correspondientes a las fases martensita (M), austenita retenida (Y) y los carburos eutécticos ( $M_7C_3$ ). Cada una con 2 peaks característicos para cada fase en el rango de  $30^\circ$  a  $70^\circ$ . Estos resultados fueron comparados con investigaciones anteriores [65]–[69], debido a que no se pudo detectar todos los planos de difracción para cada fase. A través del método indirecto, se calculó la fracción volumétrica de austenita retenida con los peaks correspondientes para cada zona, donde se encontró que la zona superior posee un 17.25% y la zona centro un 29.7% de austenita retenida. Estos resultados son debido a que la adición de molibdeno generó una mayor estabilización de la austenita hacia el interior del material, provocando que en este caso, se obtenga mayor cantidad de austenita retenida en la zona centro.



**Figura 66.** Patrón de difracción de rayos x BTT2 superior.



**Figura 67.** Patrón de difracción de rayos x BTT2 centro.

## Macro Dureza

En la tabla 38 se presentan los valores obtenidos del ensayo de macro dureza aplicado a la aleación BTT2 en la zona de la superficie y la zona inferior. Se tomaron 3 resultados y se calculó un promedio. De los resultados mostrados podemos ver que posterior al TT2 los valores de las durezas aumentaron como era esperado. Vemos la zona de la superficie alcanzó un valor de 64.5 RC con una desviación estándar de 0.5 y la zona inferior llegó a un valor promedio de 63.3 RC con una desviación estándar de 0.697, obteniendo una diferencia de 1.2 puntos con la zona superior.

En la tabla 39 se muestran los resultados obtenidos de la macro dureza lateral de la aleación con 8 medidas, que recorren un perfil lateral de la coraza desde la zona superior hasta la zona inferior. Se obtuvo un promedio de dureza lateral de 61.9 RC con una desviación estándar de 0.624. Del recorrido hecho a la coraza podemos notar que la dureza comenzó en la superficie con un valor de 62.8 RC y fue disminuyendo hacia el centro hasta un valor mínimo de 60.7 RC. La reducción en los valores se repitió hacia el centro respecto a la zona inferior, donde el valor obtenido fue de 62.4 RC.

**Tabla 38.** Durezas superficie e inferior RC aleación BTT2.

Aleación	Dureza 1 (RC)	Dureza 2 (RC)	Dureza 3 (RC)	Promedio (RC)
B superior	64.8	63.8	64.9	64.5
B inferior	63.2	64.2	62.5	63.3

**Tabla 39.** dureza lateral RC aleación BTT2.

Aleación	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
B lateral	62.8	62.5	61.6	60.7	61.3	61.9	62.1	62.4	61.9

## Micro Dureza

En las tablas 40, 41 y 42, se presentan los resultados obtenidos para la micro dureza de la aleación BTT2 para la zona superior, centro e inferior respectivamente. Las medidas se tomaron en dos sectores identificados mediante microscopía óptica, los cuales son la matriz dendrítica de martensítica con carburos secundarios y el otro corresponde al carburo eutéctico de cromo.

**Tabla 40.** Micro durezas superior RC aleación BTT2.

Superior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	835	851	840	827	832	837
Martensita	730	766	721	736	749	740

**Tabla 41.** Micro durezas centro RC aleación BTT2.

Centro	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	831	844	824	836	843	835
Martensita	650	625	647	617	639	636

**Tabla 42.** Micro durezas inferior RC aleación BTT2.

Inferior	1	2	3	4	5	Promedio (HV)
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	827	834	847	845	836	838
Martensita	675	688	670	686	678	680

De los valores mostrados en las tres tablas, notamos que el carburo eutéctico presenta resultados casi iguales para todas las zonas ensayadas con un valor cercano a los 837 HV. Por otra parte, la matriz martensítica presenta distintos valores para las tres zonas. La tabla 40 nos indica una dureza de 740 HV en la parte superior de la coraza, mientras que en la zona centro los resultados arrojan un valor promedio cerca de 100 puntos más bajo con 636 HV, esto ocurre debido a que existe una pequeña diferencia en el espesor dendrítico entre ambas zonas, al igual de una diferencia en el contenido de carbono para la martensita. Caso similar ocurre entre la zona centro y la zona inferior, donde esta última alcanza un valor promedio de 680 HV, casi 40 punto mayor respecto al centro de la coraza. De igual manera, existe una diferencia de 60 puntos entre la zona superior y la inferior, debido a que la martensita posee un mayor contenido de carbono en la zona superior.

## Ensayo RWAT

La tabla 43 nos muestra los resultados obtenidos del ensayo abrasivo RWAT para la muestra correspondiente a la cara superior de BTT2. Esta comenzó con una masa inicial de 185,1075, luego posterior al ensayo se limpió con alcohol y se masó, donde mostró un valor de 185,0187 g, que equivale a una pérdida de 0,0888 g. Esto se traduce en una pérdida de volumen equivalente 12,5 mm<sup>3</sup>.

**Tabla 43.** Resultados ensayo RWAT BTT2.

BTT2	
Masa inicial (g)	185,1075
Masa final (g)	185,0187
Diferencia (g)	0,0888
Desgaste (mm <sup>3</sup> )	12,5

## 5.6 Comparaciones

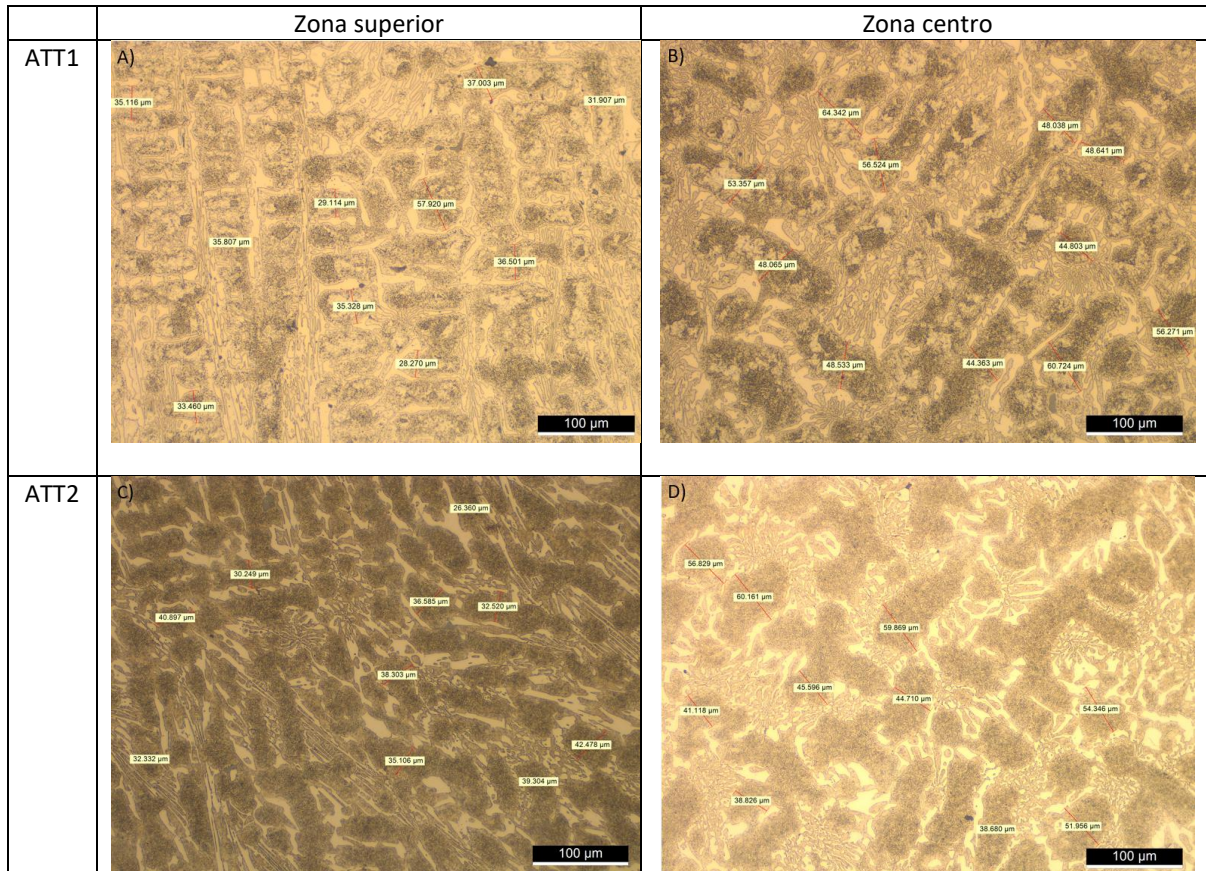
En esta sección se presentan las comparaciones correspondientes a las tres aleaciones estudiadas ATT1, ATT2 y BTT2. Para ello se tomaron en cuenta las variables que influenciaron las propiedades y la resistencia al desgaste del material, como la composición química y el tratamiento térmico propio de cada aleación. Las comparaciones son presentadas en tres secciones donde primero se comparan las características microestructurales de cada coraza mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos x, luego se comparan las micro y macro durezas de cada aleación para finalmente, ver las diferencias surgidas del ensayo abrasivo de desgaste RWAT.

### 5.6.1 ATT1 vs ATT2

Ambas corazas poseen la misma composición química mostrada en la tabla 9, la diferencia radica en que ATT1 fue sometida a un TT de desestabilización por 1 hora a 970°C, mientras que ATT2 tuvo un TT de 2 horas a 1000°C.

