

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**TESIS**

**“TRANSFORMACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE  
LA ALEACIÓN Cu-Si-Co-Cr-Ni MEDIANTE LA ADICIÓN DE B, Nb Y Zr”**

**POR**

**DENIS ARIEL AVILA SALGADO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA  
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**DICIEMBRE, 2018**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**“TRANSFORMACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES DE  
LA ALEACIÓN Cu-Si-Co-Cr-Ni MEDIANTE LA ADICIÓN DE B, Nb Y Zr”**

**POR**

**DENIS ARIEL AVILA SALGADO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA  
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO**

**DICIEMBRE, 2018**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis "Transformación de la microestructura y propiedades de la aleación Cu-Si-Co-Cr-Ni mediante la adición de B, Nb y Zr" realizada por el alumno **Denis Ariel Avila Salgado**, con número de matrícula **1887244**, sea aceptada para su defensa como opción al grado de **MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

EL COMITÉ DE TESIS

---

Dr. Arturo Juárez Hernández  
**Asesor**

---

Dr. Marco A. L. Hernández Rodríguez  
**Revisor**

---

Dr. Martín Herrera Trejo  
**Revisor**

Vo. Bo.

---

Dr. Simón Martínez Martínez  
**Subdirector de Estudios de Posgrado**



## **DEDICATORIA**

A Dios por permitirme alcanzar cada una de mis metas.

A mi segunda abuela querida Narcisa Eusebia Velásquez Peña Q.E.P.D.

A mi madre Gloria Elena Salgado Ponce.

A mi abuela Juana María Ponce Ponce.

A mi hermano y amigo Alex Joedil Velásquez Peña

Y a cada uno de mis amigos y amigas presentes en mi vida.

## **AGRADECIMIENTOS**

A mi madre Gloria Elena Salado Ponce por su gran amor y apoyo incondicional en todo este proceso educativo.

A mi abuela Juana María Ponce infinitas gracias por todo su amor y paciencia para conmigo en mi proceso de desarrollo personal y profesional.

A mi segunda abuela querida Narcisa Eusebia Velásquez Peña Q.E.P.D. a quien agradezco mucho por todo el amor y apoyo que me regalo.

A mi hermano y amigo incondicional Alex Joedil Velásquez Peña gracias por tu apoyo incondicional, amor y confianza hacia mí.

Al MSc. Darío Cruz y familia, inmensas gracias por todo su cariño y apoyo en todo este arduo proceso de aprendizaje.

Al Dr. Arturo Juárez por ser un gran profesor, amigo y asesor de tesis durante todo el proceso de investigación de este trabajo.

Al Dr. Marcos A. L. Hernández Rodríguez por brindarme su apoyo y consejos en cada una de las etapas del trabajo de investigación.

A la UANL y a FIME gracias por darme la oportunidad de estudiar en tan prestigioso programa doctoral en ingeniería de materiales.

Se agradece a LIDTRA-295261-Cinvestav-Qro por las facilidades otorgadas en las mediciones de difusividad térmica y al MSc.Rivelino Flores Farías por su incondicional apoyo en este estudio.

A CONACYT por darme la oportunidad de realizar mis estudios de posgrado en tan prestigiosa institución UANL.

Y a cada una de mis amistades muchas gracias por todo...

---

## ÍNDICE

---

<b>DEDICATORIA</b> .....	1
<b>AGRADECIMIENTOS</b> .....	2
<b>ÍNDICE</b> .....	3
<b>ÍNDICE DE TABLAS</b> .....	8
<b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	9
<b>LOGROS OBTENIDOS</b> .....	14
<b>RESUMEN</b> .....	15

---

### **CAPÍTULO I.**

INTRODUCCIÓN.....	17
OBJETIVO GENERAL.....	20
OBJETIVOS PARTICULARES .....	20
HIPÓTESIS .....	21

---

### **CAPÍTULO II. ANTECEDENTES**

<b>2.1. INTRODUCCIÓN</b> .....	22
<b>2.2. GENERALIDADES DEL COBRE</b> .....	24
<b>2.3 COBRE Y ALEACIONES DE COBRE</b> .....	26
<b>2.3.1. Tipos de aleaciones de cobre</b> .....	28
<b>2.3.2. Aleaciones de Cobre Berilio</b> .....	28
<b>2.3.3. Aleaciones de Cobre Níquel</b> .....	30
<b>2.3.4. Aleaciones de Cobre Níquel Silicio</b> .....	31
<b>2.3.5. Aleaciones de Cobre Níquel Estaño</b> .....	31
<b>2.3.6. Aleaciones Cobre Níquel Cromo Silicio</b> .....	32
<b>2.4. CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DE LAS ALEACIONES DE COBRE</b> .....	34
<b>2.4.1. Solidificación</b> .....	34
<b>2.4.2. Solidificación direccional</b> .....	37
<b>2.4.3. Espaciamiento dendrítico secundario (EDS)</b> .....	38
<b>2.5. FACTORES QUE AFECTAN EL DESEMPEÑO DE LA ALEACIÓN.</b> ....	39

2.5.1. Composición química.....	39
2.5.2. Velocidad de enfriamiento .....	40
2.5.3. Proceso de vaciado .....	40
2.5.4. Defectos durante la solidificación .....	40
2.5.5. Modificación de la Aleación/Refinamiento de grano .....	41
2.5.6. Refinamiento químico mediante agentes nucleantes.....	41
2.6. DIAGRAMAS DE FASE EN LOS SISTEMAS DE ALEACIONES DE COBRE.....	43
2.6.1. Diagrama Cu – B .....	44
2.6.2. Diagrama Cu – Nb .....	44
2.6.3. Diagrama Cu – Zr .....	45
2.6.4. Diagrama Cu – Ni .....	46
2.6.5. Diagrama Cu – Co .....	48
2.6.6. Diagrama Cobre – Cromo .....	49
2.6.7. Diagrama Cu – Si .....	52
2.6.8. Diagrama Cobre - Berilio - Níquel.....	54
2.7. TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN ALEACIONES DE COBRE.....	55
2.7.1. Tratamiento térmico de solución.....	55
2.7.2. Tratamiento térmico de Temple .....	56
2.7.3. Endurecimiento por envejecido.....	57
2.8. DUREZA EN ALEACIONES DE COBRE .....	58
2.8.1. Dureza Rockwell .....	58
2.9. DESGASTE MEDIANTE PIN ON DISK .....	62
2.9.1. Conceptos Generales sobre prueba de Desgaste. ....	62
2.9.2. Clasificación de los tipos de desgaste .....	66
2.9.3. Factores que intervienen en el desgaste .....	68
2.9.4. Caracterización del desgaste.....	69
2.10. DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX) Y APLICACIÓN DE LA ECUACIÓN DE DEBYE-SCHERRER. ....	71
2.10.1. Espectro electromagnético y Rayos X .....	71
2.10.2. Ecuación de Debye -Scherrer:.....	72
2.11. CONDUCTIVIDAD TÉRMICA.....	73
2.11.1. Introducción .....	73

2.11.2. Método para determinar la conductividad térmica .....	73
2.11.3. Método Láser Flash .....	74
2.11.4. Técnica Comparativa .....	76
2.11.5. Técnica de flujo térmico aislado.....	78
2.11.6. Método de Medición Láser Flash.....	79
<b>2.12. INYECCIÓN A PRESIÓN .....</b>	<b>83</b>
2.12.1. Fundición por inyección a alta presión.....	83
2.12.2. Beneficios del proceso de fundición por inyección .....	84
2.12.3. Aleaciones de fundición inyectada.....	84
2.12.4. Proceso de inyección.....	85
2.12.5. Fundición inyectada en cámara caliente.....	85
2.12.6. Fundición inyectada en cámara fría.....	87

### **CAPÍTULO III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

3.1. INTRODUCCIÓN.....	88
3.2. DISEÑO DEL EXPERIMENTO.....	91
<b>3.3. ESTUDIO DE SOLUBILIDAD MEDIANTE EL ANÁLISIS DE DIAGRAMAS DE FASES Y REGLAS DE HUME ROTHERY .....</b>	<b>94</b>
3.3.1. Composición química de las aleaciones .....	94
3.3.2. Solubilidad del Boro, Niobio y Zirconio con el elemento matriz Cobre.....	94
3.3.3. Reglas de Hume-Rothery para el Cu, Ni, Cr, Co y Si. ....	95
3.3.4. Reglas de Hume-Rothery para el B,Nb y Zr .....	97
<b>3.4. CÁLCULO Y ANÁLISIS DE LA DISTANCIA INTERSTICIAL (ESPACIO) ENTRE ÁTOMOS DEL ELEMENTO MATRIZ COBRE .....</b>	<b>98</b>
3.4.1. Cálculo matemático de la distancia intersticial del cobre. ....	98
3.4.2. Análisis de la solubilidad del Boro con el elemento matriz Cobre..	99
3.4.3. Análisis de la solubilidad del Nb con el elemento matriz Cobre...	100
3.4.4. Análisis de la solubilidad del Zr con el elemento matriz Cobre. ...	100
<b>3.5. OBTENCIÓN DE MUESTRAS.....</b>	<b>102</b>
3.5.1. Fundición y vaciado de muestras.....	102
3.5.2. Seccionado de muestras .....	103
<b>3.6. TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....</b>	<b>104</b>

3.6.1. Tratamiento Térmico de Solubilizado.....	105
3.6.2. Tratamiento Térmico de envejecido uno (TTE1).....	105
3.6.3. Tratamiento Térmico de envejecido dos (TTE2).....	106
3.7. ENSAYO DE DUREZA .....	107
3.8. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL .....	109
3.8.1. Preparación de la muestra.....	109
3.8.2. Análisis con microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopio óptico .....	112
3.9. IDENTIFICACIÓN DE FASES Y CÁLCULO DEL TAMAÑO DE CRISTALES MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX) .....	115
3.10. ANÁLISIS DE FRICCIÓN Y DESGASTE .....	117
3.10.1. Introducción para realizar el ensayo con Pin On Disk.....	117
3.10.2. Condiciones del ensayo de desgaste .....	118
3.10.3. Muestras de las aleaciones metálicas para el estudio de fricción y desgaste .....	119
3.10.4. Medición de desgaste y fricción .....	119
3.10.5. Análisis Morfológico del desgaste por Microscopio óptico y Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) .....	121
3.11. ANÁLISIS DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA.....	122
3.11.1. Equipo de prueba.....	122
3.11.2. Preparación de Muestras.....	123

## **CAPÍTULO IV. ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

4.1. INTRODUCCIÓN.....	125
4.2. ANÁLISIS QUÍMICO POR ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA POR CHISPA. ....	125
4.3. CARACTERIZACIÓN CON MICROSCOPIA ÓPTICA Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM).....	127
4.3.1. Caracterización Morfológica de la aleación uno (A1).....	127
Análisis de Microestructura .....	127
Análisis de mapeo de los elementos.....	130
EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM).....	131
4.3.2. Caracterización Morfológica de la aleación dos (A2).....	132
Análisis de Microestructura .....	132

Análisis de mapeo de los elementos.....	135
EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM).....	136
<b>4.3.3. Caracterización Morfológica de la aleación tres (A3).....</b>	<b>137</b>
Análisis de Microestructura .....	137
Análisis de mapeo de los elementos.....	140
EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM).....	141
<b>4.4. IDENTIFICACIÓN DE FASES MEDIANTE DRX Y CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO EMPLEANDO LA ECUACIÓN DE DEBYE-SCHERRER.....</b>	<b>142</b>
<b>4.4.1. Identificación de fases mediante difracción de Rayos X (DRX) .....</b>	<b>142</b>
<b>4.4.2. Cálculo de tamaño de cristales (granos) aplicando la ecuación de Debye-Scherrer. ....</b>	<b>146</b>
<b>4.5. PROPIEDADES MECÁNICAS .....</b>	<b>148</b>
<b>4.5.1. Dureza Rockwell B.....</b>	<b>148</b>
<b>4.5.2. Análisis de desgaste y coeficiente de fricción.....</b>	<b>154</b>
Análisis de desgaste por Ball On Disk .....	154
Análisis del coeficiente de fricción por Ball -On-Disk. ....	160
Análisis de pérdida de volumen en la máquina Ball On Disk .....	164
Análisis mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).....	165
Mecanismo de desgaste de la aleación uno (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+B). ....	165
Mecanismo de desgaste de la aleación dos (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+Nb). ....	167
Mecanismo de desgaste de la aleación tres (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+Zr). ....	170
Mecanismo de desgaste de la aleación de referencia (C17530).....	172
<b>4.6. ESTUDIO DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA.....</b>	<b>173</b>

---

## **CAPÍTULO V.**

CONCLUSIONES.....	175
-------------------	-----

---

## **CAPÍTULO VI.**

ALCANCE Y TRABAJO FUTURO. ....	179
RESUMEN BIBLIOGRÁFICO .....	181

BIBLIOGRAFÍA.....	182
ANEXOS .....	186

## ÍNDICE DE TABLAS

<b>Tabla I.</b> Experimentos y nomenclatura de piezas.....	93
<b>Tabla II.</b> Especificación química de las tres aleaciones presentes en este estudio .....	94
<b>Tabla III.</b> Rangos de solubilidad máxima entre el elemento solvente (Cu) y los elementos solutos (B, Nb y Zr).....	94
<b>Tabla IV.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Níquel (Ni). ...	95
<b>Tabla V.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Cobalto (Co). .	96
<b>Tabla VI.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Cromo (Cr)....	96
<b>Tabla VII.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Silicio (Si).....	96
<b>Tabla VIII.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Boro (B). ....	97
<b>Tabla IX.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Niobio (Nb). ..	97
<b>Tabla X.</b> Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el (Zr).....	97
<b>Tabla XI.</b> Parámetros de los tratamientos térmicos .....	105
<b>Tabla XII.</b> Tipo de indentador, rango de dureza y tolerancia para dureza Rockwell tipo A y B .....	109
<b>Tabla XIII.</b> Parámetros para el ensayo de desgaste.....	118
<b>Tabla XIV.</b> Muestras para el estudio de fricción y desgaste. ....	119
<b>Tabla XV.</b> Análisis químico de las aleaciones de cobre estudiadas. ....	126
<b>Tabla XVI.</b> Fases identificadas para la aleación uno en las muestras M1, M2, M5 y M9. ....	143
<b>Tabla XVII.</b> Fases identificadas para la aleación dos en las muestras M1, M2, M5 y M9. ....	144
<b>Tabla XVIII.</b> Fases identificadas para la aleación tres en las muestras M1, M2, M5 y M9. ....	145
<b>Tabla XIX.</b> Dureza Rockwell B de la aleación A1, A2, A3 y AR en las nueve condiciones.....	149
<b>Tabla XX.</b> Distancias recorridas para ensayo de desgaste .....	154

## ÍNDICE DE FIGURAS

### FIGURAS DEL CAPÍTULO II. ANTECEDENTES

<b>Figura 2.1.</b> Algunas aplicaciones de las aleaciones de cobre.....	22
<b>Figura 2.2.</b> Producción minera mundial de cobre en los siglos XIX y XX .....	24
<b>Figura 2.3.</b> Los doce principales países productores de cobre y su aportación a la producción mundial .....	25
<b>Figura 2.4.</b> Variedad de aleaciones base cobre .....	27
<b>Figura 2.5</b> Proceso nucleación durante la solidificación .....	34
<b>Figura 2.6.</b> Formación de dendritas y granos .....	36
<b>Figura 2. 7.</b> Formación de microestructuras dendríticas . .....	37
<b>Figura 2. 8.</b> Ilustración esquemática de los tres tipos de contracciones durante el proceso de transición en fundición .....	42
<b>Figura 2.9.</b> Solidificación microestructural de la aleación a) C36000 y b) C113000 .....	42
<b>Figura 2.10.</b> Diagrama de fase Cu – B.....	44
<b>Figura 2.11.</b> Diagrama de fase Cu – Nb.....	44
<b>Figura 2.12.</b> Diagrama de fase Cu – Zr.....	45
<b>Figura 2.13.</b> Diagrama de fase Cu – Ni.....	46
<b>Figura 2.14.</b> Solubilidad del cobre y Níquel.....	47
<b>Figura 2.15.</b> Diagrama de Fase del sistema Co – Cu .....	48
<b>Figura 2.16.</b> Diagrama de fase de Cu – Cr .....	49
<b>Figura 2.17.</b> Liquidus y solidus ricos en Cobre en equilibrio con Cromo.....	50
<b>Figura 2.18.</b> Diagrama liquidus y miscibilidad calculados y fase experimental seleccionada superpuesto al diagrama evaluado. ....	51
<b>Figura 2.19.</b> Diagrama de fases Cu – Si .....	54
<b>Figura 2.20.</b> Diagrama de la sección isotérmica del cobre estado del sistema - berilio - níquel a 820 °C .....	55
<b>Figura 2.21.</b> Ensayo de Dureza Rockwell B.....	61
<b>Figura 2.22.</b> Curva típica de una prueba ball-on-disck .....	62
<b>Figura 2.23.</b> Máquina Pin on Disk .....	63
<b>Figura 2.24.</b> Detalle de Máquina Pin on Disk .....	64
<b>Figura 2.25.</b> Casos típicos de desgaste .....	65
<b>Figura 2.26. [a]</b> Esquema de la micro soldadura en el desgaste adhesivo y <b>[b]</b> Transferencia de metal .....	67
<b>Figura 2.27.</b> Desgaste Oxidativo .....	67
<b>Figura 2.28</b> Patrón típico de difracción de Rayos X. ....	71
<b>Figura 2.29.</b> Valores del ancho medio del pico ( <b>FMHW</b> ).....	72
<b>Figura 2.30.</b> Esquema de un sistema típico del método láser flash .....	75

<b>Figura 2.31.</b> Aparato de conductividad térmica por método comparativo .....	77
<b>Figura 2.32.</b> Aparato de medición de flujo térmico protegido .....	78
<b>Figura 2.33.</b> Diagrama esquemático del aparato Laser Flash.....	81
<b>Figura 2.34.</b> Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara fría. ...	83
<b>Figura 2.35.</b> Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara caliente. .....	86
<b>Figura 2.36.</b> Extracción de la pieza fundida fuera del molde, empujada por los botadores.....	86
<b>Figura 2.37.</b> Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara fría ....	87

### FIGURAS DEL CAPÍTULO III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

<b>Figura 3.1</b> Solución sólida de intersticio.....	98
<b>Figura 3.2.</b> Solución sólida de intersticio.....	100
<b>Figura 3.3.</b> Elementos de la aleación A3.....	102
<b>Figura 3.4.</b> Diagrama de flujo del procedimiento experimental para la fundición y vaciado de las probetas. ....	103
<b>Figura 3.5.</b> Cilindros por aleación fundida de 25.4 milímetros de diámetro por 15 milímetros de espesor.....	103
<b>Figura 3.6.</b> Diferentes tratamientos térmicos aplicados. ....	104
<b>Figura 3.7.</b> Esquema procedimental para la aplicación de tratamientos térmicos (TT). ....	104
<b>Figura 3.8.</b> Esquema de la metodología experimental desarrollada en el ensayo de dureza Rockwell B. ....	108
<b>Figura 3.9.</b> Esquema de la distancia mínima para indentación.....	109
<b>Figura 3.10.</b> Microestructura de la muestra M1 de la aleación A1. ....	113
<b>Figura 3.11.</b> EDXS a 250X de la microestructura en la probeta de vaciado A2M3. ....	114
<b>Figura 3.12.</b> Mapeo a 250X de una sección de la muestra M3 de la aleación A1. ....	115
<b>Figura 3.13.</b> Esquema de la metodología experimental desarrollada en DRX. .....	116
<b>Figura 3.14.</b> a) Máquina Pin On Disk, b) Esquema de la muestra y porta balín.....	123
<b>Figura 3.15.</b> Principio del método Pin On Disk.....	118
<b>Figura 3.16.</b> Esquema de la metodología experimental ejecutada.....	119
<b>Figura 3.17.</b> Ilustración de la metodología experimental desarrollada en el ensayo de desgaste.....	120
<b>Figura 3.18.</b> Morfología de la superficie de desgaste de la Muestra A2M5....	121
<b>Figura 3.19.</b> XFA Xenon Flash Apparatus.....	122
<b>Figura 3.20.</b> Recubrimiento de probetas con grafito. ....	123

<b>Figura 3.21.</b> Probetas recubiertas con grafito y colocadas en el portamuestras .....	124
<b>FIGURAS DEL CAPÍTULO IV. ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>	

<b>Figura 4.1.</b> Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A1; <b>[A]</b> A1M1-50X, <b>[B]</b> A1M2-400X y <b>[C]</b> A1M3-400X. ....	128
<b>Figura 4.2.</b> Micrografías tomadas en SEM a 250X y 400X, en tres muestras correspondientes a la aleación A1 <b>[A]</b> A1M1, <b>[B]</b> A1M2, <b>[C]</b> A1M3. ....	129
<b>Figura 4.3.</b> Mapeo en SEM a 400X de los elementos que corresponden a la aleación A1, Muestra A1M3, <b>[A]</b> Matriz, <b>[B]</b> Si, <b>[C]</b> Sn, <b>[D]</b> Cr, <b>[E]</b> Fe, <b>[F]</b> Co, <b>[G]</b> Ni, <b>[H]</b> Cu y <b>[I]</b> SiSnCrFeCo.....	130
<b>Figura 4.4.</b> EDXS a 250X de la microestructura en la probeta de vaciado A1M3. ....	131
<b>Figura 4.5.</b> Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A2; <b>[A]</b> A2M1-50X, <b>[B]</b> A2M2-400X y <b>[C]</b> A2M3-400X.....	133
<b>Figura 4.6.</b> Micrografías tomadas en SEM a 250X y 200X, en tres muestras correspondientes a la aleación A2 <b>[A]</b> A2M1, <b>[B]</b> A2M3, <b>[C]</b> A2M4. ....	134
<b>Figura 4.7.</b> Mapeo en SEM a 400X de los elementos que corresponden a la aleación A2, Muestra A2M3, <b>[A]</b> Matriz, <b>[B]</b> Si, <b>[C]</b> Nb, <b>[D]</b> Cr, <b>[E]</b> Fe, <b>[F]</b> Co, <b>[G]</b> Ni, <b>[H]</b> Cu y <b>[I]</b> SiNbCoCrFeNi. ....	135
<b>Figura 4.8.</b> EDXS en SEM a 250x de la microestructura en la probeta A2M3 de vaciado con TTE a 30min. ....	136
<b>Figura 4.9.</b> Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A3; <b>[A]</b> A3M1-100X, <b>[B]</b> A3M2-400X y <b>[C]</b> A3M3-400X.....	138
<b>Figura 4.10.</b> Micrografías tomadas en SEM de la muestra uno correspondiente a la aleación A3, <b>[A]</b> A3M1-100X, <b>[B]</b> A3M1-250X, <b>[C]</b> A3M1-400X.....	139
<b>Figura 4.11.</b> Mapeo en SEM a 250X de los elementos que corresponden a la aleación A3, Muestra A3M1, <b>[A]</b> Matriz, <b>[B]</b> Si, <b>[C]</b> Zr, <b>[D]</b> Cr, <b>[E]</b> Fe, <b>[F]</b> Co, <b>[G]</b> Ni, <b>[H]</b> Cu y <b>[I]</b> SiCrFeCoNiCu. ....	140
<b>Figura 4.12.</b> EDXS en SEM a 250x de la microestructura en la probeta A3M1 de vaciado. ....	141
<b>Figura 4.13.</b> Patrón de difracción de Rayos X de las muestras A1M1, A1M2, A1M5 y A1M9 de la aleación uno (A1).....	142
<b>Figura 4.14.</b> Patrón de difracción de Rayos X de las muestras A2M1, A2M2, A2M5 y A2M9 de la aleación uno (A2).....	144
<b>Figura 4.15.</b> Patrón de difracción de Rayos X de las muestras A3M1, A3M2, A3M5 y A3M9 de la aleación uno (A3).....	145
<b>Figura 4.16.</b> El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación uno en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).....	146

<b>Figura 4.17.</b> El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación dos en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).....	147
<b>Figura 4.18.</b> El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación tres en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).....	147
<b>Figura 4.19.</b> Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de vaciado. ....	150
<b>Figura 4.20.</b> Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de TTS. ....	151
<b>Figura 4.21.</b> Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de TT de envejecido uno (E1) en cada uno de los tiempos aplicados. ....	151
<b>Figura 4.22.</b> Variación de la dureza de la A1, A2 y A3 en condición de tratamiento TT de envejecido dos (E2) en cada uno de los tiempos aplicados. ....	152
<b>Figura 4.23.</b> Variación de la dureza de la aleación uno (A1) en cada condición de tratamiento térmico aplicado. ....	152
<b>Figura 4.24.</b> Variación de la dureza de la aleación dos (A2) en cada condición de tratamiento térmico aplicado. ....	153
<b>Figura 4.25.</b> Variación de la dureza de la aleación tres (A3) en cada condición de tratamiento térmico aplicado. ....	153
<b>Figura 4.26.</b> Huellas en los discos de las aleaciones en condición de vaciado. [A] A1M1 Vaciado [B] A2M1 Vaciado [C] A3M1 Vaciado. ....	155
<b>Figura 4.27.</b> Muestras M1 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Ball utilizados en el ensayo.....	155
<b>Figura 4.28.</b> Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT solución. [A] A1M2 con TTS [B] A2M2 con TTS [C] A3M2 con TTS. ....	156
<b>Figura 4.29.</b> Muestras M2 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Ball utilizados en el ensayo.....	156
<b>Figura 4.30.</b> Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT Envejecido uno a 100min. [A] A1M5 con TTE1 [B] A2M5 con TTS [C] A3M5 con TTE1. ....	157
<b>Figura 4.31.</b> Muestras M5 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Ball utilizados en el ensayo.....	157
<b>Figura 4.32.</b> Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT Envejecido uno a 180min. [A] A1M9 con TTS [B] A2M9 con TTS [C] A3M9 con TTE1. ....	158

<b>Figura 4.33.</b> Muestras M9 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Ball utilizados en el ensayo.....	158
<b>Figura 4.34.</b> Muestras de la aleación referencia C17530 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Ball utilizado en el ensayo. ....	159
<b>Figura 4.35.</b> Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de las muestras M1 de las aleaciones A1, A2 y A3.....	161
<b>Figura 4.36.</b> Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M2 de las aleaciones A1, A2 y A3.....	162
<b>Figura 4.37.</b> Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M5 de las aleaciones A1, A2 y A3.....	162
<b>Figura 4.38.</b> Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M9 de las aleaciones A1, A2 y A3.....	163
<b>Figura 4.39.</b> Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de la aleación referencia C17530 .....	163
<b>Figura 4.40.</b> Análisis transitorio de la pérdida del volumen.....	164
<b>Figura 4.41.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A1M1, <b>[B]</b> A1M2, <b>[C]</b> A1M1 y <b>[D]</b> A1M2.....	165
<b>Figura 4.42.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A1M5, <b>[B]</b> A1M9, <b>[C]</b> A1M5 y <b>[D]</b> A1M9.....	166
<b>Figura 4.43.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A2M1, <b>[B]</b> A2M2, <b>[C]</b> A2M1 y <b>[D]</b> A2M2.....	168
<b>Figura 4.44.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A2M5, <b>[B]</b> A2M9, <b>[C]</b> A2M5 y <b>[D]</b> A2M9.....	169
<b>Figura 4.45.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A3M1, <b>[B]</b> A3M2, <b>[C]</b> A3M1 y <b>[D]</b> A3M2.....	170
<b>Figura 4.46.</b> Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> A3M5, <b>[B]</b> A3M9, <b>[C]</b> A3M5 y <b>[D]</b> A3M9.....	171
<b>Figura 4.47.</b> Detalle de la superficie y debris de desgaste de la Muestra <b>[A]</b> y <b>[B]</b> Morfología Superficial C17530, <b>[C]</b> debris de la aleación C17530.....	172
<b>Figura 4.48.</b> Resultados de Conductividad Térmica en las aleaciones A1, A2 y A3, en cada una de sus muestras estudiadas y de las aleaciones referencia Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si, C17510 y C17530.....	174

**LOGROS OBTENIDOS (PUBLICACIONES)****PATENTE:**

**A. Juárez-Hernández, M.A.L. Hernández-Rodríguez, J. R. Benavides Treviño, D. A. Avila-Salgado, F. Medina-Ortiz, J. M. Chapas-Mejía.**  
"Aleaciones base cobre resistentes al desgaste y su uso en la fabricación de cabezales de pistones", México, 2018.

## RESUMEN

Existe una gran variedad de aleaciones de cobre en la industria, entre las más utilizadas en la inyección de metales mediante cabezales de pistones por Die Casting, se encuentran las aleaciones de Cobre–Berilio, Cobre–Vanadio y Cobre–Titanio. Por los requerimientos cada vez más drásticos en el área de fundición se busca generar mejoras en aquellas aleaciones que de una u otra forma provocan un impacto positivo en la industria de inyección de metales, principalmente el aluminio y zinc. Es de suma importancia mencionar que la aleación existente en el mercado de Cobre–Berilio genera riesgos en la salud de los obreros, esto porque están expuestos a concentraciones dañinas de este metal, la principal causa es por la inhalación de polvos y vapores que desprende el berilio, los efectos pueden ser desde los trastornos pulmonares y beriliosis; es por ello que en este estudio se está optando por no usar el berilio y sustituirlo por otros elementos como ser el boro, niobio y zirconio, para que estos proporcionen características similares o mejores en cuanto a propiedades mecánicas y físicas.

En la presente investigación se ejecutó el estudio de tres aleaciones base cobre , A1, A2 y A3 mediante la adición de elementos solutos como refinadores de grano y modificadores de la microestructura que contribuyen al refinamiento de granos durante la cinética de solidificación, y asimismo a la optimización de las propiedades. En función de cada elemento adicionado y tratamiento térmico aplicado se procedió a evaluar el comportamiento de las propiedades mecánicas y térmicas en condiciones de vaciado A1M1, A2M1 y A3M1, un tratamiento de solución a 925 °C en las muestras A1M2, A2M2 y A3M2, con tratamiento de envejecido uno a un tiempo de 30 min (TTE1) A1M3, A2M3 y A3M3, con tratamiento térmico de envejecido uno a un tiempo de 60 min A1M4, A2M4 y A3M4, con tratamiento térmico de envejecido uno a un tiempo de 100 min A1M5, A2M5 y A3M5, con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(30 MIN)

+TTE2) A1M6, A2M6 y A3M6, con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(60 MIN) +TTE2) A1M7, A2M7, A3M7, con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(180 MIN) +TTE2) A1M8, A2M8, A3M8 y A1M9, A2M9 y A3M9 en condición de envejecido uno a un tiempo de 180 min

En las tres aleaciones modificadas se obtuvo que mediante la adición de los elementos refinadores se logró optimizar la dureza, estas presentaron un incremento significativo; siendo así la muestra A1M5 con tratamiento térmico de envejecido uno a 100 min la que experimentó los mejores resultados en optimización de dureza [HRB] con un valor de  $100.7 \pm 0.57$  HRB, reflejando un incremento del 14.7% respecto a la aleación base de referencia (CuSiCoCrNi) en condición de vaciado y un incremento de 9.22% con las aleaciones Cu-Be existentes en el mercado C17510 y C17530; cuyo valor es de suma importancia, ya que las aleaciones que están en el mercado experimentan una dureza que fluctúa entre 90 HRB y esta es alcanzada mediante la aplicación de tratamientos térmicos de solución y envejecido con extensos tiempos de duración.

Respecto a la resistencia al desgaste y la pérdida de volumen, la aleación A2 fue la que experimentó los mejores resultados con un valor de  $2.74 \text{mm}^3$  en la muestra A2M5.

Otro valor obtenido que es de suma importancia es la conductividad térmica en donde la muestra M5 de la aleación A2, está modificada mediante la adición del elemento Niobio, y fue la que presentó los mejores valores en cuanto a la optimización de la conductividad térmica.

# CAPÍTULO I

## INTRODUCCIÓN

Hoy en día existe la necesidad de desarrollar nuevos materiales con óptimas propiedades mecánicas y físicas, esto para mejorar características como ser la dureza, resistencia al desgaste, conductividad térmica, dilatación térmica, entre otras. Por otro lado, mediante el estudio tribológico se busca diferentes maneras de disminuir la fricción y el desgaste en componentes mecánicos, para así investigar y analizar los fenómenos que participan en el proceso de fricción, lubricación y desgaste. El cobre tiene una alta capacidad de aleación metálica para la obtención de una gran variedad de objetos metálicos, por ejemplo, monedas, utensilios de cocina, instrumentos musicales, tornillos, discos, cabezales para pistones, estatuas y muchos más; todo esto para poder satisfacer las necesidades de la industria. Entre estos nuevos materiales diseñados de base cobre se obtiene diferentes aleaciones, compuestos intermetálicos, etc. Como resultado de estos desarrollos, es necesario obtener resultados de las propiedades de estos nuevos materiales basados en cobre.

En la actualidad se utilizan ampliamente dos aleaciones de cobre que contienen berilio, así como otros aleantes en menor cantidad en la fabricación de cabezales para pistones utilizados en la industria de la inyección de aluminio en cámara fría. Las aleaciones que actualmente son utilizadas para estos cabezales de pistones son las C17510 (CuNiBe) y C17530 (CuNiBeCrSiFe). En general estas aleaciones presentan muy buenas propiedades mecánicas que se dan en gran medida a la intervención de los elementos aleantes como el níquel, silicio, cobalto, titanio, vanadio, boro, niobio, zirconio y berilio; estos elementos al ser adicionados como elementos refinadores y posteriormente la aplicación de diferentes tratamientos térmicos modifican la microestructura y optimizan las diferentes propiedades.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de cobre en condición de vaciado pueden ser incrementadas mediante la aplicación de tratamientos térmicos. Durante el tratamiento térmico de solución, la pieza es llevada a una temperatura cercana a la temperatura eutéctica (Temperatura de Fusión) permaneciendo a esta temperatura en un tiempo suficiente para que garantice obtener una solución sólida sobresaturada, esto gracias a la difusión de átomos de Ni, Si y Cr, la solución es retenida por un enfriamiento brusco con agua a temperatura ambiente, para posteriormente concluir con el tratamiento térmico de envejecido, cuyo objetivo es controlar la distribución y el crecimiento de precipitados metaestables, crecimiento de granos y elementos intermetálicos, estas variables son en función del tiempo y la temperatura, estas fases metaestables son las responsables de los incrementos sustanciales de las propiedades como ser la dureza, conductividad térmica, conductividad eléctrica, resistencia al desgaste y otras.

En disposición de satisfacer los requerimientos cada vez más rigurosos de la industria de la inyección de aluminio y otros metales mediante Die Casting, la motivación de la presente investigación es el desarrollo de una nueva aleación base cobre, libre de berilio y consigo mismo la adición de otros elementos refinadores de grano; para cabezales de pistones para la inyección de aluminio con propiedades tribológicas optimizadas. El desarrollo de esta innovación se relaciona con el esquema de procesamiento – estructura – propiedades – fabricación.

Como parte del proyecto se realizó una revisión bibliográfica sobre temas, y trabajos afines que contribuyen al enriquecimiento del conocimiento sobre la aleación de cobre, estudio de las reglas de Hume Rothery, interpretación de diagramas de fases y así mismo un estudio general a las aleaciones que actualmente son utilizadas en la industria de la inyección de aluminio y zinc, la

información relevante se muestra en capítulo de antecedentes. El trabajo concluye con los capítulos análisis de resultados, conclusiones y recomendaciones a futuros trabajos de investigación.

**OBJETIVO GENERAL**

Optimizar las propiedades mecánicas, tribológicas y térmicas de la aleación Cu-Si-Co-Cr-Ni mediante la adición de B, Nb y Zr como elementos refinadores de grano.

**OBJETIVOS PARTICULARES**

- Estudiar cual es la solubilidad máxima y establecer equilibrio químico de los elementos modificadores B, Nb y Zr con el elemento matriz cobre (Cu).
- Fundir las aleaciones propuestas para posteriormente caracterizarlas.
- Analizar composición química mediante espectrometría de emisión óptica por chispa.
- Aplicar diferentes tratamientos térmicos a diferentes intervalos de duración en cada una de las aleaciones y estudiar el efecto en la microestructura, dureza y resistencia al desgaste.
- Identificar fases mediante DRX en cada una de las aleaciones.
- Calcular el tamaño de cristales en cada aleación modificada aplicando la ecuación de Debye Scherrer con los valores obtenidos mediante DRX.
- Evaluar cómo intervienen los elementos refinadores B, Nb y Zr en la dureza y resistencia al desgaste.
- Evaluar como intervienen los elementos refinadores B, Nb y Zr y los tratamientos térmicos en la conductividad térmica.

## **HIPÓTESIS**

La adición de los elementos refinadores B, Nb y Zr y la aplicación de tratamientos térmicos en la aleación Cu-Si-Co-Cr-Ni modifican la microestructura, aumentan la tasa de nucleación y originan tamaño de grano fino durante la cinética de solidificación, lo cual será favorable para aumentar la dureza, resistencia al desgaste y conductividad térmica.

## CAPÍTULO II

### ANTECEDENTES:

#### 2.1 INTRODUCCIÓN

La mayoría de los metales no se usan en estado puro sino mezclados, en este proceso llamado aleación, se combinan dos o más metales, incluso a veces con tasas de otros elementos para lograr las características deseadas, como ser mayor dureza o resistencia; o en general incrementar sus propiedades mecánicas, físicas, térmicas, entre otras [1].

Existe una amplia variedad de aleaciones de cobre, de cuyas composiciones dependen las características técnicas que se obtienen, por lo que se utilizan en multitud de objetos con aplicaciones técnicas muy diversas. El cobre se alea principalmente con los siguientes elementos: Zn, Sn, Al, Ni, Be, Si, Cd, Cr y otros en menor cantidad. El cobre tiene una alta capacidad de aleación metálica para la obtención de una gran variedad de objetos metálicos, por ejemplo, monedas, utensilios de cocina, instrumentos musicales, tornillos, discos, cabezales para pistones, estatuas y muchos más, todo esto para poder satisfacer las necesidades de la industria [1].



Figura 2.1. Algunas aplicaciones de las aleaciones de cobre.

Las aleaciones de cobre presentan mayor dureza que el metal puro, experimentan mayor resistencia eléctrica y por ello no pueden utilizarse en aplicaciones eléctricas. No obstante, su resistencia a la corrosión es casi tan buena como la del cobre puro y son de fácil maquinabilidad. Las dos aleaciones más importantes base cobre son el latón que es una aleación con zinc y el bronce que es una aleación con estaño. El cobre está ligado con otros elementos porque el cobre puro es extremadamente difícil de colar y propenso a agrietamiento superficial, problemas de porosidad y formación de cavidades internas. Las características de colada del cobre pueden ser mejoradas mediante la adición de pequeñas cantidades de elementos que incluyen berilio, silicio, níquel, estaño, zinc, cromo y plata. Los cobres de aleación, por ejemplo, constituirían propiedades de resistencia mejoradas sobre las de cobre de alta pureza, mientras que mantienen un mínimo de 85% de conductividad eléctrica. Al colar cobre y sus aleaciones, la temperatura de colada más baja posible se adapta al tamaño y la forma del sólido, el metal debe ser adecuado para estimular un tamaño de grano tan pequeño como sea posible, así como para crear la mínima turbulencia durante el vaciado del metal en el molde [52].

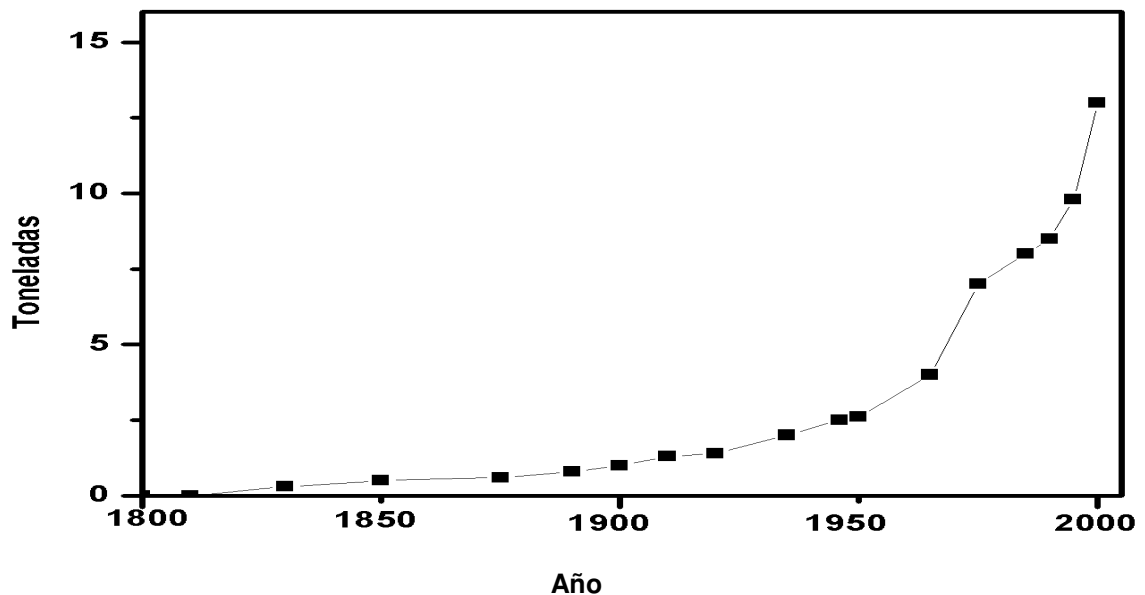
Las ligas de fundición de cobre son principalmente seleccionadas por su resistencia a la corrosión o su combinación de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas y, en comparación con otras aleaciones resistentes a la corrosión, el costo moderado. Los beneficios adicionales incluyen buena resistencia en aplicaciones marinas y un espectro de colores atractivos. Muchas de las aleaciones también tienen propiedades tribológicas favorables, lo que explica su expansión para el uso en cojinetes, placas de desgaste, ruedas dentadas y componentes expuestos al desgaste a altas temperaturas y humedad. Estas son designadas mediante un sistema de numeración unificado que ha sido desarrollado para metales y aleaciones por ASTM y SAE. CDA administra la sección sobre cobre y sus aleaciones. Este sistema se basa en números de aleaciones forjadas que van desde C10000 hasta C79999. Los números de la asociación de fundición oscilan entre C80000 y C99999, además, las aleaciones

de cobre en forma moldeada son a veces clasificados según su rango de solidificación (es decir, el rango de temperatura entre temperaturas de liquidus y solidus) [21,51].

## 2.2 GENERALIDADES DEL COBRE

El cobre primario se produce a partir de sulfuro de cobre y minerales de cobre oxidados. Estos materiales se procesan metalúrgicamente para producir un cobre electro refinado de alta pureza que contiene menos de 40 partes por millón (ppm) de impurezas, que es adecuado para todos los usos electrónicos y mecánicos. Cobre secundario se produce a partir de chatarra reciclada. El reciclaje de chatarra representa aproximadamente 40% de la producción de cobre en todo el mundo [21].