La figura 68 muestra ambas corazas en las zonas superior y centro, donde para la aleación ATT1 podemos notar una evidente segregación remanente del proceso de solidificación con una mayor concentración de carburos secundarios en la zona centro, mientras que en la aleación ATT2 podemos ver en ambas zonas de la coraza una concentración equitativa de carburos secundarios. De igual manera, es visible para ATT1 la ausencia de carburos secundarios en varios sectores de la matriz, tanto en la zona superior como en la zona centro, mientras que ATT2 exhibe una distribución homogénea de carburos secundarios en toda la matriz para las dos zonas, asociado a un mayor tiempo de mantención y un aumento en la temperatura de desestabilización. En la misma figura 68 se tomaron las medidas del espesor dendrítico de las corazas en la zona superior y zona centro. Los resultados son mostrados en la tabla 44, la cual nos indica que las dos zonas poseen un espesor de dendrita idéntico en ambas corazas, con un valor cercano a 36 um para la zona superior y de 50 um

para el centro de la coraza. No se presentaron diferencias evidentes en el espesor dendrítico con los diferentes TT.



**Figura 68.** Microscopía óptica aleación ATT1: a) zona superior, b) zona centro; ATT2: c) zona superior, d) zona centro.

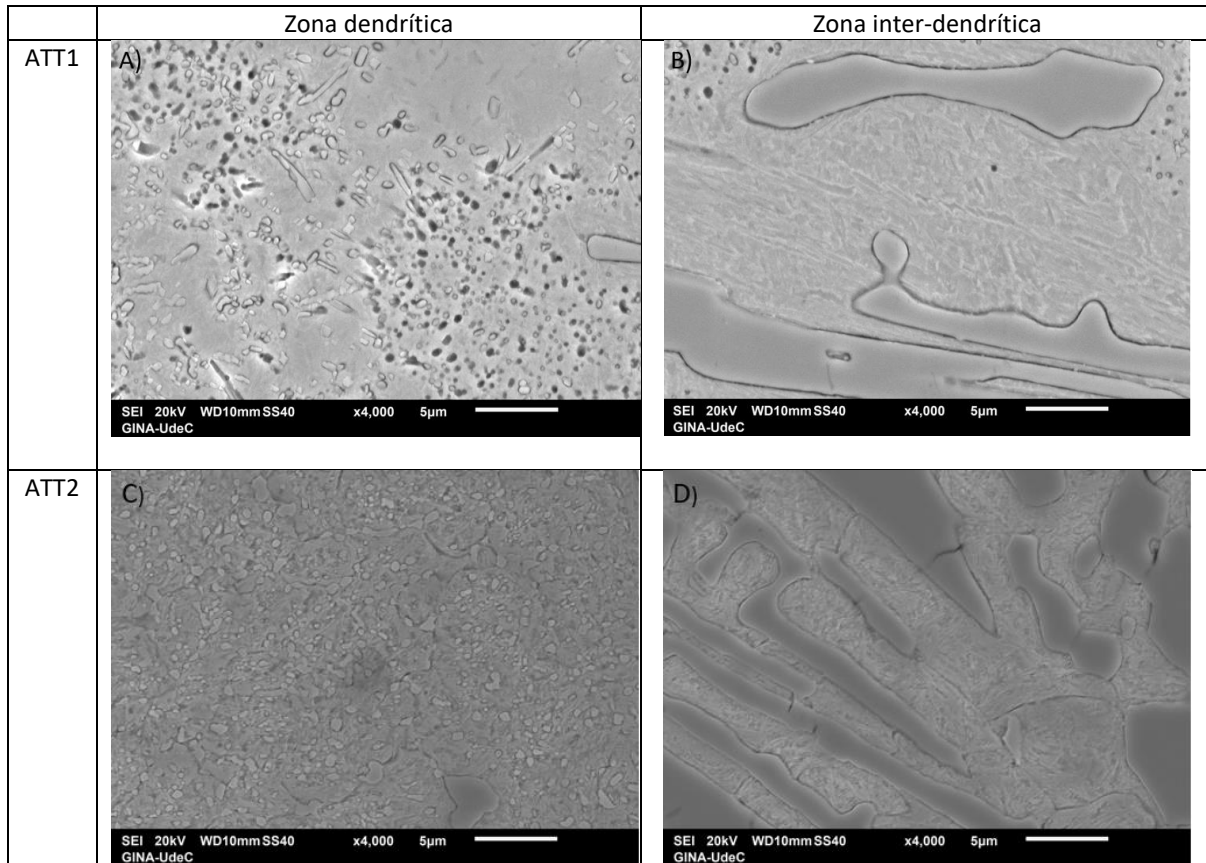
**Tabla 44.** Espesor dendrita ATT1 vs ATT2.

	Zona superior (um)	Zona centro (um)
ATT1	36.04	50.38
ATT2	35.41	49.20

Las diferencias microestructurales son nuevamente observadas en la figura 69, que muestra la parte superior de ambas corazas mediante microfografías SEM en un aumento de 4000x. La figura muestra la matriz dendrítica e inter dendrítica de las dos aleaciones, donde para la zona inter dendrítica no existe diferencia relevante entre aleaciones, en cambio, para la matriz dendrítica notamos con mayor exactitud la disparidad en la cantidad de carburos secundarios que lograron precipitar entre una coraza y otra. Estas diferencias microestructurales son consecuencia del TT

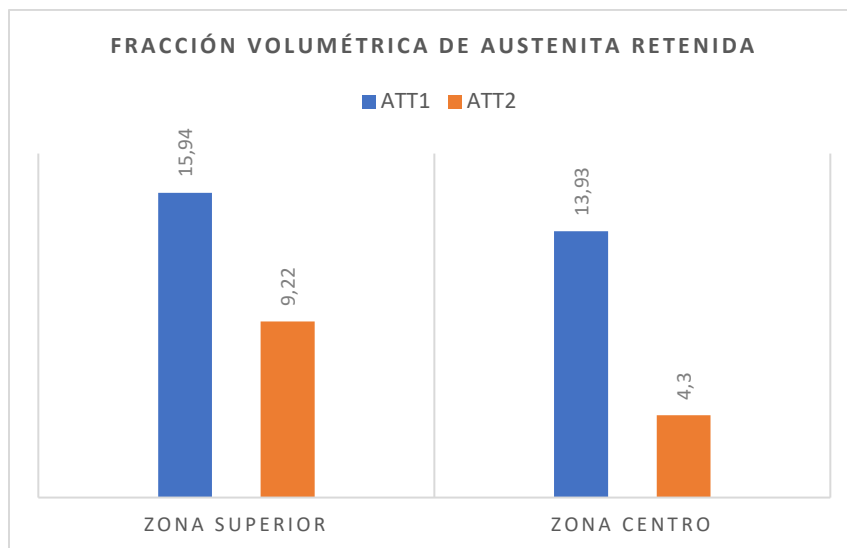


aplicado a cada coraza, donde se evidencia que el aumento en la temperatura y el tiempo del TT2 resultó en una microestructura con una distribución uniforme y homogénea de los carburos secundarios.



**Figura 69.** Micrografía aleación ATT1: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; ATT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica.

Mediante la técnica de difracción de rayos x, se pudo comparar la fracción volumétrica de austenita retenida para las zonas superior y centro. Los resultados son mostrados en la figura 70, donde podemos ver que para la zona superior y zona centro, la coraza ATT1 obtuvo un mayor porcentaje de austenita retenida con valores de 15,4% y 13,93%, en comparación con lo los de ATT2, que obtuvo un 9,22% y 4,3% respectivamente para cada zona. Esta diferencia resulta de los distintos TT aplicado a cada coraza, donde el TT2 otorgo mayor tiempo y temperatura para desestabilizar la austenita.



**Figura 70.** Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT1 vs ATT2.

En la tabla 45 se muestran las durezas de la zona superior e inferior de ATT1 Y ATT2. Podemos ver que no se exhiben grandes diferencias entre ambas zonas, con durezas superficiales cercanas a los 63 HRC e inferiores cercanas a los 62 HRC. Sin embargo, las durezas presentan una reducción hacia el interior de la coraza como se indica en los perfiles laterales de la tabla 46, asociado a una dendrita de mayor espesor y la falta de templabilidad hacia el interior. ATT1 tiene un valor mínimo de 57.5 HRC y ATT2 uno de 58.9, mostrando una diferencia de 1.4 puntos mayor para ATT2 en la zona centro. También notamos que ATT2 muestra un incremento en su dureza desde el centro hacia la zona inferior hasta por arriba de 60 HRC, mientras que ATT1 no supera el mínimo de 59 HRC establecido por la norma ASTM A532 hacia la misma zona.

**Tabla 45.** Macro durezas superior e inferior RC ATT1 vs ATT2.

	Superficie (RC)	Inferior (RC)
ATT1	63.3	62.1
ATT2	62.8	61.7

**Tabla 46.** Macro durezas laterales ATT1 vs ATT2.

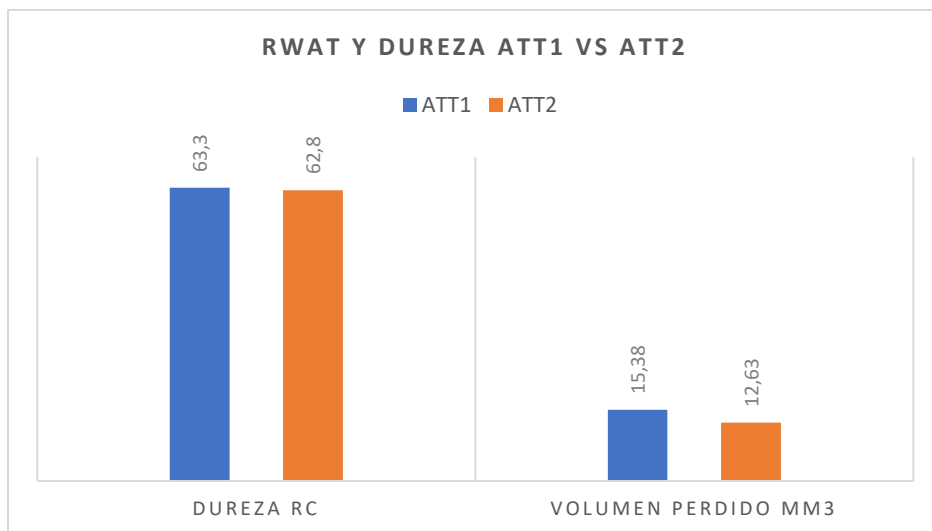
	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
ATT1	61.0	60.1	60.2	57.5	58.0	58.7	58.6	58.9	59.0
ATT2	61.2	60.1	59.7	58.9	59.3	59.4	60.2	60.4	59.9

La tabla 47 compara las micro durezas de las corazas para la matriz martensítica y los carburos eutécticos. Para la zona superior podemos ver un incremento en el valor de la micro dureza de la matriz en más de 50 puntos para ATT2 con respecto a la matriz clara de ATT1 y de 25 puntos con respecto a los sectores de matriz oscuros. Sin embargo, para la zona centro de las corazas no se mostraron diferencias entre los valores para las matrices de ambas muestras, con un valor promedio de 570 HV, mostrando que, si bien el TT2 aumentó la homogeneidad y la tasa de precipitación de carburos secundarios en todas las zonas del material, el valor de la martensita para las matrices en la zona centro fue el mismo y ambas corazas tuvieron una dureza igual.

**Tabla 47.** Micro durezas ATT1 vs ATT2.

		ATT1 HV	ATT2 HV
Superior	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	795	885
	Martensita Oscura	680	705
	Martensita Clara	652	-
Centro	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	796	854
	Martensita Oscura	578	570
	Martensita Clara	572	-

La figura 71 nos muestra la pérdida de volumen que se obtuvo al realizar el ensayo abrasivo sobre las probetas provenientes de la cara superficial sometida a desgaste de las corazas ATT1 y ATT2 y las macro durezas de la misma zona. Podemos notar que a pesar de que ATT1 posee una dureza levemente superior respecto a ATT2, luego del ensayo la probeta de la muestra ATT1 obtuvo la mayor pérdida de volumen con 15,38 mm<sup>3</sup>, mientras que la probeta de ATT2, presentó una menor pérdida que fue de 12,63 mm<sup>3</sup>. Esto se traduce en una mejora del 17,88% en la resistencia al desgaste para la aleación ATT2 con respecto a la original ATT1, asociado a una zona superior con una microestructura más homogénea como consecuencia del TT2.



**Figura 71.** Ensayo RWAT y durezas RC ATT1 vs ATT2.

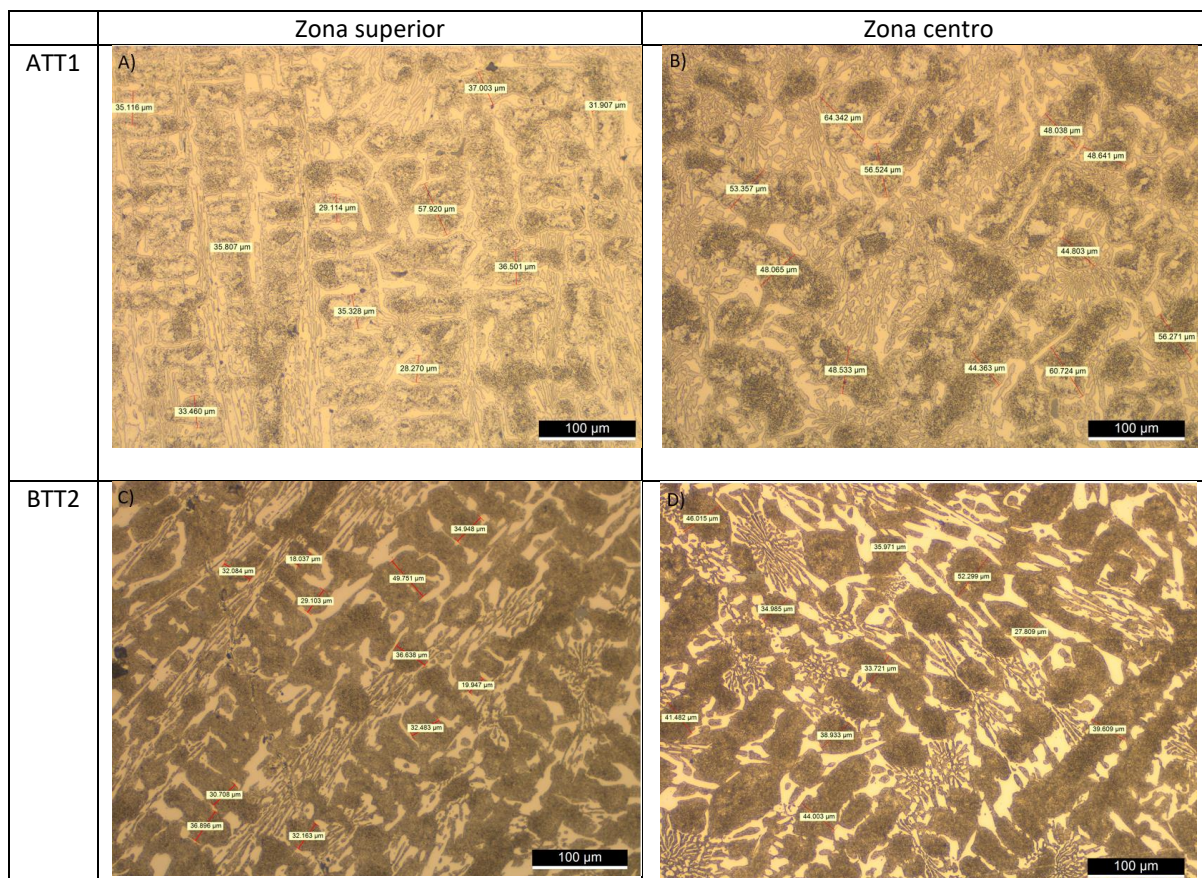
### 5.6.2 ATT1 vs BTT2

La coraza ATT1 posee la CQ de la tabla 11 y BTT2 la CQ de la tabla 32. Las diferencias entre ambas es el contenido de molibdeno y el TT que tiene cada una. La primera contiene 1% de molibdeno y la segunda eleva el valor hasta un 1.9%. Además, ATT1 fue sometida al TT de desestabilización por 1 hora a 970°C, mientras que BTT2 tuvo una desestabilización por 2 horas a 1000°C.

La figura 72 nos muestra las dos corazas en la zona superior y la zona centro respectivamente, donde podemos notar de manera evidente las diferencias presentes entre ellas. BTT2 ostenta una matriz dendrítica precipitada completamente por carburos secundarios, tanto en la zona superior como en la zona centro, lo cual indica al mismo tiempo que fue posible revertir la segregación natural de la solidificación con el TT2 y obtener una matriz más homogénea. Por el contrario, ATT1 exhibe sectores dentro de la matriz dendrítica con ausencia de precipitados en ambas zonas de la coraza. Además, se observa la manera evidente la segregación remanente de la solidificación, la cual se aprecia en la diferencia de concentración de carburos secundarios en la zona centro con respecto a la zona superior.

Dentro de la figura 72, se midieron los espesores dendríticos de ambas aleaciones para la zona superior y la zona centro. Los resultados son mostrados en la tabla 49, donde notamos que existe una diferencia entre aleaciones para las dos zonas de la coraza. En la zona superior de ATT1 se presenta un espesor de dendrita promedio de 36.04  $\mu\text{m}$ , mientras BTT2 posee un espesor dendrítico menor, con un valor de 30.50  $\mu\text{m}$ . En la zona centro se repite esta tendencia con una diferencia aun

mayor entre las aleaciones, donde ATT1 tiene un espesor dendrítico de 50.38  $\mu\text{m}$  y BTT2 posee un valor de 39.48  $\mu\text{m}$ . Esta diferencia en el tamaño dendrítico entre ambas aleaciones se debe a que BTT2 posee un mayor contenido de molibdeno, por lo cual se obtiene una microestructura más refinada.