El cobre metálico se produce esporádicamente en la naturaleza. Por esta razón, se sabía que el hombre lo usaba alrededor de 7,000 AC (Killick 2002). Sus primeros usos fueron en joyas, utensilios, herramientas y armas. Su uso aumentó gradualmente a lo largo de los años, luego dramáticamente en el siglo XX con la adopción masiva de la electricidad (ver figura 2.2)

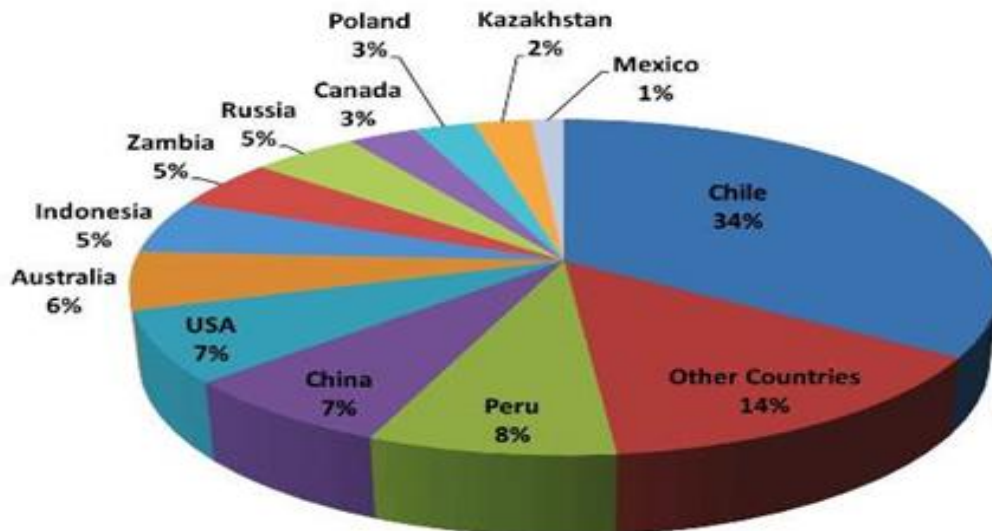


**Figura 2.2.** Producción minera mundial de cobre por toneladas en los siglos XIX y XX (Butts, 1954; USGS, 2002)

El cobre es uno de los elementos con mayor demanda y aplicación en la industria metalúrgica para satisfacer las necesidades de la sociedad. Uso de cobre por propiedad utilizada (Asociación de Desarrollo de Cobre,2002) y por solicitud (Noranda, 2002). La conductividad eléctrica es la propiedad más explotada. La construcción de edificios y los productos eléctricos y electrónicos son las más grandes aplicaciones, entre las propiedades más explotadas del cobre para el uso cotidiano están las siguientes: la conductividad eléctrica con un 61% de uso, resistencia a la corrosión 20%, conductividad térmica 11%, propiedades estructurales y mecánicas 6% y estética 2% de uso [19].

El cobre se comercializa de diferentes maneras, como ser, cable para el uso de instalaciones eléctricas, lingotes para fundición, monedas, llavines para puertas, llaves, tuberías, estatuas, relojes y muchas más aplicaciones. Es por ello, por lo que la producción de cobre es fundamental; en la siguiente imagen se puede observar detalladamente la distribución de producción de cobre en algunos países a nivel mundial.

### Producción de cobre a nivel mundial.



**Figura 2.3.** Los doce principales países productores de cobre y su aportación a la producción mundial (U.S. Geological Survey, Mineral Commodity Summaries,2011).

**COBRE: PROPIEDADES DEL ELEMENTO [34]**

El cobre, número atómico 29, está clasificado como metal en la tabla periódica de elementos y se considera que es un metal semiprecioso.

Algunas de las propiedades del cobre incluyen:

- ✓ Punto de fusión de 1083 °C.
- ✓ Brillo metálico y color rojizo.
- ✓ Alta conductividad eléctrica y térmica.
- ✓ No magnético.
- ✓ En aleaciones fácilmente actúa como un soluto y un solvente.
- ✓ Durabilidad y buena resistencia a la corrosión.
- ✓ Forma un óxido protector al estar expuesto ante el aire y el agua.
- ✓ Estructura cristalina centrada en las caras (fcc).
- ✓ Alta maleabilidad, formabilidad y ductilidad.
- ✓ Buena maquinabilidad.
- ✓ Fácilmente galvanizado.
- ✓ Nutriente esencial para la vida.
- ✓ Altamente reciclable.
- ✓ Estas propiedades únicas del cobre son su causa generalizada y uso a largo plazo como material industrial [37].

**2.3 COBRE Y ALEACIONES DE COBRE [2,5,11]**

El cobre en estado puro presenta baja resistencia mecánica y excelente conductividad eléctrica, pero por esta razón y para aplicaciones en las que se requiere una mayor resistencia mecánica es aleado con metales como el zinc, cromo, magnesio, manganeso y silicio, entre otros. Mientras que las propiedades del cobre lo convierten en la mejor opción para conductores a granel, algunas



### **2.3.1 Tipos de aleaciones de cobre [3]**

Muchas de las aleaciones de cobre de alta resistencia y buena conductividad eléctrica y térmica deben sus propiedades al hecho de que su composición se controla para estar justo fuera de los límites de solubilidad sólida de las adiciones de aleación añadidas. Estas aleaciones requieren de un proceso que consiste en solución, temple, trabajo en frío y precipitación para alcanzar la conductividad y la resistencia requerida.

Mediante un tratamiento en solución, típicamente a aproximadamente 900 - 925 °C dependiendo del tamaño de la aleación y de la sección, seguido de un enfriamiento en agua, los elementos de aleación se retienen en solución sólida. En este estado las aleaciones se pueden fabricar más fácilmente, pero, debido a la alta tensión interna, la conductividad se reduce. El tratamiento de precipitación (envejecimiento) se efectúa a aproximadamente entre 400 - 425 °C dependiendo del tipo de aleación, el tamaño de la sección y el tiempo a temperatura. Estos tratamientos térmicos se llevan a cabo generalmente en hornos de aire, no siendo necesario un control estrecho de la atmósfera. Por supuesto, se debe evitar la oxidación excesiva [31].

### **2.3.2 Aleaciones de Cobre Berilio.**

El vapor de berilio es bien conocido por ser tóxico y la inhalación de berilio en una forma finamente dividida puede causar una condición pulmonar grave. Por lo tanto, se deben tomar precauciones en la fusión, fundición, mecanizado y soldadura de cobre berilio. Sin embargo, en servicio, el cobre-berilio es perfectamente seguro de manejar y usar, pero debe ser separado de otras aleaciones para el reciclaje al final de la vida. El cobre-berilio sólo se debe especificar cuando su combinación única de propiedades es esencial. Puede ser sustituido por cobre-níquel-estaño en muchas aplicaciones.

El cobre-berilio tiene una excelente resistencia a la fatiga y se ha utilizado tradicionalmente para muelles, diafragmas sensibles a la presión, muelles flexibles, conectores, contactos y rieles, los cuales están sujetos a carga cíclica. El cobre-berilio no produce chispas y no es magnético. Se ha utilizado durante mucho tiempo para herramientas que no producen chispas en las industrias de minería, gas, petroquímica y sus propiedades anticorrosión; asimismo por su buena resistencia a la corrosión han llevado al uso generalizado de cobre-berilio para herramientas de perforación de pozos para el petróleo y la industria del gas [57,58].

En las condiciones totalmente tratadas térmicamente y en frío, el cobre-berilio es el más duro (HV 100 - 420) y más fuerte (resistencia a la tracción 410 - 1400 N/mm<sup>2</sup>) de cualquier aleación de cobre. Es similar en propiedades mecánicas a muchos aceros de alta resistencia, pero, en comparación con los aceros, tiene una mejor resistencia a la corrosión (aproximadamente equivalente a níquel-plata), mayor conductividad eléctrica (16-65% IACS) y conductividad térmica (210 W/m\*K) [16,57].

Las aleaciones de cobre-berilio contienen de 1,6 a 2,1% de berilio. Para los materiales más elaborados, tales como resortes y dispositivos sensibles a la presión, se prefiere el extremo inferior del intervalo, pero para matrices se explota la dureza adicional alcanzada en el extremo superior del intervalo. Para mejorar las propiedades, también se hace comúnmente una adición de níquel y/o cobalto. Estas aleaciones se utilizan debido a su gran fuerza y dureza que se logra mediante combinaciones de tratamiento térmico y trabajo en frío [40].

Para algunas aplicaciones se prefiere una aleación de berilio bajo. Esto contiene alrededor de 2,5% de cobalto (más níquel) y sólo 0,5% de berilio. La resistencia obtenida no es tan alta, pero sigue siendo un buen material de compromiso para algunos propósitos que requieren resistencia, pero mayor ductilidad. Dado que la

temperatura de endurecimiento por precipitación es aproximadamente 100 °C más alta, también puede usarse a temperaturas más altas (hasta 350 - 400 °C) sin riesgo de sobre envejecimiento. La conductividad eléctrica es también ligeramente mejor.

### **2.3.3 Aleaciones de Cobre Níquel**

Las aleaciones de cobre-níquel (C70100 a C72950) se encuentran en el extremo final del sistema de Cu-Ni binario rico en cobre que también incluye el Monel (67Ni-30Cu); además, sus propiedades son similares a las aleaciones ricas en níquel. Las monedas de cobre están entre los materiales más resistentes a la corrosión y térmicamente estable de todas las aleaciones de cobre, y son prácticamente inmunes a la fisuración por corrosión bajo tensión. Al igual que las aleaciones a base de níquel, las monedas de cobre muestran una alta resistencia a la oxidación en vapor y aire húmedo. Su resistencia se conserva bien en temperaturas elevadas.

Aleaciones de bajo níquel (2-4% Ni) se utilizan en forma de tiras o flejes para producir productos eléctrico-electrónicos, donde se necesita una buena resistencia mecánica, estabilidad térmica, y conformabilidad. Las aleaciones C70600 (10% de Ni), C72200 (16% de Ni, más hierro y cromo) y C71500 (30% Ni) son en su mayoría producidas con forma de tubos para condensadores en los buques y centrales eléctricas. Las varillas y placas son utilizadas para una variedad de productos marinos, incluyendo válvulas, bombas y además resisten muy bien al "fouling" en cascos de buques y plataformas petrolíferas y/o plataformas de gas en alta mar [40].

Las aleaciones de cobre-níquel 90/10 y 70/30 usuales con su combinación de resistencia, corrosión y resistencia a la incrustación biológica son de uso considerable en intercambiadores de calor y sistemas de tuberías de agua de mar. Las aleaciones de cobre-níquel se usan para resistencias debido a su alta

resistividad y bajo coeficiente de temperatura de resistividad eléctrica. CuNi44 es el material preferido para elementos de resistencia ya que tiene una alta resistividad (~ 3,5% IACS) y un coeficiente de resistencia casi nulo.

### **2.3.4 Aleaciones de Cobre Níquel Silicio**

Estas aleaciones tienen tres composiciones nominales de 1,3, 2,0 y 3,5% de níquel, con un aumento del silicio del 0,5 al 1,2% y están disponibles como piezas moldeadas, piezas forjadas, barras y barras con buena resistencia y conductividad razonable. Las aplicaciones explotan la resistencia al desgaste de esta aleación e incluyen soportes de electrodos, ejes de rueda de soldadura de costura, matrices de soldadura a tope y de bola y cojinetes de bolas y rodillos. La aleación con 2,0% de níquel y 0,6% de silicio (CuNi2Si / CW111C) tiene la mayor disponibilidad.

### **2.3.5 Aleaciones de Cobre Níquel Estaño**

Las aleaciones de cobre-níquel-estaño pueden sustituir a las aleaciones de cobre-berilio en muchas aplicaciones. Las aleaciones de cobre-níquel-estaño experimentan una reacción de descomposición espinodal en la que la aleación original se descompone en dos fases químicamente diferentes con estructuras cristalinas idénticas. Cada fase en la aleación endurecida espinalmente está en la nano escala y es continua a través de los granos hasta los límites del grano. Esto da lugar a aleaciones de muy buena resistencia y resistencia al desgaste, junto con una excelente resistencia a la corrosión. Mantienen una alta resistencia a temperatura elevada y tienen una alta resistencia a la relajación del estrés, haciéndolos ideales para portadores de contacto.

### **2.3.6 Aleaciones Cobre Níquel Cromo Silicio**

Estas aleaciones son consideradas como aleaciones libres de berilio denominadas C18000. Este tipo de aleación, considerada como clase III, está libre de berilio que es una sustancia restringida en muchos países por estar clasificada como sustancia nociva. El material admite tratamiento térmico y puede ser moldeado [40].

Esta aleación es utilizada cuando se requiere una combinación que incluya una muy buena resistencia mecánica junto con la conductividad eléctrica y térmica moderada. Es un sustituto viable para la aleación C-17510 y C-17530 en varias aplicaciones.

#### **Aplicaciones comunes:**

Soldadura para resistencia, ruedas de resistencia de soldadura y accesorios, pinzas de soldadura espárrago, cavidades para moldes de inyección, sistemas de canal caliente para moldes de inyección, soldadura, boquillas de soplado, núcleo y expulsores para moldes de inyección, partes de émbolo para máquinas de fundición a presión de metal, insertos disipadores de calor de moldes de acero para plástico entre otros [40].

La patente de EE.UU. No. 1,658,186 da a conocer el endurecimiento por precipitación en aleaciones con altos porcentajes de cobre. Donde la aleación consigue una alta dureza mediante la aplicación de ciertos procesos de tratamientos térmicos donde están presentes determinados elementos químicos en cantidades reguladas y preferiblemente pequeñas; donde el tratamiento térmico consiste en calentar la aleación a una temperatura de solución, posteriormente enfría bruscamente para mantener la mayor parte de los elementos de aleación en solución sólida y, posteriormente, el envejecimiento de

la aleación para precipitar siliciuros metálicos, lo que resulta en un aumento de la dureza y una mejora en la conductividad eléctrica [31].

La patente de EE.UU. No. 4,260,435 describe una precipitación de endurecido, aleación a base de cobre, que es una mejora a la aleación que describe en la patente de EE.UU. N° 1,658,186. La aleación se compone de 2,0% a 3,0% de níquel y / o cobalto, 0,4% a 0,8% de silicio, 0,1% a 0,5% de cromo y el resto cobre. El silicio se utiliza en una cantidad ligeramente en exceso de la cantidad estequiométrica necesaria para formar siliciuros con el níquel, eliminando de este modo el níquel de la solución y dejando el exceso de silicio. El cromo se utiliza en una cantidad ligeramente mayor que la cantidad requerida para formar siliciuro de cromo con el exceso de silicio. Debido a la baja solubilidad de cromo en cobre, el exceso de cromo se precipitó por un segundo tratamiento de envejecimiento [35].

La patente de Estados Unidos de América, número 3,072,508 describe la primera aleación de cobre sin berilio, donde se estudia una aleación con una composición química en peso de Níquel (0.75 - 2%), Cromo (0.25 – 1.25%), Silicio (0.25 - 1%) y Cobre la diferencia, encontrando una dureza y conductividad eléctrica mejorada sobre el cobre níquel. Tratada térmicamente con un TT de solución en el intervalo de 850 – 1025°F, donde seguidamente del tratamiento de solución se le aplica un envejecido entre una temperatura de 700 – 900°F, durante un determinado tiempo (Horas), enfriándose a temperatura ambiente. Donde los resultados obtenidos fueron de 75-85 HRB y un 40% en conductividad eléctrica [38].

La Patente de Estados Unidos de América número 5,028,391, es la misma que se describe en la patente número 3,072,508 por uno de sus autores, donde aumentó el porcentaje de los aleantes siempre usando níquel, silicio y cromo. Aplicando cuatro tratamientos térmicos, uno de solución, dos envejecidos y un envejecido alternativo. El de solución fue para distribuir todos los elementos en

la matriz de la aleación, el primer envejecido se aplicó para aumentar la dureza, el segundo envejecido fue para aumentar la conductividad eléctrica y térmica, pero sin afectar las propiedades mecánicas, y el TT alternativo lo utilizo para asegurar las propiedades que ya había obtenido y mejorar un poco más la conductividad eléctrica [16].

## 2.4 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUCTURALES DE LAS ALEACIONES DE COBRE.

### 2.4.1 Solidificación [7,42].

La solidificación de metales y aleaciones es un importante proceso industrial, dado que la mayoría de los metales se funden para moldearlos como productos semiacabados o acabados. Cuando se vierten las aleaciones fundidas, se inicia la solidificación en las paredes del molde a medida que se enfrían, como se muestra en la figura 2.5. Las aleaciones, al estar constituidas por más de un elemento, solidifican en un rango de temperaturas y no a temperatura constante, como los metales puros (el rango exacto depende de la aleación y su composición particular).

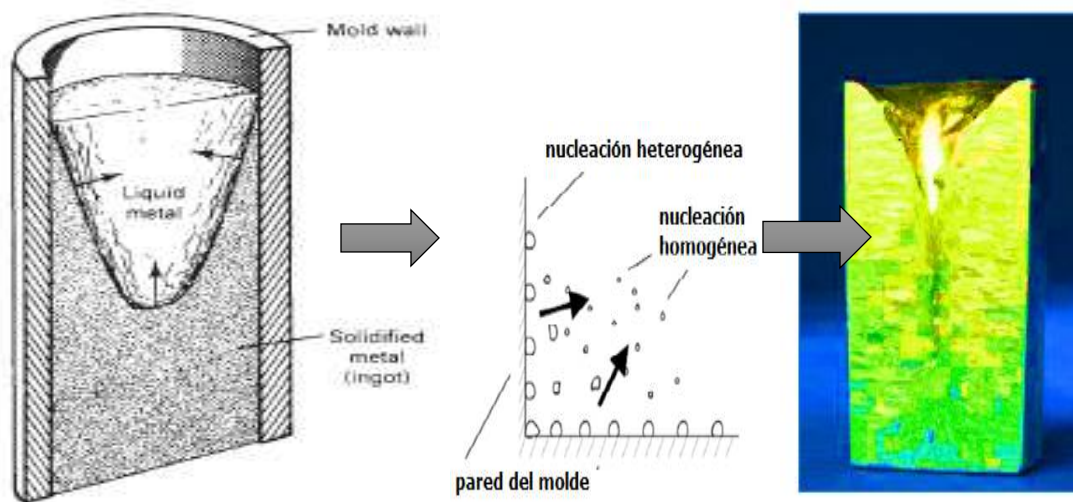


Figura 2.5 Proceso de nucleación durante la solidificación [7].

Durante la solidificación el arreglo atómico de los metales puros y aleados cambia de un orden de corto alcance a un orden de largo alcance, es decir, a una estructura cristalina, además se producen microestructuras como lo son: granos, dendritas, intermetálicos; las cuales afectan las propiedades mecánicas de la aleación. Dicho lo anterior es importante controlar la morfología y tamaño de dichas microestructuras durante la solidificación, o bien los tratamientos térmicos posteriores.

En general, la solidificación de un metal o aleación puede dividirse en las siguientes etapas:

1. La formación de núcleos estables en el metal líquido (nucleación).
2. El crecimiento de los núcleos para formar cristales y la formación de una estructura granular.

La nucleación ocurre cuando se forma una pequeña porción con un arreglo cristalino definido dentro del líquido y el crecimiento ocurre cuando los átomos se van uniendo a la porción sólida hasta que todo el líquido se convierte en sólido [29].

Los núcleos se originan en partículas con puntos de fusión mayores a los del elemento base fundido o cobre. Los granos y las dendritas se nuclean o crecen a partir de los núcleos. Por lo tanto, se entiende que un gran número de núcleos, permitirá la formación de un mayor número de granos y dendritas [32].

Para propiciar la formación de más granos, se controla el tiempo de solidificación y/o se emplean refinadores de grano, que son elementos agregados intencionalmente y en cantidades controladas al metal base; los refinadores de grano tienen puntos de fusión mayor al del metal base de la aleación. Mayores velocidades de enfriamiento producirán un mayor número de granos. Hablando de las dendritas, el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (EDS), es menor cuando la velocidad de solidificación es alta. A

menudo, pequeños EDS están relacionados con granos pequeños, sin embargo, es importante mencionar que el EDS es el que determina las propiedades del material y no el tamaño de grano.

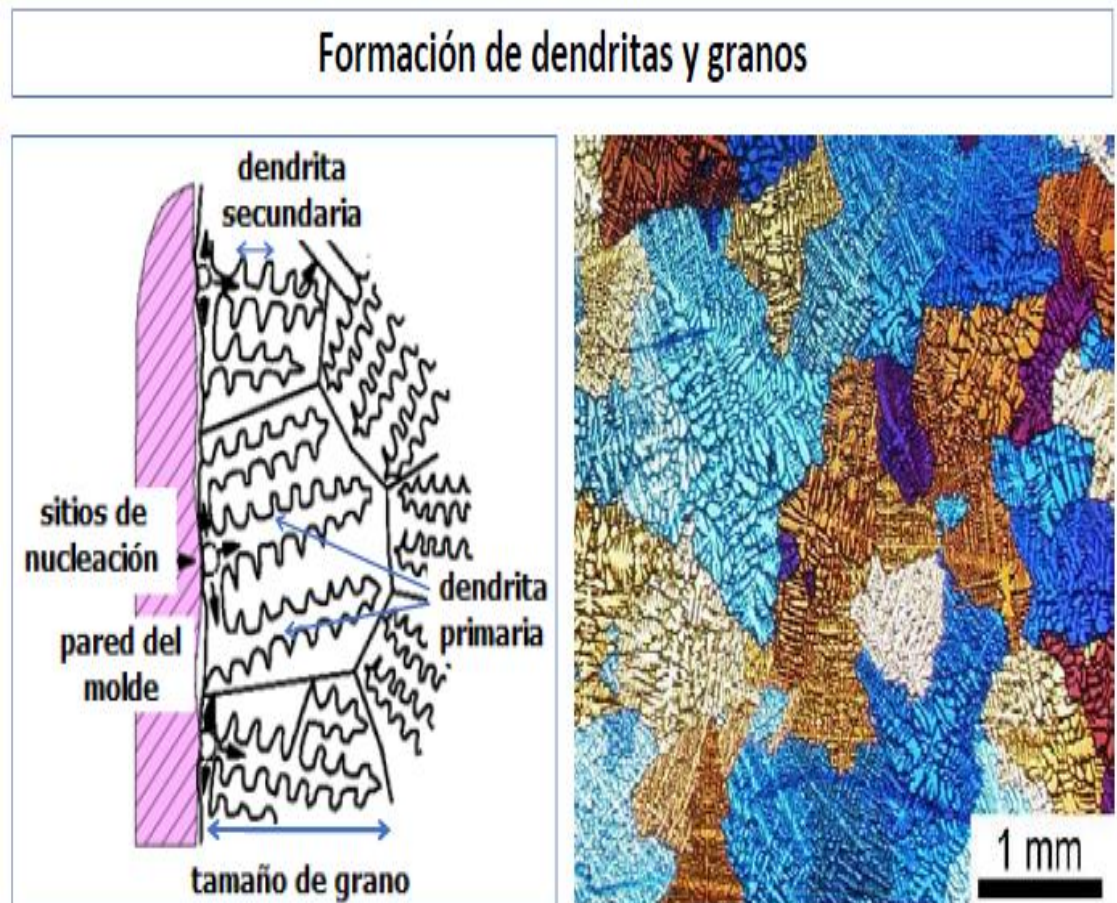


Figura 2.6. Formación de dendritas y granos [22].

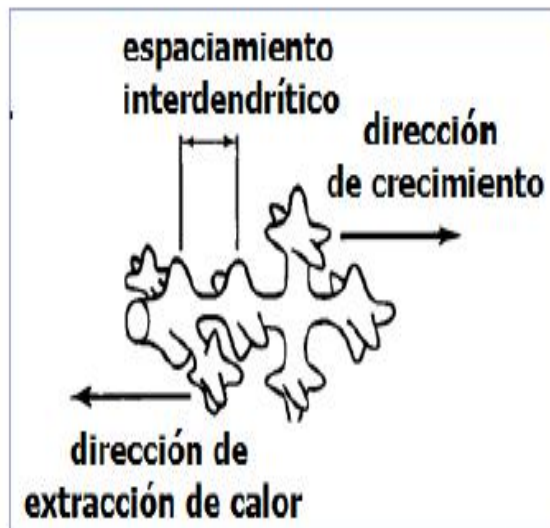
Se sabe que los intermetálicos se forman entre los brazos de las dendritas, un EDS elevado será favorable para la formación de fases intermetálicas frágiles  $\beta$  por su morfología larga o de aguja, las partículas  $\beta$  forman una red frágil y continua en todo el material sólido. Si el EDS es pequeño provocará que el material sea dúctil, ya que la red de partículas frágiles no tendrá continuidad dentro del material.

El refinamiento de grano por adición de elementos químicos no tiene influencia en la velocidad de enfriamiento, por lo tanto, no afecta el EDS. En este sentido, el refinamiento químico de grano tiene menos efecto benéfico en las propiedades mecánicas que el refinamiento por control de velocidad de solidificación. No obstante, el refinamiento de grano da ventajas en las propiedades relacionadas con la delaminación en caliente y la porosidad [32].

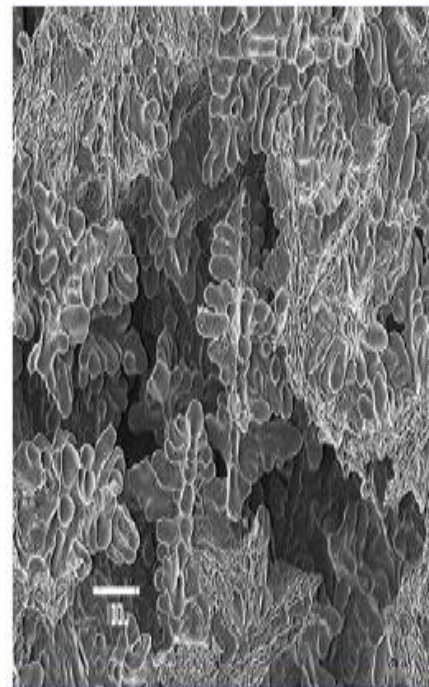
#### 2.4.2 Solidificación direccional

Es un tipo de solidificación controlada en la cual la extracción de calor es en una sola dirección y el frente de solidificación (crecimiento) avanza en una sola dirección, pero en sentido opuesto a la extracción del calor.

#### Estructura de colada: formación de microestructuras dendríticas



Frente dendrítico



Estructura dendrítica (escala 100 micras)

Figura 2. 7. Formación de microestructuras dendríticas [22].

La solidificación direccional da como resultado un mejor control de propiedades, desaparecen problemas de macro segregación ocasionados por dos o más frentes de solidificación encontrados entre sí.

Este tipo de solidificación es posible mediante el diseño estratégico de enfriadores (templaderas) ubicados puntualmente en un extremo de la pieza a solidificar, la templadera actúa como extractor de calor y causa un enfriamiento rápido en ciertas regiones de la fundición, la pieza solidificará a diferentes tiempos y velocidades, lo cual se verá reflejado en sus propiedades[46].

En aleaciones que solidifican unidireccionalmente es muy común encontrar problemas de rechupes en la parte superior de la pieza, debido a que mientras el metal de la parte inferior solidifica el metal de la parte superior se encuentra en estado líquido, éste alimenta la parte inferior eliminando rechupes, hasta que finalmente la parte superior solidifica con grandes zonas de rechupe.

### **2.4.3 Espaciamiento dendrítico secundario (EDS) [30].**

A la porción central de cada una de las dendritas se le conoce como brazo dendrítico primario, éste crece aproximadamente en la dirección del flujo de calor, pero en sentido contrario. Las protuberancias que crecen perpendicularmente del brazo dendrítico primario reciben el nombre de brazos dendríticos secundarios, a la distancia de separación entre estos últimos se le conoce como espaciamiento dendrítico secundario (EDS) o DAS por sus siglas en inglés (Dendritic Arm Spacing).

El tiempo de solidificación afecta también el tamaño de las dendritas. Normalmente el tamaño de las dendritas se representa midiendo la distancia entre los brazos dendríticos secundarios (ver Fig. 2.7). Cuando el tiempo de solidificación es corto, el espaciamiento de los brazos dendrítico-secundarios, o

EDS, se reduce a fin de acelerar la evolución del calor latente. El EDS está relacionado con el tiempo de solidificación mediante la ecuación:

$$EDS = kt^n \quad [34]$$

donde  $n$  y  $k$  son constantes que dependen de la composición del metal.

Algunos estudios han hecho notar recientemente el efecto del espaciamiento dendrítico sobre las propiedades mecánicas, el espaciamiento dendrítico disminuye al reducirse el tiempo de solidificación; este espaciamiento al ser más pequeño mejora significativamente la ductilidad e incrementa la resistencia. [57]. Por medio de la disminución del EDS se pueden mejorar las características de una pieza vaciada ya que las propiedades mecánicas aumentan cuando éste parámetro disminuye. La única manera de controlar el EDS para una composición determinada es mediante la velocidad de solidificación [31], la cual presenta una relación inversa con el EDS.

## **2.5 FACTORES QUE AFECTAN EL DESEMPEÑO DE LA ALEACIÓN.**

Las propiedades físicas y mecánicas de aleaciones de cobre vaciadas pueden ser alteradas por un sin número de factores algunos de ellos relacionados al proceso de fusión y otros a las características del proceso de fabricación. Las características de estos factores se describen a continuación.

### **2.5.1 Composición química**

La composición química de la aleación determina el potencial para obtener propiedades físicas y mecánicas específicas. Los contenidos de aleación están diseñados para producir características dentro de las cuales se incluye la maleabilidad, maquinabilidad, etc. La interacción de los elementos de aleación

promueve diseños microestructurales, fases y efectos en soluciones sólidas para el desarrollo de propiedades específicas.

### **2.5.2 Velocidad de enfriamiento**

Velocidad de enfriamiento durante la solidificación: se refiere a las condiciones bajo las cuales la solidificación toma lugar, determinan los cambios estructurales que pueden afectar las propiedades físicas y mecánicas de una aleación

### **2.5.3 Proceso de vaciado**

Existe un gran número de procesos de vaciado, en estos casos se imponen diferentes velocidades de extracción de calor, velocidades de solidificación y de compensación en la solidificación – relación y tendencias microestructurales, así como complejidad en el diseño a fabricar, en base a estos conceptos es como se debe seleccionar el proceso de vaciado. Para aleaciones de cobre se emplea muchos sistemas de vaciado como puede ser por gravedad en molde semipermanente, permanentes y baja presión en molde de arena. En el caso de la aleación desarrollada, se vaciará por gravedad en molde permanente, con corazón de arena.

### **2.5.4 Defectos durante la solidificación**

Durante la solidificación, las piezas vaciadas son susceptibles a defectos internos y defectos superficiales. Las complejidades geométricas, formas de la pieza vaciada, dinámica de fluidos y mecanismos de solidificación combinados representan una dificultad para la obtención de partes libres de defectos. El defecto más común es la porosidad interna, generada por el efecto del hidrógeno el cual también puede generar porosidad, así como otro tipo de defectos visualmente detectables tales como, óxidos, grietas en caliente (hot tearing) e Inclusiones no metálicas. En nuestro caso se diseñó un molde previniendo todos los detalles de fallas.

### **2.5.5 Modificación de la Aleación/Refinamiento de grano**

Es bien sabido que los metales y aleaciones por lo general se solidifican con estructura de grano columnar grueso bajo condiciones de colada normales a menos que el modo de solidificación se controle cuidadosamente. Es posible desarrollar granos equiaxiales finos en la estructura, ya sea aumentando el número de sitios de nucleación o por la multiplicación de granos.

McCartney ha definido refinamiento del grano como la supresión deliberada de crecimiento de grano columnar, en lingotes y piezas de fundición y una buena formación de la estructura de solidificación equiaxial por todo el material [10].

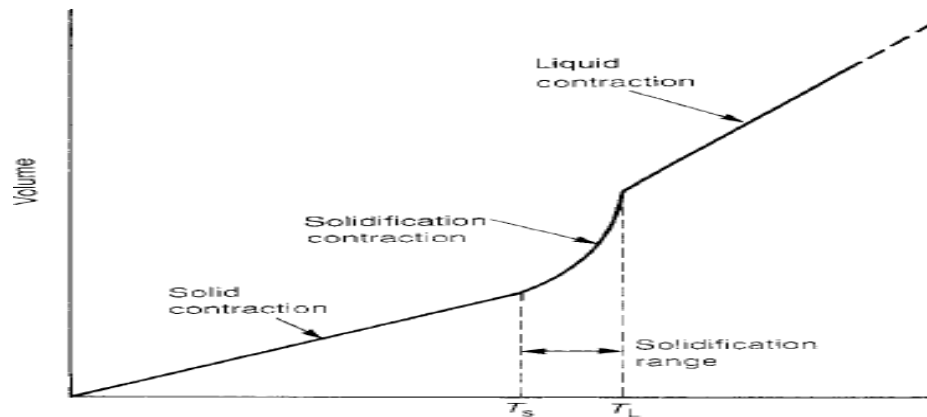
Las ventajas que principalmente se obtienen con el refinamiento de grano es: disminución de la tendencia al agrietamiento en caliente, también se obtienen distribución de porosidad a lo largo de las piezas vaciadas, en cuanto a propiedades mecánicas existe una mejora en la resistencia a la tensión y elongación [50].

Una de las desventajas en este proceso de refinación es que al tener el metal con tamaños de grano muy finos disminuye la fluidez y puede ser un factor importante en el llenado de piezas. Existen dos procesos para llevar a cabo el refinamiento de grano, uno es mediante el proceso de enfriamiento rápido con el uso de templaderas en los moldes produciendo un enfriamiento rápido y a la vez el refinamiento de grano y el segundo es a través de químicos, mediante agentes nucleantes, generando mayor cantidad de sitios de nucleación [50].

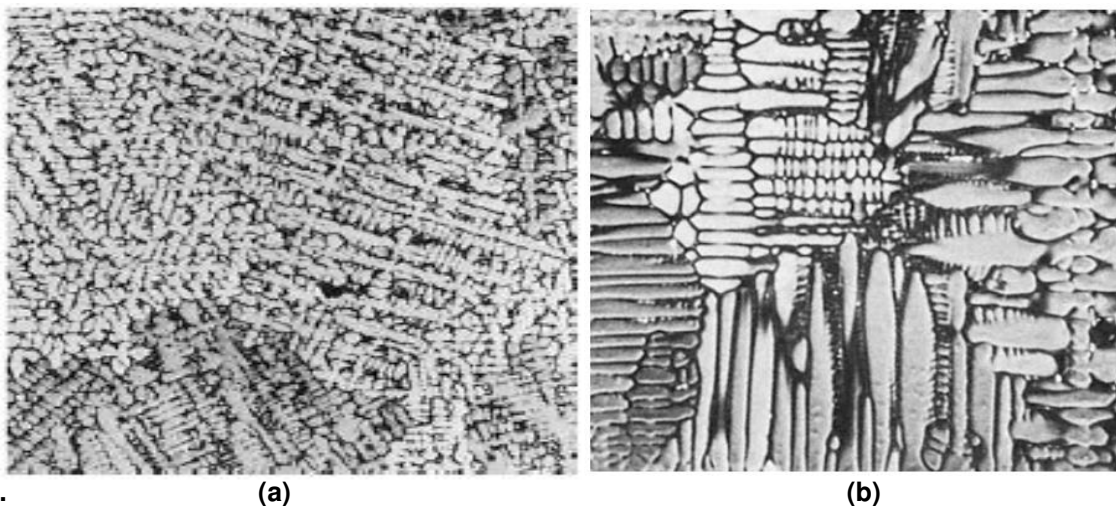
### **2.5.6. Refinamiento químico mediante agentes nucleantes.**

Este tipo de refinamiento de grano se logra mediante la adición del suficiente número de partículas que pueden actuar como núcleos activos para el proceso de nucleación heterogénea, disminuyendo sensiblemente la necesidad de un gran subenfriamiento.

Los primeros trabajos sobre el refinamiento de grano de aleaciones de cobre mostraron varias adiciones con diferentes aleaciones de cobre, para bronce, a) 0,3% de Zr con C o N y en ausencia de azufre, b) 0,2% de Ti con 0,03% de B y c) 0,1% de Fe o Co con 0,03% de B son eficaces. Couture y Edwards encontraron que el zirconio es eficaz en los bronce de estaño y latón rojo, pero no de bronce al silicio. Aunque el azufre destruye el efecto de refinación del grano de circonio, podría ser recuperado por adición de magnesio [10].



**Figura 2. 8.** Ilustración esquemática de los tres tipos de contracciones durante el proceso de transición en fundición [15].



**Figura 2.9.** Solidificación microestructural de la aleación **a)** C36000 y **b)** C113000 (Associates, 2001).

## 2.6 DIAGRAMAS DE FASE EN LOS SISTEMAS DE ALEACIONES DE COBRE [7].

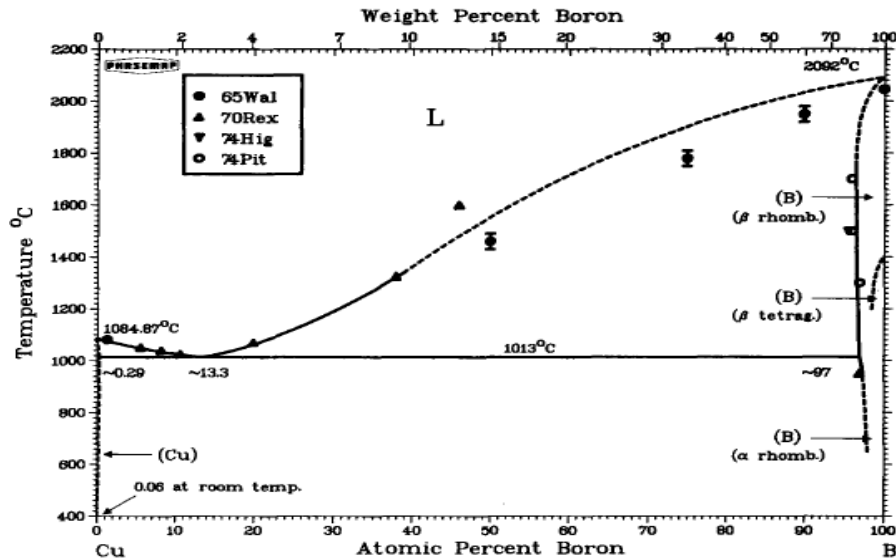
El cobre es uno de los pocos metales que se utilizan principalmente en forma pura en lugar de aleaciones de cobres comercialmente puros, con un contenido mínimo de cobre del 99,3% o más alto, son ampliamente utilizados por la industria eléctrica para producir alambre para motores, generadores y equipos de distribución y control de energía. Los cobres eléctricos tienen diferentes grados de pureza y, por lo tanto, diferentes características. Por ejemplo, algunos contienen adiciones pequeñas deliberadas de plata, cadmio o circonio para resistencia mejorada al ablandamiento térmico.

Los cobres que contienen azufre y telurio tienen características mejoradas de mecanizado. Las aleaciones de cobre van desde altas aleaciones de cobre que contiene nominalmente 94% de Cu, a más latones, bronce, cobre-níquel altamente aleados, níquel plateado y algunas aleaciones especiales. Las aleaciones altas de cobre contienen pequeñas cantidades de varios elementos de aleación, como berilio, cadmio, cromo o hierro. Alojando en general sirve para impartir mayor resistencia, estabilidad térmica, u otros atributos mecánicos, mientras reteniendo suficiente conductividad eléctrica para el uso previsto. Los bronce se basan en Cu-Zn, Cu-Zn-Pb (latones con plomo) y Cu, Sistemas de Zn-Sn (latones de estaño). Los bronce se basan en el Cu-Sn-P (bronce fosforados), Cu-Sn-Pb-P (bronce fosforados con plomo), Cu-Al (aluminio bronce) y Cu-Si (bronce de silicio). Otras aleaciones de cobre se basan en Cu-Ni (cobre-níquel) y Cu-Ni-Zn (níquel plateados). Cada uno de estos sistemas de aleación puede ser modificado con otros elementos de aleación para crear aleaciones con propiedades especiales y / o características (por ejemplo, un mejor desgaste o resistencia a la corrosión).

Los sistemas binarios existentes con el cobre incluye, Cu-Ag, Cu-Al, Cu-As, Cu-Au, Cu-Be, Cu-Bi, Cu-Cd, Cu-Co, Cu-Cr, Cu-Fe, Cu-Mn, Cu-Ni, Cu-O, Cu-P, Cu-Pb, Cu-Pd, Cu-S, Cu-Sb, Cu-Se, Cu-Si, Cu-Sn, Cu-Te, Cu-Zn, y Cu-Zr. Los sistemas ternarios incluyen Cu-Ag-Au, Cu-Ag-Cd, Cu-Al-Fe, Cu-Al-Mn, Cu-Al-Zn,

Cu-Fe-Ni, Cu-Ni-Sn, Cu-Ni-Zn, Cu-Pb-Zn, Cu-Sb-Sn y Cu-Sn-Zn. Los sistemas de diagrama ternario son en su mayoría secciones isotérmicas a diversas temperaturas.

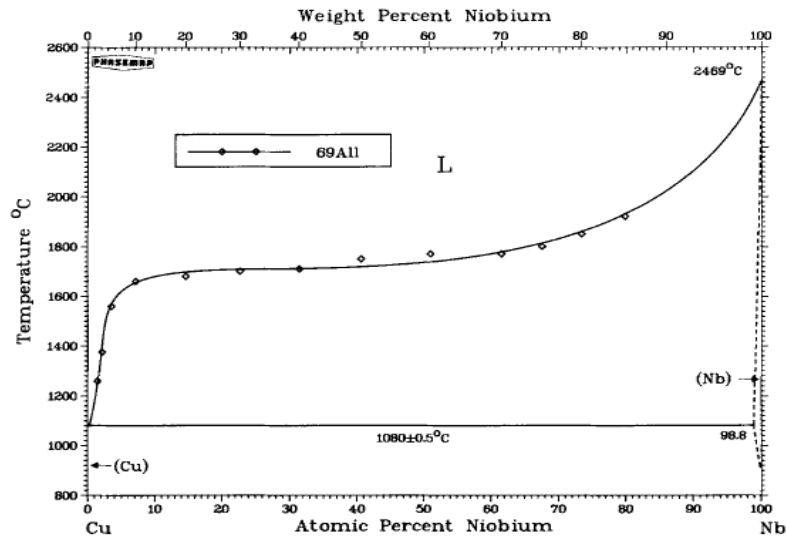
### 2.6.1 Diagrama Cu – B [7].