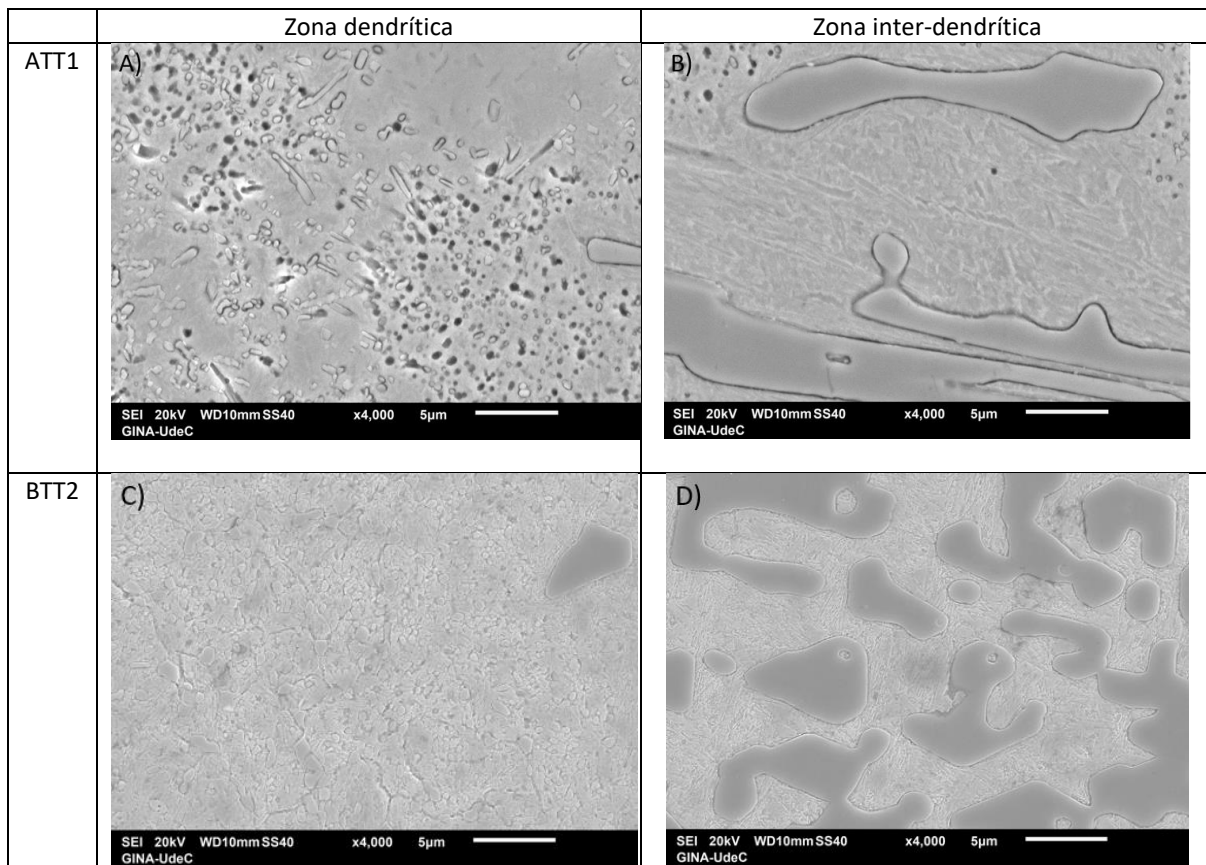
**Figura 72.** Microscopía óptica aleación ATT1: a) zona superior, b) zona centro; BTT2: c) zona superior, b) zona centro.

**Tabla 48.** Espesor dendrítico ATT1 vs BTT2.

	Zona superior ( $\mu\text{m}$ )	Zona centro ( $\mu\text{m}$ )
ATT1	36.04	50.38
BTT2	30.50	39.48

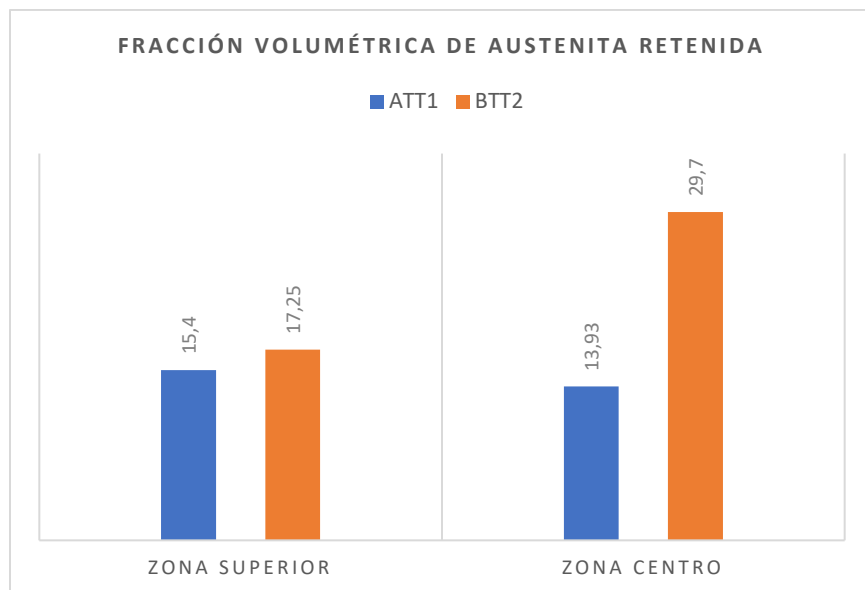
La figura 73 nos muestra estas diferencias a un mayor nivel para la zona superior de ambas corazas mediante micrografías SEM de la zona dendrítica e inter dendrítica con un aumento de 4000X. Las figuras correspondientes a la matriz inter dendrítica muestran una similitud en la ausencia de carburos secundarios y no poseen mayor diferencia entre ellas. Por otro lado, las figuras correspondientes a la matriz dendrítica de cada aleación exhiben que ATT1 muestra una matriz

dendrítica con evidente ausencia de carburos secundarios en algunos sectores, a diferencia de ATT2, que enseña una matriz dendrítica repleta de estos precipitados en toda la zona superior. Estas diferencias microestructurales encontradas entre aleaciones son a causa de los tratamientos térmicos empleados para cada aleación. Nuevamente podemos observar como el TT2 pudo revertir el fenómeno de la segregación proveniente de la solidificación, logrando una precipitación homogénea y uniforme en la zona superior de la coraza BTT2 con un aumento en el tiempo y la temperatura de desestabilización.



**Figura 73.** Micrografía aleación ATT1: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; BTT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica

La figura 73 muestra la comparación entre las fracciones volumétricas de austenita retenida encontradas para ATT1 y BTT2 mediante difracción de rayos x. Podemos observar que para la zona superior y la zona centro, la muestra BTT2 obtuvo un mayor porcentaje de austenita retenida, con valores de 17.25% y 29.7%, mientras que ATT1 obtuvo valores de 15.5% y 13.93% respectivamente. Esta diferencia radica en que BTT2 posee un mayor contenido de molibdeno, por lo cual tiende a tener mayor cantidad de austenita retenida.



**Figura 74.** Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT1 vs BTT2.

En la tabla 50 se exhiben las macro durezas correspondientes a la zona superior y zona inferior de las corazas. Según los datos entregados, la aleación BTT2 presenta un aumento en la dureza tanto superficial como inferior de 1 punto en la escala Rockwell C, lo cual está asociado a la adición de molibdeno que eleva la dureza de la aleación en ambas zonas de la coraza.

De la misma manera, se aprecia esta diferencia entre las durezas en la tabla 51, que muestra el perfil lateral para las dos corazas. BTT2 presenta valores superiores en todos los sectores medidos en el perfil de dureza lateral, donde ninguna medida estuvo bajo los 60 puntos. Además, en la zona centro de las corazas se exhibe una diferencia notable de más de 3 puntos en la escala Rockwell C, donde ATT1 obtuvo un mínimo de 57.5 RC. Estos resultados constatan las mejoras aportadas por el molibdeno, que refina la microestructura y, por ende, incrementa la dureza de la aleación BTT2.

**Tabla 49.** Durezas superior e inferior RC ATT1 vs BTT2.

	Superficie (RC)	Inferior (RC)
ATT1	63.3	62.1
BTT2	64.5	63.3

**Tabla 50.** Durezas laterales ATT1 vs BTT2.

	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
ATT1	61.0	60.1	60.2	57.5	58.0	58.7	58.6	58.9	59.0
BTT2	62.8	62.5	61.6	60.7	61.3	61.9	62.1	62.4	61.9

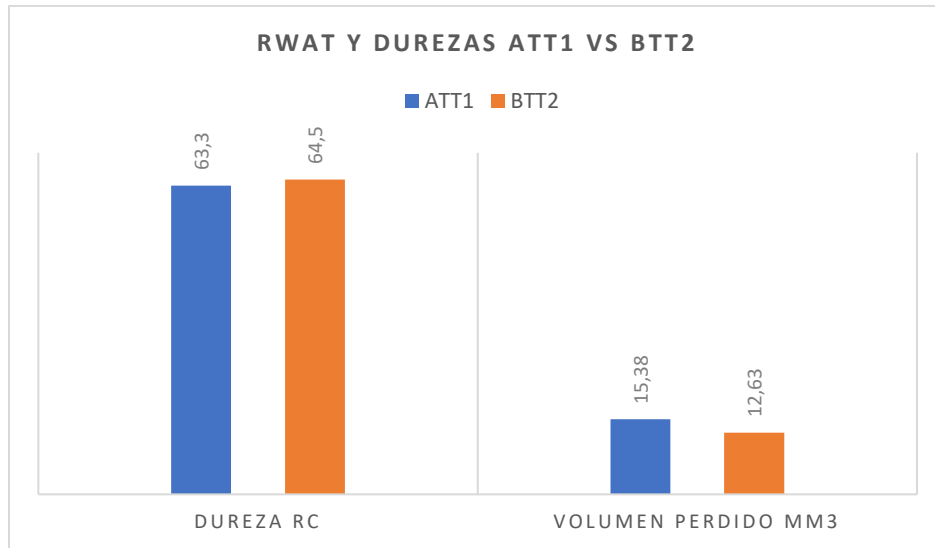
La comparación para las micro durezas es exhibida en la tabla 52, donde se muestra los valores de la matriz martensítica y los carburos eutécticos para la zona de la superficie y el centro de ambas corazas. Como se mostró en la microscopía óptica, BTT2 no presentó zonas de matriz clara. Podemos ver en la zona superior de BTT2, un aumento de 60 HV para la matriz oscura y de casi 80 HV para la matriz clara respecto a ATT1. La tendencia de repite en la zona centro, con diferencias cercanas a los 60 HV para BTT2 con respecto a la matriz clara y oscura de ATT1. Estas diferencias en ambas zonas de la coraza son atribuidas tanto al tratamiento térmico como a la adición de molibdeno que refinó la microestructura, obteniendo una matriz martensítica más dura y con mejores propiedades mecánicas, a pesar del mayor contenido de austenita retenida encontrado en la difracción de rayos x.