D. J. Chakrabarti and D. E. Laughlin, 1982.

Figura 2.10. Diagrama de fase Cu – B

### 2.6.2 Diagrama Cu – Nb [7].

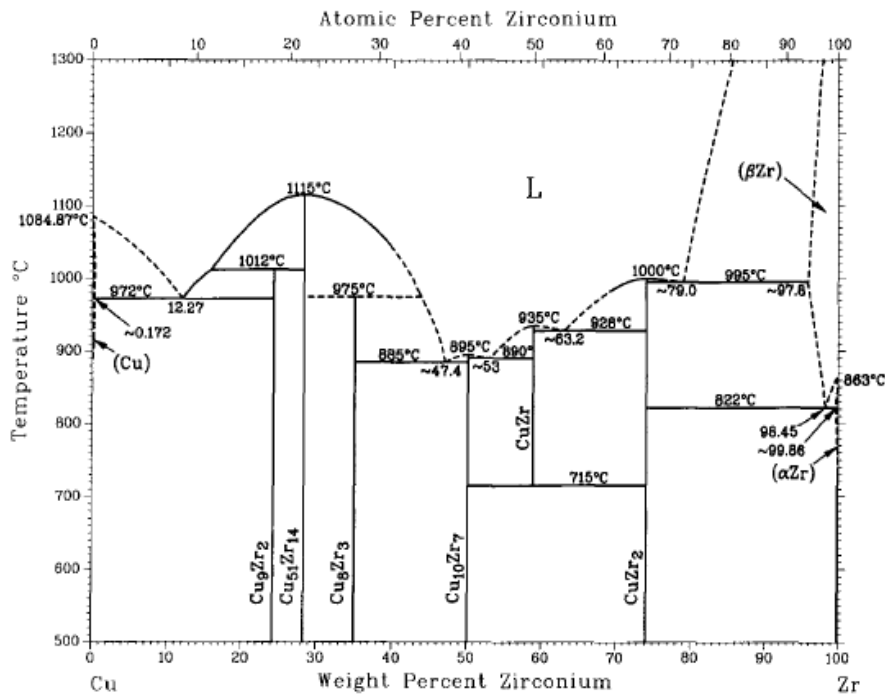


Showing liquidus data of [69All] and 1080 °C isotherm from [79Pet].

D. J. Chakrabarti and D. E. Laughlin, 1982.

Figura 2.11. Diagrama de fase Cu – Nb

## 2.6.3 Diagrama Cu – Zr [7].



D. Arias and J.P. Abriata, 1990.

Figura 2.12. Diagrama de fase Cu – Zr

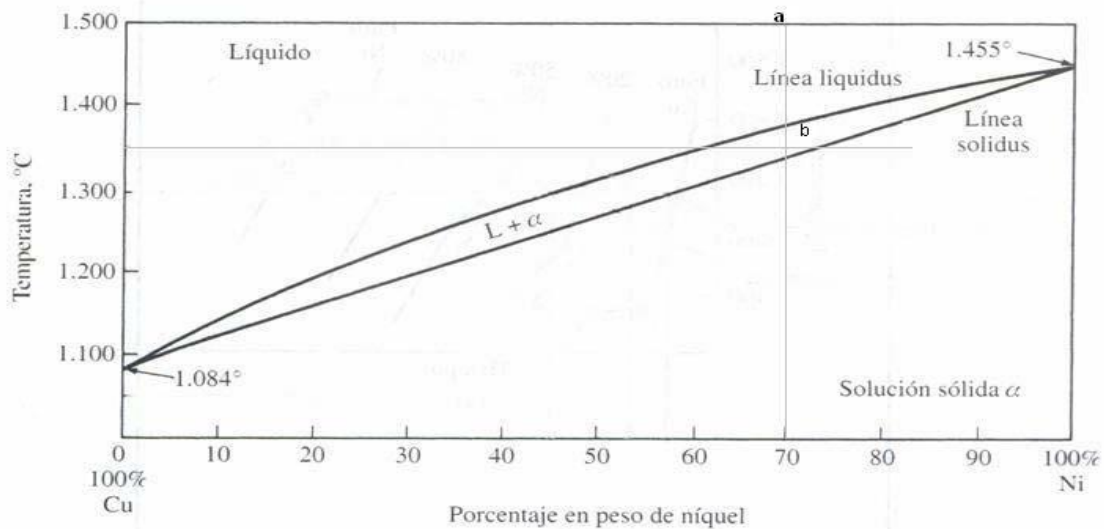
## Tabla fases presentes en el sistema Cu-Zr [7].

Phase	Composition, wt% Zr	Pearson symbol	Space group
(Cu)	0 to ~0.172	<i>cF4</i>	$Fm\bar{3}m$
$Cu_9Zr_2(a)$	24.18	<i>tP24</i>	$P4/m$
$Cu_{51}Zr_{14}$	28.27	<i>hP65</i>	$P6/m$
$Cu_8Zr_3$	34.99	<i>oP44</i>	$Pnma$
$Cu_{10}Zr_7$	50.13	<i>oC68</i>	...
CuZr	58.9	<i>cP2</i>	$Pm\bar{3}m$
$CuZr_2$	74.17	<i>tI6</i>	$I4/m\bar{m}m$
( $\beta$ Zr)	~97.8–100	<i>cI2</i>	$Im\bar{3}m$
( $\alpha$ Zr)	~99.86–100	<i>hP2</i>	$P6_3/mmc$

(a) Tetragonal long-period superlattice derived from the  $AuBe_5$ -type structure

### 2.6.4 Diagrama Cu – Ni [7].

Los elementos como el cobre y níquel tienen solubilidad total tanto en estado líquido como sólido. En el diagrama de la (figura 2.13) se muestra el diagrama de fases de este sistema en el que se representa la composición química de la aleación en tanto por ciento en peso en abscisas y la temperatura en °C en ordenadas. El área sobre la línea superior del diagrama, línea de liquidus, corresponde a la región en la que la aleación se mantiene en fase líquida. El área por debajo de la línea inferior, línea solidus, representa la región de estabilidad para la fase sólida. Entre ambas líneas se representa una región bifásica en la que coexisten las fases líquida y sólida. La cantidad de cada fase presente depende de la temperatura y la composición química de la aleación



**Figura 2.13.** Diagrama de fase Cu – Ni

La zona líquido L es una disolución líquida homogénea compuesta por cobre y níquel. La fase α es una disolución sólida sustitucional, de átomos de cobre y de níquel, de estructura cristalina FCC. A temperaturas inferiores a 1080°C el cobre y el níquel son mutuamente solubles en estado sólido en cualquier composición. Esto se puede explicar porque Cu y Ni tienen la misma estructura cristalina

(FCC), radios atómicos y electronegatividades casi idénticos y valencias muy similares, lo podemos observar en la tabla periódica. Otro concepto importante para tener en cuenta es que el sistema cobre-níquel se denomina isomorfo debido a las solubilidades totales de los dos componentes en estados sólido y líquido.

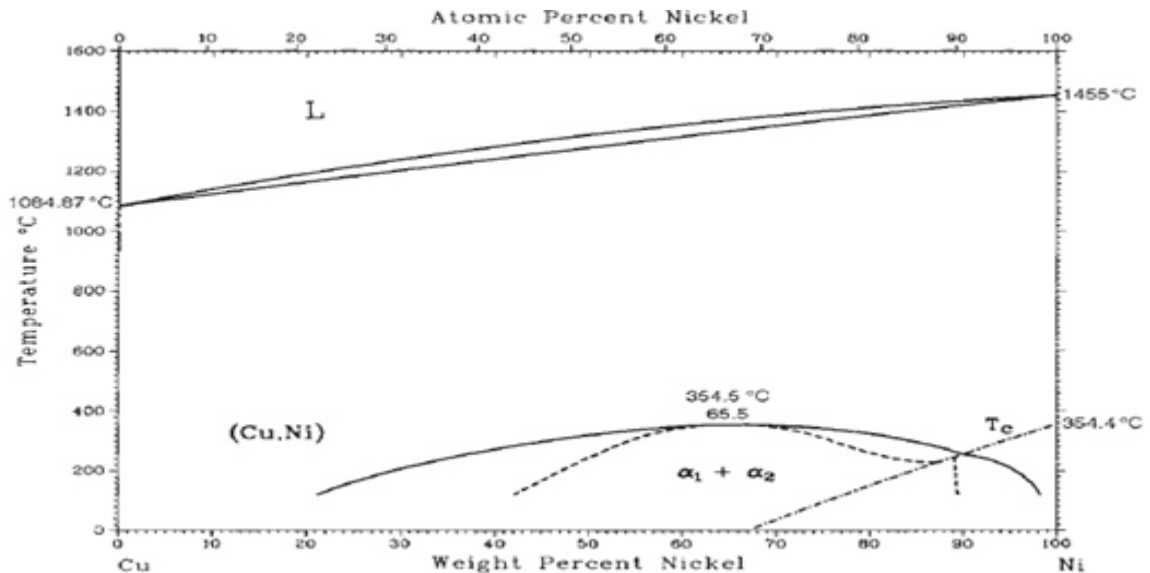


Figura 2.14. Solubilidad del Cobre y Níquel

Las líneas sólidas (sólidos) y líquidas (líquidos) de la Figura 2.14, interceptan en los dos extremos de la composición y corresponden a las temperaturas de fusión de los componentes puros. Las temperaturas de fusión del cobre y del níquel puros son de 1085°C y 1455°C, respectivamente. El calentamiento del cobre puro significa desplazamiento vertical a lo largo del eje izquierdo de la temperatura. El cobre permanece sólido hasta llegar a la temperatura de fusión. La transformación sólida a líquido tiene lugar a la temperatura de fusión, que permanece constante hasta que termina la transformación.

### 2.6.5 Diagrama Cu – Co [7].

El diagrama de fases Solidus y Liquidus de CoCu, fue basado en un compuesto de datos recientes y se muestran en la figura 2.15. El sistema de Co–Cu presenta un retroceso, donde el punto retrógrado es de 19.7% de cobre a 1367°C. La solubilidad retrógrada también se predice por los cálculos termodinámicos del diagrama de fases y las propiedades termoquímicas que se considera principalmente debido a un alto valor positivo del parámetro de interacción en la fase sólida.

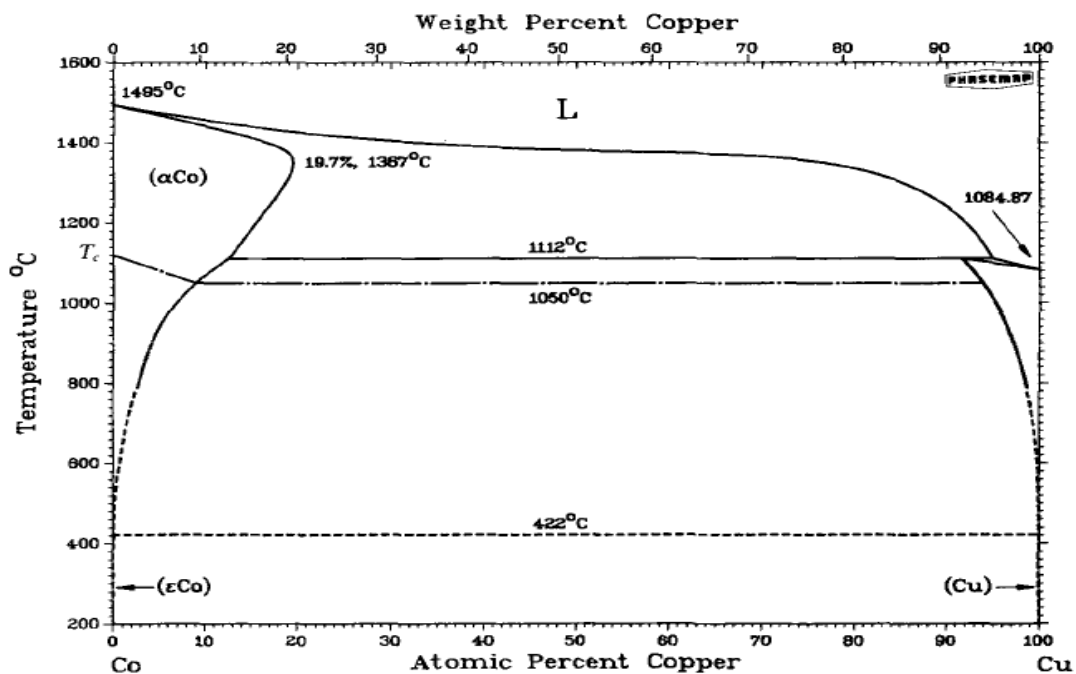


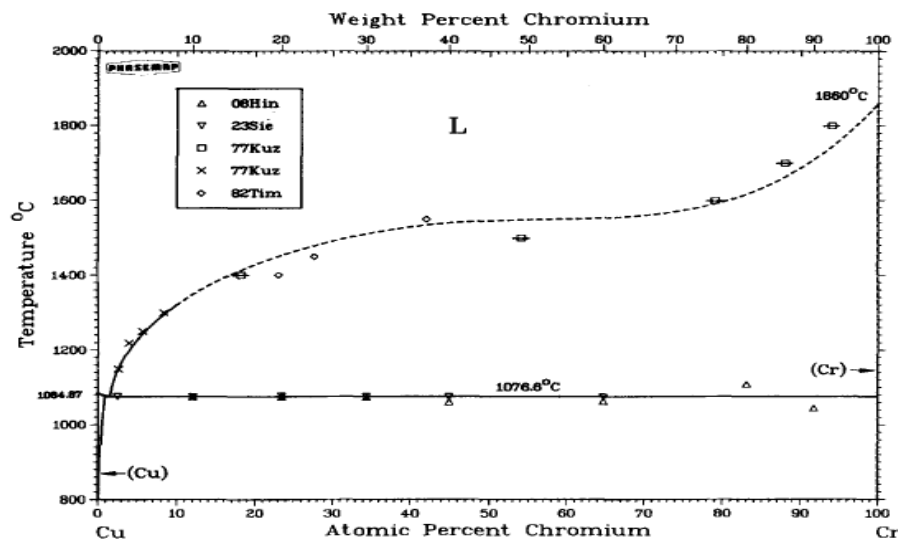
Figura 2.15. Diagrama de Fase del sistema Co – Cu

Las composiciones en equilibrio de las tres fases que se forman son – FCC ( $\alpha$ Co), FCC (Cu) y líquido se estiman en 12,6, 91,6 y 94,9% en peso de Cu, respectivamente.

### 2.6.6 Diagrama Cobre – Cromo [7].

El diagrama de equilibrio para el sistema Cu-Cr es del tipo eutéctico con un liquidus plano y una miscibilidad completa en el estado líquido (Figura 2.16). Los campos de solución sólida son restringidos. Los cálculos realizados, basados en el diagrama de fase experimental y los resultados termodinámicos confirman que la brecha de miscibilidad en el líquido se encuentra inmediatamente por debajo del líquido de equilibrio y no por encima de él.

Las fases de equilibrio en el sistema son: (1) el líquido, L; (2) la solución sólida FCC, (Cu), con una solubilidad máxima de aproximadamente 0,89 a un 0,8% de Cr a 1077 °C y (3) la solución sólida BCC (Cr), con una solubilidad despreciable de Cu por debajo de la temperatura eutéctica (1076.6 °C)



D. J. Chakrabarti and D. E. Laughlin, 1984.

Figura 2.16. Diagrama de fase de Cu – Cr

### Liquidus y Solidus

Los resultados muestran un liquidus más rico en Cu. (ver Figura 2.17 y 2.18).

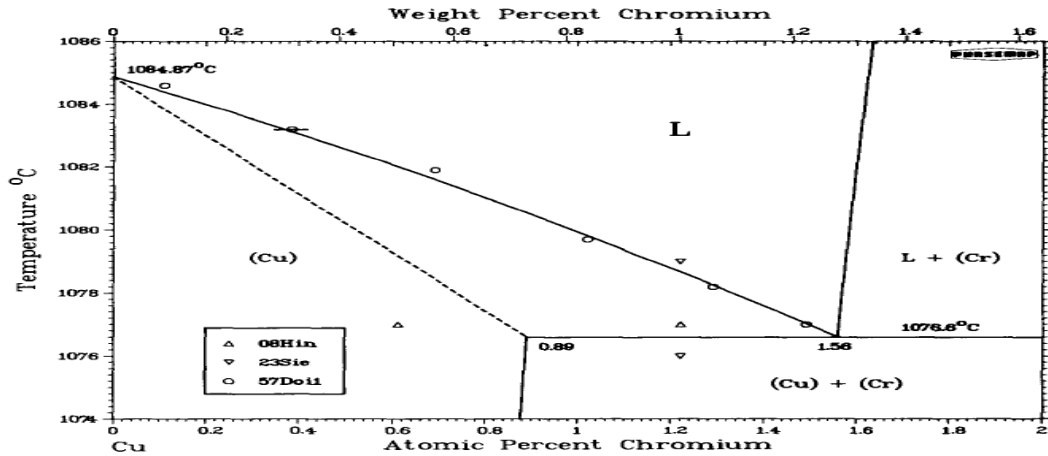
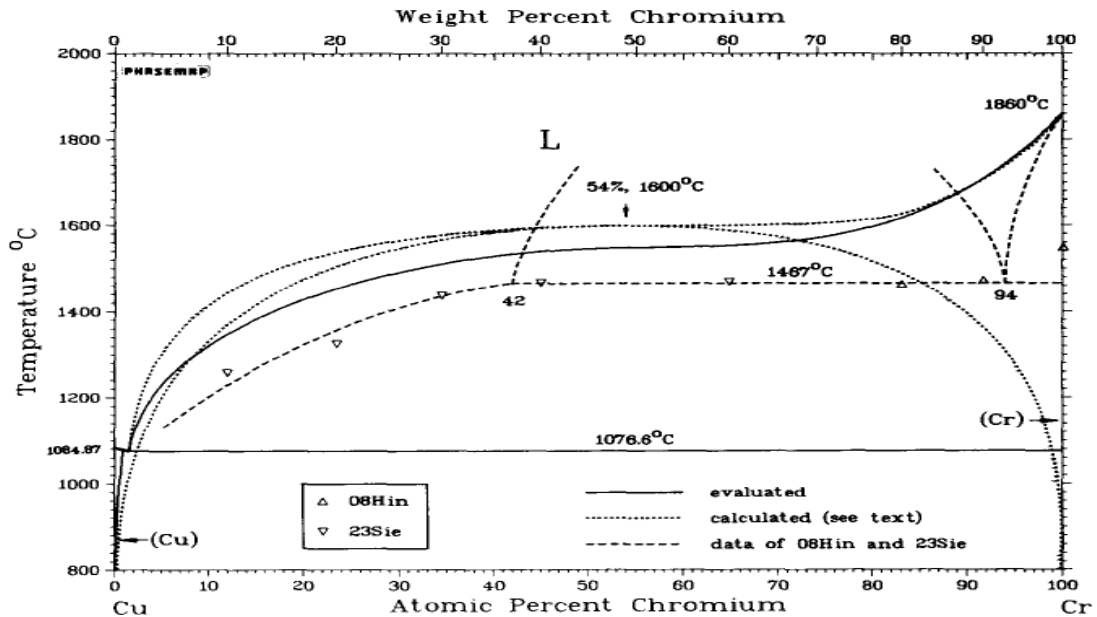


Figura 2.17. Liquidus y solidus ricos en Cobre en equilibrio con Cromo

Basándose en la microscopía se dedujo que Cu y Cr no se mezclan en el líquido, sin especificar el rango de composición de inmiscibilidad o la pureza de los materiales utilizados.

Es conocido que las impurezas afectan a menudo significativamente la estabilidad de fase en aleaciones. Esto se ha mostrado en el sistema Cu-Nb, que es muy similar al diagrama Cu-Cr a altas temperaturas. El diagrama de equilibrio de Cu-Nb muestra una miscibilidad completa en el estado líquido. Sin embargo, en este sistema puede presentarse un hueco de miscibilidad en el líquido, ya sea por enfriamiento rápido o por contaminación con impurezas, como el oxígeno. En el primer caso, el espacio está en equilibrio metaestable, mientras que en el segundo se estabiliza por la presencia de las impurezas.



**Figura 2.18.** Diagrama liquidus y miscibilidad calculados y fase experimental seleccionada superpuesta al diagrama evaluado.

En el sistema Cu-Cr, el liquidus es plano en el rango de medios de composición, similar al del sistema Cu-Nb, lo que sugiere que hay un gap de miscibilidad metaestable por debajo del liquidus. En presencia de ciertas impurezas, es posible que el hueco de miscibilidad se establezca. Las determinaciones de actividad en el líquido basado en componentes de alta pureza (99,999% en peso de Cu y 99,998% en peso de Cr) indicaron un aumento gradual monotónico del líquido hasta su máxima temperatura medida de 1616 °C a 1550 °C se encontró que la actividad de Cr, para todas las aleaciones entre 42 y la aleación Cr más alta utilizada a 97% de Cr, era constante a aproximadamente el valor de uno, con relación al sólido Cr puro como el estado estándar a esa temperatura. Los resultados sugirieron la existencia de un campo de dos fases entre el líquido de la composición 42 a 1 % Cr y un Cr sólido puro (con una solubilidad despreciable de Cu), y no entre dos líquidos como en un intervalo de miscibilidad.

Aparte de la invariante eutéctica, los únicos datos solidus disponibles pertenecen a la fase (Cr). La composición aceptada (1,56% de Cr) y temperatura (1077 °C)

para el eutéctico, en vista de los mejores materiales de pureza utilizados y de los resultados coherentes obtenidos. Las aleaciones impuras de las composiciones 44,9 y 64,7% en peso de Cr a 1467 ° C (Figura 2.18).

### **Solubilidad Sólida de Cu en Cr.**

La solubilidad sólida de Cu en Cr se considera insignificamente pequeña, pero no hay resultados experimentales disponibles para el solvus. Los únicos resultados disponibles se refieren al solidus, y fueron dados a dos temperaturas basadas en el parámetro de celosía medido por difracción de rayos X. La solubilidad disminuye desde 0,16% en peso de Cu a 1300 °C hasta 0,085% en peso de Cu a 1150 °C. Estos resultados indican un sólido con una solubilidad retrógrada de Cu en Cr.

### **Equilibrios de fase de baja temperatura**

Un equilibrio de dos fases que consiste en las soluciones sólidas basadas en Cu y Cr existe debajo de la temperatura eutéctica en todas las composiciones fuera de los campos terminales de la solución sólida. No se ha reportado ninguna fase intermedia en este sistema

### **Fases Metaestables**

Las aleaciones en solución sólida ricas en Cu (Cu) son endurecibles por envejecido con sacrificio mínimo de la conductividad eléctrica. Los precipitados formados son Cr casi puro. Aumentan la temperatura de recristalización, refinan el tamaño del grano y mejoran considerablemente la resistencia a la temperatura elevada.

### **2.6.7 Diagrama Cu – Si [7].**

El diagrama de fases de equilibrio evaluado del sistema Si-Cu (figura 2.19) muestra las siguientes fases estables:

1. La fase líquida, L.
2. La solución sólida de (Si) termina, con solubilidad despreciable de Cu.
3. La solución sólida de (Cu) termina, con una solubilidad máxima de 11,25% de Si a la temperatura peritectoide de 842°C
4. Las fases intermedias  $\eta$ ,  $\eta'$  y  $\eta''$ . La fase  $\eta$  con estructura romboédrica se funde de forma congruente a 859 °C, la fase Romboédrica  $\eta'$  y ortorrómbica  $\eta''$  son estables en el rango de temperatura 467 a 620 °C y por debajo 570 °C, respectivamente.
5. La fase cúbica intermedia,  $\varepsilon$ , que se descompone peritectoidalmente a unos 800°C
6. La fase intermedia tetragonal,  $\delta$ , que es estable en el intervalo de temperatura de 710 a 824 °C
7. La fase intermedia cúbica,  $\alpha$ , que se descompone peritectoidalmente a 729 °C
8. La fase intermedia BCC,  $\beta$ , que es estable en el rango de temperatura de 785 a 852 °C
9. La fase intermedia CPH,  $\kappa$ , que es estable en el intervalo de temperaturas de 552 a 842 °C.

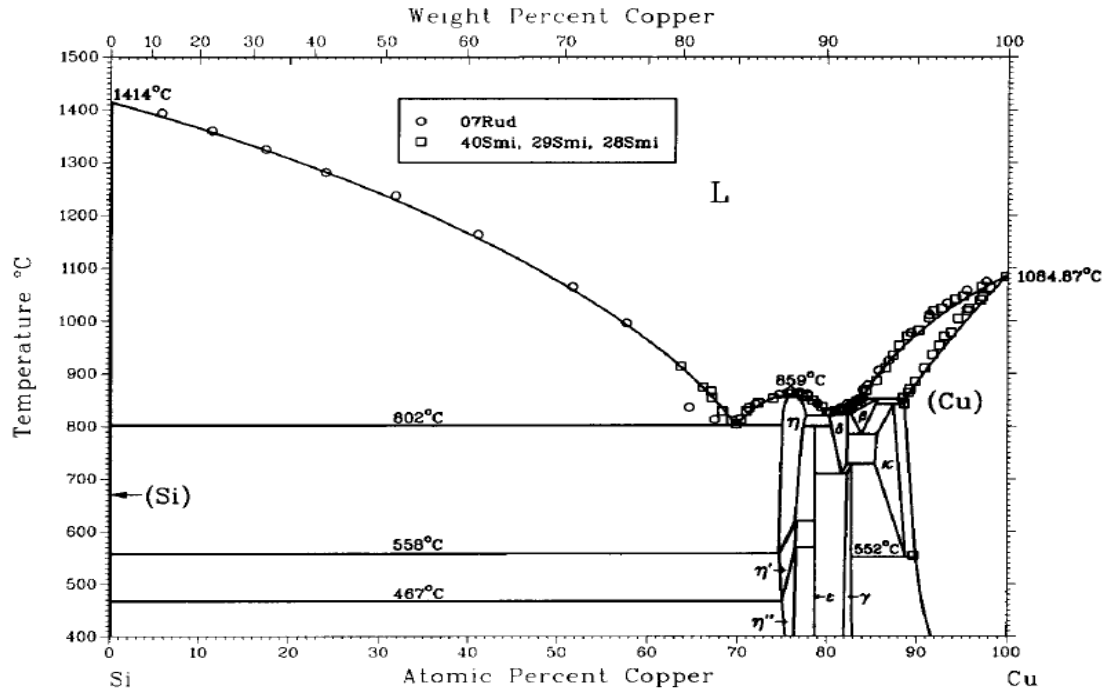


Figura 2.19. Diagrama de fases Cu – Si

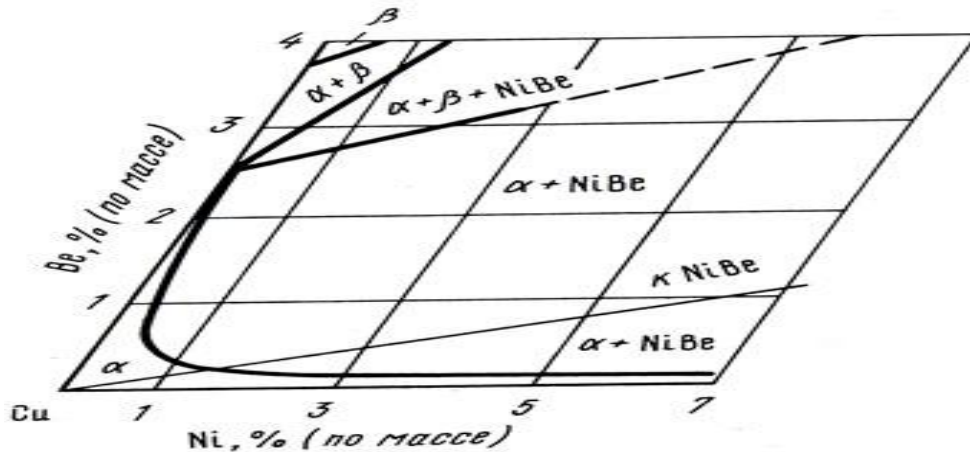
Solución sólida de Cu en (Si). Cu se disuelve intersticialmente en (Si). La solución sólida es de carácter retrógrado, con una solubilidad máxima de 0,002% en peso de Cu entre 1200 y 1300 ° C.

La fase  $\epsilon$  tiene un rango de homogeneidad de 78,7 a 78,8% Cu formada por una reacción peritectoide a 800 ° C.

### 2.6.8 Diagrama Cobre - Berilio – Níquel [7].

Diagrama de fase de sistema de Cu-Be-Ni se estudia en la zona rica en cobre hasta el 4% (en peso) y 7% (en peso) Ni. Sección isotérmica a temperaturas de 1015, 980, 915, 870, 820, 700 y 500 ° C y la isoterma de solidus, que se extienden una sección cuasi binario paralelo Cu-Ni-Be. (Figura 2.20) muestra una sección isotérmica del sistema a 820 ° C. Las siguientes fases se instalan en el sistema: solución basada en  $\lambda$  sólida de cobre, compuestos a base de soluciones de beta-

sólido CuBe y NiBe. Níquel reduce en gran medida la solubilidad del cobre de berilio. Reserva NiBe sólido, solubilidad del cobre a la temperatura eutéctica alcanza 0,42% (en peso), 2,83% (en peso) Ni; se baja la temperatura a 500 °C NiBe disminuye su solubilidad del cobre en más de cinco veces. La composición es cerca de aleación eutéctica 4,6% (en peso) NiBe [1,0% (en peso), 6,6% (en peso) Ni].



**Figura 2.20.** Diagrama de la sección isotérmica del cobre estado del sistema - berilio - níquel a 820 °C

## 2.7 TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN ALEACIONES DE COBRE [6].

El tratamiento térmico, en su sentido más amplio, se refiere a la operación de calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalúrgica o eliminar tensiones residuales.

Los tratamientos térmicos básicos de mejora de propiedades de las aleaciones de cobre son los tratamientos de precipitación, los cuales constan de tres etapas: solución, temple y envejecido.

### 2.7.1 Tratamiento térmico de solución.

El tratamiento térmico de solución se logra al calentar productos trabajados o

vaciados hasta una temperatura específica para cada aleación (menor a la temperatura de inicio de fusión), posteriormente mantener esa temperatura por el tiempo suficiente para que se permita a los constituyentes que pueden formar precipitados, entrar en solución sólida, para posteriormente enfriar lo suficientemente rápido para mantener los constituyentes en solución. El propósito del tratamiento de solución es poner la máxima cantidad de solutos tales como, cromo, silicio, níquel y cobalto dentro de la solución sólida en la matriz de cobre. Para algunas aleaciones la temperatura a la cual la máxima cantidad es soluble corresponde a una temperatura eutéctica. Consecuentemente, la temperatura debe ser limitada para evitar la fusión parcial de las fases de bajo punto de fusión presentes en el material [36].

La solución sólida formada a una alta temperatura quedará retenida en un estado sobresaturado si se enfría con una velocidad suficientemente alta para así minimizar la precipitación de los átomos de soluto en forma de partículas grandes e incoherentes. La precipitación controlada de partículas finas a temperaturas elevadas o a temperatura ambiente después del temple se aplica para incrementar las propiedades mecánicas de aleaciones térmicamente tratables [36].

### **2.7.2 Tratamiento térmico de temple**

El temple es en muchas maneras la etapa más crítica en la secuencia de la operación de tratamiento térmico. Su principal objetivo es el de retener los átomos de soluto en solución sólida, mediante enfriamiento rápido hasta una temperatura que usualmente cercana a la temperatura ambiente [36].

El medio de temple y su intervalo son parámetros que controlan la efectividad del tratamiento. El medio de temple debe tener suficiente volumen y capacidad de extracción de calor para producir un enfriamiento rápido. Una velocidad de enfriamiento suficientemente alto asegurará que la mayor cantidad de soluto sea

retenido en solución sólida y promueve la mejor combinación de resistencia y tenacidad; sin embargo, el enfriamiento debe ser controlado debido a que un enfriamiento muy brusco puede generar esfuerzos residuales, problemas de distorsión y grietas en el material. Es por esto que se utiliza un medio de extracción de calor controlado y muy efectivo como puede ser: agua caliente (65 a 90°C) o aire a presión. El intervalo de temple es un factor muy importante en el proceso de enfriamiento y es el tiempo entre la operación de salida del horno de la pieza y la inmersión de esta en el medio de temple; un retraso excesivo resulta en la caída de temperatura y en la formación de precipitados gruesos, lo que produce pérdida de resistencia.

### **2.7.3 Endurecimiento por envejecido**

El tratamiento de envejecido consiste en mantener la muestra a cierta temperatura durante cierto tiempo con la finalidad de que precipiten los elementos de aleación. El envejecimiento puede ser a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o elevando la temperatura durante un cierto tiempo (envejecido artificial), en un rango de temperaturas de 400 a 600 C°. El objetivo principal del tratamiento térmico de envejecido es de aumentar la dureza, la resistencia al desgaste y conductividad térmica con la formación de precipitados. El tamaño de los precipitados está en función de la temperatura y el tiempo de exposición, a mayor temperatura o tiempo el tamaño de los precipitados tiende a crecer [31].

El objetivo del tratamiento es seleccionar el ciclo de del tiempo y la temperatura que produzca un tamaño de precipitado óptimo y de distribución uniforme. Las diferencias en tipo, fracción volumétrica, tamaño y distribución de partículas precipitadas gobiernan las propiedades mecánicas.

## **2.8 DUREZA EN ALEACIONES DE COBRE [20,26]**

La dureza es una condición de la superficie del material, no representa ninguna propiedad de la materia y está relacionada con las propiedades elásticas y plásticas del material. Es un término que nos da idea de solidez o firmeza, no existe una definición única acerca de la dureza y se le suele definir arbitrariamente en relación con el método particular que se utiliza para determinación de su valor. Algunas definiciones son [20]:

- Resistencia a la indentación permanente bajo cargas estáticas o dinámicas (dureza por penetración).
- Absorción de energía bajo cargas de impacto o dinámicas (Dureza por rebote)
- Resistencia a la abrasión (dureza por desgaste)
- Resistencia al rayado (dureza por rayado)

Los diferentes métodos desarrollados para medir la dureza en general consisten en producir una deformación local, en el material que se ensaya, a través de un indentador. Los valores obtenidos son siempre dependientes del método y las condiciones en las que se ensaya por lo que para que un valor de dureza sea útil y permita su comparación debe estar acompañado de la indicación método utilizado y las condiciones de ensayo.

### **2.8.1 Dureza Rockwell [26]**

La dureza Rockwell se determina en función del grado de penetración de la pieza a ensayar a causa de la acción del penetrador bajo una carga estática dada. El ensayo rockwell no requiere la utilización de fórmula alguna para la determinación de la dureza. Esta se obtienen por el indicador de la máquina ya que la misma está dada por el incremento de profundidad de penetración debido a la acción del penetrador, en cual puede ser una bola de acero o un cono de diamante.

**Nomenclatura:**

**HR** = Dureza Rockwell

**E** = Escala total del dial

**e** = Incremento de la penetración

$$\text{Dureza Rockwell} = \text{HR} = \text{E} - \text{e}$$

La escala se obtiene combinando penetradores y cargas totales y se elige de acuerdo con la combinación de ambos y al material a ensayar.

**Tabla** escalas conocidas del sistema de Dureza Rockwell

NÚMERO	ESCALA	PENETRADOR	CARGA TOTAL (KG/F)
1	A	Diamante	60
2	D	"	100
3	C	"	150
4	F	Bola 1/16	60
5	B	"	100
6	G	"	150
7	H	Bola 1/8	60
8	E	"	100
9	K	"	150
10	L	Bola 1/4	60
11	M	"	100
12	P	"	150
13	R	Bola 1/2	60
14	S	"	100
15	V	"	150

De estas 15 escalas, las más utilizadas son la A, B y C y de las tres las dos últimas, B para los blandos y C para los duros, las cuales se analizarán con mayor detenimiento.

**Escala B**

Nomenclatura: es independiente de la escala, la carga y el penetrador utilizado.

HRB = Dureza Rockwell "B"

Cargas empleadas:

$P_o$  = carga inicial = 10 kgf (para todas las escalas)

$P_a$  = carga adicional = 90 kgf

$P_t$  = carga total = 100 kgf

La carga inicial es siempre 10 kgf sin importar la escala utilizada y tiene como objeto establecer un nivel de partida uniforme, despreciando cualquier irregularidad en la superficie del material.

**Penetrador.**

El penetrador es una bola de acero endurecida cuya dureza mínima no debe ser menor a 850 Vicker ( $HV_{10/15} = 850 \text{ kgf/mm}^2$ ), pulida y engarzada en una porta penetrador de un diámetro de  $1,5875 \text{ mm} \pm 0,003 \text{ mm}$  ó 1/16.

**Aplicación.**

Se emplea tanto en metales ferrosos como en aceros con tratamientos térmicos como recocido, normalizado y revenido, etc. Fundiciones, y en no ferrosos como latón, bronce, aleaciones de aluminio o aleaciones blandas.

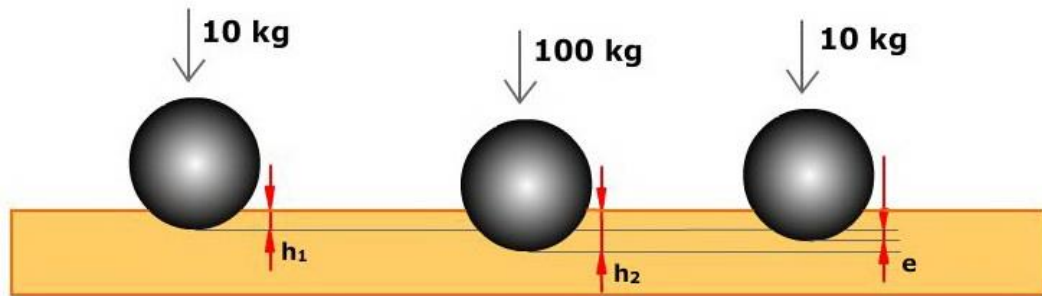


Figura 2.21. Ensayo de Dureza Rockwell B [49].

Una de las ventajas del sistema es la de poseer bloques de dureza certificada que permiten controlar la veracidad de las mediciones efectuadas.

En caso de pequeñas discrepancias se puede efectuar igualmente el ensayo compensando el resultado obtenido en más o menos lo indicado en la probeta patrón. Generalmente las máquinas de dureza traen tres bloques con distintos niveles de dureza (baja, media y alta).

HRB = 40 +/- 1

BAJA

HRB = 70 +/- 1

MEDIA

HRB = 100 +/- 1

ALTA

En las aleaciones de cobre actuales, no sobrepasan una dureza máxima a 90 HRB, aleaciones de cobre berilio y otros aleantes como son la aleación C – 17530 que es la que se utiliza actualmente en los cabezales de los pistones hidráulicos que inyectan aluminio a presión. Así mismo las aleaciones comerciales como es la aleación cobre níquel berilio que también cuenta con una dureza de 90 HRB [58].

También existe una aleación de cobre sin berilio, llamada aleación C – 18000, aleación que fue desarrollada para reemplazar la aleación de cobre berilio, aleación con una dureza en el rango de 80 a 90 HRB, dureza que varía dependiendo de la composición en peso de la aleación, peso en % de los aleantes no mayor a 15%, donde entre más porcentaje de los aleantes contiene, va aumentando la dureza [40].

## 2.9 DESGASTE MEDIANTE PIN ON DISK [45]

### 2.9.1 Conceptos Generales sobre prueba de Desgaste.

Es importante considerar las pérdidas económicas que se presentan debido al desgaste de materiales. Para minimizar los costos de desgaste, es necesario analizarlo. Uno de los factores determinantes para realizar un estudio sobre el desgaste, es la velocidad de desgaste. El método Pin en disco (PIN-ON-DISK) es uno entre los varios que existen para el análisis de desgaste.

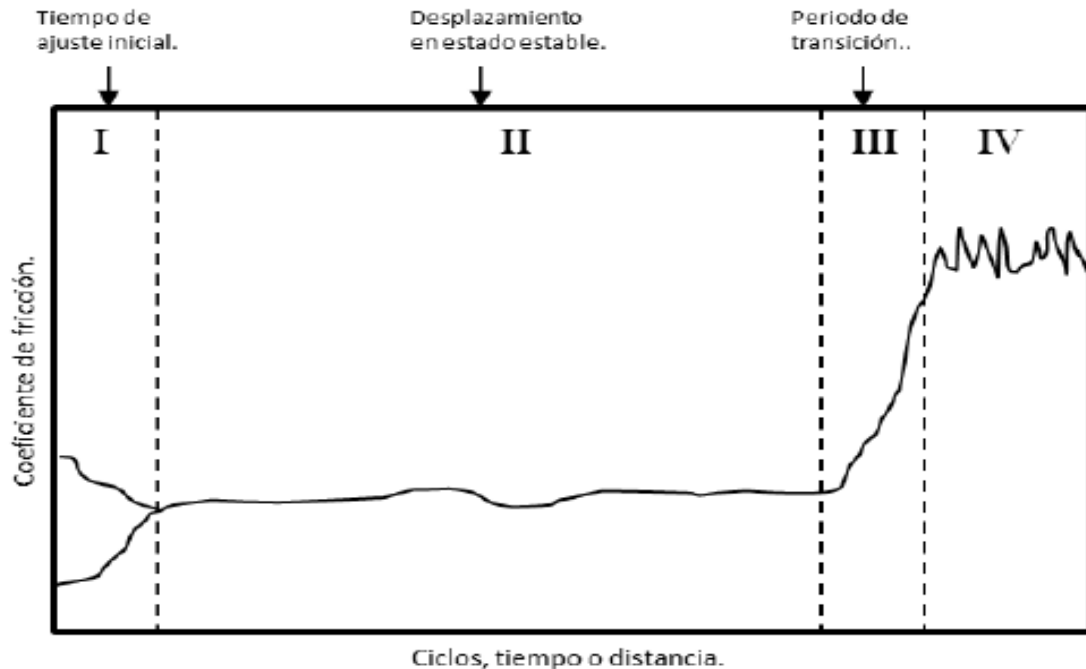


Figura 2.22. Curva típica de una prueba ball-on-disc [47].

Para la prueba de desgaste con este método se necesitan dos probetas. El primero es un pin cuyo tamaño es muy reducido, el cual es posicionado perpendicularmente a la otra pieza, la cual usualmente es un disco circular. La máquina de pruebas causa que el pin o el disco giren entre sí; como

consecuencia de ello, se forma un camino de desgaste en el disco. El plano del disco puede ser orientado vertical u horizontalmente. Los resultados de desgaste pueden diferir según la orientación del disco.

La probeta en forma de pin se presiona sobre el disco con una carga específica, y dicha probeta, se encuentra sujeta a un dispositivo posicionador con contrapesos. En términos generales el equipo consiste en un posicionador de un pin esférico sobre un disco, el cual gira por la acción de un motor a unas determinadas revoluciones por minuto RPM. El pin se encuentra localizado a un radio R del centro del disco.

Un motor con velocidad variable, capaz de mantener la velocidad seleccionada constante es requerido, además, debe estar montado de tal manera que las vibraciones no afecten las pruebas. Las velocidades de rotación pueden ser de 60 a 600 rpm, por lo cual, la máquina debe estar equipada con un contador de revoluciones.

En la figura 2.23 y 2.24 se muestra un esquema general de una máquina de pin On disk. Los reportes de desgaste se realizan en términos de pérdida de volumen en milímetros cúbicos. La pérdida de masa por desgaste se puede convertir en pérdida de volumen mediante la utilización de adecuados valores de densidad. Las fórmulas se muestran a continuación.