**Tabla 51.** Micro durezas ATT1 vs BTT2.

		ATT1 HV	BTT2 HV
Superior	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	795	837
	Martensita Oscura	680	740
	Martensita Clara	652	
Centro	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	796	835
	Martensita Oscura	578	636
	Martensita Clara	572	

La comparación para el ensayo de desgaste abrasivo de las probetas y la macro dureza asociadas a las zonas de la cara superior de ATT1 y BTT2 es mostrada en la figura 75, donde podemos ver que BTT2 obtuvo una dureza superior y al mismo tiempo la probeta presentó una menor pérdida de volumen, con un valor de 12,5 mm<sup>3</sup>, versus los 15,38 mm<sup>3</sup> perdidos por ATT1, mejorando la resistencia al desgaste abrasivo con el cambio en el tratamiento térmico y la adición de molibdeno en un 18,72% respecto a la aleación original ATT1, asociado a una microestructura más homogénea y refinada desde la superficie hacia el interior.



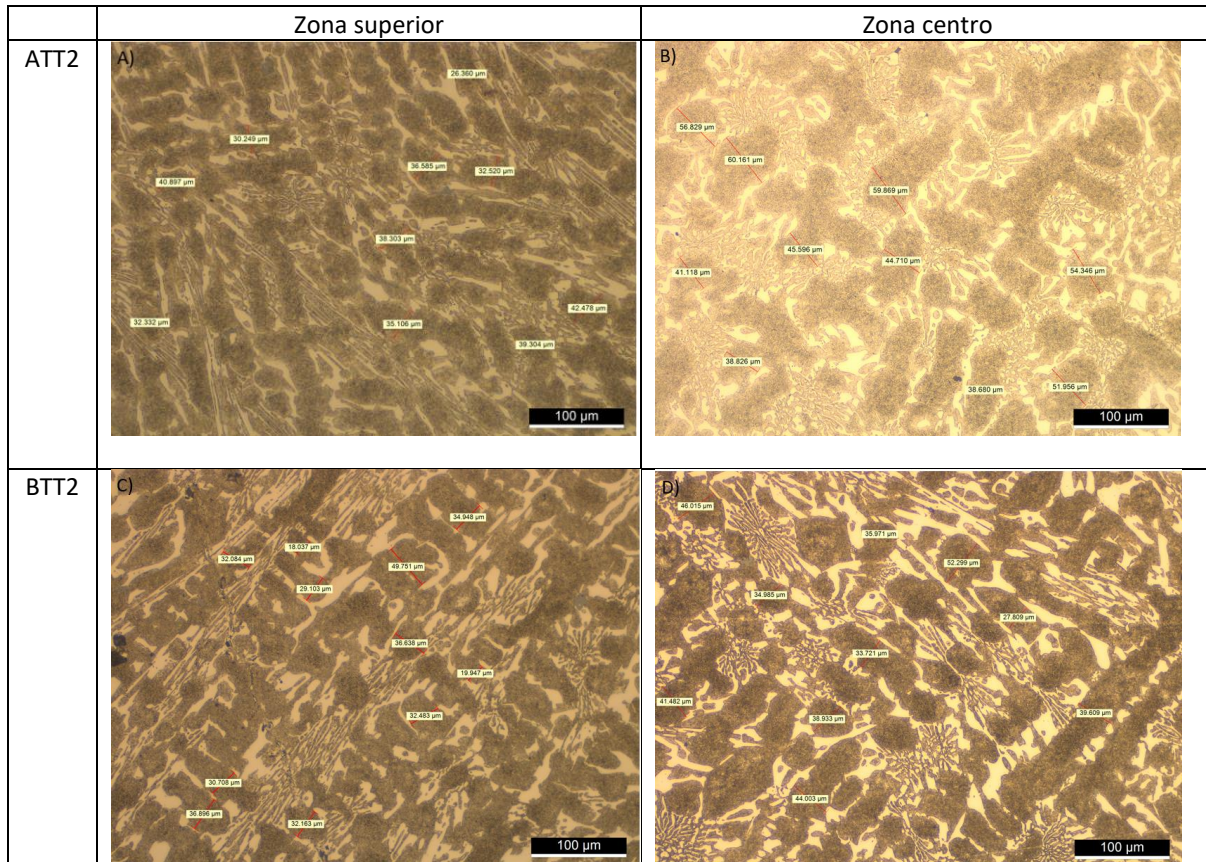


**Figura 75.** Ensayo RWAT y durezas RC ATT1 vs BTT2.

### 5.6.3 ATT2 VS BTT2

A continuación, se presentan las diferencias entre las corazas ATT2 y BTT2. Ambas muestras fueron sometidas al mismo TT de desestabilización TT2, sin embargo, en la CQ la aleación ATT2 es la de la tabla 11, con 1% de molibdeno, mientras que BTT2 posee un incremento de este elemento hasta 1.9%, como se muestra en la tabla 32.

En la figura 74 se muestra la comparación para la microscopía óptica de las zonas superior y centro de las muestras ATT2 y BTT2. Podemos apreciar que ambas aleaciones poseen una microestructura homogénea y matrices dendríticas completamente precipitadas por carburos secundarios, lo cual es el resultado del TT2 aplicado. Sin embargo, los espesores dendríticos medidos dentro de la figura 74 y representados en la tabla 54, nos indican que existe una diferencia para la zona superior y la zona centro. BTT2 presenta un espesor dendrítico de 30.5  $\mu\text{m}$  para la zona superior, mientras que ATT2 posee un espesor dendrítico de 35.42  $\mu\text{m}$ . Esta diferencia se repite en la zona centro, con una diferencia aun mayor, donde BTT2 posee dendritas con un espesor de 39.48  $\mu\text{m}$ , mientras que ATT2 posee dendritas con valores 49.2  $\mu\text{m}$  de espesor. Esta diferencia en ambas zonas es atribuida al mayor contenido de molibdeno en BTT2 que refina la microestructura en todas las zonas de la coraza.

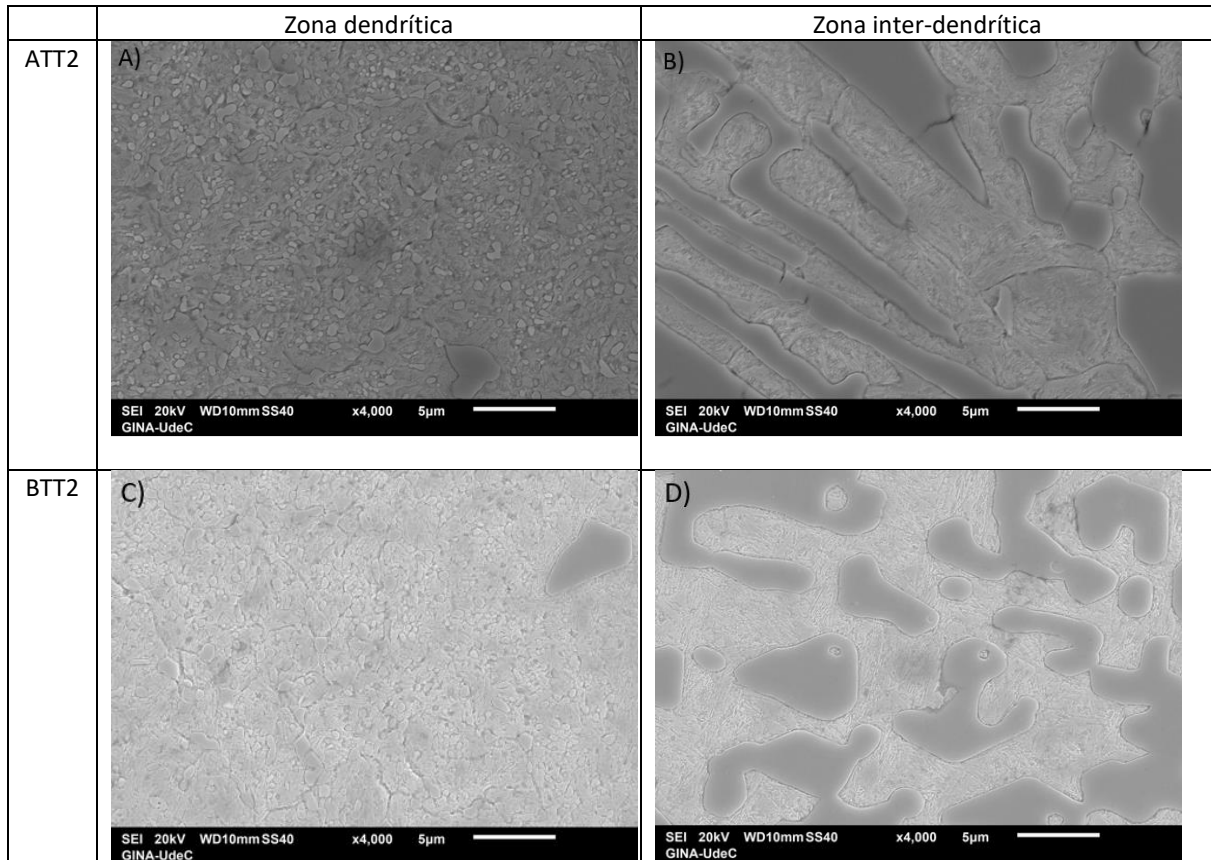


**Figura 76.** Microscopía óptica aleación ATT2: a) zona superior, b) zona centro; BTT2: c) zona superior, b) zona centro.

**Tabla 52.** Espesor dendrítico ATT2 vs BTT2.

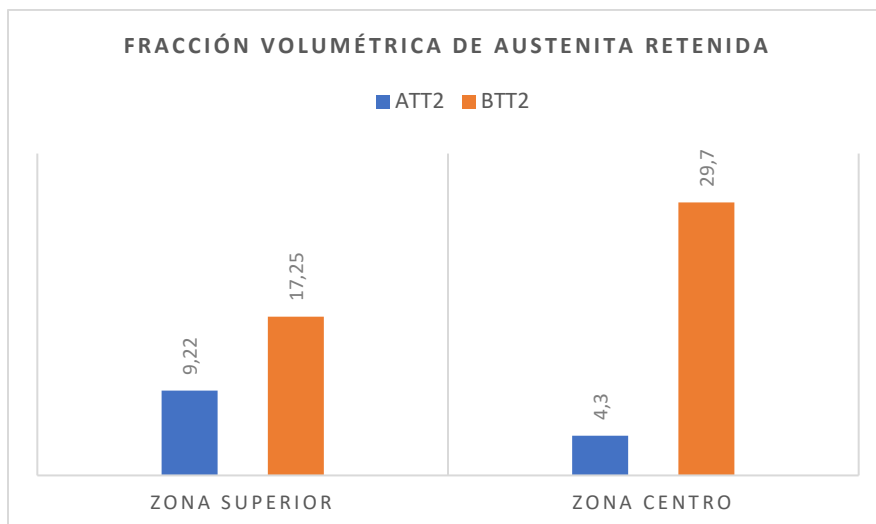
	Zona superior (um)	Zona inferior (um)
ATT2	35.41	49.20
BTT2	30.50	39.48

La figura 75 presenta la zona superior de ambas corazas mediante micrografías SEM. En ella se exhibe la matriz dendrítica e inter dendrítica de cada coraza en un aumento de 4000X para una comparación más precisa. Podemos notar que en la zona inter dendrítica no se ven diferencias relevantes, mostrando los carburos eutécticos y la matriz martensítica de manera visible. De igual manera, para la zona dendrítica tampoco se observan diferencias relevantes entre ambas muestras, donde las dos poseen una dendrita con alta densidad y correcta distribución de carburos secundarios, resultado del TT2 aplicado a ambas corazas.



**Figura 77.** Micrografía aleación ATT2: a) zona dendrítica, b) zona inter-dendrítica; BTT2: c) zona dendrítica, d) zona inter-dendrítica.

En la figura 76 se muestra la comparación para las fracciones volumétricas de austenita retenida entre ATT1 y BTT2, obtenidas mediante difracción de rayos x. Podemos observar que para la zona superior y la zona centro, la muestra BTT2 obtuvo un mayor porcentaje de austenita retenida, con valores de 17.25% y 29.7%, mientras que ATT2 obtuvo valores de 9.22% y 4.3% respectivamente. Esta diferencia radica en que BTT2 posee un mayor contenido de molibdeno, por lo cual tiende a tener mayor cantidad de austenita retenida dentro de su microestructura.



**Figura 78.** Comparación fracción volumétrica de austenita retenida ATT2 vs BTT2.

La tabla 55 nos muestra los valores de dureza de la zona superior e inferior de las corazas. Podemos notar que BTT2 exhibe valores de dureza mayores tanto en la zona superior como inferior en más de 1.5 puntos RC, lo cual es un indicador del aporte del molibdeno a la dureza de la coraza BTT2 con el refinamiento de la microestructura.

Del mismo modo, en la tabla 56 se muestran los perfiles laterales de ambas corazas, donde nuevamente existe un aumento de la dureza en todas las zonas del perfil para BTT2 respecto a ATT2. Logramos notar hacia el centro de las corazas, que la muestra BTT2 no desciende de los 60 RC, con un mínimo de 60.7 en la zona centro, mientras que ATT2 posee un decrecimiento gradual hacia el centro del material hasta los 58.9 RC, lo cual se replica desde el inferior hacia la misma zona. Los resultados de la macro dureza nos demuestran el aporte entregado por el molibdeno a la templabilidad y la dureza para todas las zonas de la coraza BTT2 asociado a una microestructura más refinada.

**Tabla 53.** Durezas superior e inferior RC ATT2 vs BTT2.

	Superficie (RC)	Inferior (RC)
ATT2	62.8	61.7
BTT2	64.5	63.3

**Tabla 54.** Durezas laterales ATT2 vs BTT2.

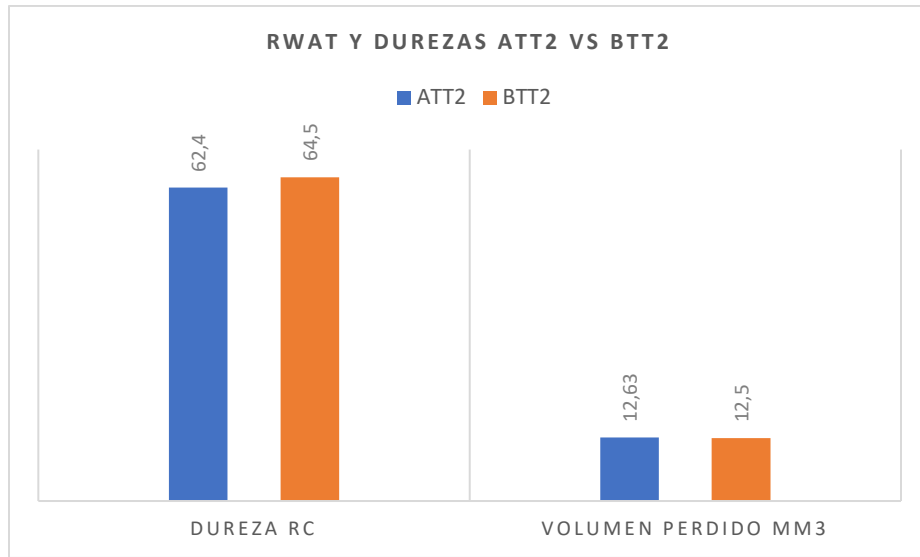
	1	2	3	4	5	6	7	8	Promedio (RC)
ATT2	61.2	60.1	59.7	58.9	59.3	59.4	60.4	60.2	59.9
BTT2	62.8	62.5	61.6	60.7	61.3	61.9	62.1	62.4	61.9

Las micro durezas son comparadas en la tabla 57, donde se muestran los valores para la matriz martensítica y los carburos eutécticos de ambas corazas. Como se mencionó en la microscopía óptica, ambas corazas poseen solo matriz oscura asociada a una completa precipitación de carburos secundarios. Para la zona superior, BTT2 presenta un incremento de 30 HV respecto a ATT2 y, esta tendencia de repite para la zona centro, pero con una diferencia mayor a 60 HV. Esta diferencia para el centro de las corazas se debe nuevamente al aporte entregado por el molibdeno para la coraza BTT2, que a pesar de tener un mayor porcentaje de austenita retenida, otorgó una matriz martensítica de mayor dureza en ambas zonas de la coraza gracias a una microestructura más refinada.

**Tabla 55.** Micro durezas ATT2 vs BTT2.

Zona	Fase	ATT2 HV	BTT2 HV
Superior	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	885	837
	Martensita	705	740
Centro	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	854	835
	Martensita	570	636

Los resultados comparativos del ensayo de desgaste y las macro durezas de las corazas ATT2 y BTT2 son ilustrados en la figura 79. En ella se logra ver que BTT2 obtuvo una dureza superior, pero por otra parte, ambas corazas obtuvieron una pérdida de masa relativamente similar, donde ATT1 obtuvo una pérdida de 12.63 mm<sup>3</sup> y BTT2 una de 12,5 mm<sup>3</sup>. Sin embargo, en este caso no se pueden extraer conclusiones evidentes, ya que al ser muy parecidos los resultados, se necesita de una mayor cantidad de ensayos y un mayor tiempo para obtener datos de mayor fiabilidad y comparar como afecta el gradiente de dureza hacia el interior de la coraza en el largo plazo.



**Figura 79.** Ensayo RWAT y durezas RC ATT2 vs BTT2.

## 6. Conclusiones y recomendaciones

Luego de realizar una caracterización microestructural mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos x, una caracterización mecánica mediante macro y micro dureza y, una evaluación del desgaste abrasivo mediante el ensayo RWAT para las 3 corazas tratadas térmicamente, se logró llegar a las siguientes conclusiones:

De acuerdo con las imágenes obtenidas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, el aumento en la temperatura a 1000°C y el tiempo de mantenimiento a 2 horas para el tratamiento térmico, minimizó la segregación remanente del proceso de solidificación e incrementó la precipitación de carburos secundarios dentro de la matriz de manera distribuida, lo que aumentó la homogeneidad de las corazas en todas las zonas. Esto logró mejorar la resistencia al desgaste abrasivo en un 17.88% respecto al tratamiento térmico original, para 10 minutos de ensayo RWAT.