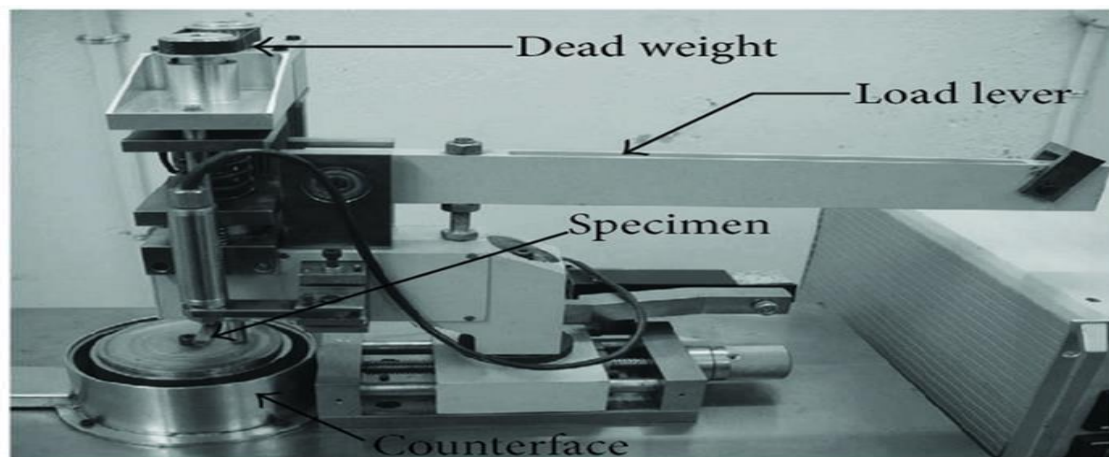


Figura 2.23. Máquina Pin On Disk

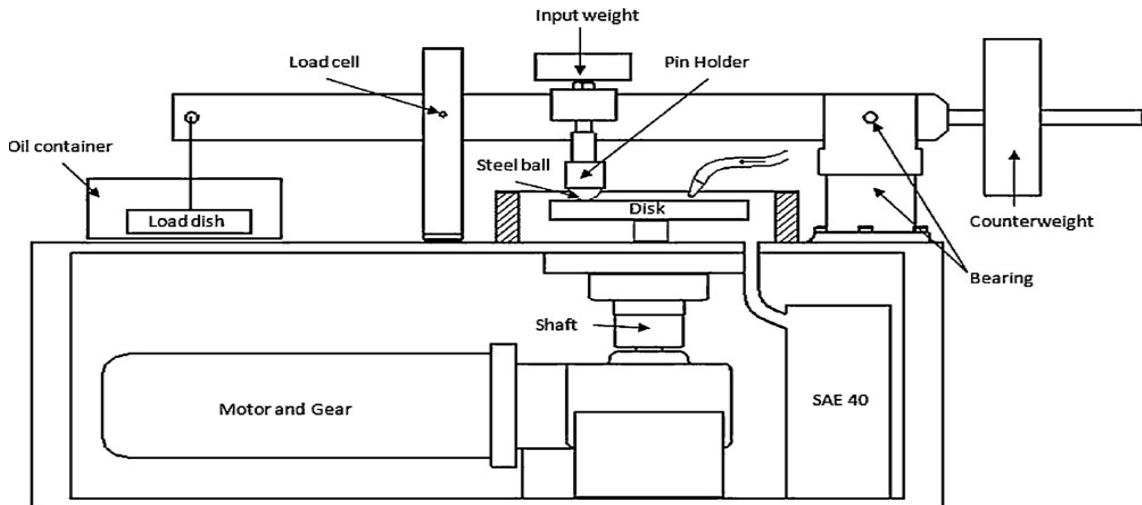


Figura 2.24. Detalle de Máquina Pin On Disk

$$\text{Bola (final) pérdida de volumen, } mm^3 = \frac{\pi (\text{diámetro de desgaste de huella, mm})^4}{64(\text{radio de esfera, mm})}$$

$$\text{Pérdida de volumen del disco, } mm^3 = \frac{\pi (\text{radio de desgaste de la pista, mm})(\text{ancho de pista, mm})^3}{6(\text{radio de la esfera, mm})}$$

$$\text{Pérdida de volumen, } mm^3 = \frac{\text{masa pérdida, g}}{\text{densidad, } \frac{g}{cm^3}} \times 1000$$

Los parámetros que se deben tener en cuenta para la realización del ensayo son los siguientes:

- Carga: Valores de la fuerza de contacto en Newtons.
- Velocidad lineal y de rotación (RPM): La velocidad relativa entre las superficies de deslizamiento en m/s.
- Distancia: La distancia acumulada de deslizamiento en m.
- Diámetro inicial de la huella.

- Diámetro de la bola de acero (conforme a norma ASTM G99 – 95).
- Duración total de la huella.
- Temperatura: La temperatura en las dos probetas en cercanía a la superficie de contacto.
- Atmósfera: La atmósfera (aire del laboratorio, humedad relativa, argón, lubricante, etc.) alrededor de la superficie de contacto.

El desgaste consiste en la eliminación física de los materiales desde una superficie sólida producida por otra superficie o material. El deterioro requiere de la interacción con otro objeto o material a una carga que se realiza con un movimiento relativo a la superficie.

El desgaste puede ser definido como el daño superficial sufrido por los materiales después de determinadas condiciones de trabajo a los que son sometidos. Este fenómeno se manifiesta por lo general en las superficies de los materiales, llegando a afectar la sub-superficie. El resultado del desgaste es la pérdida de material y la subsiguiente disminución de las dimensiones y por tanto la pérdida de tolerancias. Los mecanismos de daño en los materiales se deben principalmente a deformación plástica, formación y propagación de grietas, corrosión y/o desgaste.

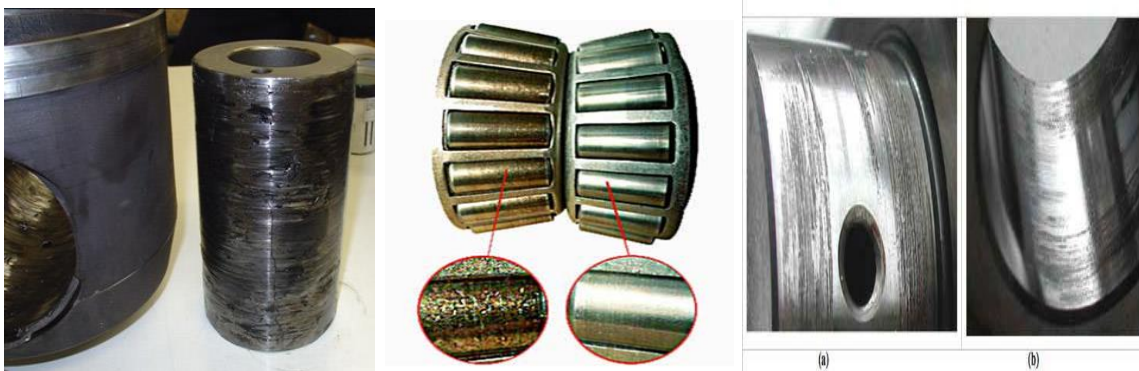


Figura 2.25. Casos típicos de desgaste

El desgaste en las piezas metálicas es definido de alguna manera como la pérdida del metal ocurrida durante un tiempo determinado o distancia de trayectoria mediante un mecanismo que actúa sobre él. Cuando las piezas son deformadas o se desgastan de forma que ya no trabajan de la misma manera que si son-desgastadas, esta debe ser reemplazada.

El conocimiento de las grandes pérdidas económicas generadas por los altos consumos energéticos y la continua reposición de las piezas dañadas por el desgaste llevó a países industrializados a enfrentar el problema y motivar el estudio de la tribología

### **2.9.2 Clasificación de los tipos de desgaste**

Los daños ocasionados por el desgaste de piezas en un equipo industrial llevan continuamente a un cambio de piezas en la maquinaria, provocando paros en la producción generalmente grandes.

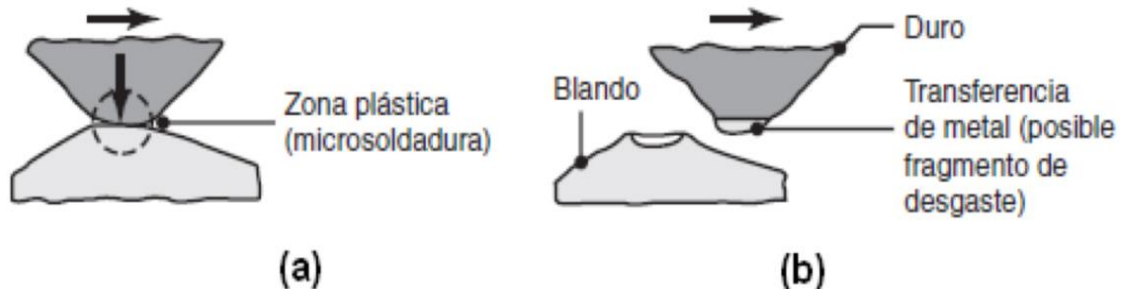
El desgaste implica la remoción gradual de material de una superficie. Hay varios tipos de desgaste los cuales de manera general se explican a continuación.

#### **a) Desgaste Adhesivo.**

En los casos más severos, como en los que se dan sobre superficies que tienen altas cargas y asperezas fuertemente unidas, el desgaste adhesivo se describe como rayado, difusión, desgarramiento, excoiación o agarrotamiento (desgaste severo).

Cuando dos superficies de metal están en movimiento entre sí bajo una carga, los puntos de contacto se deforman y pueden darse una micro soldadura que se lleva a cabo debido a las fuerzas interatómicas, esto se ilustra en la figura 1.16a. si la unión resultante es más fuerte que el material subyacente, el material unido se deforma plásticamente y se produce el endurecimiento por trabajo. Cuando

del material se transfiere desde una superficie a otra, el proceso se denomina desgaste adhesivo, Figura 1.15b. El desgaste adhesivo puede ser dividido en leve y grave.

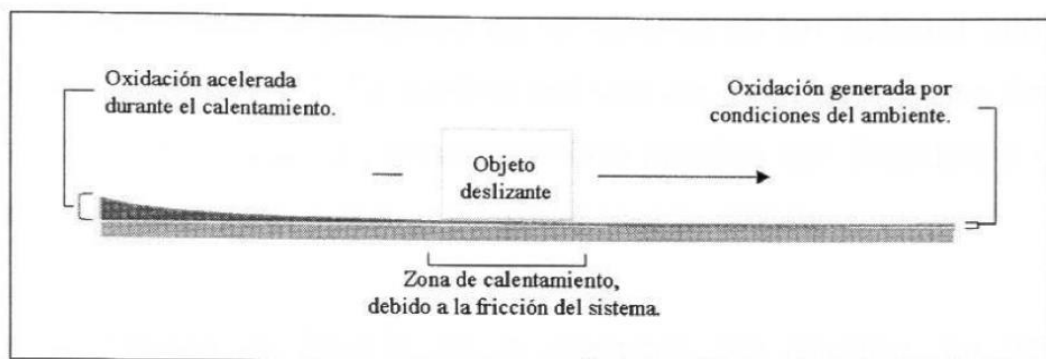


**Figura 2.26.** [a] Esquema de la micro soldadura en el desgaste adhesivo y [b] Transferencia de metal

### b) Desgaste Oxidativo

Se presenta en superficies metálicas bajo deslizamientos sin lubricación o poca lubricación, en presencia de aire u oxígeno. El calor generado por la fricción en contacto deslizante, en presencia de oxígeno provocan la oxidación acelerada, ver figura 2.27.

El desgaste oxidativo también se puede presentar bajo sistemas de deslizamiento lubricados, en donde el espesor de la película del lubricante se encuentre por debajo de los valores de la rugosidad de las superficies en contacto.



**Figura 2.27.** Desgaste Oxidativo

Crecimiento de óxido debido al calor generado por fricción en un contacto deslizante.

### c) **Desgaste Corrosivo**

También conocido como oxidación o desgaste químico, este tipo de desgaste es causado por reacciones químicas o eléctricas entre las superficies y el ambiente. Los productos corrosivos finos sobre una superficie constituyen las partículas de desgaste. Cuando la capa corrosiva se destruye o retira mediante deslizamiento o abrasión, empieza a formarse otra y se repite el proceso de remoción y formación de capas corrosivas. Entre los medios corrosivos se encuentran el agua potable, el agua de mar, el oxígeno, los ácidos y los productos químicos, el ácido sulfhídrico y el dióxido sulfúrico atmosférico.

## 2.9.3 Factores que intervienen en el desgaste

### a) **Fricción**

La fricción es la resistencia u oposición al movimiento de dos cuerpos que se encuentran en contacto. Es decir, la fuerza tangencial resistiva que se crea cuando la fricción no depende del material, es una respuesta del sistema a una determinada acción [41].

Este efecto proviene de la existencia de fuerzas tangenciales que aparecen entre dos superficies sólidas en contacto cuando permanecen unidas por la existencia de esfuerzos normales a las mismas, en términos más sencillos, es la pérdida de energía durante el inicio, desarrollo y final del movimiento relativo entre dos materiales en contacto. Existen dos maneras de clasificar el fenómeno de fricción:

**Fricción externa:** Se presenta entre cuerpos diferentes, y la **Fricción interna:** Se presenta entre partículas de un mismo cuerpo.

Si se habla de fricción no se puede dejar de mencionar la fuerza de fricción y el coeficiente de fricción, son conceptos que están muy ligados.

**Fuerza de fricción:** Siempre que un cuerpo se deslice o ruede sobre la superficie de otro, existe una fuerza que se opone al movimiento, llamada fuerza de fricción o rozamiento. La fuerza de fricción es paralela y opuesta al sentido del movimiento; se observa un esquema en la figura 2.27.

La fuerza de fricción se define como:  $F = f \times N$

Donde F es la fuerza necesaria para iniciar y mantener el movimiento, sus unidades son Kgf ó (Lbf), N es la fuerza normal que mantiene las dos superficies juntas, Kgf ó (Lbf); y f se refiere al coeficiente de fricción, este se presenta entre metal-metal, metal-sólido o metal-fluido.

Coeficiente de fricción: Este parámetro no es una propiedad intrínseca del material o de la combinación de varios, sino que depende de otros factores, como la humedad, temperatura, velocidad de desplazamiento, presión de contacto, tipo de lubricante, acabado superficial y forma de la región de contacto.

La relación entre la fuerza necesaria para iniciar el movimiento y el peso del elemento que se va a mover se conoce como coeficiente estático de fricción y la relación entre la fuerza necesaria para mantenerlo en movimiento y su peso se denomina coeficiente cinético de fricción, por deslizamiento o por rodadura. Ambos coeficientes pueden ser por fricción sólida o por fricción fluida [41].

#### **2.9.4 Caracterización del desgaste**

Para propósitos de diseño y desarrollo de materiales es necesario tener algún parámetro cuantitativo universal para el desgaste. Basándose en la Norma ASTM G99 – 95, de desgaste Pin On Disk, se requiere dos especímenes. Uno un balín que va insertado en un pasador se coloca perpendicular al disco círculo plano [45].

Las mediciones de desgaste se deben presentar como la pérdida de volumen en milímetros cúbicos para el balín y el disco, por separado.

Se utilizan las siguientes ecuaciones para calcular pérdida de volumen cuando el balín tiene inicialmente una forma de extremo esférica de radio R y disco es inicialmente plano, bajo las condiciones de que solo uno de los dos elementos se desgasta significativamente.

Las ecuaciones exactas para determinar la pérdida de volumen de desgaste son las siguientes para:

**Un pin esférico terminado:**

$$\text{Pérdida del volumen del pin} = (\pi h/6) \left[ \frac{3d^2}{4} + h^2 \right]$$

Donde:

$$h = r - \left[ r^2 - \frac{d^2}{4} \right]^{1/2}$$

d = Desgaste diámetro de la cicatriz

r = radio final del balín

Suponiendo que no hay desgaste significativo del disco

**Un disco:**

$$\text{Pérdida del volumen del disco} = 2\pi R \left[ R^2 \sin^{-1} \left( \frac{d}{2r} \right) - \left( \frac{d}{4} \right) (4r^2 - d^2)^{1/2} \right]$$

Dónde:

**R** = radio de la pista de desgaste, y

**D** = ancho de la pista de desgaste.

Suponiendo que no hay desgaste significativo del pasador.

## 2.10 DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX) Y APLICACIÓN DE LA ECUACIÓN DE DEBYE-SCHERRER.

### 2.10.1 Espectro electromagnético y Rayos X [28].

Los Rayos X se descubrieron en 1895 por el físico alemán Röntgen y recibieron ese nombre porque se desconocía su naturaleza en ese momento. En 1912 se estableció de manera precisa la naturaleza de los rayos X. En ese año se descubrió la difracción de rayos x en cristales y este descubrimiento probó la naturaleza de los rayos X y proporcionó un nuevo método para investigar la estructura de la materia de manera simultánea.

Los R-X son radiación electromagnética de la misma naturaleza que la luz, pero de longitud de onda mucho más corta. La unidad de medida en la región de los r-x es el angstrom ( $\text{\AA}$ ), igual a  $10^{-10}\text{m}$  y los rayos x usados en difracción tienen longitudes de onda en el rango  $0.5\text{-}2.5 \text{\AA}$  mientras que la longitud de onda de la luz visible está en el orden de  $6000 \text{\AA}$ .

El espectro continuo. Los rayos X se producen cuando una partícula cargada eléctricamente con suficiente energía cinética es frenada rápidamente. Los electrones son las partículas utilizadas habitualmente y la radiación se obtiene en un dispositivo conocido como tubo de rayos x.

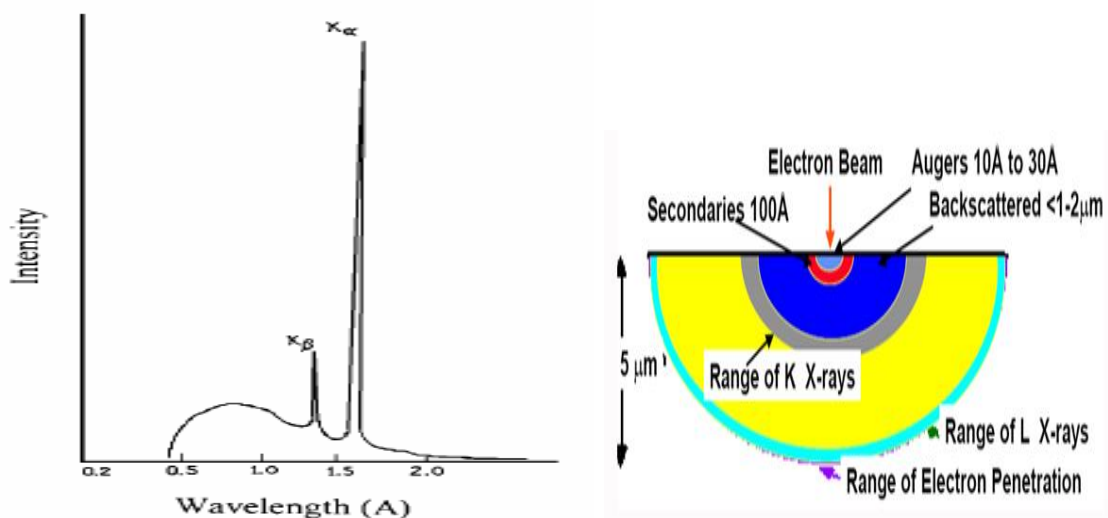


Figura 2.28 Patrón típico de difracción de Rayos X [28].

### 2.10.2 Ecuación de Debye -Scherrer:

La ecuación de Debye -Scherrer, la cual establece que el tamaño de cristal es inversamente proporcional al ancho medio del pico máximo de difracción y al coseno del ángulo del pico máximo [28], conforme a:

$$T = \frac{K * \lambda}{B * \cos \theta} = \mu m, \text{ nm } \text{ ó } \text{ \AA}$$

Donde consideraremos un factor de forma de  $K = 0.9$ ,  $\lambda = 1.5406$ ,  $B$  (FWHM, se obtiene utilizando el programa Origin 8.5) es el ancho medio del pico considerado para el cálculo (está en grados es necesario convertir a radianes) y  $\theta$  es el ángulo correspondiente con el máximo del pico  $2\theta$ . Esta técnica no es aplicable para cristales mayores a  $0.1$  a  $0.2 \mu m$ .

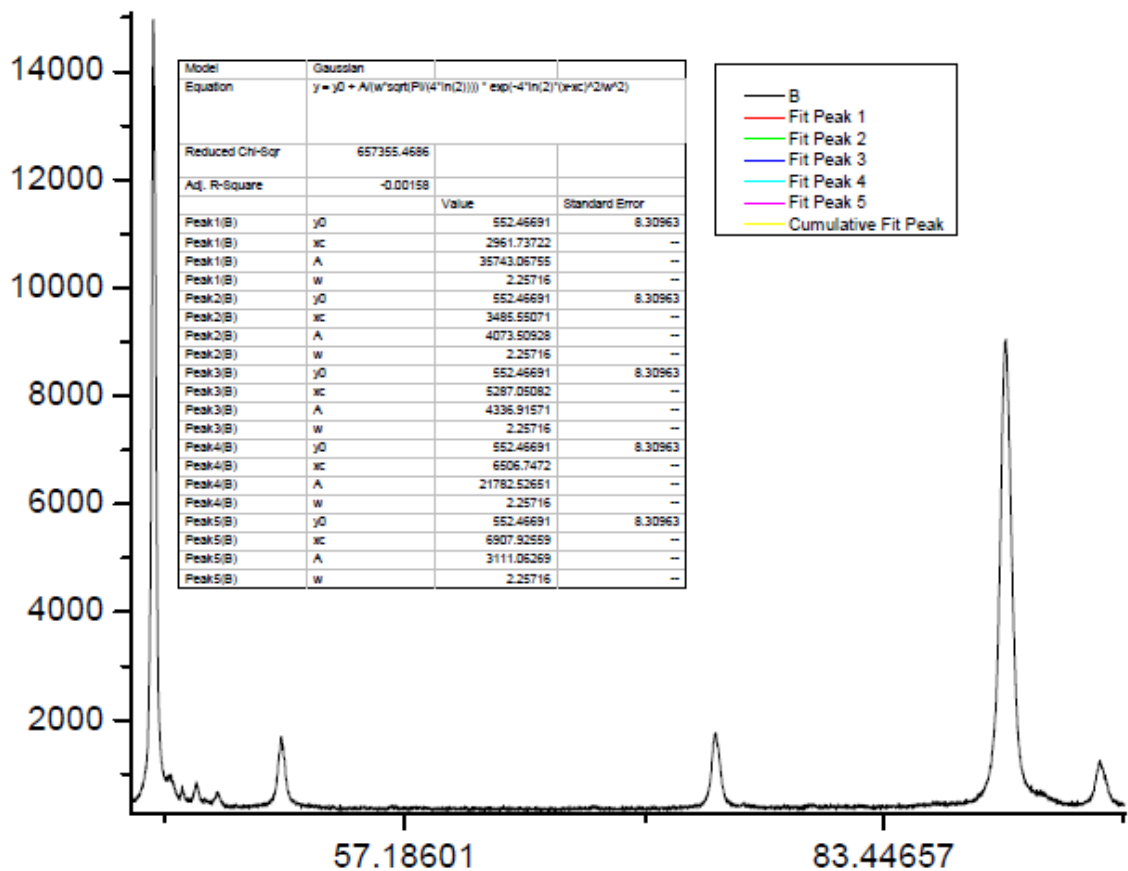


Figura. 2.29. Valores del ancho medio del pico (FMHW).

## 2.11 CONDUCTIVIDAD TÉRMICA

### 2.11.1 Introducción

La determinación de las propiedades termo físicas de los materiales es importante en todos los procesos donde ocurren intercambios de energía, en particular de calor. Para el diseño, operación y mantenimiento de sistemas y equipos mecánicos es importante conocer el valor de estas propiedades en particular la conductividad térmica. Para materiales sólidos conductores térmicos como es el aluminio, hierro, cobre, sus aleaciones y nuevos materiales que se emplean para construir equipos, como, por ejemplo, los motores de vehículos automotrices [58].

La conductividad térmica puede ser calculada de la difusividad térmica, calor específico y densidad del material usando la relación:

$$\lambda = (\alpha)(Cp)(\rho) [58]$$

Donde  $\lambda$  es la conductividad térmica,  $\alpha$  es la difusividad térmica,  $Cp$  es el calor específico y  $\rho$  es la densidad.

La conductividad térmica es una medida de la velocidad con la cual el calor es transferido a lo largo del material. Es bien sabido que la conductividad térmica sufre un decremento significativo con la adición de elementos aleantes, con lo cual elementos en solución sólida resultan en valores más bajos que la misma cantidad de elementos formando fases intermetálicas [16] .

### 2.11.2 Método para determinar la conductividad térmica

Los métodos de medición de la conductividad térmica pueden ser divididos dentro de dos amplias categorías: aquellas que se basan en el estado estable de condiciones de transferencia de calor, y aquellas que lo hacen en estado no estacionario. En los métodos de medición de estado estable, la muestra está

sujeta a un perfil de temperaturas que es invariante en el tiempo; después de que se ha alcanzado el equilibrio; la conductividad térmica es determinada directamente midiendo la velocidad del flujo de calor por unidad de área y el gradiente de temperatura. En los métodos de medición no estacionarios, la distribución de temperatura en la muestra varía con el tiempo, y la medición de la velocidad de los cambios de temperatura, que normalmente determina la difusividad térmica, sustituye a la medición de la velocidad del flujo de calor [23].

En general la conductividad térmica se mide mediante técnicas de estado estable y la difusividad térmica por técnicas transitorias. El método de medición tiene que ser seleccionado en función de los siguientes criterios:

- Posible tamaño y forma de la muestra
- Rango de temperatura
- Rango de conductividad térmica

A continuación, se describen brevemente los métodos de medición más comúnmente utilizados.

### **2.11.3 Método Láser Flash**

Los métodos para medir difusividad térmica pueden ser clasificados en dos principales grupos: Flujo de calor periódico y no periódico. Los métodos periódicos incluyen el Angstrom, termoeléctrico y el método de onda radial; mientras que los métodos no periódicos incluyen la barra, pequeña área, placa semi-infinita, flujo de calor radial de arco de alta intensidad, barra calentada eléctricamente, y método laser flash. Muchos de estos métodos tienen limitaciones inherentes debidas principalmente a la transferencia de calor por convección, así como la pérdida de calor por radiación. El impacto de estos

factores es minimizado por el uso de la técnica láser flash debido al pequeño espesor de la muestra y el suministro de calor a alta velocidad sobre la muestra.

El método láser flash fue propuesto por Parker et al [29]. y es una de las más populares técnicas de medición de difusividad térmica de materiales sólidos. En esta técnica un impulso de energía calienta un lado de la muestra paralela al plano, y el incremento de temperatura en la parte trasera se mide como una función del tiempo del cual el valor de la difusividad térmica puede ser determinado. Cuanto mayor es la difusividad térmica de la muestra, mayor será la energía que llega a la parte trasera [33].

El incremento de temperatura en la cara frontal puede ser muy grande para materiales aislantes negros. Toda esta energía es originalmente concentrada en una sección muy delgada y difundida al resto de la muestra, incrementando la temperatura total varios grados. El incremento de temperatura de la superficie de la muestra puede ser de hasta 100°C.

La dependencia de temperatura de la difusividad térmica y el efecto del incremento de temperatura en la muestra debe tomarse en cuenta en la determinación de un valor preciso de la difusividad térmica utilizando el método láser flash [33].

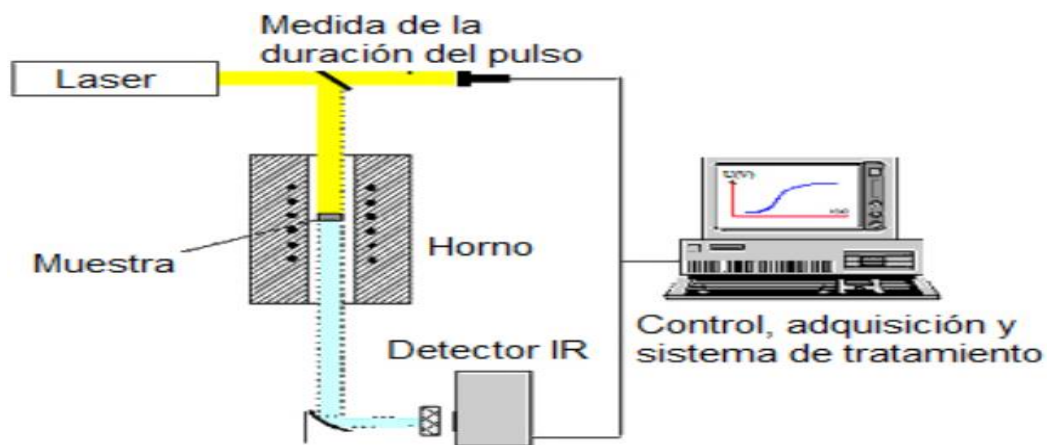


Figura 2.30. Esquema de un sistema típico del método láser flash [56].

**Requisitos Clave:**

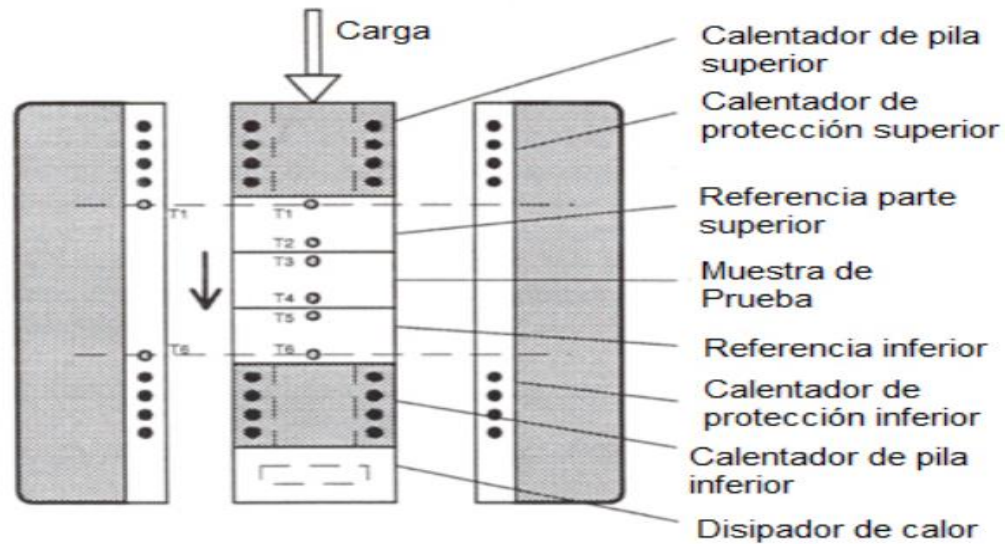
- Las caras de las muestras deben ser planas y paralelas.
- En el caso de materiales heterogéneos, solamente las muestras con pequeñas heterogeneidades (granos o poros  $< 0.05$  de espesor) pueden ser medidos.
- La muestra debe ser opaca a la longitud de onda, de lo contrario las muestras deben ser recubiertas.
- El espesor de la muestra debe ser elegido de acuerdo con el ancho de pulso de láser y la difusividad térmica esperada.

**2.11.4 Técnica Comparativa**

El método comparativo se denomina así porque está basado en la comparación entre los gradientes térmicos que se establecen entre dos materiales de referencia y la muestra de prueba situada entre ambos, cada uno de ellos en contacto con la placa plana de una unidad de calefacción/enfriamiento y todo el apilamiento está rodeado por un cilindro protector longitudinal [4].

Un gradiente de temperatura se establece entre la parte superior e inferior del apilamiento y aseguran las condiciones adiabáticas del sistema. Una vez alcanzado el equilibrio térmico, se mide el gradiente de temperatura final alcanzado entre ambos materiales de referencia y en la muestra.

Si se cumpliesen las condiciones de régimen estacionario, no existiesen resistencias térmicas de contacto en el apilamiento de medida y las áreas de contacto fuesen estrictamente iguales, se podría suponer que el flujo térmico es el mismo en la muestra y en los materiales de referencia superior e inferior, por lo que la conductividad térmica de la muestra se puede obtener igualando el flujo de calor en la muestra al flujo en los materiales de referencia superior e inferior.



**Figura 2.31.** Aparato de conductividad térmica por método comparativo [55]

Esta técnica ha sido descrita como el caballo de batalla del campo de la conductividad térmica ya que es relativamente simple en concepto y ejecución, versátil, flexible y altamente aceptable. Puede ser utilizado para la medición en el rango de temperaturas de 100K a 1300K, de homogéneo, heterogéneo y sólidos compuestos que cubren un rango de conductividad térmica de tres órdenes de magnitud entre el verdadero aislamiento térmico y muy altos metales conductores y otros sólidos. Para una mayor conductividad en la muestra es recomendable una barra cilíndrica de diámetro entre 17 a 30mm.

Requisitos Clave:

- Siempre que sea posible la conductividad térmica de las piezas de referencia debe ser similar a la de la muestra de ensayo.
- Las superficies de las piezas de ensayo deben ser planas y paralelas.
- Se debe tener cuidado para eliminar o mantener las resistencias de contactos reproducibles en las superficies de contacto – entorno de vacío no se recomienda, la carga hidráulica o neumática utilizada para mantener

un valor constante y el uso de un medio de contacto delgado adecuado en las superficies si no hay contaminación esperada.

- Los sensores de temperatura en las posiciones requeridas de prueba y las piezas de referencia son críticos en este método.

### 2.11.5 Técnica de flujo térmico aislado

Este método es similar al método de medidor de flujo de calor en el que se utiliza un transductor de flujo de calor junto con los materiales de referencia como artefactos de calibración. Sin embargo, está diseñado específicamente para medir muestras que tienen resistencias térmicas en el rango de  $0.001$  a  $0.050$   $m^2 \cdot K/W$ , y en particular sólidos, usando muestras de ensayo más pequeñas en el intervalo de 30 a 50mm de diámetro y 1 a 30mm de espesor dependiendo de la conductividad térmica. También se puede utilizar para medir hojas delgadas (por apilamiento de varias hojas juntas) y materiales altamente viscosos [25].

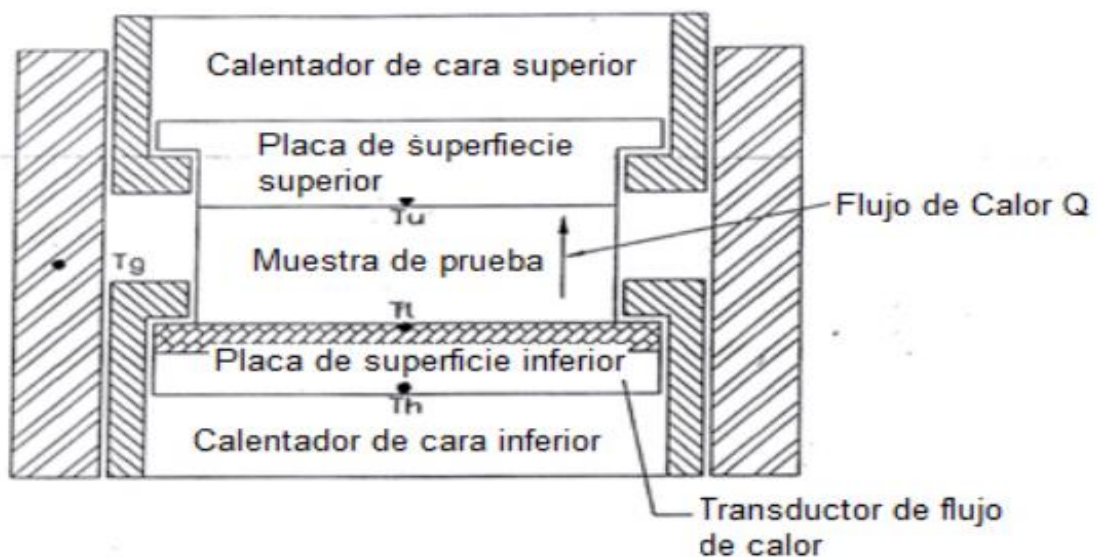


Figura 2.32. Aparato de medición de flujo térmico protegido [25]

En la operación, una muestra de ensayo se intercala bajo una carga uniforme entre dos superficies calientes controladas a diferentes temperaturas utilizando sensores de temperatura fijos directamente en las superficies. Un cilindro de guarda anular, cuya temperatura se mantiene a la temperatura media de las

placas, rodea el apilamiento completo. En el equilibrio el flujo de calor a través de la muestra de ensayo se mide con un delgado transductor de flujo de calor fijado en una de sus placas controladas. Una delgada capa de grasa del disipador de calor se aplica a las superficies de las muestras con el fin de reducir las resistencias térmicas de la interfaz

La calibración del aparato en todo el rango de temperatura de operación se lleva a cabo a diversas temperaturas usando uno o más materiales de referencia con diferente espesor para proporcionar una gama de resistencias térmicas que cubren la de la muestra de ensayo.

Requisitos Clave:

- Las superficies de las muestras deben ser planas y paralelas a menos de 0.01mm.
- La calibración debe llevarse a cabo en las mismas condiciones de temperatura y presión que las de la muestra de ensayo.
- La altura del apilamiento no debe ser superior a la del cilindro de guarda.
- Control de la temperatura de las placas de superficie a 0.1K.

### **2.11.6 Método de Medición Láser Flash**

Durante las últimas décadas, el método de laser flash se ha convertido en la técnica más comúnmente utilizada para la medición de la difusividad y conductividad térmicas de diversos tipos de sólidos, polvos y líquidos. La difusividad es una medida de que tan rápido un cuerpo puede cambiar su temperatura; ésta incrementa con la habilidad de un material para conducir calor. La medición de la difusividad térmica de un material es usualmente llevada a cabo calentando rápidamente una cara de la muestra y midiendo el incremento en la curva de temperatura en la cara opuesta. El tiempo que esto toma para que el calor viaje a través de la muestra y ocurra el incremento de temperatura en la

cara posterior puede ser medido para obtener la difusividad térmica y calcular la conductividad térmica si el  $C_p$  y densidad son conocidos [17].

Este método tiene particulares ventajas por la geometría simple de la muestra, el tamaño de la muestra requerida es pequeño, rapidez de medición y de fácil manejo. La técnica Láser Flash cubre el rango más amplio de entre todas las técnicas, 0.1 hasta 2000  $W(m^*K)$  para la conductividad térmica y 0.01 hasta 1000  $mm^2/s$  para la difusividad térmica, y es una técnica de medición absoluta (de la difusividad térmica), por lo tanto, no hay necesidad de calibrar el sistema.

### **Descripción del equipo**

Los componentes esenciales del equipo son mostrados en la fig. 2.30 Estos son: fuente de luz (flash), porta muestra, recinto ambiental, detector de respuesta de la temperatura y dispositivo de grabación.

La fuente de luz (flash) puede ser un láser de pulso, una lámpara de flash, u otro dispositivo capaz de generar un pulso de corta duración de energía sustancial.

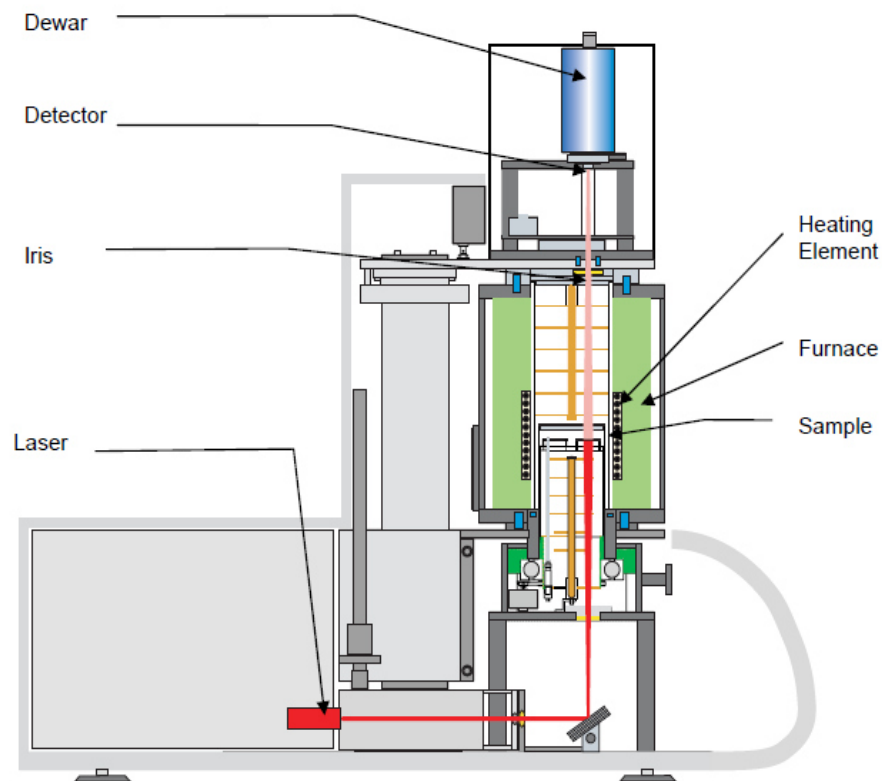
Los láseres más comúnmente usados pueden ser: rubí (rojo visible), Nd: vidrio, y Nd: YAG (infrarrojo cercano); sin embargo, otros tipos de láser pueden ser usados. En algunas ocasiones las fuentes de flash de xenón diseñadas adecuadamente pueden proporcionar un rendimiento comparable para todos, pero los tiempos de subida más cortos. Fuentes de xenón enfocadas adecuadamente, ofrecen un menor costo y mantenimiento alternativo para muchas aplicaciones.

Una cámara de control ambiental es requerida para medir arriba y abajo de la temperatura ambiente. Esta cámara puede ser de gas o al vacío si se requiere atmósfera protectora. El recinto debe estar equipado con una ventana, que tiene que ser transparente a la fuente de flash. Es necesaria una segunda ventana si

se utiliza la detección óptica del incremento de temperatura en la cara posterior. En tales casos se recomienda que el detector óptico esté protegido de la exposición directa al haz de energía con el uso de filtros apropiados.

El detector puede ser un termopar, detector infrarrojo, pirómetro óptico o cualquier otro sensor que pueda proporcionar una salida eléctrica lineal proporcional a un pequeño aumento de temperatura. Este debe ser capaz de detectar el cambio de 0.05K encima de la temperatura inicial de la muestra.

El sistema de recolección de datos debe ser de la velocidad adecuada para asegurar que el tiempo de resolución en la determinación de la mitad del aumento de temperatura máxima en el termograma es al menos 1%, para el termograma más rápido para los que el sistema está capacitado [24].



**Figura 2.33.** Diagrama esquemático del aparato Láser Flash [24].

### Principio del método de medida

El método de láser flash fue desarrollado por Parker et al. en 1961 [24]. El principio del método láser flash está basado en el calentamiento de una muestra por un láser de pulso de corta duración en la cara inferior y la detección del incremento de temperatura en la cara superior de la muestra (Fig. 3.8). Si el láser de pulso puede ser considerado a ser instantáneo y si la muestra es mantenida en condiciones adiabáticas, la difusividad térmica ( $\alpha$ ) puede ser calculada de acuerdo con la siguiente fórmula:

$$\alpha = 0.1388 \frac{d^2}{t_{1/2}} \quad [17]$$

La difusividad térmica es calculada del espesor ( $d$ ) de la muestra (comúnmente 2mm) y el tiempo  $t_{1/2}$ . Este es el tiempo necesario para que la temperatura de la cara superior alcance su máximo valor. Muchas mejoras en el método de evaluación se han realizado desde la introducción de este método por Parker et al. en 1961 [17]. Estas son la consideración de flujo de calor tridimensional, pérdidas de calor, duración de pulso finito, calentamiento no uniforme, etc. La ventaja más importante del método de laser flash es que, para la determinación de una propiedad térmica ni la temperatura absoluta ni la medición de calor son necesarias. La medición de difusividad térmica es llevada a cabo por la determinación del cambio de temperatura relativa como una función del tiempo solamente.

Las condiciones perfectas son:

- Material homogéneo
- Una entrada de energía homogénea en el lado delantero
- Un pulso corto dependiente del tiempo

## 2.12 INYECCIÓN A PRESIÓN [55]

La inyección a presión requiere un nivel de experiencia que pocos poseen. Antes de producir una pieza, se deben tener en cuenta diferentes metales, procesos, herramientas y mecanizados.

### 2.12.1 Fundición por inyección a alta presión.

La fundición inyectada es un proceso de fabricación de piezas en el que se vierte o presiona metal fundido en moldes de acero. Los moldes, también llamados herramientas o troqueles, se crean utilizando acero y están especialmente diseñados para cada proyecto (piezas únicas). Esto permite que cada componente (pieza) sea creada con precisión y repetitividad. El aluminio, el zinc y el magnesio son las aleaciones de fundición inyectada más utilizadas.

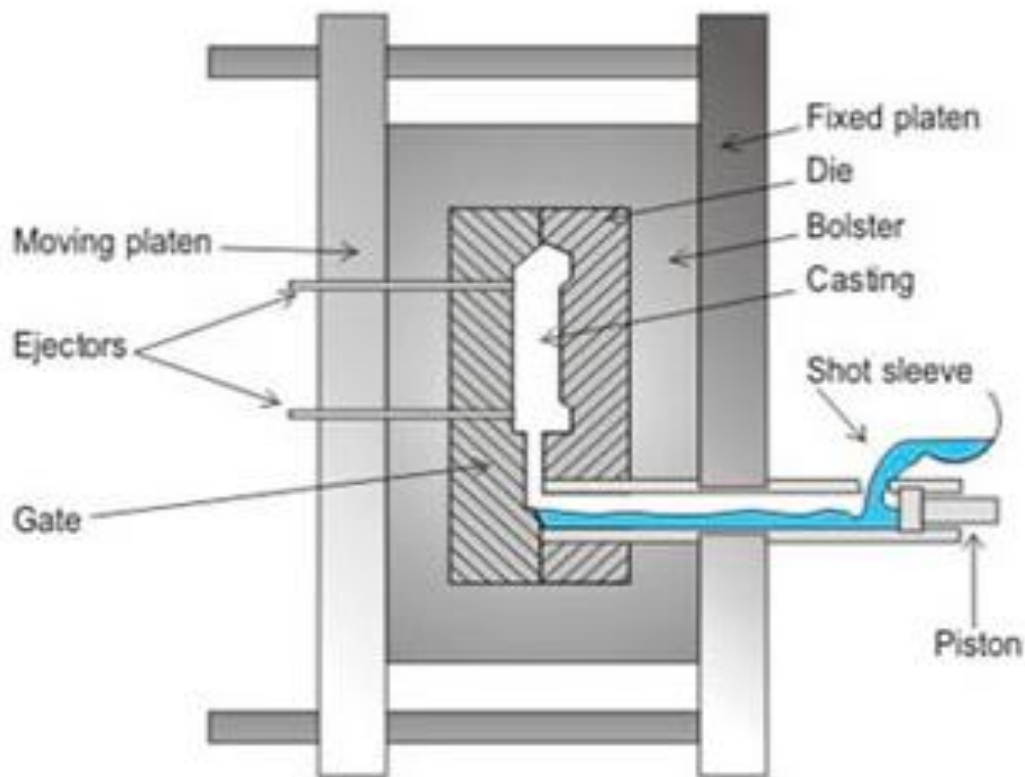


Figura 2.34. Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara fría.

### **2.12.2 Beneficios del sistema de fundición por inyección**

La fundición inyectada puede tener ventajas significativas en otros procesos de producción, que a menudo conlleva importantes ahorros en costos, no solo en cuanto al precio en sí, sino también en el costo total de producción. Cuando se funde una pieza, se pueden crear formas definitivas complejas, incluidas roscas externas y geometrías complejas internas con ángulos mínimos (reduciendo las operaciones secundarias). También se pueden combinar múltiples piezas en una sola, eliminando las operaciones de montaje y reduciendo los costos por mano de obra, con los beneficios adicionales de un control de existencias simplificado y una mayor consistencia de los componentes.

Otros beneficios incluyen:

- Espesor variable de la pared
- Tolerancias más estrictas
- Menos etapas de producción de materia prima a pieza terminada
- Tiempos de ciclo de producción rápidos
- Reducción de material de desecho
- Herramienta de larga duración, especialmente para zinc y magnesio

### **2.12.3 Aleaciones de fundición inyectada**

El zinc, el aluminio y el magnesio son las tres principales aleaciones de fundición inyectada. Normalmente, son metales no ferrosos y sus propiedades mecánicas varían en gran medida para adaptarse a casi cualquier tipo de aplicación que un fabricante pueda necesitar. Las aleaciones de fundición no solo soportan temperaturas de funcionamiento altas, sino que también son completamente reciclables. Las aleaciones de fundición también tienen:

- Buena resistencia a la corrosión
- Alta resistencia y dureza
- Alta conductividad térmica

- Alta conductividad eléctrica
- Propiedades de protección EMI o RFI excepcionales
- Buenas características de acabado

Por separado, cada aleación fundida ofrece una variedad de beneficios que el otro no puede ofrecer. Esa es una de las mayores ventajas de la fundición inyectada, no hay límites a la hora de elegir el metal adecuado.

#### **2.12.4 Proceso de inyección**

No hay un proceso único que se pueda adaptar a cada proyecto. Cada proyecto es diferente, por eso, se ofrecen múltiples soluciones para las necesidades en la fundición inyectada. Esto asegura que se utilice siempre el proceso adecuado para la aplicación adecuada. Se ofrecen tres tipos diferentes de procesos de fundición inyectada.

#### **2.12.5 Fundición inyectada en cámara caliente**

La fundición inyectada en cámara caliente se puede utilizar con zinc, magnesio y otras aleaciones de bajo punto de fusión, en moldes de múltiples correderas o moldes estándar, la fundición inyectada en cámara caliente es una gran opción para las aleaciones que no atacan ni erosionan fácilmente los crisoles de metal, cilindros y émbolos.

Secuencia de funcionamiento del proceso de fundición inyectada en cámara caliente estándar

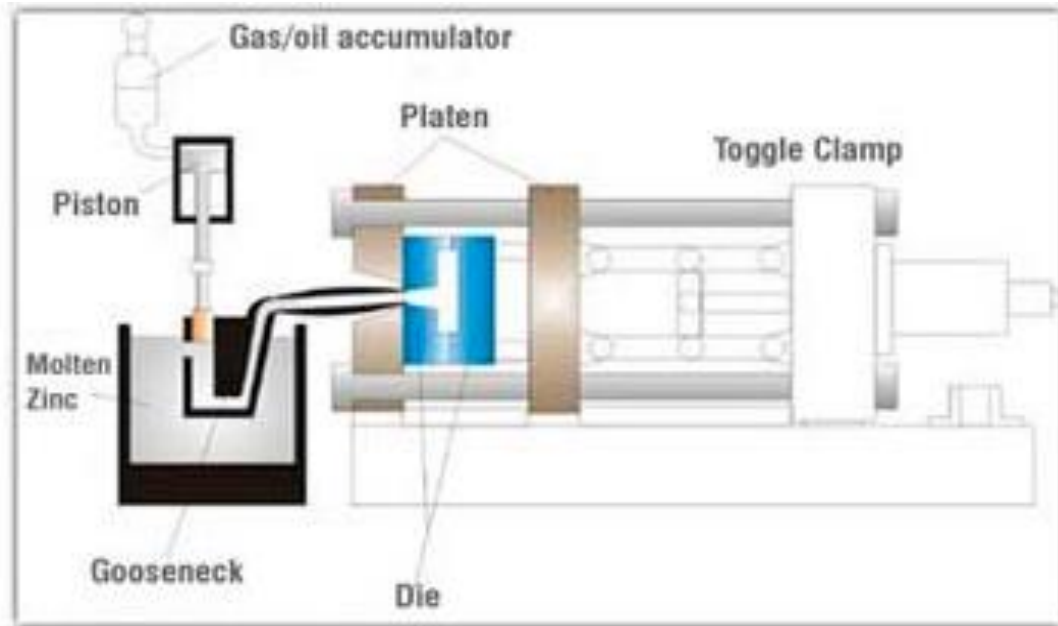


Figura 2.35. Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara caliente.

EL molde se cierra, y el pistón se eleva y abre el puerto, lo que permite que el metal fundido llene el cilindro.

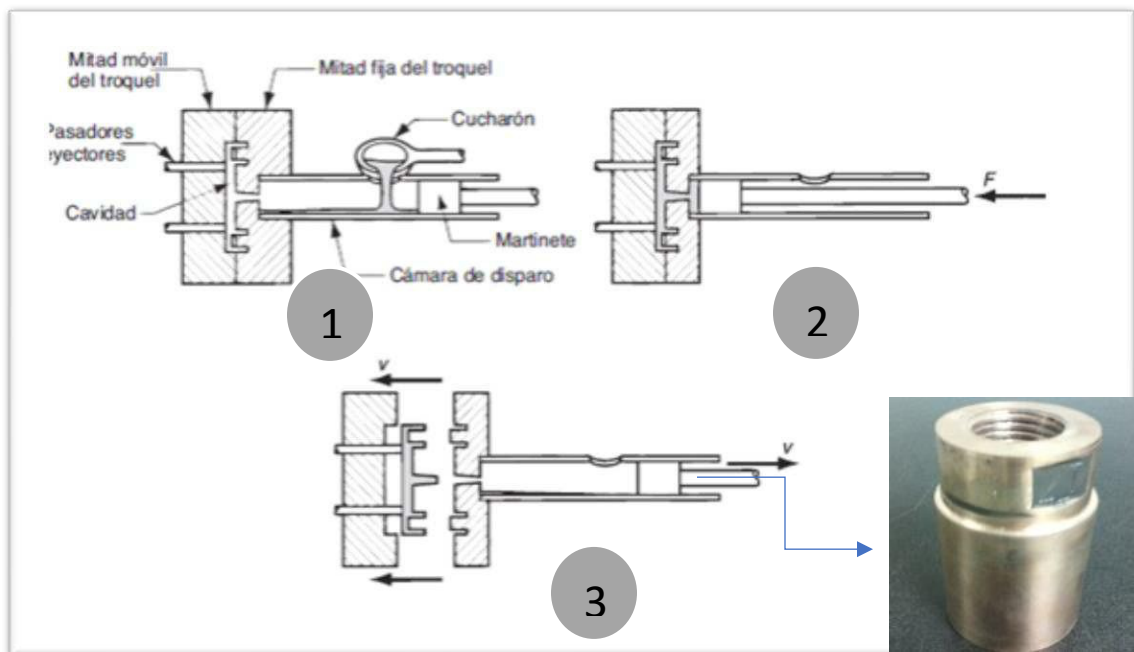


Figura. 2.36. Extracción de la pieza fundida fuera del molde, empujada por los botadores.

### 2.12.6 Fundición inyectada en cámara fría

La fundición inyectada en cámara fría es ideal para metales como el aluminio, que tienen un punto de fusión alto. Durante este proceso, el metal se funde en un horno a temperaturas extremadamente altas y luego se dosifica en una cámara fría para ser inyectado en el molde.

#### Componentes básicos de la máquina de fundición inyectada en cámara fría

Durante la fundición inyectada en cámara fría, la carga fundida, que consta de más material del que se requiere para llenar la pieza de fundición, se dosifica desde el crisol en una cámara de inyección donde el pistón de accionamiento hidráulico empuja el metal hacia el molde. El material adicional se utiliza para forzar el metal adicional hacia la cavidad del molde para compensar la contracción, que tiene lugar durante la solidificación.

Los principales componentes de una máquina de fundición inyectada en cámara fría se muestran a continuación. Se puede obtener una presión de inyección de más de 10.000 psi o 70.000 KPa con este tipo de máquina.

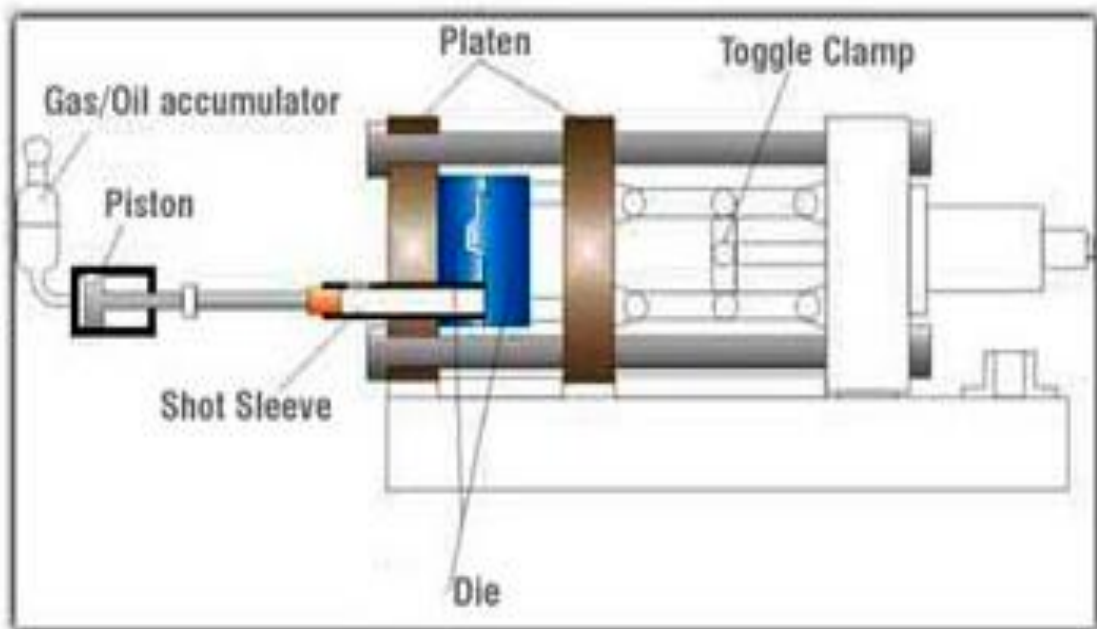


Figura 2.37. Máquina estándar de Fundición a alta presión en cámara fría

## CAPÍTULO III

### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. INTRODUCCIÓN

El uso de nuevas aleaciones en la industria conlleva a realizar estudios extensivos de diseño y de nuevos materiales como contribución a la producción manufacturera. La fabricación satisfactoria de estas nuevas aleaciones depende de la inspección y control de los productos, lo cual implica ejecutar un estudio meticuloso del comportamiento de las propiedades mecánicas de los elementos involucrados, ya que estos estarán sometidos a condiciones de carga, desgaste, presión, oxidación, etc. Cuyos factores se ven afectados por la microestructura del material, condición en el que se encuentre, velocidad de deformación, entre otros.

En este capítulo se describen las actividades y procedimientos realizados durante el proyecto de investigación; además estudiar el efecto de los elementos de cada aleación que contribuyen a modificar la microestructura y dichas propiedades de la matriz cobre; elementos como ser el níquel (Ni), silicio (Si), cromo (Cr) y los elementos inoculantes Boro (B), Niobio (Nb) y Zirconio (Zr). Es por lo que se llevó a cabo el análisis minucioso de la solubilidad máxima entre solutos para la formación de una solución sólida con el cobre, esto para poder saber cuál es el rango de solubilidad máxima de los elementos solutos con el elemento solvente cobre; se realizó el estudio de los diagramas de fase y las reglas de Hume Rothery, con el objetivo de poder establecer el equilibrio químico propicio para favorecer a la optimización de las propiedades mecánicas y térmicas de la aleación Cu-Ni-Co-Cr-Si. La adición de B, Nb y Zr como elementos inoculantes y

refinadores de grano favorecen a la cinética de nucleación, lo cual influirá en la forma y tamaño de grano durante el proceso de solidificación; este evento será favorable para el incremento de cristales (granos) de menor tamaño, por consiguiente esto será de beneficio para modificar la microestructura, la dureza y resistencia al desgaste; esto a través de la combinación de las diferentes propiedades particulares entre el elemento solvente y los elementos solutos. El Níquel (Ni), silicio (Si) y cromo (Cr), Boro (B), Niobio (Nb) Y Zirconio (Zr), son los principales elementos en solución que contribuyen a modificar las propiedades mecánicas y térmicas de la aleación base cobre, así mismo los tratamientos térmicos adecuados de solución y posteriormente el envejecido favorecen a la cinética de formación y crecimiento de precipitados finos [59].

La actual investigación está orientada en optimizar las propiedades de dureza, resistencia al desgaste y conductividad térmica de la aleación Cu-Ni-Co-Cr-Si, mediante la adición de elementos refinadores de grano (B, Nb y Zr) y la aplicación de los tratamientos térmicos de solución y envejecido, ya que estos modifican los materiales, permitiendo la liberación controlada de los constituyente para formar grupos de precipitados que optimizan significativamente la resistencia del componente matriz cobre; así mismo se pretende reducir los tiempos de aplicación de los tratamientos térmicos, ya que es de fundamental importancia para reducir costos energéticos en la producción de cabezales para pistones con dicha fusión. Esta aleación optimizada apunta a ser aplicada en la industria manufacturera de cabezales de pistones con mayores propiedades mecánicas y térmicas utilizados en la inyección de aluminio a alta presión (HPDC) mediante "DIE CASTING".

Para el desarrollo de este proyecto se estudió tres diferentes aleaciones, en donde la base es Cu-Ni-Co-Cr-Si, a esta se le adiciono los elementos Boro (B), Nb (Nb) y Zirconio (Zr), cada uno de ellos de forma individual, siendo en un total de tres aleaciones para este trabajo científico. La obtención de las probetas se realizó mediante la fundición en un horno de gas natural y vaciado por gravedad

en moldes metálicos de acero herramental H13. Se vaciaron cinco probetas por aleación de 120 milímetros de alto por 25.4 milímetros de diámetro. Posteriormente se seccionaron nueve cilindros de 15 milímetros de espesor por 25.4 milímetros de diámetro. Siendo un total de 27 muestras para el estudio entre las tres aleaciones, estas con las mismas velocidades de solidificación. Se seleccionó una probeta de cada aleación para su evaluación metalúrgica y características en condiciones de vaciado, los ocho especímenes restantes por cada aleación fueron sometidos a tratamientos térmicos de solución y envejecido a diferentes tiempos de duración, consecutivamente se procedió al estudio de composición química en SEM y Espectrometría de Emisión Óptica por Chispa, caracterización en SEM, identificación de fases mediante DRX y cálculo del tamaño de cristales aplicando la ecuación de Debye Scherrer, dureza HRB, resistencia al desgaste y conductividad térmica.

Las probetas fueron etiquetadas con un sistema de identificación: **AXMX**:

**AX: A1** - Aleación 1

**A2** - Aleación 2

**A3** - Aleación 3

**MX:**

**M1** – Muestra de Vaciado

**M2** - Muestra con TT de Solución

**M3** – Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 30 min

**M4** - Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 60 min

**M5** - Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 100 min

**M6** – Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 30 min + TT Envejecido II

**M7** - Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 30 min + TT Envejecido II

**M8** - Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 30 min + TT Envejecido II

**M9- Muestra con TT de Solución + Envejecido I a 180 min**

Las muestras se analizaron en condición de vaciado y en cada condición de tratamiento térmico correspondiente, en donde AXM1 son las muestras en condición de vaciado, AXM2 con tratamiento térmico de solución (TTS), AXM3 con tratamiento de envejecido uno a un tiempo de 30 min (TTE1), AXM4 con tratamiento térmico de envejecido uno a un tiempo de 60 min, AXM5 con tratamiento térmico de envejecido uno a un tiempo de 180 min, AXM6 con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(30 MIN) +TTE2), AXM7 con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(60 MIN) +TTE2), AXM8 con tratamiento térmico de envejecido dos (TTS+TTE1(180 MIN) +TTE2) y AXM9 en condición de envejecido uno a un tiempo de 180 min. Una vez tratadas térmicamente las probetas de cada aleación, se inicia el estudio de composición mediante espectrometría de chispa y posteriormente la caracterización con Microscopio electrónico Barrido (SEM), difracción de rayos x (XRD), ensayos de dureza (HRB), ensayos de desgaste y conductividad térmica utilizando láser flash.

**3.2. DISEÑO DEL EXPERIMENTO**

Se adiciono Boro (B), Niobio (Nb) y Zirconio (Zr) a la aleación Cu-Ni-Co-Cr-Si como elementos inoculantes y refinadores de grano; y se aplicó tratamiento térmico de solución y envejecido uno (E1) con variación de tiempos de aplicación de 30 min, 60 min, 100 min y 180 min; esto con el objetivo de reforzar los materiales permitiendo la interacción controlada de los componentes, para formar grupos de precipitados e Intermetálicos que optimizan significativamente las propiedades mecánicas de la aleación estudiada anteriormente por Marcial Chapas en su estudio denominado “Desarrollo de una aleación de cobre libre de berilio utilizado en la industria de hpdc en cabezales para pistones hidráulicos en la inyección de aluminio” [43], y reducir los tiempos de duración de los

tratamientos térmicos aplicados a dicha aleación, esto para la disminución de costos energéticos y producción, sin perjudicar las propiedades mecánicas, eléctricas y térmicas. Una vez realizado el experimento se determina cual es la aleación modificada que experimenta mejores propiedades y cuál es el tiempo de envejecido que favorece tanto a las propiedades mecánicas como a la disminución de costos generados por los tratamientos térmicos aplicados.

En la tabla I, se da a conocer el resumen de la serie de experimentos en condición de vaciado y con cada uno de los tratamientos térmicos estudiados y la nomenclatura asignada.

Para el estudio de las tres aleaciones con diferentes composiciones se puntualizó vaciar 9 muestras por aleación, se reservó una muestra de cada fusión para ser caracterizada en su condición de vaciado y su duplicado para ser estudiada después de cada tratamiento térmico aplicado, siendo así un total de 27 muestras para el presente estudio.

El procedimiento para la obtención de las muestras y el producto final (cabezal) consiste en una serie de pasos que van desde el estudio del comportamiento de solubilidad máxima de los elementos entre sí, posteriormente, realizar el equilibrio de composición químico propicio para la obtención de propiedades optimizadas, fundición de las aleaciones, vaciado en el molde metálico, seccionar muestras, realizar análisis químico, aplicar tratamientos térmicos, preparación metalográfica, estudiar la dureza, caracterización en SEM y EDXS, identificación de fases por DRX y tamaño de cristales, ensayo de desgaste, medición de las propiedades térmicas, fundición del cabezal, pruebas del cabezal en la máquina de inyección con cada una de las aleaciones y análisis de resultados obtenidos.

**Tabla I.** Experimentos y nomenclatura de piezas.

Aleación	Nomenclatura	Condición
<b>Cu<sub>9</sub>Ni<sub>1</sub>Co<sub>1.58</sub>Cr<sub>2</sub>Si+0.25B</b>	<b>A1M1</b>	Vaciado
	<b>A1M2</b>	TTS
	<b>A1M3</b>	TTS+TTE1(30 MIN)
	<b>A1M4</b>	TTS+TTE1(60 MIN)
	<b>A1M5</b>	TTS+TTE1(100 MIN)
	<b>A1M6</b>	TTS+TTE1(30 MIN) +TTE2
	<b>A1M7</b>	TTS+TTE1(60 MIN) +TTE2
	<b>A1M8</b>	TTS+TTE1(100 MIN) +TTE2
	<b>A1M9</b>	TTS+TTE1(180 MIN)
<b>Cu<sub>9</sub>Ni<sub>1</sub>Co<sub>1.58</sub>Cr<sub>2</sub>Si+0.20Nb</b>	<b>A2M1</b>	Vaciado
	<b>A2M2</b>	TTS
	<b>A2M3</b>	TTS+TTE1(30 MIN)
	<b>A2M4</b>	TTS+TTE1(60 MIN)
	<b>A2M5</b>	TTS+TTE1(100 MIN)
	<b>A2M6</b>	TTS+TTE1(30 MIN) +TTE2
	<b>A2M7</b>	TTS+TTE1(60 MIN) +TTE2
	<b>A2M8</b>	TTS+TTE1(100 MIN) +TTE2
	<b>A2M9</b>	TTS+TTE1(180 MIN)
<b>Cu<sub>9</sub>Ni<sub>1</sub>Co<sub>1.58</sub>Cr<sub>2</sub>Si+0.17Zr</b>	<b>A3M1</b>	Vaciado
	<b>A3M2</b>	TTS
	<b>A3M3</b>	TTS+TTE1(30 MIN)
	<b>A3M4</b>	TTS+TTE1(60 MIN)
	<b>A3M5</b>	TTS+TTE1(100 MIN)
	<b>A3M6</b>	TTS+TTE1(30 MIN) +TTE2
	<b>A3M7</b>	TTS+TTE1(60 MIN) +TTE2
	<b>A3M8</b>	TTS+TTE1(100 MIN) +TTE2
	<b>A3M9</b>	TTS+TTE1(180 MIN)

E = Envejecido, TTS = tratamiento térmico de solución, TTE = tratamiento térmico de envejecido.

### 3.3. ESTUDIO DE SOLUBILIDAD MEDIANTE EL ANÁLISIS DE DIAGRAMAS DE FASES Y REGLAS DE HUME ROTHERY

#### 3.3.1. Composición química de las aleaciones

Tabla II. Especificación química de las tres aleaciones presentes en este estudio

Elementos	Contenido en porcentaje en peso		
	Aleación 1	Aleación 2	Aleación 3
Níquel (N)	9 %	9 %	9%
Cobalto (Co)	1 %	1 %	1 %
Cromo (Cr)	1.58 %	1.58 %	1.58 %
Silicio (Si)	2 %	2 %	2 %
Hierro (Fe)	2.23%	0.19%	0.12%
Cobre (Cu)	83.94 %	86.03 %	86.12 %
Boro (B)	0.25%	----	----
Niobio (Nb)	----	0.20%	----
Zirconio (Zr)	----	----	0.17%
	100%	100%	100%

Nota: todos los elementos se adicionaron en su estado de pureza de 99.9%, excepto el B, Nb y Zr, estos se adicionaron como ferroaleaciones.

#### 3.3.2. Solubilidad del Boro, Niobio y Zirconio con el elemento matriz Cobre.

Tabla III. Rangos de solubilidad máxima entre el elemento solvente (Cu) y los elementos solutos (B, Nb y Zr) [53]:

Elemento modificador en porcentaje en peso	Solubilidad máxima para la formación de una solución sólida	
Boro (B)	0.25% a 1008 °C	1281 K
Niobio (Nb)	0.20% a 1080°C	1353 K
Zirconio (Zr)	0.17% a 971.85°C	1245 K

Nota: estos valores de solubilidad máxima son conforme al análisis de los diagramas de fases respectivos entre el B, Nb, Zr y el cobre.

### 3.3.3. Reglas de Hume-Rothery para el Cu, Ni, Cr, Co y Si.

Las reglas de Hume-Rothery representan un conjunto de condiciones que deben cumplir las soluciones sólidas metálicas, para que tenga lugar la solubilidad total entre los distintos elementos involucrados, para ello se realizó el análisis correspondiente al comportamiento de los elementos utilizados en este estudio [14,44]

Dichas reglas establecen que:

- I. La diferencia en tamaño atómico entre el soluto y el solvente debe ser  $< \sim 15\%$ .
- II. Las electronegatividades del soluto y el solvente deben ser comparables.
- III. Las valencias del soluto y solvente deben ser similares.
- IV. Las estructuras cristalinas deben ser iguales.

Si no se cumple una o más de las reglas de Hume-Rothery, sólo es posible obtener solubilidad parcial.

#### Formaciones posibles:

- Solución sólida sustitucional con solubilidad total
- Solución sólida sustitucional con solubilidad parcial
- Solución sólida intersticial

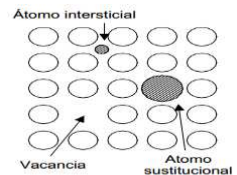


Tabla IV. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Níquel (Ni).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Níquel (Ni)
Radio atómico	1.278 Å	2.50	1.246 Å
Electronegatividad	1.9	5.50	1.8
#valencias	+1, +2	0	+2
Tipo de estructura cristalina	FCC	0	FCC
Tipo de solubilidad	Solubilidad sólida sustitucional total entre el Cu y el Ni		

Fórmula para calcular la diferencia:  $((A/B \cdot 100\%) - 100)$ .

Tabla V. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Cobalto (Co).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Cobalto (Co)
Radio atómico	1.278 Å	1.96	1.253 Å
Electronegatividad	1.9	5.50	1.8
#valencias	+1, +2	0	+2
Tipo de estructura cristalina	FCC	100	HCP
Tipo de solubilidad	Solubilidad sólida sustitucional parcial entre el Cu y el Co		

Tabla VI. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Cromo (Cr).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Cromo (Cr)
Radio atómico	1.278 Å	2.27	1.249 Å
Electronegatividad	1.9	18.75	1.6
#valencias	+1, +2	0	+2, +3, +6
Tipo de estructura cristalina	FCC	100	BCC
Tipo de solubilidad	Solubilidad sólida sustitucional parcial entre el Cu y el Ni		

Tabla VII. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Silicio (Si).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Silicio (Si)
Radio atómico	1.278 Å	3.28	1.320 Å
Electronegatividad	1.9	0	1.9
#valencias	+1, +2	50	+4
Tipo de estructura cristalina	FCC	0	FCC
Tipo de solubilidad	Solubilidad sólida sustitucional parcial entre el Cu y el Si		

### 3.3.4. Reglas de Hume-Rothery para el B, Nb y Zr

Tabla VIII. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Boro (B).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Boro (B)
Radio atómico	1.278 Å	23.30	0.98 Å
Electronegatividad	1.9	0	2
#valencias	+1, +2	33.3	+3
Tipo de estructura cristalina	FCC	0	Romboédrica
Tipo de solubilidad	Solución sólida intersticial entre el Cu y el B.		

Tabla IX. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el Niobio (Nb).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Niobio (Nb)
Radio atómico	1.278 Å	14.24	1.46 Å
Electronegatividad	1.9	18.75	1.6
#valencias	+1, +2	0	+2, +3, +4, +5
Tipo de estructura cristalina	FCC	100	BCC
Tipo de solubilidad	Solución sólida sustitucional parcial entre el Cu y Nb.		

Tabla X. Tipo de solubilidad entre el elemento Cobre (Cu) y el (Zr).

Reglas de Hume Rothery	Elemento	Diferencia	Elemento
Condición	Cobre (Cu)	%	Zirconio (Zr)
Radio atómico	1.278 Å	25.19	1.6 Å
Electronegatividad	1.9	35.15	1.4
#valencias	+1, +2	0	+2, +3, +4
Tipo de estructura cristalina	FCC	100	Hexagonal
Tipo de solubilidad	Solución sólida sustitucional parcial entre el Cu y Zr.		

En la aleación (Cu-Ni-Cr-Co-Si + Refinador) se presentará un enlace tipo metálico, este tipo de enlace mantiene unidos los átomos, mediante la unión entre núcleos atómicos y los electrones de valencia, que se acopian alrededor de estos como una nube o también conocido como mar de electrones. Estos mantienen unidos a los átomos mediante una fuerza electrostática entre los cationes correspondientes de cada elemento metálico, esta fuerza puede ser de atracción o repulsión, eso depende del signo de las cargas de cada elemento.

### 3.4. CÁLCULO Y ANÁLISIS DE LA DISTANCIA INTERSTICIAL (ESPACIO) ENTRE ÁTOMOS DEL ELEMENTO MATRIZ COBRE

#### 3.4.1 Cálculo matemático de la distancia intersticial del cobre.

Parámetro de red ( $a$ ) para una estructura cristalina FCC:

$$a^2 + a^2 = (4R)^2$$

$$2a^2 = 16R^2$$

$$a^2 = \frac{16R^2}{2}$$

$$a^2 = 8R^2$$

$$a = \sqrt{4 * 2R^2}$$

$$a = 2R * \sqrt{2}$$

Cálculo matemático de la distancia intersticial (espacio) entre átomos del elemento matriz Cu:

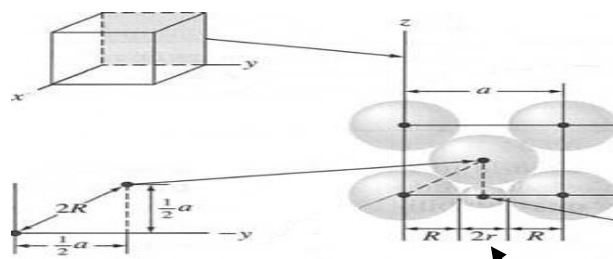


Figura 3.1 Solución sólida de intersticio.

Distancia Intersticial.

Con los siguientes valores correspondientes del elemento cobre se deduce el valor de su distancia intersticial:

$$\text{Parámetro de red del Cu: } a = 2R * \sqrt{2}$$

Donde:

a= es el parámetro de red

R= radio atómico; donde R= 1.278 Å

Sustituir el valor del radio atómico en la fórmula de parámetro de red:

$$a = 2(1.278) * \sqrt{2} = 3.61 \text{ Å}$$

Encontrar el valor de la distancia intersticial del Cu:

$$(a)-(2R) = (3.61) - (2*1.278) = 1.054 \text{ Å} \qquad 2r = 1.054 \text{ Å}$$

Dividir entre dos el resultado encontrado para obtener el valor del radio intersticial del Cu:

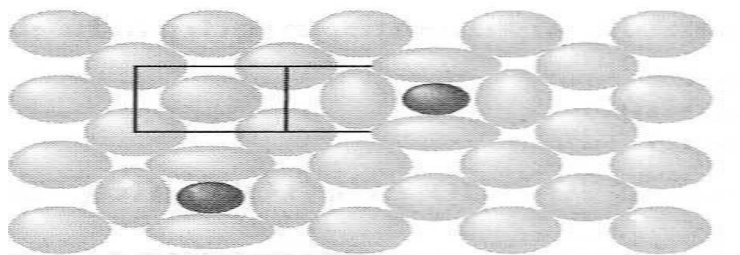
$$r = \frac{1.054 \text{ Å}}{2} = 0.53 \text{ Å}$$

Mediante la obtención del valor del radio intersticial del cobre se logra correlacionar qué elemento puede tener mayor solubilidad con el elemento matriz Cu:

### 3.4.2. Análisis de la solubilidad del Boro con el elemento matriz Cobre.

El radio atómico del Cu es de 1.278 Å y el del B es de 0.98 Å, por lo que coexiste una diferencia de radios atómicos del 23.3%, en este caso el Cu tiene un radio atómico mayor, estos son valores aproximados que dependen del cambio de temperatura. Sin embargo, pese a esta discrepancia, sólo es posible una solubilidad máxima de 0.25% en peso de B en Cu a 1,008 °C. En la figura 3.2 se

ilustra esquemáticamente la distorsión que provocan átomos intersticiales en una matriz. El radio del mayor intersticio en el Cu es de  $0.53 \text{ \AA}$  (para el cálculo, ver figura 3.1). Puesto que el radio atómico del B es de  $0.98 \text{ \AA}$ , cuyo valor es mayor al radio intersticial del Cu, por ello no es asombroso que la solubilidad máxima del B en Cu solo sea de 0.25% en peso.



**Figura 3.2.** Solución sólida de intersticio.

#### **3.4.3. Análisis de la solubilidad del Nb con el elemento matriz Cobre.**

El radio atómico del Cu es de  $1.278 \text{ \AA}$  y el del Nb es de  $1.46 \text{ \AA}$ , por lo que coexiste una diferencia de radios atómicos del 14.24%, en este caso el Nb tiene un radio atómico mayor, estos son valores aproximados que dependen del estado termodinámico. Sin embargo, pese a esta discrepancia, sólo es posible una solubilidad máxima de 0.20% en peso de Nb en Cu a  $1,080^{\circ}\text{C}$ . El radio del mayor intersticio en el Cu es de  $0.53 \text{ \AA}$  (para el cálculo, ver figura 3.1). Puesto que el radio atómico del Nb es de  $1.46 \text{ \AA}$ , cuyo valor es mayor al radio intersticial del Cu, por ello no es sorprendente que la solubilidad máxima del Nb en Cu solo sea de 0.20% en peso.

#### **3.4.4. Análisis de la solubilidad del Zr con el elemento matriz Cobre.**

El radio atómico del Cu es de  $1.278 \text{ \AA}$  y el del Zr es de  $1.6 \text{ \AA}$ , por lo que coexiste una diferencia de radios atómicos del 25.19%, en este caso el Zr tiene un radio atómico mayor, estos son valores aproximados que dependen del cambio de temperatura. Sin embargo, pese a esta discrepancia, sólo es posible una solubilidad máxima de 0.17% en peso de Zr en Cu a  $971.85^{\circ}\text{C}$ . El radio del mayor

intersticio en el Cu es de 0.53 Å (para el cálculo, ver figura 3.1). Puesto que el radio atómico del Zr es de 1.6 Å, cuyo valor es mayor que el radio intersticial de Cu, por ello la solubilidad máxima del Zr en Cu solo es de 0.17% en peso.

Se estudiaron los elementos B, Nb y Zr, para comparar su solubilidad con el elemento cobre (Cu), mediante el estudio matemático se determina que el elemento Boro (B) tiene una mayor solubilidad en la matriz del Cu, esto se debe a que el B tiene una discrepancia atómica propicia con el Cu de 23.3%, mientras que el Nb una discrepancia no propicia de 14.24% y el Zr una diferencia no favorable de 25.19%. La dimensión atómica de los elementos influye directamente en la modificación de la microestructura y en las propiedades mecánicas, térmicas y eléctricas que se desean obtener. Estos elementos se emplean como inoculantes y refinadores de grano, cuyo efecto será favorecer la cinética de nucleación y generar granos más finos en la microestructura, lo cual determinará la forma y tamaño de los cristales durante la cinética de solidificación, por ende, será favorable para la optimización de propiedades como ser la de dureza y resistencia al desgaste, esto a través de la modificación microestructural y combinación de propiedades mecánicas entre el elemento solvente y los elementos solutos.

Una vez hecho el equilibrio químico de cada aleación, se procedió a fundir todos los elementos, ver figura 3.3 y figura 3.4. Después de la fusión de los elementos de cada aleación se tomó la temperatura con un termopar tipo K, esto para verificar que la aleación está en su punto de fusión, este parámetro fue simulado en el programa ProCAST, posteriormente se prosigue con el desgasificado del metal mediante la adición de gas nitrógeno a una presión de 2500 Psi, esto para remover el oxígeno e hidrógeno disuelto en el metal líquido y óxidos en suspensión, este proceso se da por un tiempo máximo de 5 minutos, pasando esos cinco minutos se remueven manualmente los óxidos de la superficie del baño metálico y escoria con una cuchara metálica, y finalmente el vaciado de la

aleación en el molde metálico H13. En la figura 3.4 se muestra la secuencia de operación para llevar a cabo este proceso de fundición y obtención de probetas.

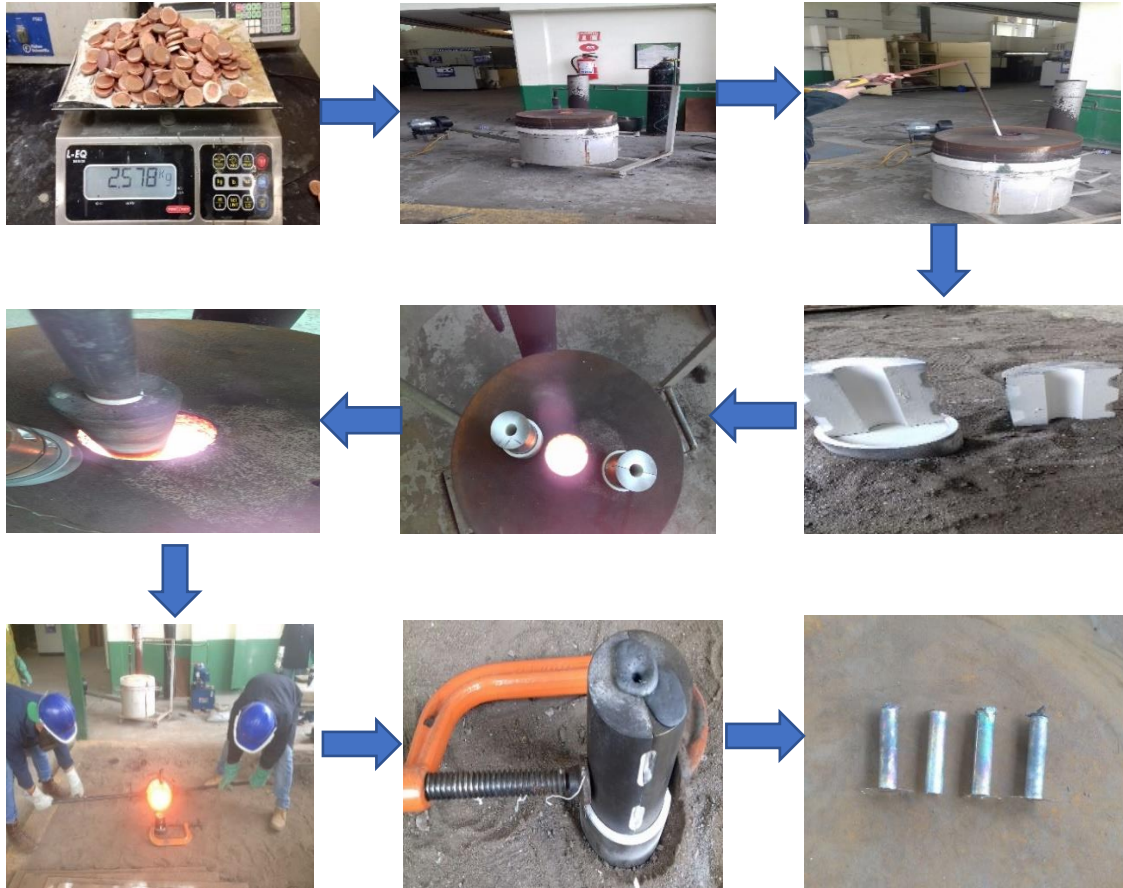


**Figura 3.3.** Elementos de la aleación A3.

### **3.5. OBTENCIÓN DE MUESTRAS**

#### **3.5.1. Fundición y vaciado de muestras**

El metal base cobre fue obtenido en su estado puro al 99.99%, así como todos sus aleantes y los elementos refinadores (B, Nb Y Zr) se obtuvieron como ferro aleaciones. La fundición de los elementos metálicos se realizó en un horno de gas, con un crisol de carburo de silicio con capacidad aproximada de 5 kg (Figura 3.3). La temperatura a la cual estuvo operando el horno fue de 1300 °C. Para posteriormente realizar el análisis de composición química y esta estuviera dentro de especificación de la aleación, se tomaron muestras y fueron analizadas en un espectrómetro óptico de chispa en el centro de investigación CINVESTAV en el estado de Saltillo.



**Figura 3.4.** Diagrama de flujo del procedimiento experimental para la fundición y vaciado de las probetas.

### 3.5.2. Seccionado de muestras

Las aleaciones se vaciaron en tres moldes metálicos H13, se vaciaron 5 probetas por aleación, probetas con dimensiones de 120 milímetros de alto por 24.5 mm de diámetro (Figura 3.5). Después de vaciado, solidificado y enfriado de las probetas se seccionaron 9 discos de cada aleación con dimensiones de 15 milímetros de altura y 25.4 milímetros de diámetro (Figura 3.5).