Mediante el cálculo del espesor dendrítico en la microscopía óptica, de la macro y micro dureza, se constató que la adición de molibdeno en la composición química permitió refinar la microestructura y elevar la dureza de la aleación BTT2 en todos los sectores de la coraza respecto a la aleación ATT1 y ATT2. Por otra parte, los resultados para 10 minutos de ensayo RWAT, mostraron que este incremento en la composición química no presentó una mejora considerable en la resistencia frente al desgaste abrasivo en comparación con la mejora ejercida por el TT2. Sin embargo, el tiempo de ensayo fue muy acotado para obtener resultados concluyentes del comportamiento frente al desgaste abrasivo en el largo plazo, ya que existe un periodo de run-in al inicio y una estabilización en el tiempo de la tasa de desgaste. Además, los resultados fueron presentados con un solo ensayo de desgaste, lo cual no permite obtener conclusiones concretas sobre el desgaste y las condiciones estudiadas para.

De los resultados obtenidos por difracción de rayos x y el cálculo de la fracción volumétrica de austenita retenida, podemos decir que el TT2 disminuyó la presencia de austenita con respecto al TT1. No obstante, la adición de molibdeno en la aleación B causó que la presencia de esta fase aumentara en la microestructura respecto a la aleación A. De todos modos, este incremento en la fracción volumétrica de austenita retenida no influyó en la dureza de la aleación B.

Se propone utilizar una parrilla metálica para colocar las corazas en remplazo de la bandeja hecha con ladrillos refractarios, de esta manera, se obtendrá una mayor penetración del temple en la zona

inferior de las corazas, además, el material metálico de la parrilla posee una conductividad térmica similar con las corazas, por lo cual, también se evitaría una acumulación de calor en la zona inferior durante el enfriamiento.

En resumen, se recomienda fabricar las corazas 7J con un tratamiento térmico de 1000°C por 2 horas de permanencia para aumentar la resistencia al desgaste abrasivo, además, se recomienda posicionar las corazas sobre una parrilla metálica al realizar el temple, de esta manera se pueden obtener propiedades más homogéneas en el material. Por último, se sugiere realizar el ensayo abrasivo RWAT por un periodo de tiempo más prolongado y repetir un mínimo de 5 veces, medir la tasa de desgaste en función del tiempo y determinar el régimen de estabilización del desgaste, de esta manera, se podrá comparar y obtener resultados de la resistencia al desgaste abrasivo más concluyentes entre las aleaciones en el largo plazo. También se recomienda realizar un análisis SEM para caracterizar los mecanismos de desgaste mencionados en el capítulo 2.5 y caracterizar la interacción entre partículas abrasivas y la microestructura.



## 7. Referencias

- [1] Consejo minero, “Cifras actualizadas de la minería en Chile,” <https://consejominero.cl/mineria-en-chile/cifras-actualizadas-de-la-mineria/>, 2022.
- [2] Banco Central, “Indicadores, precio del cobre dolares por libra por año,” [https://si3.bcentral.cl/indicadoressiete/secure/Serie.aspxgcode=LIBRA\\_COBRE](https://si3.bcentral.cl/indicadoressiete/secure/Serie.aspxgcode=LIBRA_COBRE), 2023.
- [3] Revista nueva minería y energía, “Reservas de cobre de Chile caen 45% desde su mayor nivel y nuevo royalty podría reducirlas,” <https://www.nuevamineria.com/revista/reservas-de-cobre-de-chile-caen-45-desde-su-mayor-nivel-y-nuevo-royalty-podria-reducirlas-mas>, 2021.
- [4] ADDERE Ltda, “Estudio de identificación de oportunidades para la industria de tecnologías de información y comunicaciones en el cluster minero,” 2009.
- [5] ASM international, “ASM Handbook Vol. 18: Lubrication and Wear Technology,” *Technology (Singap World Sci)*, vol. 2, 2001.
- [6] R. Singh, “Cast iron and cast steel,” in *Applied Welding Engineering*, Elsevier, 2020, pp. 61–76. doi: 10.1016/b978-0-12-821348-3.00020-3.
- [7] F. George, “XV-TRATAMIENTOS DE FUNDICIONES DE HIERRO,” 2014.
- [8] G. Aggen *et al.*, “ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Publication Information and Contributors Publication Information and Contributors Authors and Reviewers,” 2005.
- [9] M. Gelfi, A. Pola, L. Girelli, A. Zacco, M. Masotti, and G. M. La Vecchia, “Effect of heat treatment on microstructure and erosion resistance of white cast irons for slurry pumping applications,” *Wear*, vol. 428–429, pp. 438–448, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.03.011.
- [10] ASM international, “Foseco Ferrous Foundryman’s Handbook 11th Edition - August 1, 2000,” 2000.
- [11] ASM international, “ASM Handbook, Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys Section: Publication Information and Contributors Publication Information and Contributors Authors and Reviewers,” 2005.
- [12] A. N. Sudhakar, R. Markandeya, B. Srinivasa Rao, K. P. Ajoy, and D. Kaushik, “Effect of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of high chromium white cast iron and Ni-Hard iron,” *Mater Today Proc*, vol. 61, pp. 1006–1014, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2021.10.284.
- [13] ASTM, “Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons 1,” 2019, doi: 10.1520/A0532\_A0532M-10R19.
- [14] K. Thilipkumar, R. Sellamuthu, and R. Saravanan, “ScienceDirect An investigation on the microstructure, wear rate and hardness of Surface alloying Ni-Hard 4 cast iron with

Tungsten Using GTA,” 2018. [Online]. Available:  
[www.sciencedirect.comwww.materialstoday.com/proceedingsIConAMMA\\_2018](http://www.sciencedirect.comwww.materialstoday.com/proceedingsIConAMMA_2018)

- [15] E. Yücel and M. Günay, “Modelling and optimization of the cutting conditions in hard turning of high-alloy white cast iron (Ni-Hard),” *Proc Inst Mech Eng C J Mech Eng Sci*, vol. 227, no. 10, pp. 2280–2290, Oct. 2013, doi: 10.1177/0954406212471755.
- [16] Stainless-steel-world.net, “Designaciones internacionales para Hierros blancos endurecidos con níquel ,” 2021. <https://stainless-steel-world.net/ni-hard-a-category-of-white-cast-iron-alloy/#:~:text=Ni%2DHard%20is%20a%20generic,and%20the%20iron%20processing%20industries>. (accessed Apr. 13, 2023).
- [17] H. Pourasiabi and J. D. Gates, “Effects of chromium carbide volume fraction on high-stress abrasion performance of NbC-bearing high chromium white cast irons,” *Wear*, vol. 498–499, Jun. 2022, doi: 10.1016/j.wear.2022.204312.
- [18] A. E. Karantzalis, A. Lekatou, and H. Mavros, “Microstructural Modifications of As-Cast High-Chromium White Iron by Heat Treatment,” *J Mater Eng Perform*, vol. 18, no. 2, 2009, doi: 10.1007/s11665-008-9285-6.
- [19] C. P. Tabrett, I. R. Sare, and M. R. Ghomashchi, “Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys,” *International Materials Reviews*, vol. 41, no. 2. 1996. doi: 10.1179/imr.1996.41.2.59.
- [20] H. P. Lighvan, “Development and Performance Evaluation of Abrasion-Resistant White Cast Irons Containing Macro-Additions of Niobium Carbide School of Mechanical and Mining Engineering,” 2020.
- [21] M. Ngqase and X. Pan, “An Overview on Types of White Cast Irons and High Chromium White Cast Irons,” in *Journal of Physics: Conference Series*, Institute of Physics Publishing, Jun. 2020. doi: 10.1088/1742-6596/1495/1/012023.
- [22] B. Zheng, J. Xing, W. Li, X. Tu, and Y. Jian, “Effect of chromium-induced (Fe, Cr)<sub>3</sub>C toughness improvement on the two-body abrasive wear behaviors of white cast iron,” *Wear*, vol. 456–457, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203363.
- [23] S. Inthidech, P. Sricharoenchai, and Y. Matsubara, “Effect of alloying elements on heat treatment behavior of hypoeutectic high chromium cast iron,” *Mater Trans*, vol. 47, no. 1, 2006, doi: 10.2320/matertrans.47.72.
- [24] H. Gasan and F. Erturk, “Effects of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behavior of high-chromium white cast iron investigated using different characterization techniques,” *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 44, no. 11, 2013, doi: 10.1007/s11661-013-1851-3.
- [25] S. Ma *et al.*, “Microstructure and crystallography of M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide in chromium cast iron,” *Mater Chem Phys*, vol. 161, 2015, doi: 10.1016/j.matchemphys.2015.05.008.
- [26] C. Scandian, C. Boher, J. D. B. de Mello, and F. Rézaï-Aria, “Effect of molybdenum and chromium contents in sliding wear of high-chromium white cast iron: The relationship