**Figura 3.5.** Cilindros por aleación fundida de 25.4 milímetros de diámetro por 15 milímetros de espesor.

### 3.6. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Las probetas para este estudio se sometieron a una serie de tratamientos térmicos, estos con el objetivo de optimizar la dureza y conductividad térmica, para lo cual se aplicó un tratamiento térmico de solución, envejecido uno a diferente tiempo de duración y finalmente un envejecido dos a diferente tiempo de duración.

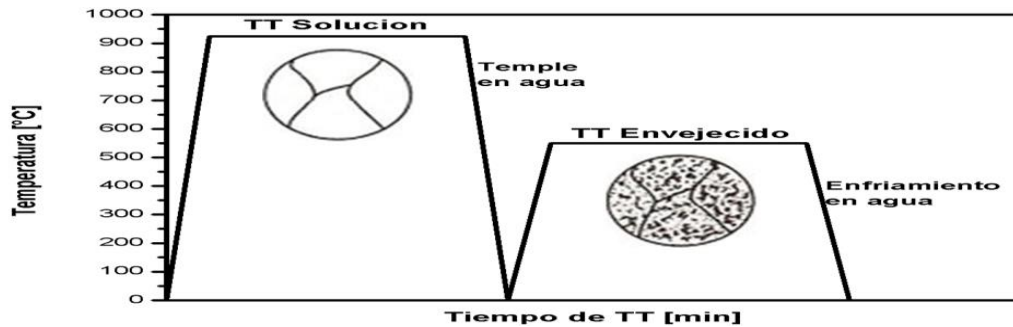


Figura 3.6. Diferentes tratamientos térmicos aplicados.

estos tratamientos térmicos y los tiempos de aplicación se describen en el siguiente apartado:

Las muestras se trataron térmicamente en una mufla eléctrica de resistencias marca Felisa. Se llevó a cabo un estricto control de las temperaturas de tratamiento térmico empleando termopares tipo K. Posteriormente el enfriamiento rápido de las muestras se realizó mediante la inmersión en agua a temperatura ambiente, justo después de las 2 horas que duró el tratamiento de solubilizado; en la **tabla XI** se detalla los parámetros de los tratamientos térmicos aplicados en este estudio.



Figura 3.7. Esquema procedimental para la aplicación de tratamientos térmicos (TT).

Tabla XI. Parámetros de los tratamientos térmicos

Tratamientos Térmicos			
TT SOLUCIÓN (TTS)	Enfriamiento	TT envejecido 1 (TTE1)	TT envejecido 2 (TTE2)
925 °C 120 min	Agua a 25 °C	550°C 30,60,100 y 180 min	450°C 180 min

### 3.6.1. Tratamiento Térmico de Solubilizado

Con el objetivo de la evolución de las propiedades mecánicas del material con la temperatura de solubilizado, se obtuvieron muestras solubilizadas de las tres aleaciones que constituye este estudio: Solubilizado a 925°C durante 120 min, seguido de un enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente. Este tratamiento térmico se aplicó con el objetivo de generar la distribución homogénea de todos los elementos en la matriz del espécimen.

Trabajos previos [43]. Muestran que para este tipo de aleaciones la temperatura óptima de solubilizado está en el rango de 900°C a 950°C.

### 3.6.2. Tratamiento Térmico de envejecido uno (TTE1)

Una vez cumplido el enfriamiento rápido como parte del tratamiento de solubilizado, se procedió a efectuar el tratamiento de envejecimiento uno en sus diferentes tiempos de duración, en el cual se lleva el material a una condición metaestable de alta dureza. Esto se consiguió al calentar el material a una temperatura de 550°C durante un período de tiempo 30 min, 60 min, 100 min y 180 min, a lo cual le siguió un enfriamiento al aire libre. Para este procedimiento

se utilizó una mufla eléctrica de resistencias marca Felisa, capaz de controlar hasta los 1200°C; consecutivamente, para dar seguimiento a la evolución térmica de las piezas se utilizaron termopares tipo K, Este tratamiento de envejecimiento se realizó sobre las muestras que fueron sometidas a los tres tratamientos de solubilizado, por lo que una vez concluida esta fase se contó con el siguiente material por cada aleación estudiada A1, A2 y A3:

- muestras con solubilizado más el envejecido uno a 30 min.
- muestras con solubilizado más el envejecido uno a 60 min
- muestras con solubilizado más el envejecido uno a 100 min
- muestras con solubilizado más el envejecido uno a 180 min

### **3.6.3. Tratamiento Térmico de envejecido dos (TTE2)**

Una vez terminado el enfriamiento de las muestras que se les aplicó el tratamiento de envejecido uno (TTE1), se procedió a efectuar el tratamiento térmico de envejecimiento dos en sus diferentes tiempos de duración, en este caso no se le aplicó este tratamiento térmico a la muestra con envejecido uno a 180 min, esto porque no es de interés hacer dicho estudio de la probeta en esta condición. Esto se consiguió al someter el material a una temperatura de 450°C durante un período de tiempo de 180 min, a lo cual le siguió un enfriamiento al aire libre. Nuevamente, para dar seguimiento a la evolución térmica de las piezas se utilizaron termopares tipo K, Este tratamiento de envejecimiento se realizó sobre las muestras que fueron sometidas al tratamiento de térmico de envejecido uno, por lo que una vez concluida esta fase se contó con el siguiente material por cada aleación estudiada A1, A2 y A3:

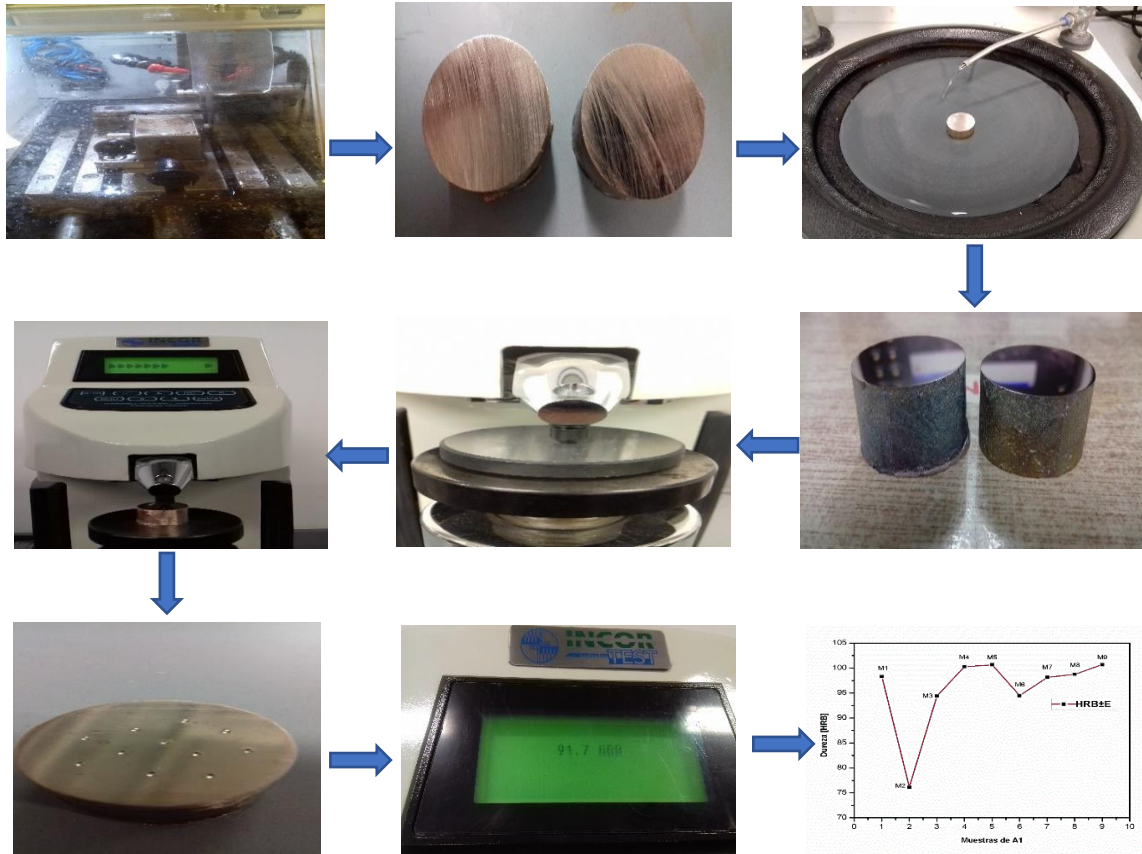
- muestras con solubilizado, envejecido uno a 30 min y adicional el envejecido dos.
- muestras con solubilizado, envejecido uno a 60 min y adicional el envejecido dos.

- muestras con solubilizado, envejecido uno a 100 min y adicional el envejecido dos.

Cada uno de los tres tratamientos térmicos indicados se realizó sobre nueve muestras de cada aleación modificada con el elemento refinador, siendo un total de 27 muestras con tratamientos térmicos, tal y como se detalla en la tabla I. Por cada tratamiento térmico aplicado se apartó una muestra para su estudio correspondiente, siendo así, una muestra en condición de vaciado, una en condición de tratamiento térmico de envejecido uno en cada tiempo de duración y una muestra en condición de tratamiento térmico de envejecido dos en cada tiempo de duración.

### **3.7. ENSAYO DE DUREZA**

Posteriormente de cada tratamiento térmico se efectuaron pruebas de dureza Rockwell B, sobre cada muestra del material tratado térmicamente con el objetivo de observar el efecto del tratamiento térmico sobre la dureza. Para llevar a cabo este ensayo las muestras se prepararon superficialmente, utilizando papel SiC No. 80, 120, 200, 500, 800, 1200 y 2000, esto para poder eliminar el daño que se generó en la superficie de las muestras al ser seccionadas con un disco abrasivo de carburo de silicio. Este ensayo de dureza Rockwell B (HRB) se ejecutó de acuerdo con la norma ASTM E18-15 [9], utilizando un durómetro Rockwell B INCOR. Figura 3.8 muestra el procedimiento experimental para realizar este ensayo. Esta prueba de dureza se realizó aplicando diez indentaciones por muestra con una carga de 100 kgF por 7 segundos de acuerdo con la norma ASTM E18-15.



**Figura 3.8.** Esquema de la metodología experimental desarrollada en el ensayo de dureza Rockwell B.

Es importante tener en cuenta algunos parámetros para poder hacer correctamente este ensayo de dureza, estos parámetros se describen a continuación:

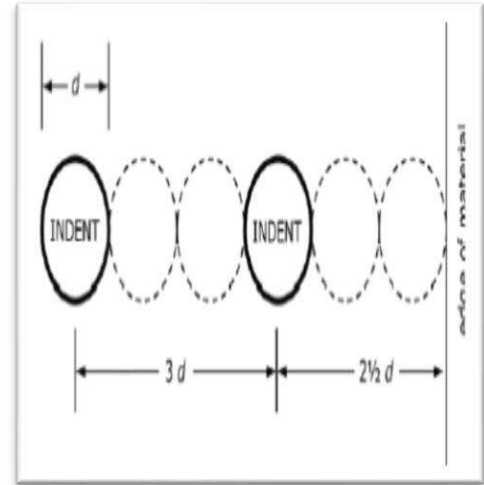
- La superficie de la muestra tiene que estar lijada hasta usar el papel SiC No 2,000.
- Calibrar el equipo antes de realizar el ensayo.
- Hacer una nueva medición dejando una distancia entre indentación de 3 veces el diámetro del indentador, ver figura 3.9. En este caso se utilizó un indentador de bola de acero de 1/16 in de diámetro, esto conforme a la norma ASTM E18-15.

**Tabla XII. Tipo de indentador, rango de dureza y tolerancia para dureza Rockwell tipo A y tipo B [9].**

Ball Size in. (mm)	Ranges of Required Test Blocks	Class A Tolerance	Class B Tolerance
1/16 (1.588)	20 to 100 HRBW	± 0.4 HRBW	± 0.8 HRBW
1/8 (3.175)	68 to 92 HREW	± 0.4 HREW	± 0.8 HREW
1/4 (6.350)	HRLW, HRMW, or HRPW (any level)	± 0.4 HR	± 0.8 HR
1/2 (12.70)	HRRW, HRSW, or HRVW (any level)	± 0.4 HR	± 0.8 HR

Valores tomados de la ASTM E18-15.

**Distancia permisible para ensayo de dureza [9].**



**Figura 3.9.** Esquema de la distancia mínima para indentación.

### 3.8. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

#### 3.8.1. Preparación de la muestra

Para poder realizar el análisis microestructural de las muestras, es necesario preparar correctamente las muestras para la obtención de información.

La preparación de la muestra puede dividirse en tres fases [54]:

- Desbaste grueso
- Desbaste fino
- Pulido espejo

#### **Desbaste grueso:**

El desbaste grueso se practica una vez extraída la probeta con la finalidad de reducir las irregularidades superficiales, producidas en la operación de

extracción, hasta obtener una cara lo más plana posible. Esta operación se realizó utilizando papel SiC No. 80 y No. 120. No aplicar mucha presión.

**Desbaste fino:**

La operación de desbaste fino se comenzó con papel SiC de No.220, seguido del 250, 400, 500, 800,1200, 2000 y para terminar con No.4000. El final de la operación del desbaste se puede determinar por la desaparición de las rayas producidas durante el desbaste grueso o el papel anterior. Para poder reconocer esto fácilmente se opera de manera que las rayas de un papel a otro sean perpendiculares, es decir se debe rotar 90° la dirección de movimiento de la probeta cada vez que se cambia de abrasivo. Además, cada vez que se cambia de abrasivo es conveniente lavar la probeta y enjuagarse las manos para no transportar las partículas desprendidas en el abrasivo anterior, ya que esto puede provocar la aparición de rayas. La presión que se aplica a la probeta no debe ser exagerada ya que esto aumenta la distorsión y además pueden aparecer rayas profundas. La presión debe ir disminuyendo a medida que se avanza en la operación. En este caso el abrasivo está adherido sobre un disco de 20 cm de diámetro, aproximadamente, que gira a velocidades que pueden oscilar entre 250 y 600 RPM; las velocidades más altas se usan con los abrasivos más gruesos.

**Pulido espejo:**

El pulido tiene por objeto eliminar las rayas finas producidas en el desbaste fino y producir una superficie con características homogéneas. Esta operación por lo general se realiza en forma mecánica y se utiliza un paño impregnado con partículas de algún abrasivo en solución acuosa.

Para el pulido se utilizó suspensión de diamante Struers DP – Paste M de 1 µm, la cual se aplica en un paño DP – Floc de 200 milímetros de diámetro. Todas las muestras se pulen durante 3 minutos. Al completar la mitad del ciclo, la superficie se humedece nuevamente al rociar suspensión y se completa el ciclo.

Posteriormente se enjuaga con agua, después con alcohol y continuamente por el secado con aire frío.

En el siguiente paso se utilizó suspensión de diamante Struers DP – Paste M de 1/4  $\mu\text{m}$  en un paño de la misma manera que el paso anterior excepto que esta etapa tiene una duración de 3 minutos. Finalmente se utiliza sílica coloidal de 1 y 0.3  $\mu\text{m}$  en un paño con una duración de 3 minutos con cada tamaño de sílica. Al término del proceso anterior se muestra el acabado espejo característico.

#### **Ataque químico:**

Se atacó químicamente la superficie con una solución que contiene 100 ml de alcohol etílico con pureza 99%, ácido clorhídrico 17 ml y 3.3 gramos de cloruro férrico, sumergir la muestra por un tiempo de 5 a 10 segundos y rápidamente lavar con agua a temperatura ambiente. Este ataque químico tiene por objetivo poner en evidencia, mediante un ataque selectivo, las características estructurales de la muestra. Al aplicar el reactivo sobre la superficie a observar, las características de la estructura son reveladas como consecuencia de un ataque selectivo de la superficie. Esto se debe a que las distintas fases, así como los planos cristalográficos diferentemente orientados poseen diferencias en la susceptibilidad al ataque. En general aquellas regiones de la estructura donde la energía libre del sistema es mayor, como por ejemplo los límites de fases, bordes de grano, etc., son atacadas más rápidamente que las regiones monofásicas o ínter granulares [27].

En general, dado un reactivo, el tiempo de ataque es una variable fundamental, y en general debe ser determinado en forma práctica. Un tiempo de ataque demasiado corto, no permitirá que el reactivo actúe lo suficiente y por lo tanto no se obtendrá un buen contraste entre las fases, o los bordes de grano aun no habrán aparecido. Por otro lado, un sobre ataque proporcionará una cara oscura

con bordes de grano demasiado anchos, resultando difícil una distinción clara de las proporciones de cada una de las fases. En este sentido la experiencia indica que, en el caso de no conocer el tiempo de ataque adecuado, es conveniente comenzar con secciones acumulativas de ataques de corta duración y observaciones microscópicas hasta lograr el contraste apropiado. En el caso que se produjese un sobre ataque será necesario pulir la probeta en el abrasivo más fino y también en el paño antes de atacar nuevamente durante un tiempo menor.

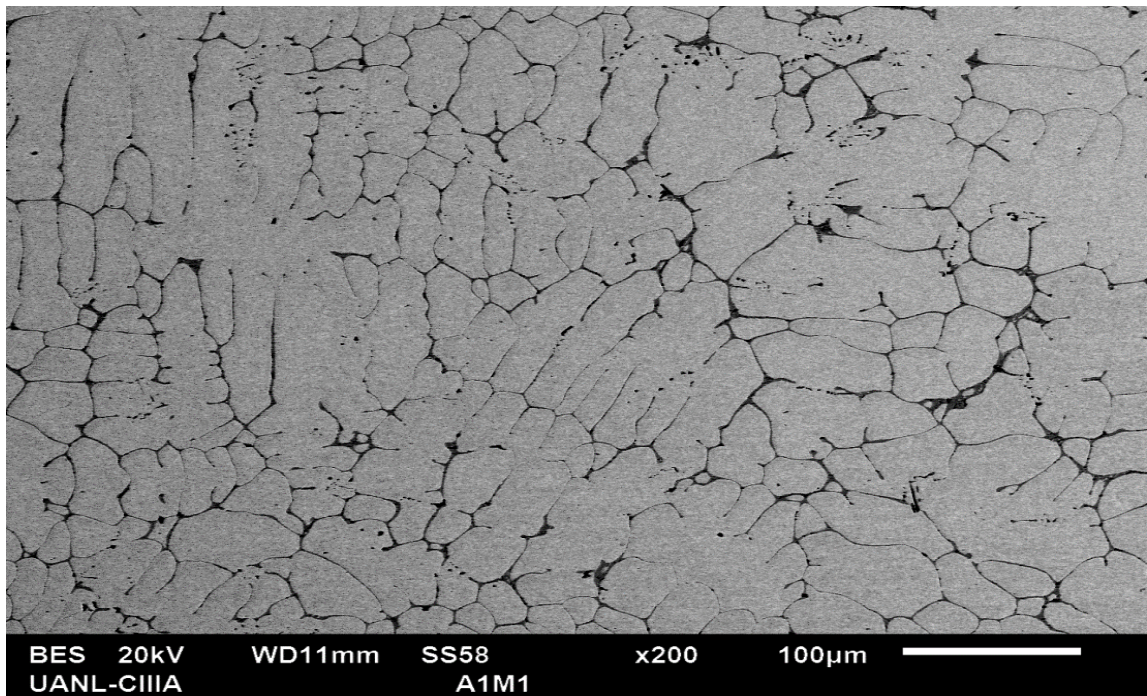
### **3.8.2. Análisis con microscopia electrónica de barrido (SEM) y microscopio óptico**

Una vez pulidas las muestras tal y como se describe en el apartado 3.7, se prosiguió al análisis de las muestras con el equipo SEM (Scanning electron microscope) y microscopio óptico, El microscopio electrónico de barrido se basa en la interacción de un haz de electrones que interactúa con la muestra. Debido a esta interacción, se pueden recoger diferentes tipos de señales según los procesos que tengan lugar en el material. Para estudiar la morfología de la muestra se recoge la señal que dan los electrones secundarios, puesto que permite obtener una reproducción de la topografía de la superficie del espécimen con una resolución típica del orden del diámetro del haz (10-20 nm en alta resolución) y la microscopía óptica es un sistema óptico de lentes convergentes que cumplen la función de aumentar la imagen de un objeto a diferentes magnificaciones establecidas.

En esta sección se procedió a analizar las muestras y obtener información de la microestructura de cada aleación, en cada condición antes mencionada en la tabla I, asimismo se tomó la información de más relevancia para este estudio, esta consiste en los parámetros microestructurales de mayor interés como ser tamaño de granos de cada aleación, EDXS y mapeo de los elementos.

Para la obtención de información se estudió cada probeta de cada aleación en cada condición, desde la muestra de vaciado, hasta la muestra de tratamiento térmico dos, a cuyas muestras se les evaluó todos los parámetros para no perder la secuencia de los tratamientos térmicos, primero se evaluó la probeta de vaciado en todos los puntos de interés y así sucesivamente con las ocho muestras restantes en el orden numérico establecido en la tabla I.

Primeramente, se evaluó la microestructura para conocer la distribución y tamaño de los granos en toda la matriz y conocer si hubo cambios en el tamaño y distribución de los granos según el proceso al que fueron sometidos con los tratamientos térmicos. La microestructura fue tomada en magnificaciones de 200X, 250X y 400X.



**Figura 3.10.** Microestructura de la muestra M1 de la aleación A1.

Posteriormente se procedió a realizar composición por medio de la técnica EDXS, con el propósito de conocer las concentraciones de cada metal en toda la matriz,

evaluando los límites de granos, volúmenes de mayor concentración y granos en general a magnificaciones de 250X.

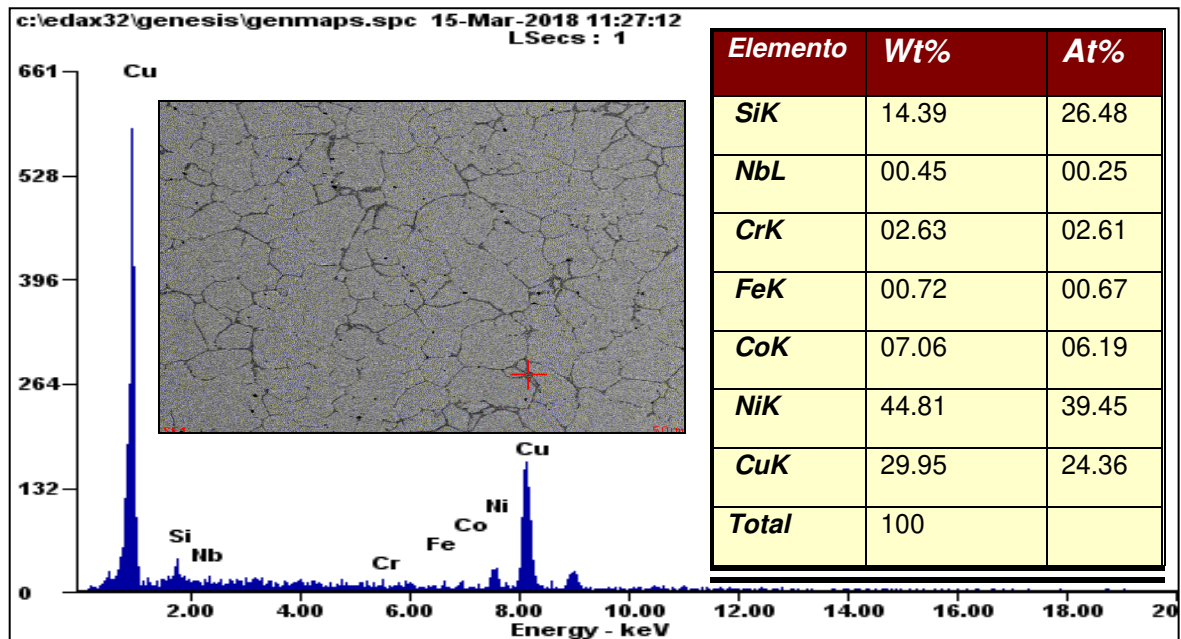
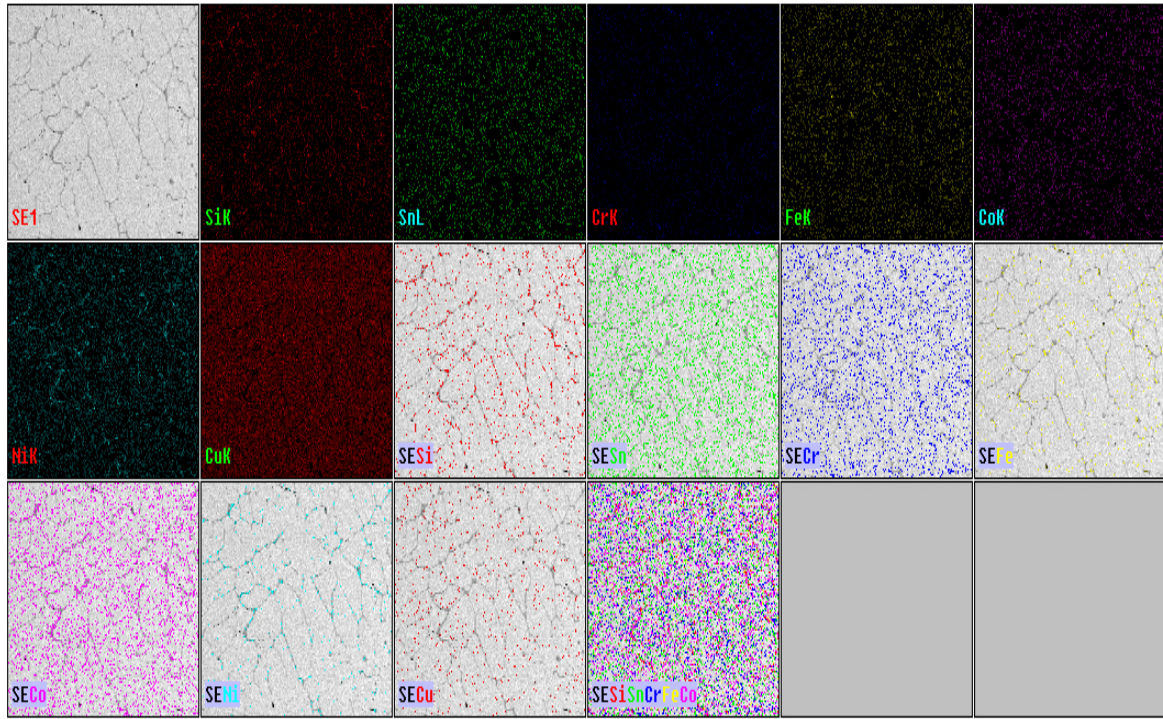


Figura 3.11. EDXS a 250X de la microestructura en la probeta de vaciado A2M3.

Finalmente se realizó el mapeo, este para conocer cómo se distribuyeron los elementos en toda la matriz, se realizó mapeo desde la probeta de vaciado hasta la que recibió todos los tratamientos térmicos, en este punto se evaluó un mapeo de metal por metal y en grupos para conocer cómo es la distribución de cobalto, Cr, Ni, Si, B, Nb y Zr en relación al cobre, es de interés analizar cuál es el origen de las fases Intermetálicas que proporcionan el incremento de la dureza en cada aleación refinada, así mismo los elementos refinadores que se están adicionando en cada uno de los casos de la aleación A1, A2 y A3, es de suma importancia ver cómo están las concentraciones en toda la matriz. En las tres aleaciones el mapeo se analizó a una magnificación de 200X, 250X y 400X.

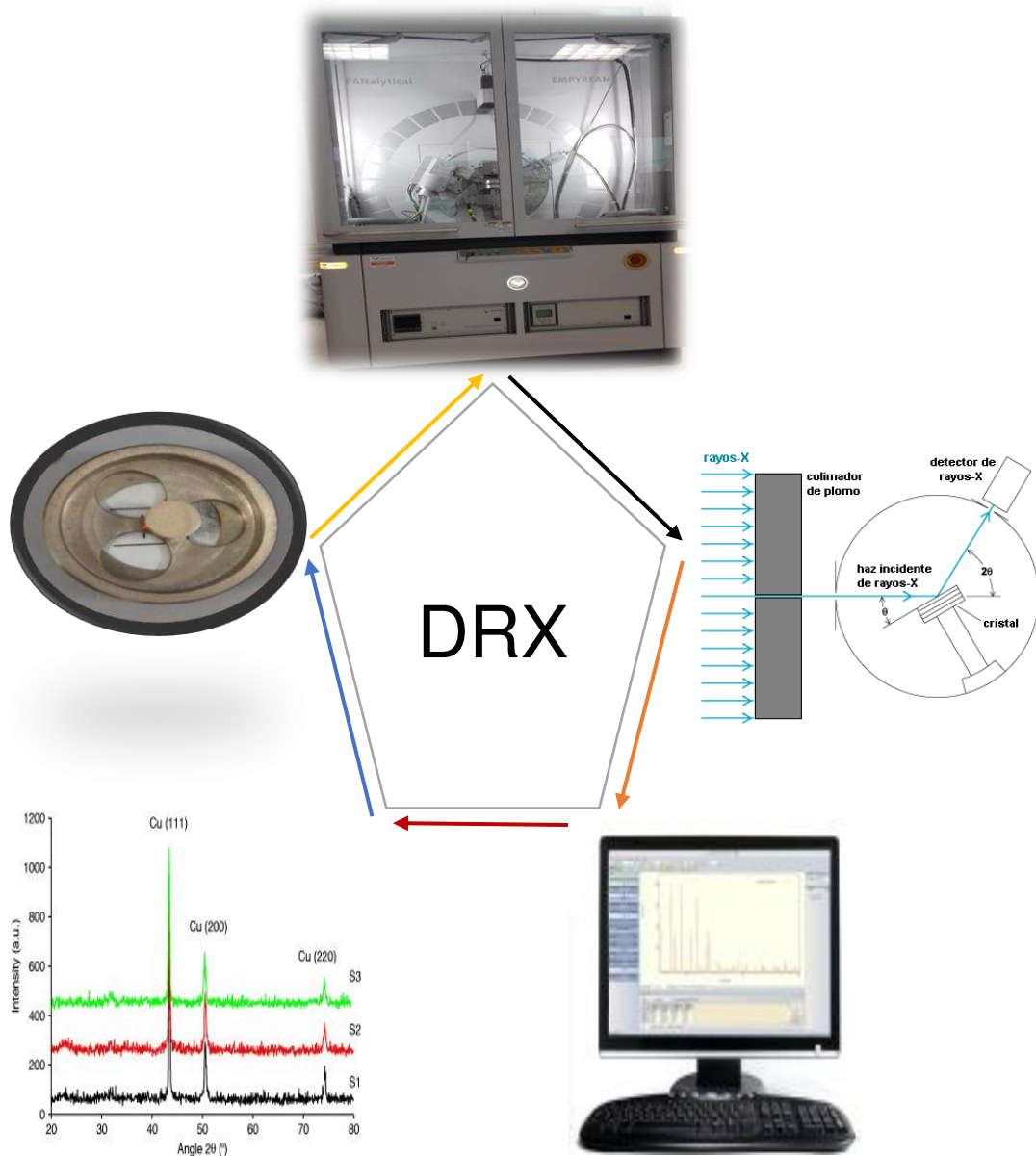


**Figura 3.12.** Mapeo a 250X de una sección de la muestra M3 de la aleación A1.

### 3.9. IDENTIFICACIÓN DE FASES Y CÁLCULO DEL TAMAÑO DE CRISTALES MEDIANTE DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX)

Para poder realizar el análisis de fases y el cálculo de tamaño de granos empleando la ecuación de Debye-Scherrer, se procedió a preparar las muestras metálicas, esto con el objetivo de identificar cada una de las fases que genera el efecto de adicionar los elementos Boro, Niobio y Zirconio en la microestructura. Se sometieron a detección de DRX las muestras de la aleación A1 (con Boro): A1M1, A1M2, A1M5 Y A1M9, en el caso de la aleación A2 (con Niobio) se sometieron las muestras: A2M1, A2M2, A2M5 y A2M9 y por último en la aleación A3 (con Zirconio), las muestras: A3M1, A3M2, A3M5 y A3M9; las muestras cilíndricas tienen 12 mm de diámetro y 2 mm de altura, todas ha acabado espejo por ambos lados. Esta práctica se ejecutó en las instalaciones del CIIIA-UANL, en el laboratorio de difracción de Rayos X, con la ayuda del Dr. Josué Aguilar.

En la Figura 3.13, se muestra el diagrama de flujo del procedimiento experimental, en el que se resume la metodología empleada en difracción de rayos x (DRX).



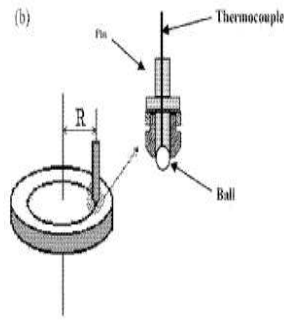
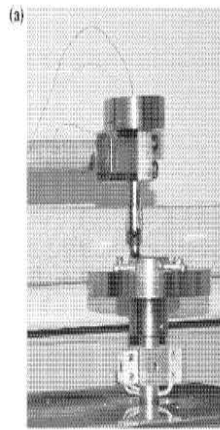
**Figura 3.13.** Esquema de la metodología experimental desarrollada en DRX.

### **3.10. ANÁLISIS DE FRICCIÓN Y DESGASTE**

#### **3.10.1. Introducción para realizar el ensayo con Pin On Disk**

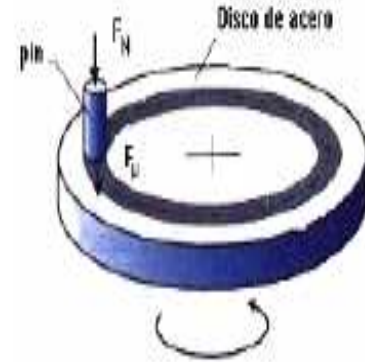
Para realizar el análisis de fricción y desgaste de las aleaciones de este estudio, se efectuó la prueba de desgaste de manera controlada y eficiente, esto para poder estudiar el efecto del desgaste sobre diferentes muestras con las mismas condiciones de ensayo; en este ensayo se tomó como referencia de comparación el valor de desgaste estudiado anteriormente de las aleaciones C17530 y la aleación base Cu-Ni-Co-Cr-Si sin adición de refinador [43], esto con el fin de poder conferir los resultados de desgaste obtenidos de las tres aleaciones modificadas con los elementos refinadores B, Nb y Zr. La prueba se realizó con una bola de acero inoxidable AISI 440C de 11 mm de diámetro con una dureza de 57-65 HRC tal como lo establece la norma ASTM G99-95.

Para las mediciones de fricción y desgaste se utilizó un tribómetro Pin On Disk. La figura 3.14 y 3.15 presentan algunos de los elementos de un tribómetro, en este sistema una bola de acero se desliza sobre la cara plana de una probeta que gira en un plano horizontal, permitiendo el control de carga, velocidad y la medición de fricción [12]. La fuerza de fricción se mide mediante la restricción del movimiento del balón usando un transductor de fuerza. El desgaste se mide por la examinación microscópica de la probeta después de finalizada la prueba midiendo el espesor de la huella y diámetro del balón para la determinación de la pérdida de masa en mm<sup>3</sup>. El funcionamiento del tribómetro es conforme a la norma ASTM G99 – 95 [45].



**Figura 3.14. a)** Máquina Pin On Disk.

**b)** Esquema de la muestra y porta balín.



**Figura 3.15.** Principio del método

Pin On Disk.

### 3.10.2. Condiciones del ensayo de desgaste

Para poder realizar este ensayo de propiedades tribológicas se procedió a la preparación de las muestras hasta obtener especímenes ha acabado espejo, tal y como se ilustra en la figura 3.8 y se explica en el apartado 3.8.1.

Las condiciones para este ensayo se calculan tomando como referencia la norma ASTM G99-95 [45].

**Tabla XIII. Parámetros para el ensayo de desgaste.**

1	Velocidad lineal	0.2 m/s
2	Velocidad de rotación	318 rpm
3	Carga aplicada	30 N = (3 Kg)
4	Distancia total de deslizamiento	995 m
5	Diámetro inicial de la huella	0.0012 m = (12mm)
6	Duración total de la prueba	83min
7	Diámetro de bola de acero	11 mm

Se realizaron 4 detenidas intermedias, a los 5min, 25min, 45min, 65min y la última fue a 83 min, esto para poder analizar el desgaste en las diferentes etapas de la prueba

### 3.10.3. Muestras de las aleaciones metálicas para el estudio de fricción y desgaste

Tabla XIV. Muestras para el estudio de fricción y desgaste.

Aleación	Nomenclatura	Condición
Cu <sub>9</sub> Ni <sub>1</sub> Co <sub>1.58</sub> Cr <sub>2</sub> Si+0.25B	A1M1	Vaciado
	A1M2	TTS
	A1M5	TTS+TTE1(100MIN)
	A1M9	TTS+TTE1(180MIN)
Cu <sub>9</sub> Ni <sub>1</sub> Co <sub>1.58</sub> Cr <sub>2</sub> Si+0.20Nb	A2M1	Vaciado
	A2M2	TTS
	A2M5	TTS+TTE1(100MIN)
	A2M9	TTS+TTE1(180MIN)
Cu <sub>9</sub> Ni <sub>1</sub> Co <sub>1.58</sub> Cr <sub>2</sub> Si+0.17Zr	A3M1	Vaciado
	A3M2	TTS
	A3M5	TTS+TTE1(100MIN)
	A3M9	TTS+TTE1(180MIN)
Aleación de referencia	C17530	Con TT

Nota: Muestras cilíndricas de 25.4mm de diámetro por 15mm de altura.

### 3.10.4. Medición de desgaste y fricción

Se utilizó una máquina de desgaste tipo Ball On Disk fabricada en FIME (UANL). La prueba se realizó a 318rpm durante 83 min, con un diámetro inicial de la huella de 12 mm, una bola fabricada de acero inoxidable AISI 440C (57-65 HRC) de 11 mm de diámetro y una carga normal de 30N sobre esta última. Se realizaron 4 paradas intermedias, a los 5min, 25min, 45min, 65min y la última fue a 83 min, esto para poder analizar el desgaste en las diferentes etapas de la prueba.

En la Figura 3.16 y 3.17 se presenta el diagrama de flujo del procedimiento experimental, en el que se resume la metodología empleada en el ensayo de desgaste.



Figura 3.16. Esquema de la metodología experimental ejecutada.

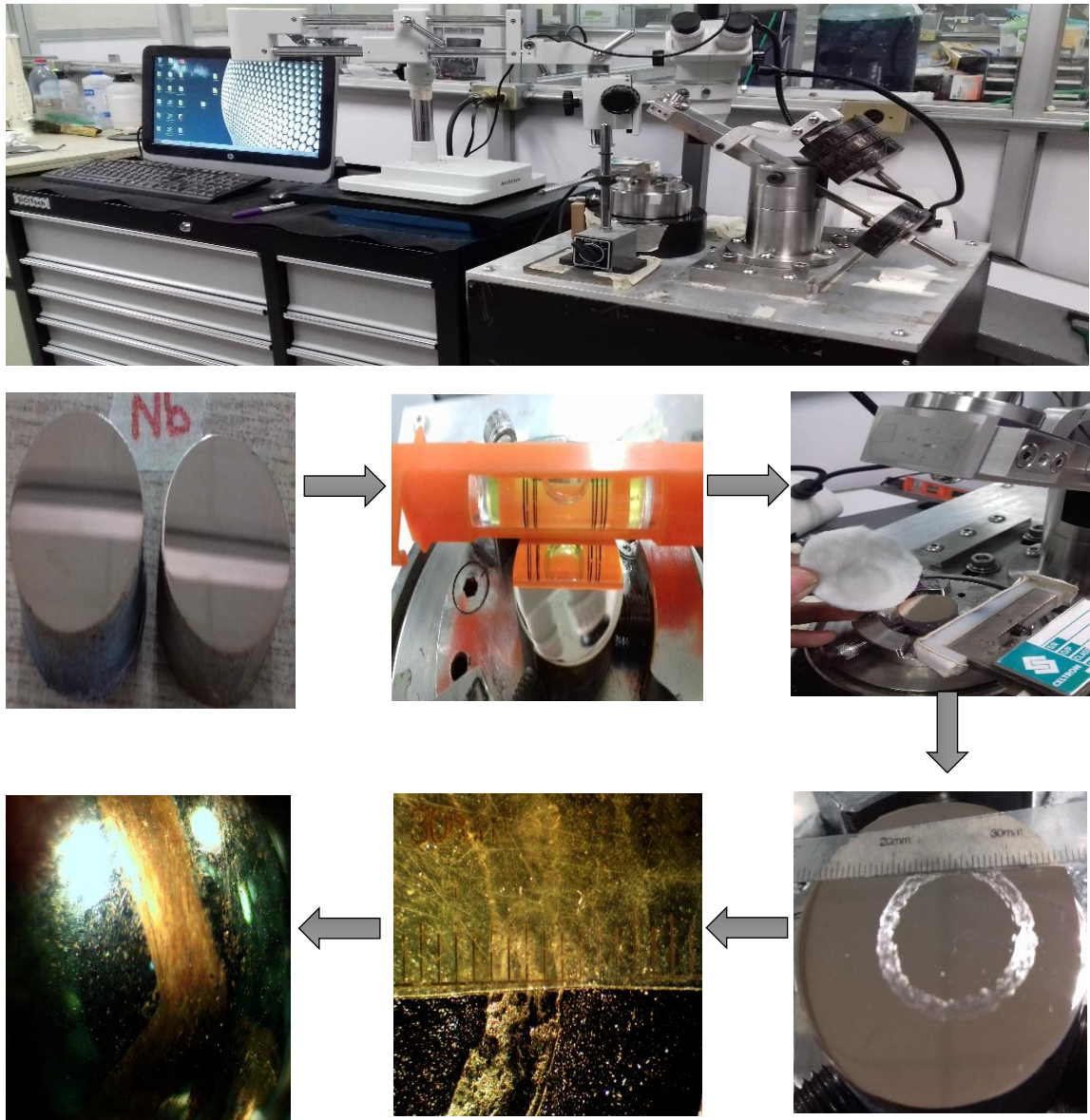


Figura 3.17. Ilustración de la metodología experimental desarrollada en el ensayo de desgaste.

El desgaste se mide por la examinación microscópica de la probeta después de finalizada la prueba midiendo el espesor de la huella y diámetro del balín con el programa “**Tracker**” para la determinación de la pérdida de masa en  $\text{mm}^3$ . El funcionamiento del tribómetro es de acuerdo con la norma ASTM G99 - 95. Y la pérdida de masa se calcula utilizando las ecuaciones que proporciona la norma ASTM G99-95, estas ecuaciones se mencionan en el capítulo II de antecedentes.

Posteriormente se efectúa el análisis correspondiente mediante el diseño de gráficos de barra y puntos que dan a conocer los resultados de las variaciones en el coeficiente de fricción y desgaste en cada uno de los casos ensayados, tal y como se ostenta en los capítulos de resultados y conclusiones.

Con el objetivo de obtener el efecto producido por los elementos inoculantes Boro, Niobio y Zirconio en la microestructura inicial sobre las propiedades tribológicas, se sometieron a pruebas de desgaste las muestras de la aleación A1 (con Boro): A1M1, A1M2, A1M5 Y A1M9, en el caso de la aleación A2 (con Niobio) se sometieron las muestras: A2M1, A2M2, A2M5 y A2M9 y por último en la aleación A3 (con Zirconio) se sometieron a pruebas de desgaste las muestras: A3M1, A3M2, A3M5 y A3M9; las muestras cilíndricas tienen 25.4 mm de diámetro y 15 mm de altura, todas ha acabado espejo.

### 3.10.5. Análisis Morfológico del desgaste por Microscopio óptico y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Con el fin de lograr un mayor entendimiento de los mecanismos de desgaste y el daño sufrido en el material durante la prueba Ball On disk, se realizó un análisis morfológico superficial de las muestras desgastadas y partículas desprendidas (debris) por medio del microscopio óptico y el microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL JSM- 6510LV del CIIIA (UANL).

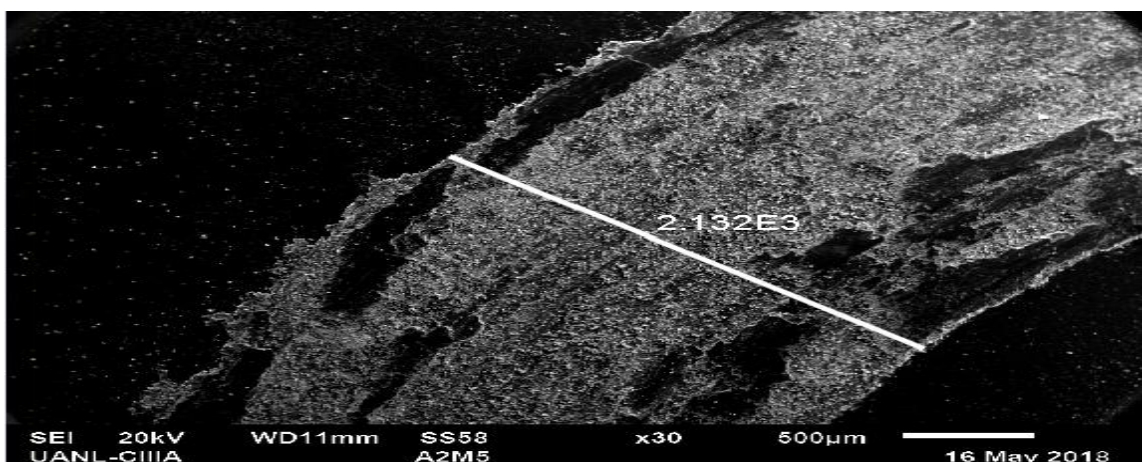


Figura 3.18. Morfología de la superficie de desgaste de la Muestra A2M5.

### 3.11. ANÁLISIS DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA

#### 3.11.1. Equipo de prueba

Para la obtención de la conductividad térmica de cada una de las muestras metálicas, se utilizó un aparato XFA flash de xenón (Fig. 3.19) y se llevaron a cabo mediciones a temperatura ambiente: 25°C bajo la Norma E1461-07 Método estándar láser flash para pruebas de Difusividad Térmica.

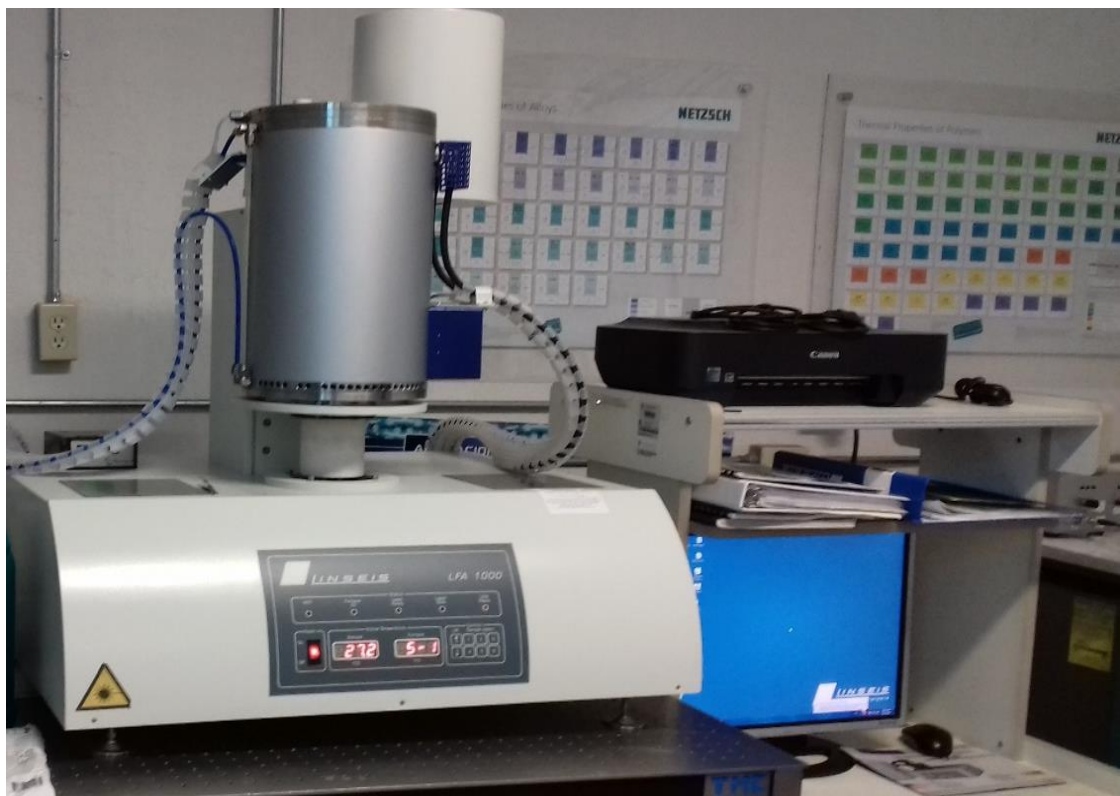


Figura 3.19. XFA Xenon Flash Apparatus.

Para la obtención de los valores de calor específico ( $C_p$ ) para cada aleación fue utilizado el software de simulación CAD (PreCast) y la densidad ( $\rho$ ) se obtuvo mediante la fórmula matemática  $\rho = m/V$ ; los valores de  $C_p$  y  $\rho$  fueron cargados a la base de datos de XFA flash para el cálculo de la conductividad térmica.

### 3.11.2. Preparación de Muestras

Para este estudio se obtuvieron muestras de 12 mm de diámetro y 2 mm de espesor, las cuales fueron pulidas en ambas caras. El paralelismo de las superficies se aseguró mediante la medición del espesor de la muestra en tres diferentes zonas, tomando el promedio de las mediciones para la prueba. La no uniformidad en la muestra (cráteres, rasguño, poros o marcas) de profundidad significativa debe ser evitada.

Las muestras fueron recubiertas en la superficie de ambas caras con pintura de grafito en aerosol antes de realizar la medición. Esto mejorará la capacidad de la muestra para absorber la energía aplicada, especialmente en el caso de materiales altamente reflectantes.



Figura 3.20. Recubrimiento de probetas con grafito.

El equipo utilizado está diseñado para evaluar 6 muestras por cada prueba como se muestra en la fig. 3.21.



**Figura 3.21.** Probetas recubiertas con grafito y colocadas en el portamuestras

### 3.11.3. Desarrollo de la prueba

Para el método de ensayo, un espécimen pequeño y delgado (12 mm de diámetro y 2mm de espesor) se somete a un pulso de energía radiante de alta intensidad y corta duración. La energía del pulso se absorbe en la superficie delantera de la probeta y el resultado del aumento de temperatura en la cara posterior es registrado. La difusividad térmica se calcula a partir del espesor de la muestra y el tiempo requerido para el aumento de la temperatura en la cara posterior para alcanzar ciertos porcentajes de su valor máximo.

La temperatura es medida con un termopar colocado en el portamuestras a la misma altura de la muestra, el aumento de la temperatura en la superficie de la muestra es medido con un detector IR (Infrarrojo) enfriado con nitrógeno líquido.

Las mediciones fueron llevadas a cabo mediante la repetición de disparos del laser en cinco ocasiones, comprobando que los valores fueron reproducibles.

## **CAPÍTULO IV**

### **ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

#### **4.1. INTRODUCCIÓN**

En este capítulo se ostentan los resultados obtenidos en el estudio de las tres aleaciones optimizadas (A1, A2 y A3) y las aleaciones de referencia (**Cu<sub>9</sub>Ni<sub>1</sub>Co<sub>1.58</sub>Cr<sub>2</sub>Si** y **C17530**), esto durante las diferentes fases experimentales de la investigación. Con el fin de proseguir la metodología presentada en el Capítulo III, una vez obtenidas las muestras por fundición, los resultados se dividen en seis unidades, en donde se comenzó por el análisis químico mediante Espectrometría de Emisión Óptica por Chispa y posteriormente, caracterización microestructural mediante el uso del microscopio óptico y SEM, identificación de fases mediante DRX y cálculo de tamaño de cristal empleando la ecuación de Debye-Scherrer, ensayo de Dureza HRB, ensayo de desgaste y conductividad térmica.

Los resultados de esta investigación se presentan de forma consecutiva conforme al diseño experimental que se detalló en el capítulo III, ver tabla I.

#### **4.2. ANÁLISIS QUÍMICO POR ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA POR CHISPA.**

Para el estudio de análisis químico de cada una de las aleaciones optimizadas se sometieron muestras de 12mm de diámetro y 2mm de espesor; para el estudio se utilizó un equipo marca SPECTRO modelo LAB S, en el laboratorio de análisis químico del centro universitario CINVESTAV, unidad Saltillo. las variaciones registradas por medio de Espectrometría de Emisión Óptica por Chispa son

aceptables. En la tabla II del capítulo III se muestra la composición de la aleación A1, A2 y A3.

En la tabla XV se muestran los resultados obtenidos de la composición química de las tres aleaciones desarrolladas en este estudio (A1, A2 y A3) y las dos aleaciones de referencia (**Cu9Ni1Co1.58Cr2Si** y **C17530**).

**Tabla XV. Análisis químico de las aleaciones de cobre estudiadas.**

	Aleaciones optimizadas			Referencias	
	A1	A2	A3	Cu9Ni1Co1.58Cr2Si	C17530
<b>Sn</b>	0.020	0.022	0.021	0.0098	0.0250
<b>Zn</b>	0.003	0.002	0.002	0.0142	<0.0080
<b>Pb</b>	0.0017	0.013	0.014	<0.0072	< 0.0005
<b>Fe</b>	1.280	0.104	0.183	0.0302	0.1940
<b>Ni</b>	11.210	10.900	10.270	9.1	2.2
<b>Al</b>	0.024	0.007	0.006	0.0023	0.0654
<b>Si</b>	3.700	4.380	3.330	2.9	-----
<b>Mn</b>	0.386	0.203	1.030	0.0023	0.0084
<b>Cr</b>	0.080	0.064	0.015	1.78	0.0020
<b>Sb</b>	0.018	0.006	0.009	-----	-----
<b>Mg</b>	0.0046	0.0003	0.0009	<0.0009	0.0205
<b>Co</b>	1.120	1.1400	1.2400	1.22	0.0295
<b>Cu</b>	82.567	83.270	83.906	84.91	97.13

**Método de análisis:** Las muestras fueron analizadas por espectrometría de emisión óptica por chispa, para lo cual se utilizó un equipo marca SPECTRO modelo LAB S.

### **4.3. CARACTERIZACIÓN CON MICROSCOPIA ÓPTICA Y MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)**

#### **4.3.1. Caracterización Morfológica de la aleación A1**

##### **Análisis de Microestructura**

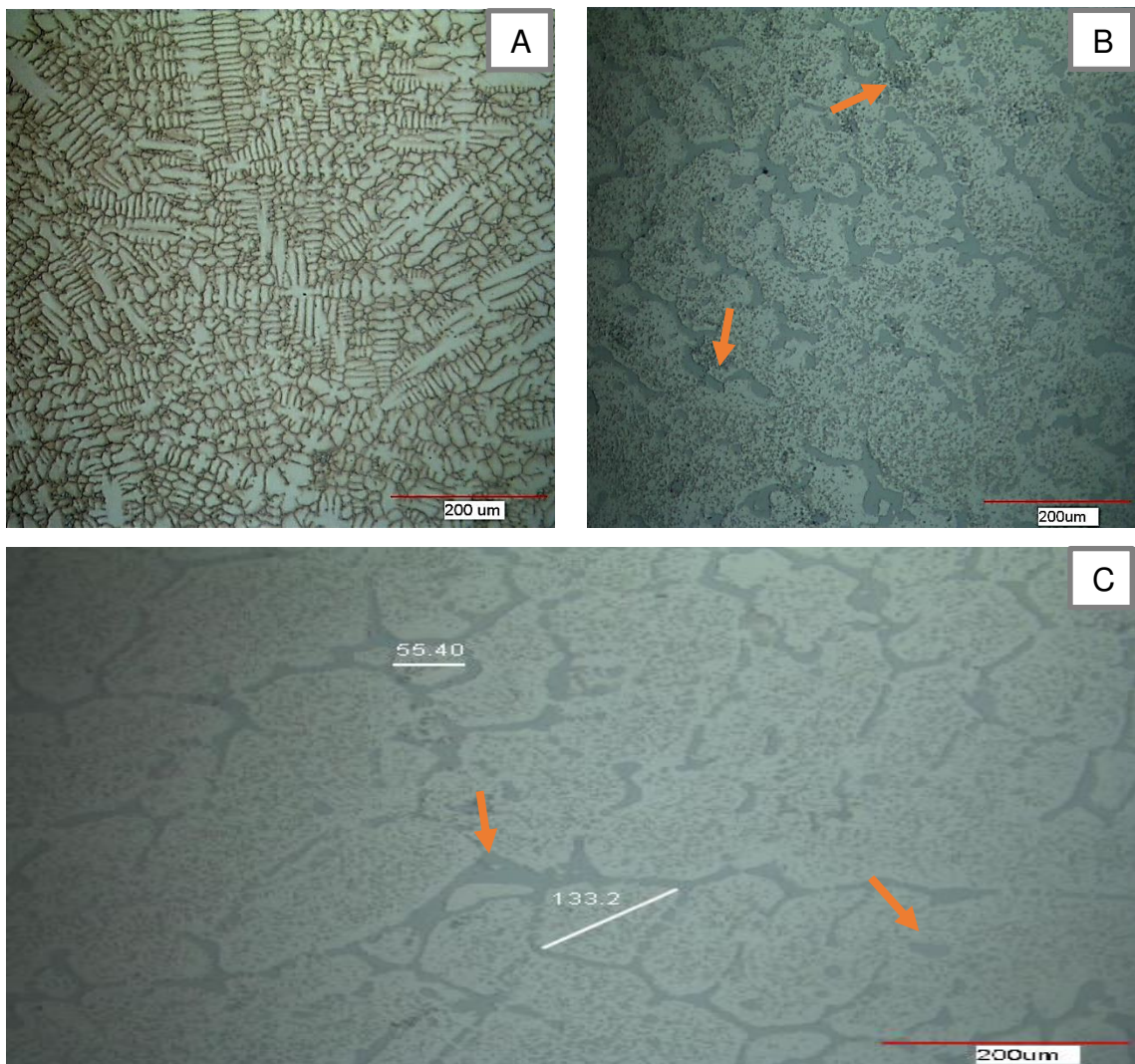
Con el fin de poder observar y analizar el efecto en la microestructura del elemento modificador Boro y los tratamientos térmicos aplicados, se tomó micrografías detalladas de la representación morfológica superficial de diferentes muestras a diferentes magnificaciones. En las figuras 4.1 y 4.2, se exponen los resultados pertenecientes a la microestructura de la aleación uno en las muestras A1M1, A1M2 y A1M3. En las figuras 4.1a y 4.2a, se muestra la microestructura de la aleación A1 en condición de vaciado a 1300°C (A1M1), en donde predomina el crecimiento dendrítico en direcciones cristalográficas específicas determinadas por la estructura cristalográfica del material, una distribución y crecimiento granular dinámico en diferentes direcciones; este fenómeno fue originado por la adición del elemento modificador Boro, cuyo elemento se agregó con el propósito de modificar la microestructura, generar mayor tasa de nucleación y posteriormente el crecimiento de cristales (granos) más finos durante la cinética de solidificación.

En las figuras 4.1b y 4.2b, se observa la muestra A1M2 con la adición del elemento Boro, con tratamiento térmico de solución a 925°C y enfriado en agua a temperatura ambiente; con una microestructura modificada por la adición del Boro y el tratamiento térmico de solución, este tratamiento térmico generó una solución sólida saturada, crecimiento de los granos y la distribución uniforme de todos los elementos debido a que las concentraciones se difundieron uniformemente en toda la matriz.

La figura 4.1c y 4.2c, ilustra la microestructura de la muestra A1M3 sometida a un primer envejecido a 550 °C con un tiempo de duración de 30min y enfriada a

temperatura ambiente. Esta presentó tamaño de granos más finos y crecimientos dendríticos de níquel, cromo y silicio, dispersos en la microestructura. con la formación máxima de los precipitados dispersos en toda la matriz, tal y como se muestra en las figuras 4.1c y 4.2c.

Las demás muestras de la aleación uno presentaron un comportamiento similar conforme se aplicaron los tratamientos térmicos de envejecido a diferentes tiempos de duración, en donde se observó que las mejores condiciones de refinamiento de granos fueron en la muestra M5, está con un tratamiento térmico de envejecido uno a 550°C con una duración de 100min.



**Figura 4.1.** Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A1; **[A]** A1M1-50X, **[B]** A1M2-400X y **[C]** A1M3-400X.

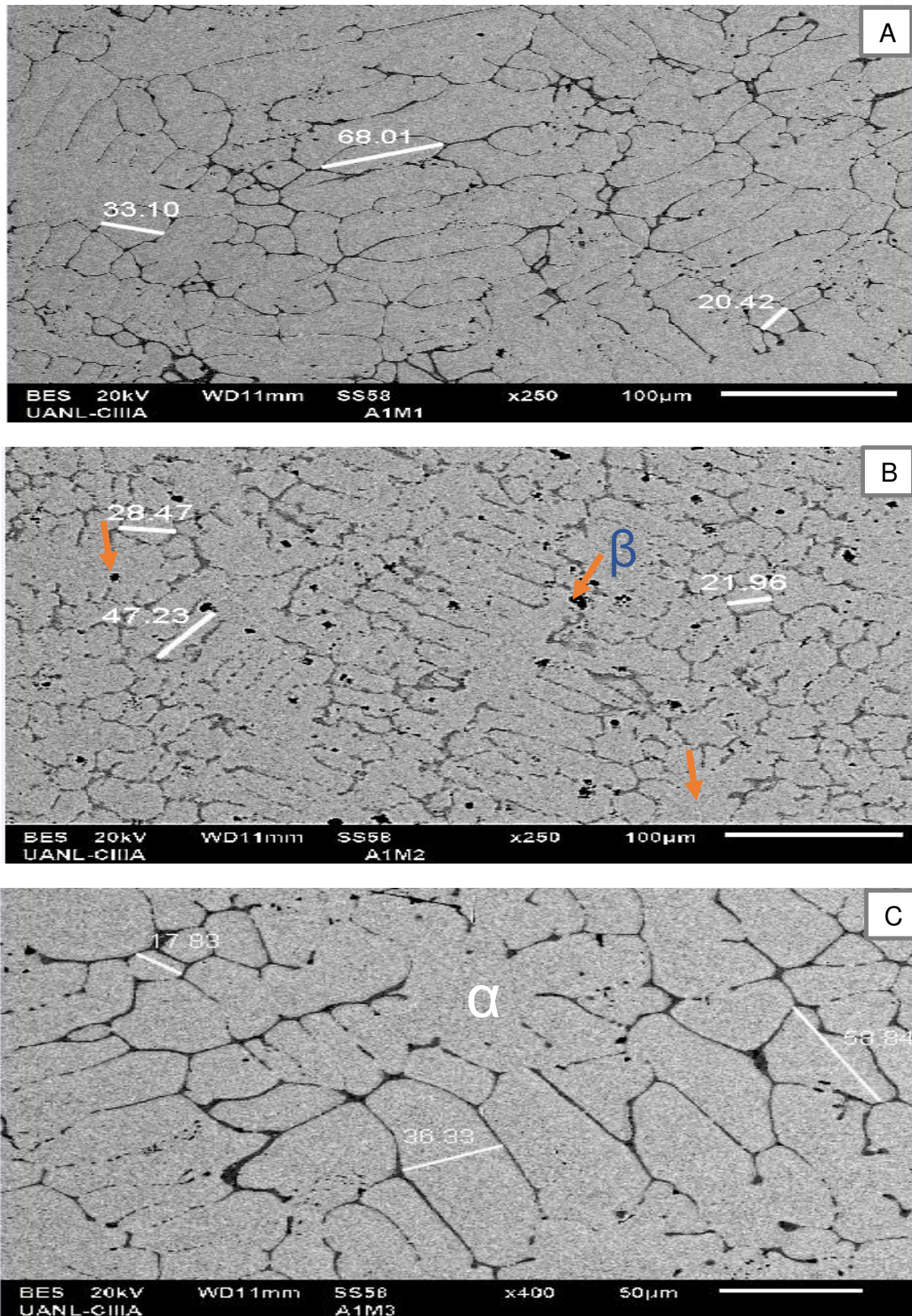
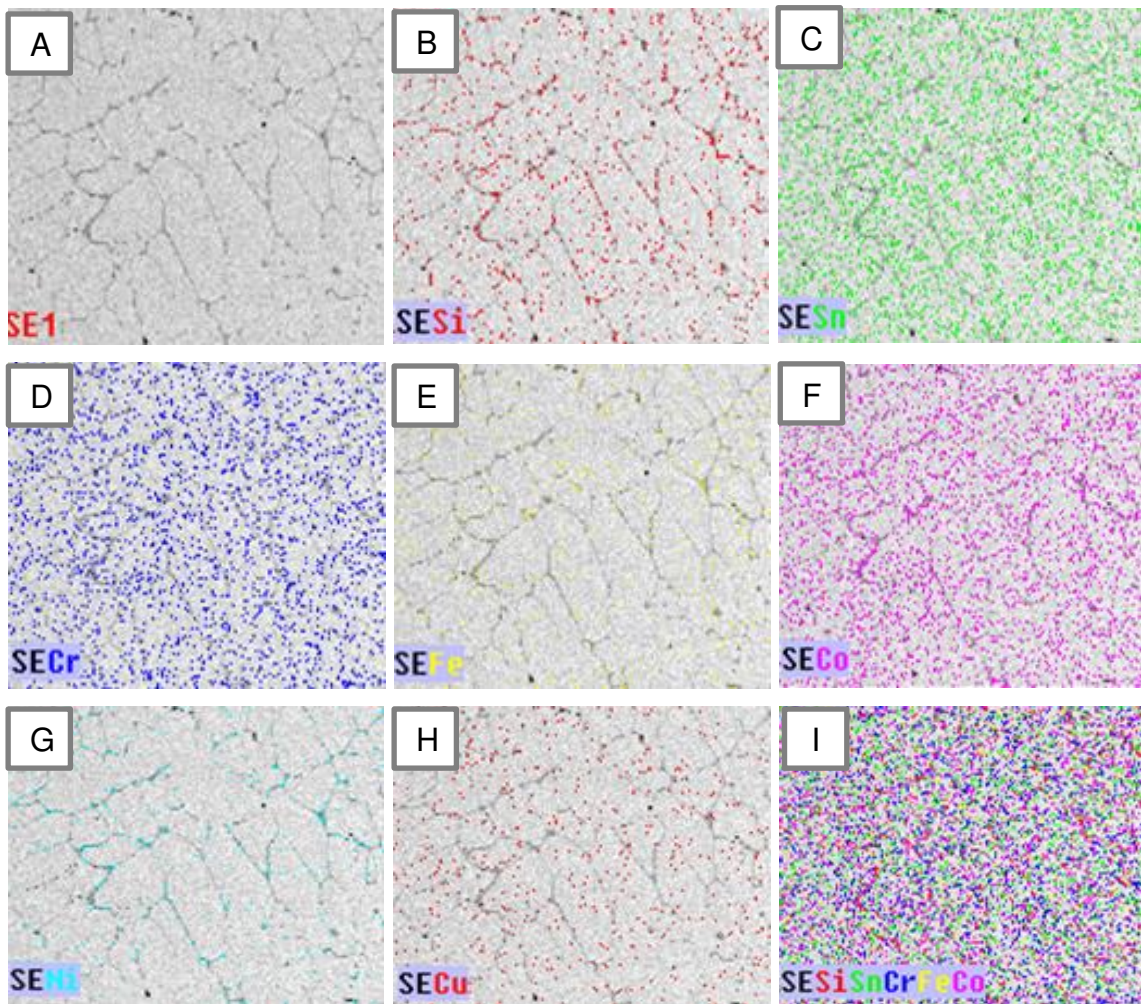


Figura 4.2. Micrografías tomadas en SEM a 250X y 400X, en tres muestras correspondientes a la aleación A1 [A] A1M1, [B] A1M2, [C] A1M3.

### Análisis de mapeo de los elementos

Para conocer la distribución de todos los elementos en la aleación A1, se realizó el análisis por medio de un mapeo en SEM. La figura 4.3 muestra la aleación A1 en su estado de tratamiento térmico de envejecido uno a 30 min (A1M3), donde se observa que la mayor concentración de níquel (Figura 4.3G) y silicio (Figura 4.3B), se aloja en el límite de grano, con menor presencia en la matriz del grano de cobre, pero no uniformemente; y los demás elementos se distribuyen uniformemente en toda la microestructura, principalmente en la matriz de la fase alfa rica en cobre. El elemento Boro no es detectado por esta técnica por su bajo número atómico.

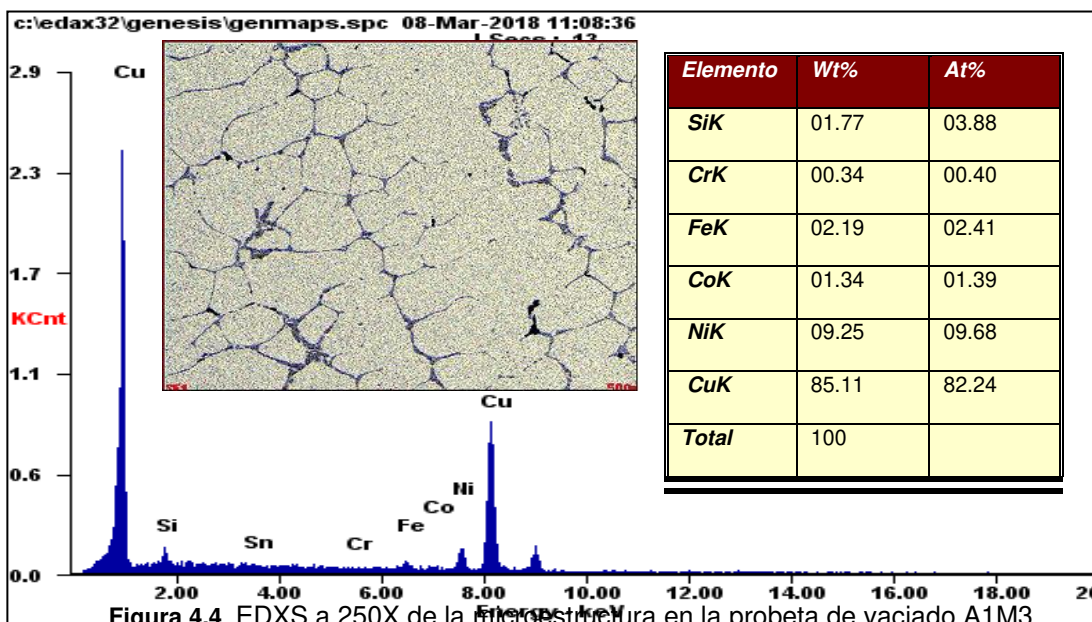


**Figura 4.3.** Mapeo en SEM a 400X de los elementos que corresponden a la aleación A1, Muestra A1M3, [A] Matriz, [B] Si, [C] Sn, [D] Cr, [E] Fe, [F] Co, [G] Ni, [H] Cu y [I] SiSnCrFeCo.

### EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM)

En la figura 4.4 se muestra el análisis semicuantitativo de composición mediante la técnica EDXS por electrones retrodispersados realizados con el equipo de microscopia electrónica de barrido (SEM), este análisis corresponde a la muestra A1M3, con tratamiento térmico de solución y envejecido uno a 30 min.

Se ilustra el microanálisis en diferentes puntos en la microestructura de la muestra tres de la aleación uno. La Figura 4.4 muestra los porcentajes de la aleación A1, demostrado que los aleantes fundieron en su totalidad. El análisis de la muestra A1M3 con el primer envejecido presenta un grano formado por una matriz rica en cobre, alojamiento del níquel y silicio en los límites de granos y los demás elementos como ser el Cromo, Cobalto, Hierro y Boro distribuidos uniformemente en toda la matriz de la fase alfa, ver figura 4.2 y 4.3. El tratamiento térmico de envejecido uno en la muestra A1M3 generó el crecimiento de nuevas fases entre los elementos, como ser la fase **Cu**, **Cr<sub>3</sub>Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>**, **Fe<sub>0.916</sub>Ni<sub>0.084</sub>**, **Co<sub>0.75</sub> Fe<sub>0.25</sub>** y **B<sub>1.43</sub> Ni<sub>4.29</sub> Si<sub>2</sub>**. dichas fases favorecieron a la optimización de las propiedades.



### 4.3.2. Caracterización Morfológica de la aleación A2

#### Análisis de Microestructura

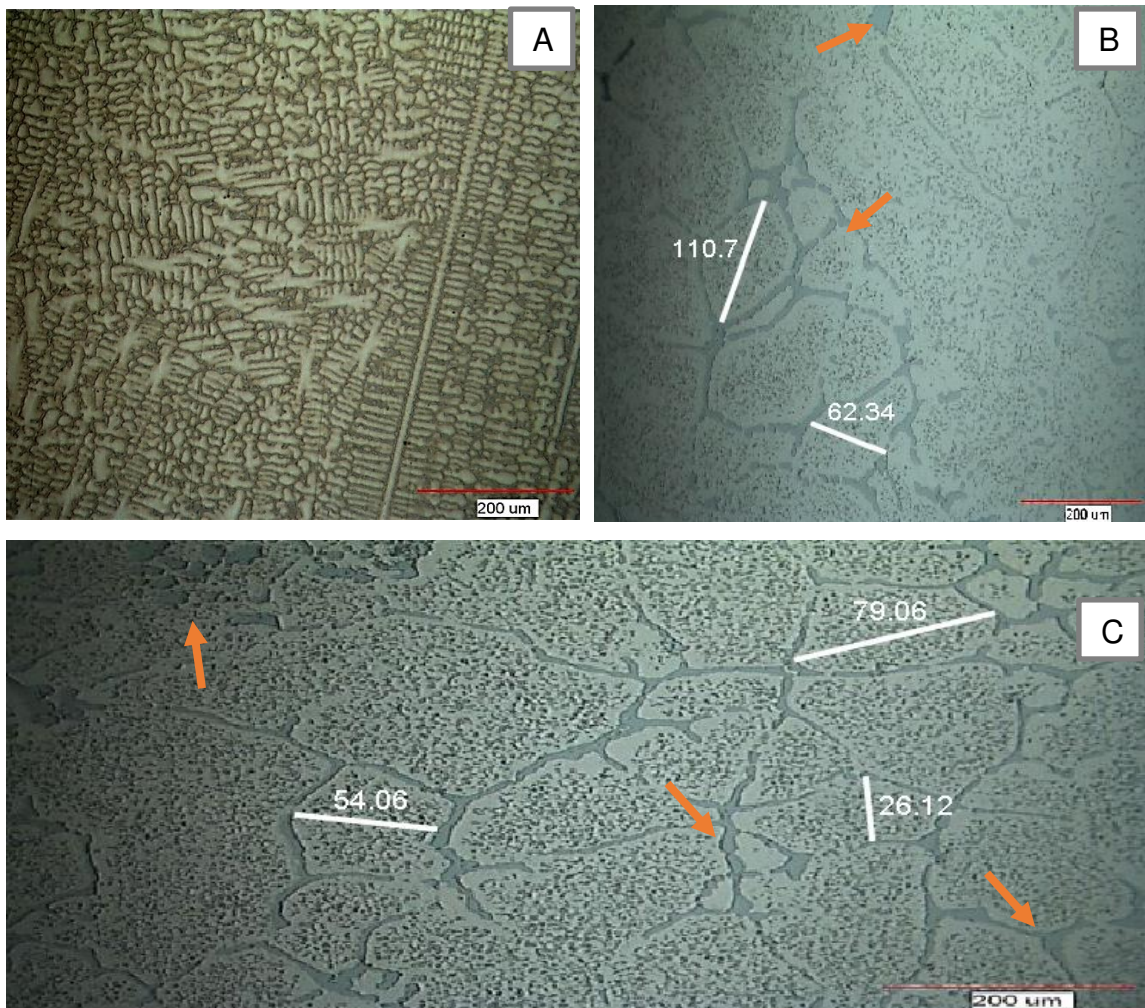
Con el fin de poder observar y analizar el efecto en la microestructura del elemento modificador Niobio y los tratamientos térmicos aplicados, se tomó micrografías de la representación morfológica superficial de diferentes muestras a diferentes magnificaciones. En las figuras 4.5 y 4.6, se exponen los resultados pertenecientes a la microestructura de la aleación A2 en las muestras A2M1, A2M2 y A2M3. En las figuras 4.5a y 4.6a, se muestra la microestructura de la aleación A2 en condición de vaciado a 1300°C (A2M1), en donde predomina el crecimiento dendrítico en direcciones cristalográficas específicas determinadas por la estructura cristalográfica del material, una distribución y crecimiento granular dinámico en diferentes direcciones; este fenómeno fue originado por la adición del elemento modificador Niobio, cuyo elemento se agregó con el propósito de modificar la microestructura, generar mayor tasa de nucleación y posteriormente el crecimiento de cristales (granos) más finos durante la cinética de solidificación.

En las figuras 4.5b, se observa la muestra A2M2 con la adición del elemento Niobio y con tratamiento térmico de solución a 925°C; y en la figura 4.6b se ilustra la muestra A2M3 con tratamiento térmico de solución y envejecido uno a 30min; ambas con una microestructura modificada por la adición de Niobio y el tratamiento térmico aplicado. El tratamiento térmico de solución generó una solución sólida saturada, crecimiento dinámico de los granos y la distribución uniforme de todos los elementos debido a que las concentraciones se difundieron uniformemente en toda la matriz y el tratamiento térmico de envejecido generó crecimiento de precipitados y cristales (granos) más finos.

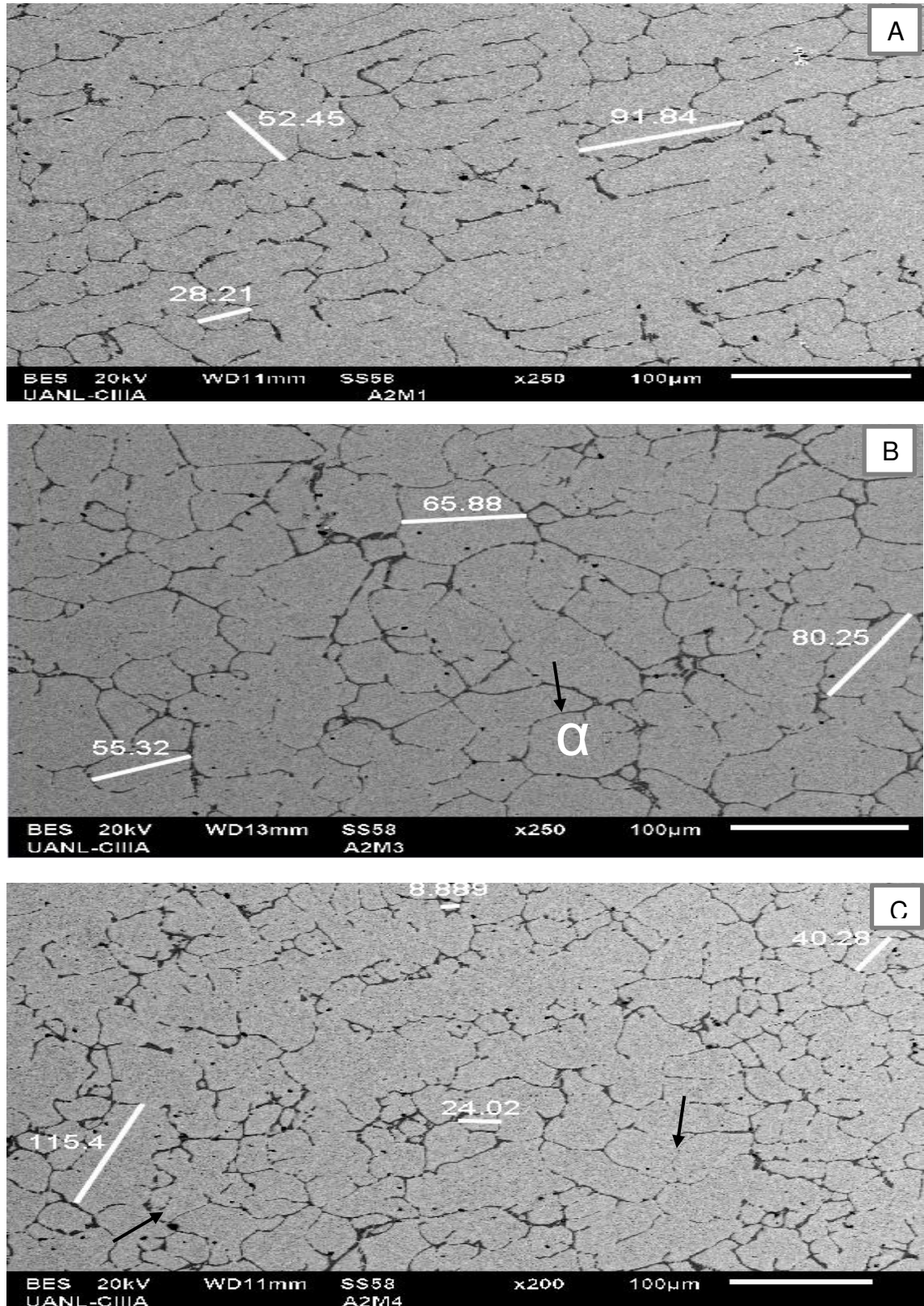
La figura 4.5c y 4.6c, ilustra la microestructura de la muestra A2M3 y A2M4, ambas sometidas a un primer envejecido a 550 °C con un tiempo de duración de

30min y 60min, posteriormente enfriado a temperatura ambiente. La muestra A2M4 presentó tamaño de granos más finos, aunque aún tamaño de granos más grande que el generado por la aleación modificada con Niobio y crecimientos dendríticos, dispersos en la microestructura. con la formación máxima de los precipitados dispersados en toda la matriz, tal y como se muestra en las figuras 4.5c y 4.6c.

Las demás muestras de la aleación A2 presentaron un comportamiento similar conforme se aplicaron los tratamientos térmicos de envejecido a diferentes tiempos de duración, en donde se observó que las mejores condiciones de refinamiento de granos fueron en la muestra A2M5, está con un tratamiento térmico de envejecido uno a 550°C con una duración de 100min.



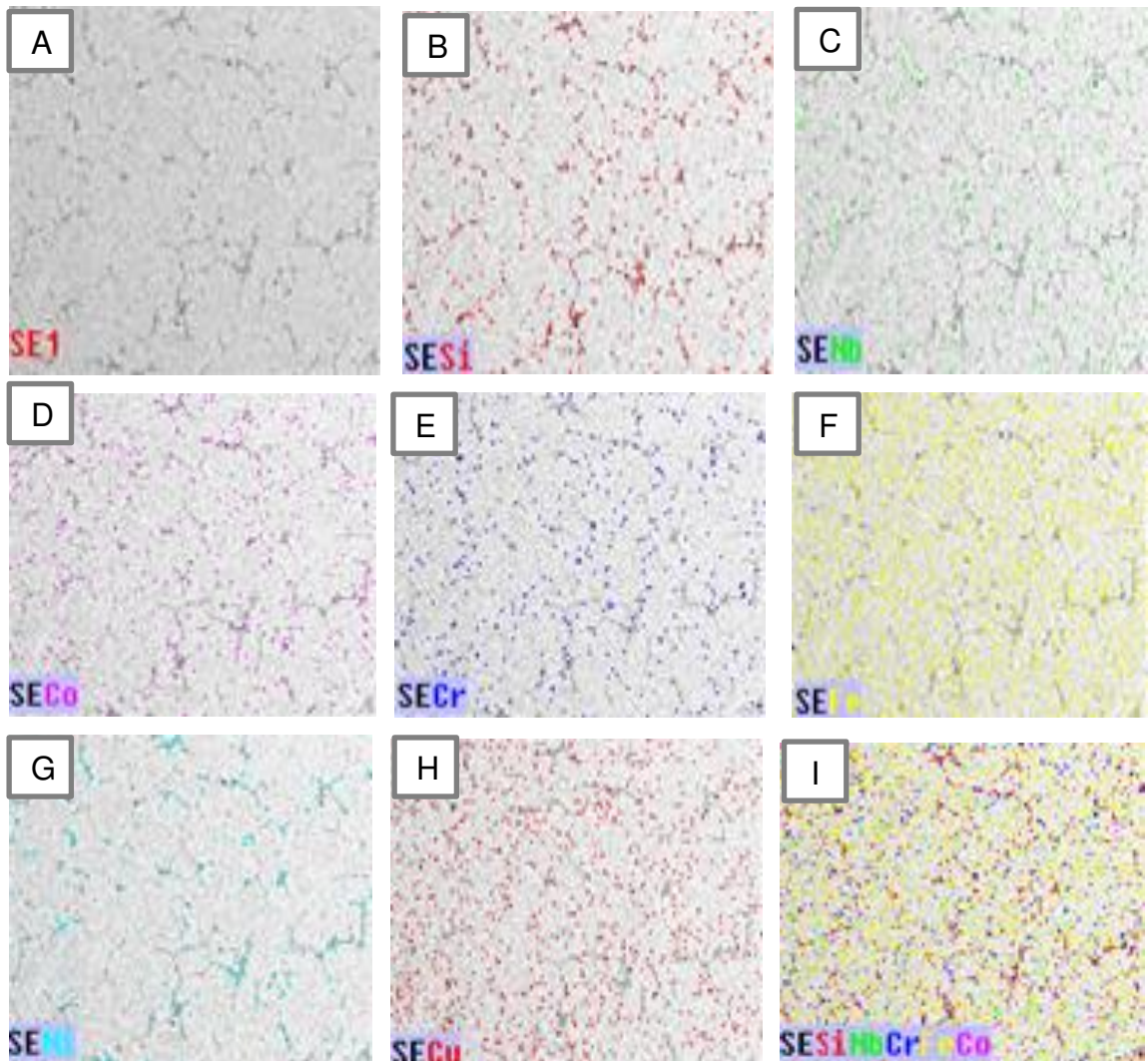
**Figura 4.5.** Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A2; **[A]** A2M1-50X, **[B]** A2M2-400X y **[C]** A2M3-400X.