- between microstructure and wear," *Wear*, vol. 267, no. 1–4, 2009, doi: 10.1016/j.wear.2008.12.095.
- [27] S. Imurai, C. Thanachayanont, J. T. H. Pearce, K. Tsuda, and T. Chairuangri, "Effects of Mo on microstructure of as-cast 28 wt.% Cr-2.6 wt.% C-(0-10) wt.% Mo irons," *Mater Charact*, vol. 90, 2014, doi: 10.1016/j.matchar.2014.01.014.
- [28] Y. Li, P. Li, K. Wang, H. Li, M. Gong, and W. Tong, "Microstructure and mechanical properties of a Mo alloyed high chromium cast iron after different heat treatments," *Vacuum*, vol. 156, 2018, doi: 10.1016/j.vacuum.2018.07.013.
- [29] K. Shimizu, K. Kusumoto, X. Yaer, Y. Zhang, and M. Shirai, "Effect of Mo content on erosive wear characteristics of high chromium cast iron at 1173 K," *Wear*, vol. 376–377, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2016.12.030.
- [30] H. K. Zeytin, H. Yildirim, B. Berme, S. Duduoğlu, G. Kazdal, and A. Deniz, "Effect of boron and heat treatment on mechanical properties of white cast iron for mining application," *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 18, no. 11, 2011, doi: 10.1016/S1006-706X(11)60114-3.
- [31] R.S. Archer, J.Z. Briggs, and J. C.M. Loeb, *Molybdenum steels irons alloys*. CLIMAX MOLYBDENUM COMPANY, 1962.
- [32] A. Bedolla-Jacuinde, L. Arias, and B. Hernández, "Kinetics of secondary carbides precipitation in a high-chromium white iron," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 12, no. 4. 2003. doi: 10.1361/105994903770342881.
- [33] C. P. Tabrett and I. R. Sare, "Effect of high temperature and sub-ambient treatments on the matrix structure and abrasion resistance of a high-chromium white iron," *Scr Mater*, vol. 38, no. 12, 1998, doi: 10.1016/S1359-6462(98)00118-3.
- [34] C. P. Tabrett and L. R. Sare, "The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons," *Wear*, vol. 203–204, 1997, doi: 10.1016/S0043-1648(96)07390-5.
- [35] R. H. Purba *et al.*, "Erosive wear characteristics of high-chromium based multi-component white cast irons," *Tribol Int*, vol. 159, Jul. 2021, doi: 10.1016/j.triboint.2021.106982.
- [36] X. Jia, Q. Hao, X. Zuo, N. Chen, and Y. Rong, "High hardness and toughness of white cast iron: The proposal of a novel process," *Materials Science and Engineering A*, vol. 618, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2014.08.075.
- [37] Sn-news.ru, "Heat treatment of white cast iron," 2023. <http://sn-news.ru/jact.php?cname=heat+treatment+of+white+cast+iron&cid=46> (accessed Jun. 04, 2023).
- [38] ASM international, "INTERNATIONAL® The Materials Information Company," 1991.
- [39] J. W. Choi and S. K. Chang, "Effects of Molybdenum and Copper Additions on Microstructure of High Chromium Cast Iron Rolls," *ISIJ International*, vol. 32, no. 11, 1992, doi: 10.2355/isijinternational.32.1170.

- [40] G. D. Nelson, "The Influence Of Microstructure On The Corrosion And Wear Mechanisms Of High Chromium White Irons In Highly Caustic Solutions," 2010.
- [41] ASM international, "Volume Chair Authors and Reviewers," 1992.
- [42] I. R. Sare and B. K. Arnold, "GOUGING ABRASION OF WEAR-RESISTANT ALLOY WHITE CAST IRONS," 1989.
- [43] K. Shimizu *et al.*, "Microstructural evaluation and high-temperature erosion characteristics of high chromium cast irons," *Wear*, vol. 426–427, pp. 420–427, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.01.043.
- [44] G. Stachowiak and A. Batchelor, *Engineering Tribology*. 2006. doi: 10.1016/B978-0-7506-7836-0.X5000-7.
- [45] S. H. Mousavi Anijdan, A. Bahrami, N. Varahram, and P. Davami, "Effects of tungsten on erosion-corrosion behavior of high chromium white cast iron," *Materials Science and Engineering A*, vol. 454–455, pp. 623–628, Apr. 2007, doi: 10.1016/j.msea.2006.11.128.
- [46] Y. Venkat Reddy and S. Venkatesh, "Flow characteristic evaluation of iron ore for design of bunkers and chutes with different liner materials," *Mater Today Proc*, 2022, doi: 10.1016/j.matpr.2022.10.132.
- [47] ASTM, "Standard Terminology Relating to Wear and Erosion," *Standard terminology Relating to Wear and Erosion, in G40*, 2015, doi: 10.1520/G0040-22A.
- [48] M. Qian and W. Chaochang, "WEAR Impact-abrasion behavior of low alloy white cast irons," 1997.
- [49] H. S. Avery, "427 THE MEASUREMENT OF WEAR RESISTANCE," 1961.
- [50] K. G. Budinski and S. T. Budinski, "On replacing three-body abrasion testing with two-body abrasion testing," *Wear*, vol. 376–377, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.01.001.
- [51] A. Misra and I. Finnie, "A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester," *Wear*, vol. 60, no. 1, 1980, doi: 10.1016/0043-1648(80)90252-5.
- [52] W. Molnar *et al.*, "Two and three-body abrasion resistance of rubbers at elevated temperatures," *Wear*, vol. 414–415, 2018, doi: 10.1016/j.wear.2018.08.015.
- [53] J. D. Gates, "WEAR Two-body and three-body abrasion: A critical discussion," 1998.
- [54] K. Hokkirigawa and K. Kato, "An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear," 1988.
- [55] T. Kayaba, K. Hokkirigawa, and K. Kato, "Analysis of the abrasive wear mechanism by successive observations of wear processes in a scanning electron microscope," *Wear*, vol. 110, no. 3–4, 1986, doi: 10.1016/0043-1648(86)90115-8.
- [56] M. Filipovic, Z. Kamberovic, M. Korac, and M. Gavrilovski, "Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C-Nb white cast irons," *Mater Des*, vol. 47, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.12.034.

- [57] M. Çöl, F. G. Koç, H. Öktem, and D. Kir, "The role of boron content in high alloy white cast iron (Ni-Hard 4) on microstructure, mechanical properties and wear resistance," *Wear*, vol. 348–349, pp. 158–165, Feb. 2016, doi: 10.1016/j.wear.2015.12.007.
- [58] A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, I. Mejía, J. Zuno-Silva, and M. Rainforth, "Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons," *Wear*, vol. 332–333, 2015, doi: 10.1016/j.wear.2015.01.049.
- [59] E. M. Sakir Demirer, "Effects of Microstructural Parameters and Abrasive Environment on Sliding Abrasion of Single-reinforced and Dual-reinforced White Cast Irons School of Mechanical and Mining Engineering," 1982.
- [60] I. R. Sare, B. K. Arnold, G. A. Dunlop, and P. G. Lloyd, "Repeated impact-abrasion testing of alloy white cast irons," *Wear*, vol. 162–164, no. PART B, 1993, doi: 10.1016/0043-1648(93)90080-6.
- [61] L. Xu, C. Vose, and D. StJohn, "Abrasive wear study of selected white cast irons as liner materials for the mining industry," *Wear*, vol. 162–164, no. PART B, 1993, doi: 10.1016/0043-1648(93)90083-X.
- [62] J. Gates, "The Challenge of Accurate Prediction of Industrial Wear Performance from Laboratory Tests The Evolution of Engineering Decision Making View project," 2015. [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/325359767>
- [63] J.-M. Tong, Y.-Z. Zhou, T.-Y. Shen, and H.-J. Deng, "THE INFLUENCE OF RETAINED AUSTENITE IN HIGH CHROMIUM CAST IRON ON IMPACT-ABRASIVE WEAR," 1990.
- [64] E. Albertin, F. Beneduce, M. Matsumoto, and I. Teixeira, "Optimizing heat treatment and wear resistance of high chromium cast irons using computational thermodynamics," *Wear*, vol. 271, no. 9–10, 2011, doi: 10.1016/j.wear.2011.01.079.
- [65] M. Kallel, F. Zouch, Z. Antar, A. Bahri, and K. Elleuch, "Hammer premature wear in mineral crushing process," *Tribol Int*, vol. 115, pp. 493–505, 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2017.06.025.
- [66] X. Zhi, J. Xing, Y. Gao, H. Fu, J. Peng, and B. Xiao, "Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 487, no. 1–2, pp. 171–179, Jul. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.10.009.
- [67] H. Ali, B. Khedidja, M. Hichem, and M. Saïd, "Effet du molybdène et du manganèse sur le comportement à l'usure d'une fonte au chrome traitée," 2010.
- [68] A. Fortini, A. Suman, A. Vulpio, M. Merlin, and M. Pinelli, "Microstructural and erosive wear characteristics of a high chromium cast iron," *Coatings*, vol. 11, no. 5, May 2021, doi: 10.3390/coatings11050490.
- [69] K. M. Ibrahim and M. M. Ibrahim, "Heat Treatment in High Chromium White Cast Iron Ti Alloy," *Journal of Metallurgy*, vol. 2014, pp. 1–9, Apr. 2014, doi: 10.1155/2014/856408.

- [70] M. Ngqase and X. Pan, "An Overview on Types of White Cast Irons and High Chromium White Cast Irons," in *Journal of Physics: Conference Series*, Institute of Physics Publishing, Jun. 2020. doi: 10.1088/1742-6596/1495/1/012023.
- [71] A. F. Mulaba-Bafubiandi, F. B. Waanders, and C. Jones, "Retained austenite phase in (26.5%Cr, 2.6%C) white cast iron studied by means of CEMS and Eddy current," in *Hyperfine Interactions*, 2002, pp. 455–462. doi: 10.1023/A:1021262509673.