**Figura 4.6.** Micrografías tomadas en SEM a 250X y 200X, en tres muestras correspondientes a la aleación A2 [A] A2M1, [B] A2M3, [C] A2M4.

### Análisis de mapeo de los elementos

La figura 4.7 muestra la aleación A2 en su estado de tratamiento térmico de envejecido uno a 30 min (A2M3), donde se observa que la mayor concentración de silicio (Figura 4.7B), cobalto (Figura 4.7D) y níquel (Figura 4.7G) se aloja en el límite de grano, con menor presencia en la matriz del grano de cobre, pero no uniformemente; y los demás elementos se distribuyen uniformemente en toda la microestructura, principalmente en la matriz de la fase alfa rica en cobre.



**Figura 4.7.** Mapeo en SEM a 400X de los elementos que corresponden a la aleación A2, Muestra A2M3, [A] Matriz, [B] Si, [C] Nb, [D] Cr, [E] Fe, [F] Co, [G] Ni, [H] Cu y [I] SiNbCoCrFeNi.

## EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM)

En la figura 4.8 se muestra el análisis semicuantitativo de composición mediante la técnica EDXS por electrones retrodispersados realizados con el equipo de microscopia electrónica de barrido (SEM), este análisis corresponde a la muestra A2M3, con tratamiento térmico de solución y envejecido uno a 30 min.

Se ilustra el microanálisis en un área seleccionada de la muestra A2M3 de la aleación A2. La Figura 4.8 muestra los porcentajes de la aleación A2, demostrado que los aleantes fundieron en su totalidad. El análisis de la muestra A2M3 con el primer envejecido presenta un grano formado por una matriz rica en cobre, alojamiento del níquel, cobalto y silicio en los límites de granos y los demás elementos como ser el Cromo, Hierro y Niobio distribuidos uniformemente en toda la matriz de la fase alfa, ver figura 4.6 y 4.7. El tratamiento térmico de envejecido uno en la muestra M3 generó el crecimiento de nuevas fases entre los elementos, como ser la fase **Ni<sub>3</sub>Si<sub>12</sub>**, **Cr<sub>4</sub>Nb<sub>2</sub>Si<sub>5</sub>**, **Cu**, **NbFeSi<sub>1.75</sub>** y **Fe<sub>0.916</sub> Ni<sub>0.084</sub>**; dichas fases favorecieron a la optimización de las propiedades.

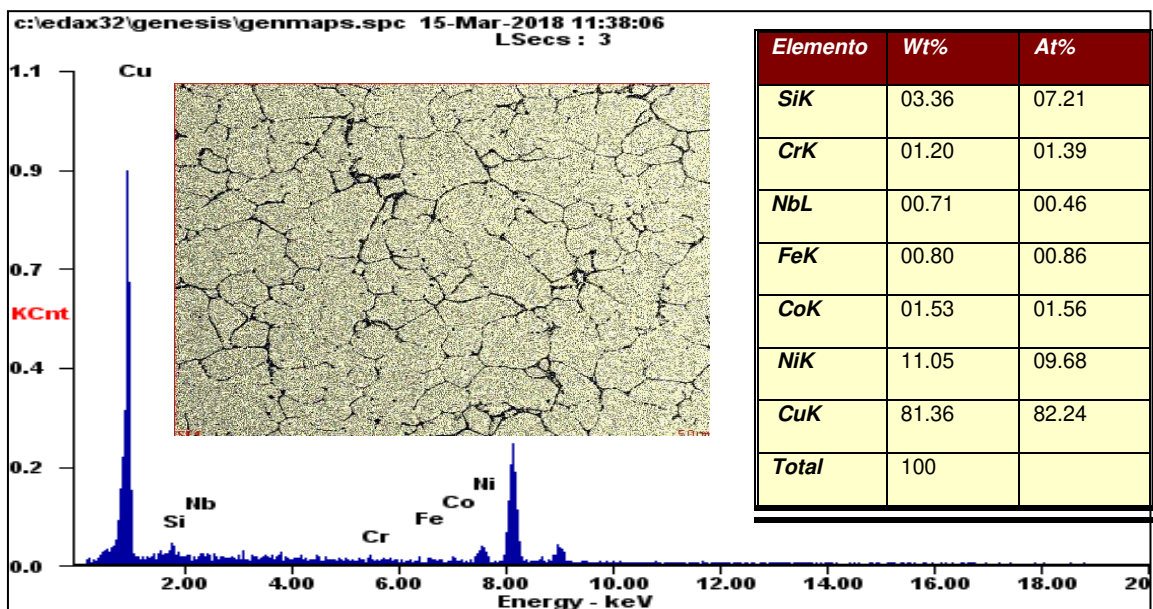


Figura 4.8. EDXS en SEM a 250x de la microestructura en la probeta A2M3 de vaciado con TTE a 30min.

### 4.3.3. Caracterización Morfológica de la aleación tres (A3)

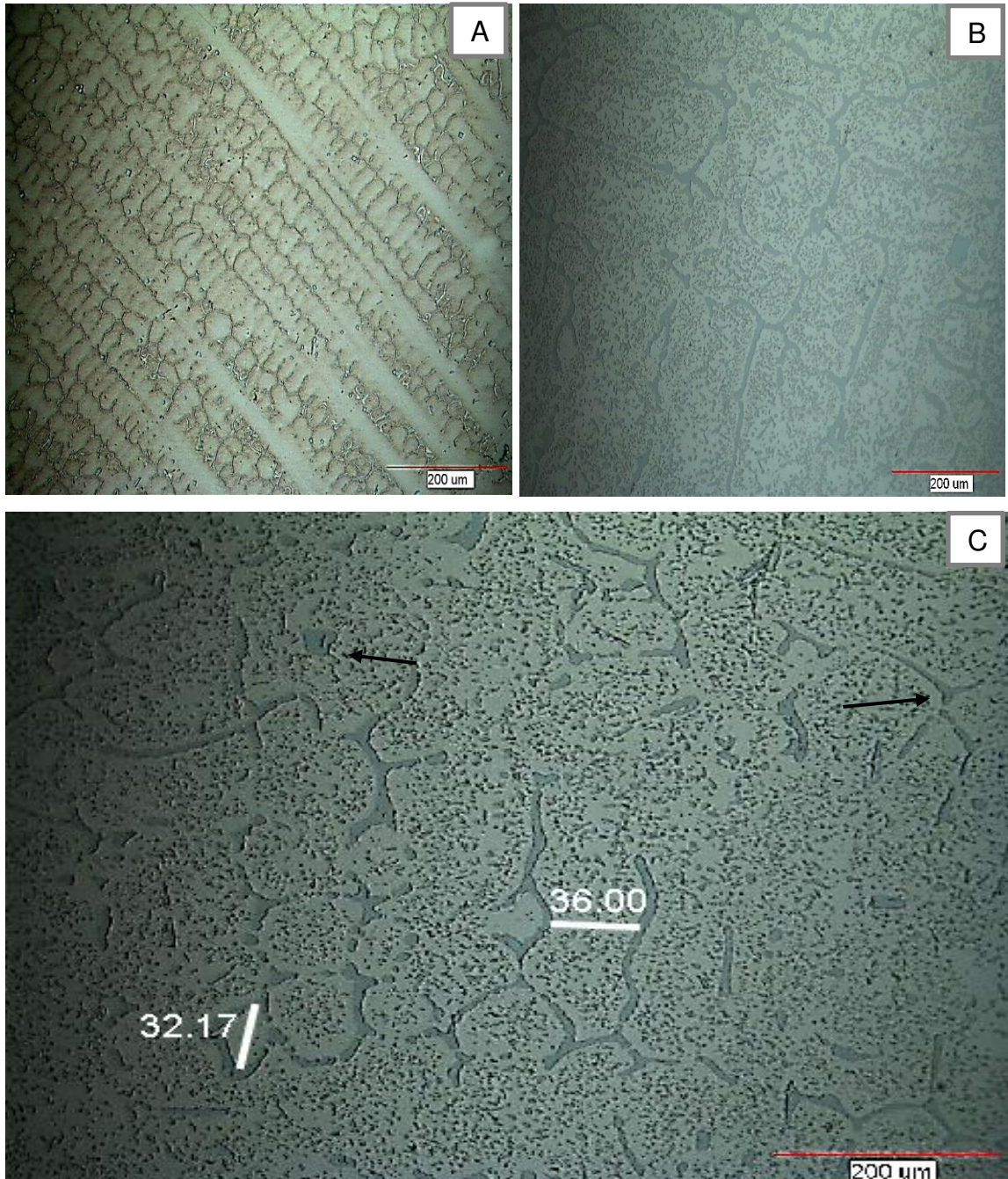
#### Análisis de Microestructura

Con el fin de poder observar y analizar el efecto en la microestructura del elemento modificador Zirconio y los tratamientos térmicos aplicados, se tomó micrografías de la representación morfológica superficial de diferentes muestras a diferentes magnificaciones. En las figuras 4.9 y 4.10, se muestran los resultados pertenecientes a la microestructura de la aleación A3 en las muestras A3M1, A3M2 y A3M3. En las figuras 4.9a y 4.10a, se muestra la microestructura de la aleación A3 en condición de vaciado a 1300°C (A3M1), en donde predomina el crecimiento dendrítico en direcciones cristalográficas específicas determinadas por la estructura cristalográfica del material, una distribución y crecimiento granular dinámico en diferentes direcciones; este fenómeno fue originado por la adición del elemento modificador Zirconio, cuyo elemento se adiciono con el propósito de modificar la microestructura, generar mayor tasa de nucleación y posteriormente el crecimiento de cristales (granos) más finos durante la cinética de solidificación.

En las figuras 4.9b, se observa la muestra A3M2 con la adición del elemento Zirconio, con tratamiento térmico de solución a 925°C y enfriado en agua a temperatura ambiente; con una microestructura modificada por la adición del Zirconio y el tratamiento térmico; este tratamiento térmico generó una solución sólida saturada, crecimiento de los granos y la distribución uniforme de todos los elementos debido a que las concentraciones se difundieron uniformemente en toda la matriz.

La figura 4.9c, ilustra la microestructura de la muestra A3M3 sometida a un primer envejecido a 550 °C con un tiempo de duración de 30min y enfriada a temperatura ambiente. Esta presentó tamaño de granos más finos, dispersos en la microestructura. con la formación máxima de los precipitados dispersos en toda la matriz, tal y como se muestra en las figuras 4.9c.

Las demás muestras de la aleación A3 presentaron un comportamiento similar conforme se aplicaron los tratamientos térmicos de envejecido a diferentes tiempos de duración, en donde se observó que las mejores condiciones de refinamiento de granos fueron en la muestra M5, está con un tratamiento térmico de envejecido uno a 550°C con una duración de 100 min.



**Figura 4.9.** Metalografía en M. Óptico, de tres muestras correspondientes a la aleación A3; [A] A3M1-100X, [B] A3M2-400X y [C] A3M3-400X.

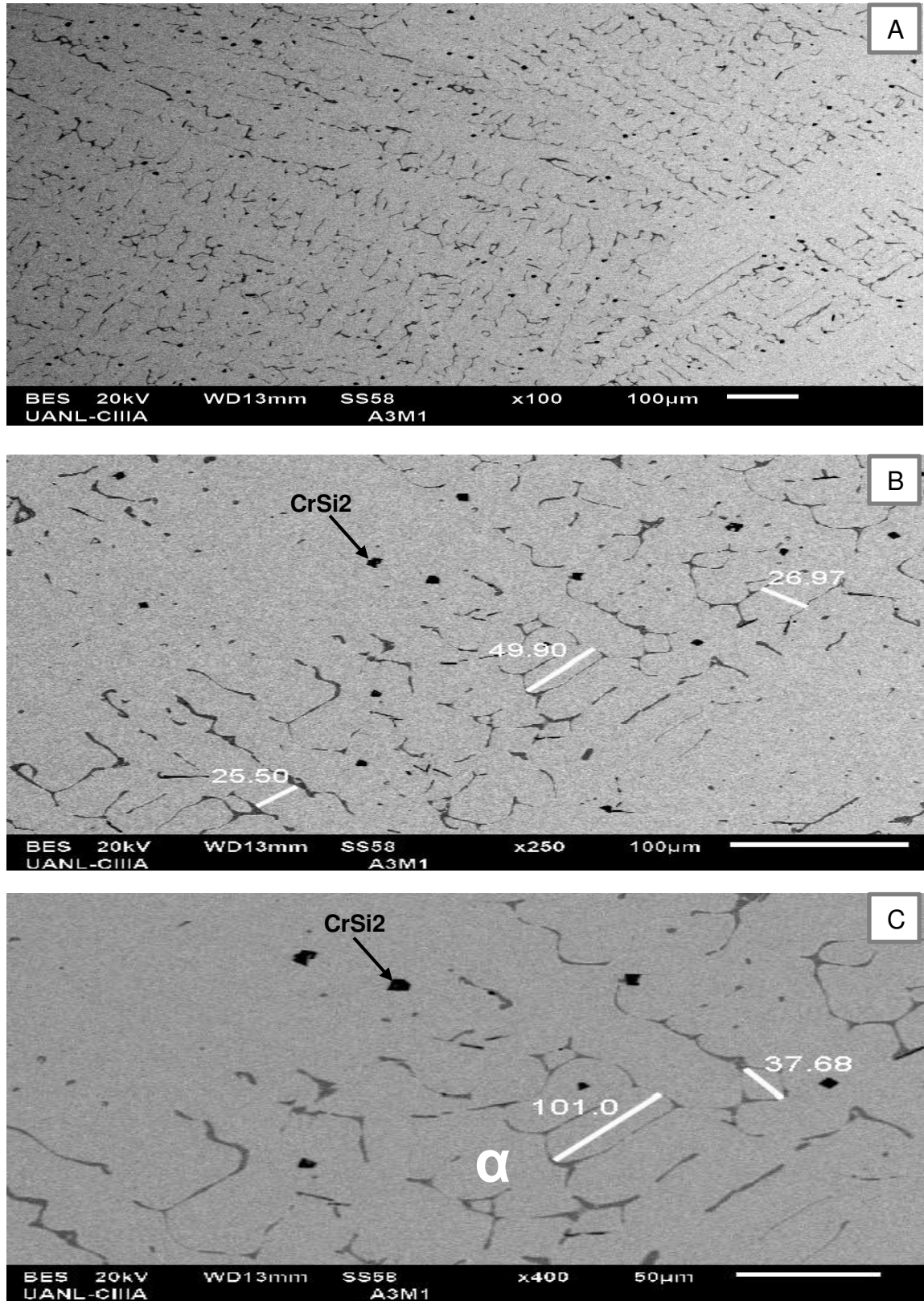
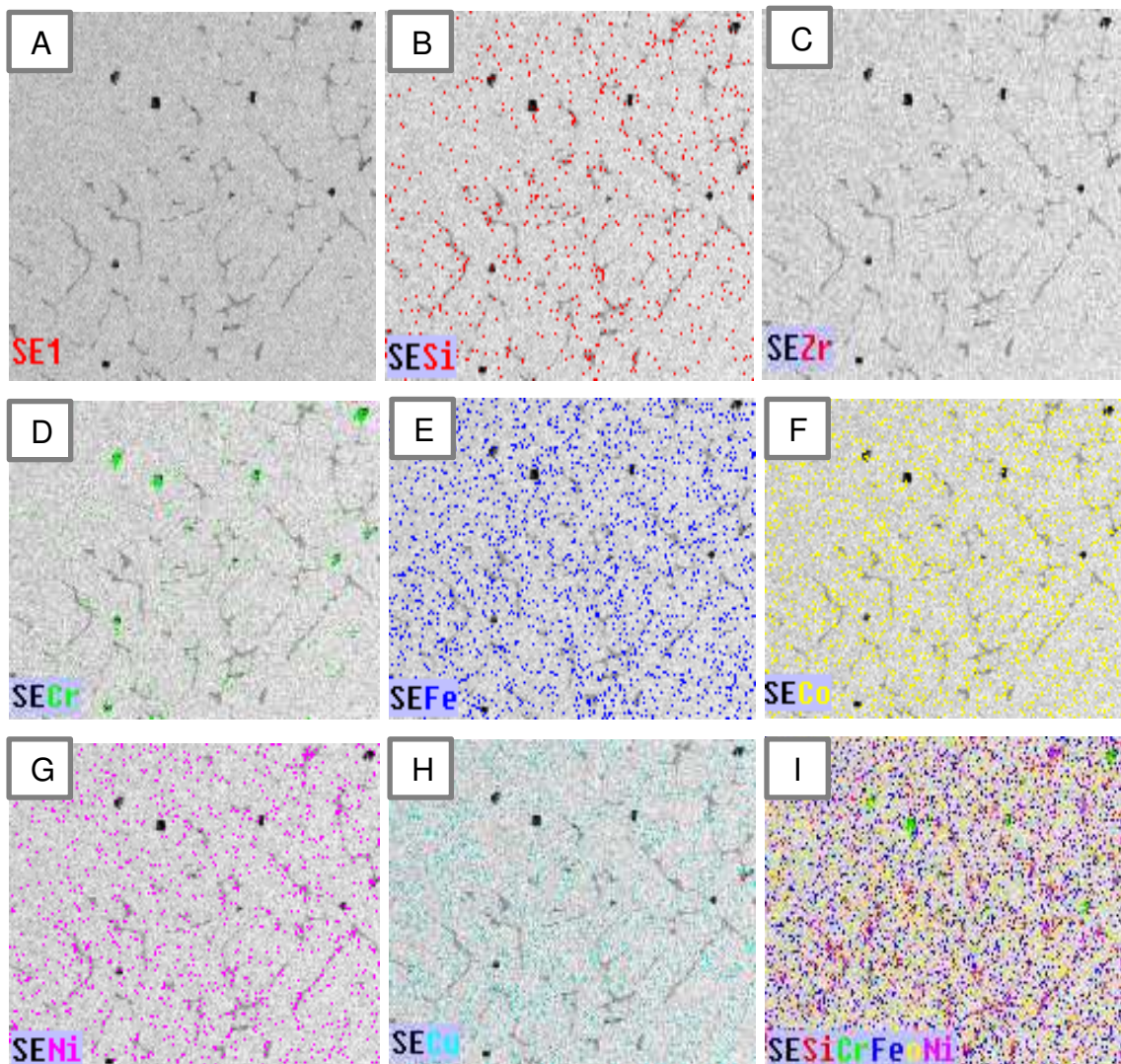


Figura 4.10. Micrografías tomadas en SEM de la muestra uno correspondiente a la aleación A3, [A] A3M1-100X, [B] A3M1-250X, [C] A3M1-400X.

### Análisis de mapeo de los elementos

Para conocer la distribución de todos los elementos en la aleación A3, se realizó el análisis por medio de un mapeo en SEM. La figura 4.11 muestra la aleación A3 en su estado de vaciado (A3M1), donde se observa que el elemento Cr (figura 4.11D) presenta segregación dispersa en la matriz y los demás elementos se distribuyeron uniformemente en toda la microestructura, principalmente en la matriz de la fase alfa rica en cobre.



**Figura 4.11.** Mapeo en SEM a 250X de los elementos que corresponden a la aleación A3, Muestra A3M1, [A] Matriz, [B] Si, [C] Zr, [D] Cr, [E] Fe, [F] Co, [G] Ni, [H] Cu y [I] SiCrFeCoNiCu.

### EDXS en microscopio electrónico de barrido (SEM)

En la figura 4.12 se muestra el análisis semicuantitativo de composición mediante la técnica EDXS por electrones retrodispersados realizados con el equipo de microscopia electrónica de barrido (SEM), este análisis corresponde a la muestra A3M1, con tratamiento térmico de solución y enfriamiento en agua a temperatura ambiente.

Se ilustra el microanálisis en diferentes puntos en la microestructura de la muestra A3M1 de la aleación A3. La Figura 4.12 muestra los porcentajes de la aleación A3, demostrado que los aleantes fundieron en su totalidad. El análisis de la muestra A3M1 presenta segregación del elemento cobre disperso en la microestructura, alojamiento del níquel y silicio en los límites de granos y los demás elementos como ser el Cobalto, Hierro y Zirconio distribuidos uniformemente en toda la matriz de la fase alfa, ver figura 4.9 y 4.10. El tratamiento térmico de solución y envejecido genera el crecimiento de nuevas fases entre los elementos, como ser la fase **Cu<sub>1</sub>, (Co<sub>5</sub>Cr<sub>2</sub>Zr<sub>3</sub>)<sub>2.4</sub>, (Cr<sub>0.4</sub>Fe<sub>0.6</sub>)<sub>2</sub>, Fe<sub>0.916</sub>Ni<sub>0.084</sub> y Zr<sub>3</sub>Cu<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>.Zr**, dichas fases favorecieron a la optimización de las propiedades.

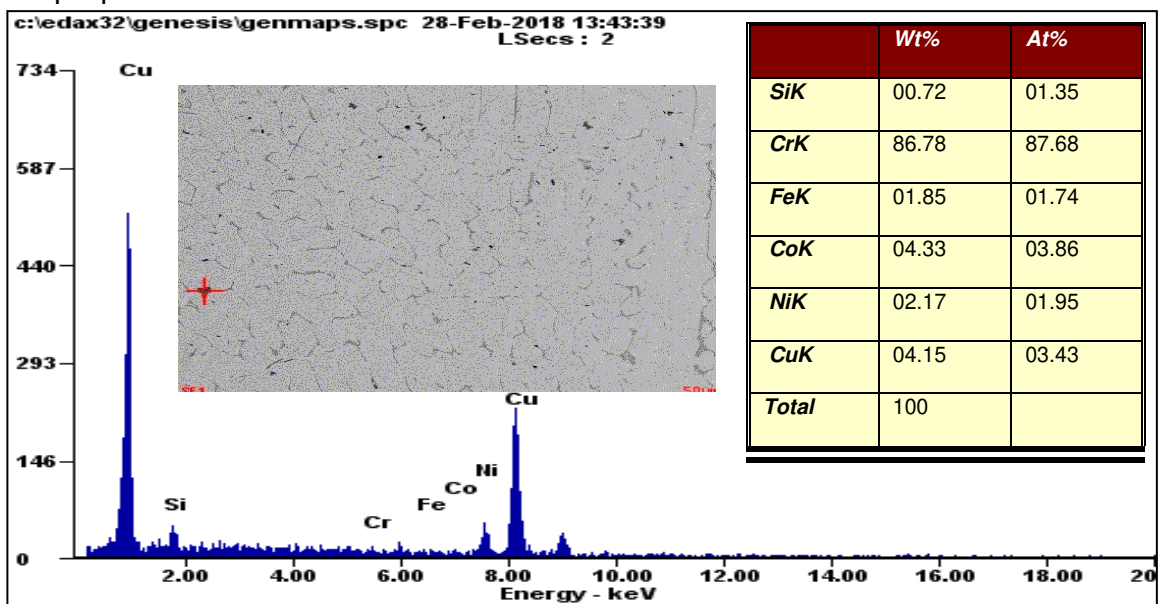


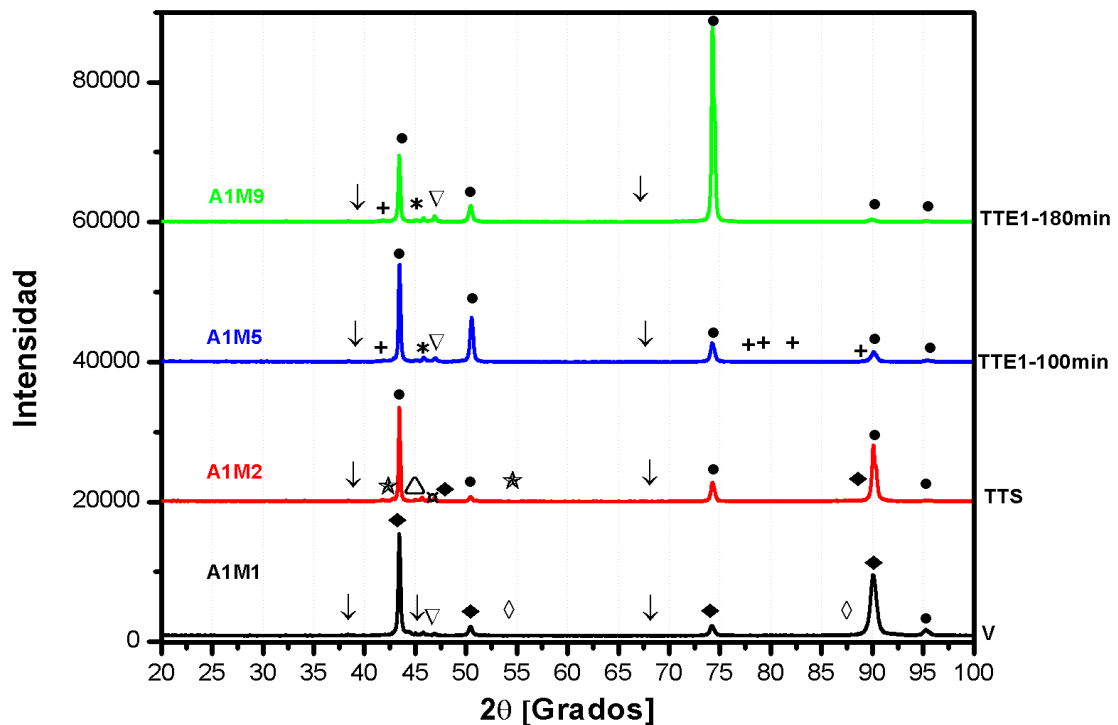
Figura 4.12. EDXS en SEM a 250x de la microestructura en la probeta A3M1 de vaciado.

#### 4.4. IDENTIFICACIÓN DE FASES MEDIANTE DRX Y CÁLCULO DE TAMAÑO DE GRANO EMPLEANDO LA ECUACIÓN DE DEBYE-SCHERRER.

##### 4.4.1. Identificación de fases mediante difracción de Rayos X (DRX)

En la figura 4.13, 4.14 y 4.15, se exponen respectivamente los resultados de la caracterización de Rayos X (XRD) de las tres aleaciones de este estudio, donde se sometieron a difracción de rayos x las muestras de la aleación uno (con Boro): A1M1, A1M2, A1M5 y A1M9, en el caso de la aleación dos (con Niobio) se sometieron las muestras: A2M1, A2M2, A2M5 y A2M9 y por último en la aleación tres (con Zirconio), las muestras: A3M1, A3M2, A3M5 y A3M9. Utilizando la metodología ilustrada en la imagen 3.13.

Los patrones de difracción e identificación de fases de cada una de las aleaciones analizadas se presentan en las figuras 4.13, 4.14 y 4.15, en las tablas XVI, XVII y XVIII se muestran las fases identificadas en cada caso estudiado.



**Figura 4.13.** Patrón de difracción de Rayos X de las muestras A1M1, A1M2, A1M5 y A1M9 de la aleación A1.

Todas las muestras analizadas presentaron desarrollo de nuevas fases que favorecen al incremento de las propiedades, cuyas fases fueron originadas por la adición de los elementos modificadores B, Nb y Zr y los demás elementos involucrados; igualmente por la aplicación de los tratamientos térmicos de solución y envejecido a diferentes tiempos de duración.

**Tabla XVI. Fases identificadas para la aleación A1 en las muestras M1, M2, M5 y M9.**

Ref. Code	Compound Name	Cheminal Formula
01-074-5793	Cobre Siliciuro	◆ Cu <sub>0.9</sub> Si <sub>0.1</sub>
01-089-2731	Cromo Níquel Silicio	◇ Cr <sub>3</sub> Ni <sub>5</sub> Si <sub>2</sub>
98-001-3276	Cromo Boruro	↓ B <sub>1</sub> Cr <sub>1</sub>
01-071-3761	Cobre	● Cu
01-081-8248	Hierro Níquel	▽ Fe <sub>0.916</sub> Ni <sub>0.084</sub>
00-039-1316	Boro Hierro	★ Fe <sub>3</sub> B
01-080-5763	Níquel	Δ Ni
01-071-7173	Cobalto Hierro	⊠ Co <sub>0.75</sub> Fe <sub>0.25</sub>
01-082-3072	Cobalto Níquel	* Co Ni
98-000-3588	Níquel Siliciuro Boruro	+ B <sub>1.43</sub> Ni <sub>4.29</sub> Si <sub>2</sub>

**Nota:** Ubicar cada una de las fases en la figura 4.13.



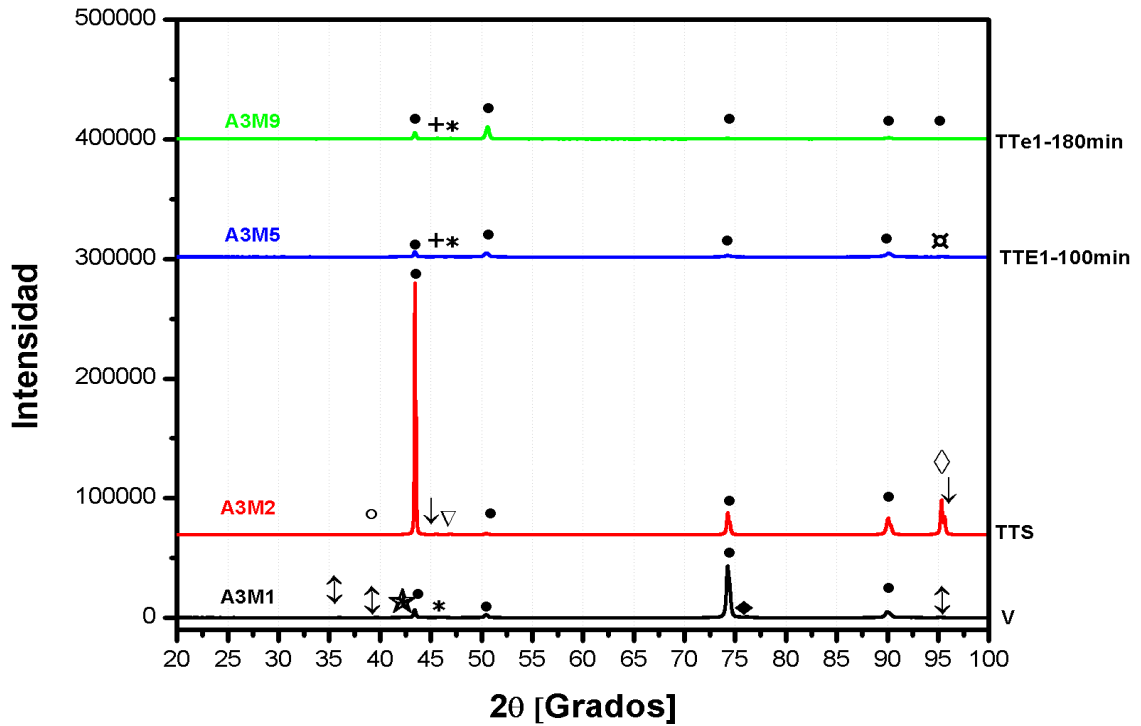


Figura 4.15. Patrón de difracción de Rayos X de las muestras A3M1, A3M2, A3M5 y A3M9 de la aleación A3.

Tabla XVIII. Fases identificadas para la aleación A3 en las muestras M1, M2, M5 y M9.

Ref. Code	Compound Name	Chemical Formula
01-077-7457	Cromo Cobalto Zirconio	◆ (Co <sub>5</sub> Cr <sub>2</sub> Zr <sub>3</sub> ) <sub>2.4</sub>
01-071-4649	Hierro	◇ Fe
03-065-9131	Hierro Siliciuro	↓ Fe <sub>3</sub> Si
98-004-8834	Cobre	• Cu <sub>1</sub>
03-065-9705	Cromo Silicio	▽ CrSi <sub>2</sub>
01-072-8751	Cromo Hierro Zirconio	★ (Cr <sub>0.4</sub> Fe <sub>0.6</sub> ) <sub>2</sub> Zr
98-009-9267	Cobre Silicio	⊞Cu <sub>0.9</sub> Si <sub>0.1</sub>
01-081-8248	Hierro Níquel	* Fe <sub>0.916</sub> Ni <sub>0.084</sub>
01-080-5763	Níquel	+Ni
01-074-0615	Zirconio Cobre Silicio	↓ Zr <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub> Si <sub>2</sub>
01-071-7931	CobreZirconio	○CuZr

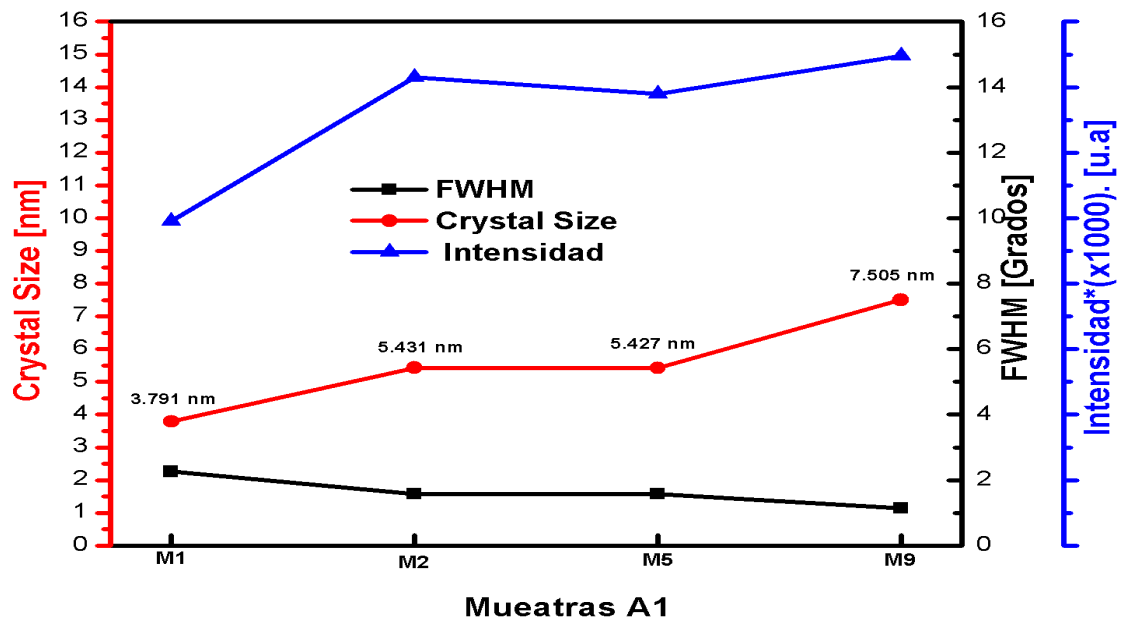
Nota: Ubicar cada una de las fases en la figura 4.15.

#### 4.4.2. Cálculo de tamaño de cristales (granos) aplicando la ecuación de Debye-Scherrer.

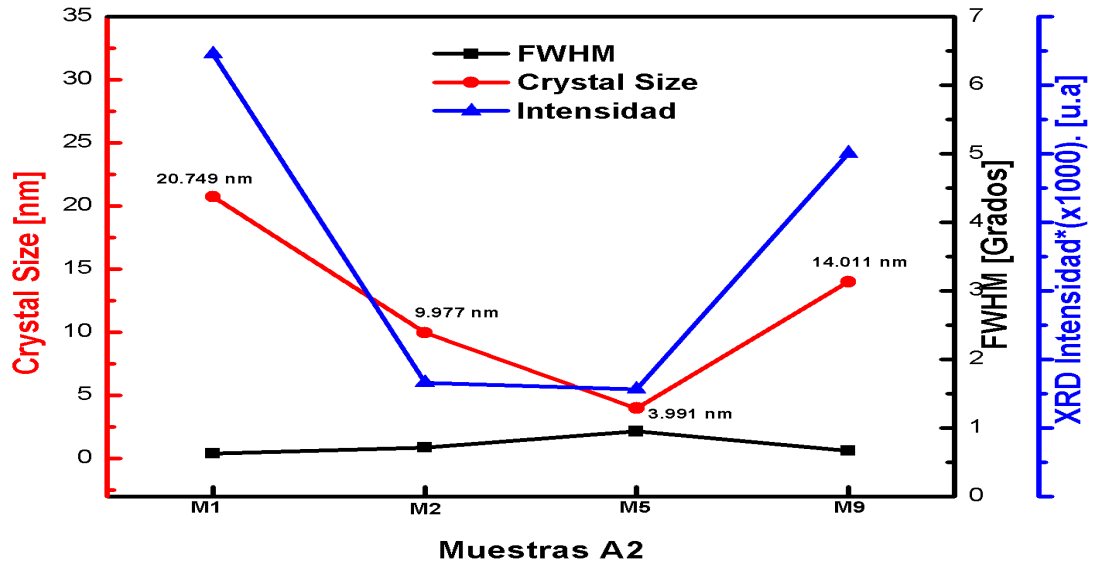
Usando la información de los difractogramas se calculó el tamaño de cristales que evidencia la naturaleza de cada una de las aleaciones desarrolladas, la ejecución de estos cálculos se realizó aplicando la ecuación de Debye -Scherrer, la cual establece que el tamaño de cristal es inversamente proporcional al ancho medio del pico máximo de difracción y al coseno del ángulo del pico máximo [28], conforme a:

$$T = \frac{K * \lambda}{B * \text{Cos}\theta} = \mu\text{m}, \text{nm} \text{ ó } \text{Å}$$

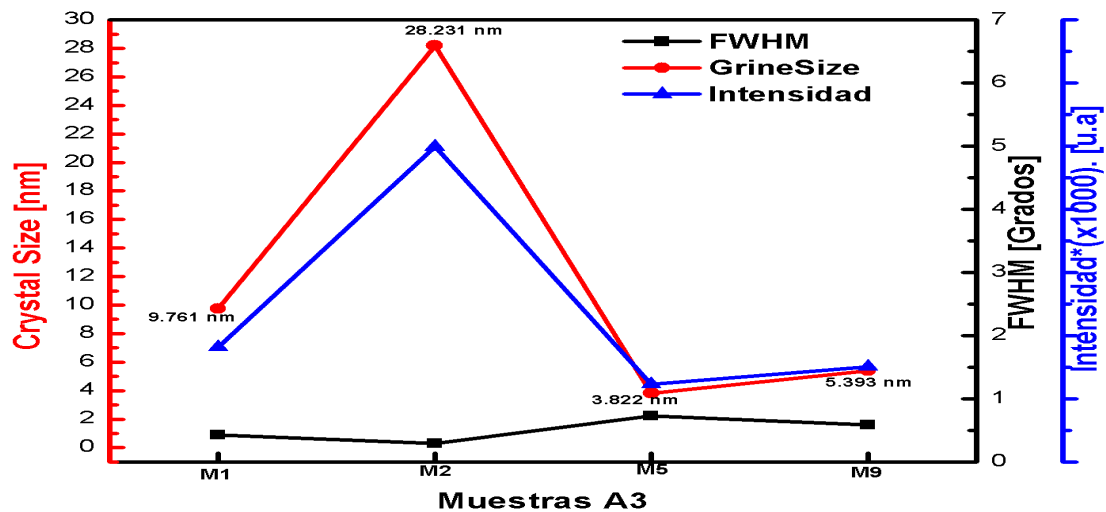
Donde consideraremos un factor de forma de  $K = 0.9$ ,  $\lambda = 1.5406$ ,  $B$  (FWHM) es el ancho medio del pico considerado para el cálculo (está en grados es necesario convertir a radianes) y  $\theta$  es el ángulo correspondiente con el máximo del pico  $2\theta$ . Esta técnica no es aplicable para cristales mayores a  $0.1$  a  $0.2 \mu\text{m}$ .



**Figura 4.16.** El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación A1 en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).



**Figura 4.17.** El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación A2 en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).



**Figura 4.18.** El gráfico de color rojo representa el comportamiento dinámico del crecimiento de los cristales de la aleación A3 en condición de vaciado (M1), tratamiento térmico de solución (M2) y tratamiento térmico de envejecido (M5 y M9).

Como se puede apreciar en las figuras 4.16, 4.17 y 4.18 para el comportamiento del refinamiento de cristales, las tres aleaciones obtuvieron las mejores condiciones de refinamiento en la probeta M5, que fue sometida al tratamiento de envejecido uno con un tiempo de aplicación de 100 min de duración. Es esta condición la que presenta los valores óptimos de tamaño de cristales para

favorecer al incremento de las propiedades, especialmente la dureza y la resistencia al desgaste.

#### **4.5. PROPIEDADES MECÁNICAS**

Con el propósito de conocer y analizar los resultados obtenidos de las propiedades mecánicas estudiadas, se muestran los valores obtenidos de dureza Rockwell B, coeficiente de fricción y desgaste; manifestando estos valores en tablas tabuladas y gráficos ilustrativos, asimismo las figuras representativas que dan evidencia del proceso al cual fueron sometidas cada una de las muestras ensayadas en este estudio.

##### **4.5.1. Dureza Rockwell B**

Esta práctica de dureza Rockwell B (HRB) se hizo conforme a la norma ASTM E18-15, en las instalaciones del CIIIA-UANL, en el laboratorio de propiedades mecánicas, con la ayuda del Dr. José Ángel Cabral M. En donde se ensayó cada una de las muestras en sus diferentes condiciones, se aplicaron diez indentaciones por muestra, así mismo se elaboró el cálculo estadístico para encontrar la media y desviación estándar en cada uno de los casos de este estudio, esto para poder realizar la comparación y análisis correspondiente de la dureza entre las aleaciones con cada uno de los agentes refinadores adicionados, la aleación de referencia (AR) y las aleaciones existentes en el mercado C17510 y C17530.

Analizando la dureza como resultado de la interacción de la condición de vaciado y tratamientos térmicos, hay una diferencia en el incremento de dureza en los TT de envejecido en comparación a los resultados de la muestra de vaciado M1 y con tratamiento térmico de solución M2. Los valores obtenidos de la media ( $\bar{X}$ ) y desviación estándar  $\pm(S)$  permiten estimar el rango de variación permisible de la dureza HRB en cada uno de los casos ensayados, asimismo

concluir que esta propiedad es significativamente afectada por los tratamientos térmicos aplicados y el tiempo de duración de los mismos, en la tabla XIX se observa como la dureza disminuye al aplicar el tratamiento de solución, pero posteriormente con el tratamiento térmico de envejecido uno y dos a diferentes tiempos de duración los valores de dureza son favorables al incremento de la misma, incluso hasta alcanzar valores de dureza mayores al de la aleación de referencia, donde esta tiene una dureza máxima de  $85.70 \pm 0.7$  en condición de vaciado y una dureza máxima de  $100.50 \pm 1.03$  en condición de envejecido uno a un tiempo de duración de 180 min. El incremento de la dureza es favorecido por el crecimiento de nuevas fases que modifican la microestructura y la formación de precipitados, principalmente de níquel, cromo y silicio. Los valores óptimos de dureza se alcanzaron en la muestra M5 de cada aleación, está con la aplicación del tratamiento de solución más el tratamiento de envejecido uno a 100 min de duración.

Los valores obtenidos de la dureza HRB se muestran en la ver la tabla XIX.

**Tabla XIX. Dureza Rockwell B de la aleación A1, A2, A3 y AR en las nueve condiciones.**

<b>DUREZA HRB</b>				
<b>Muestra</b>	<b>A1</b>	<b>A2</b>	<b>A3</b>	<b>AR</b>
	$(\bar{X}) \pm (S)$	$(\bar{X}) \pm (S)$	$(\bar{X}) \pm (S)$	$(\bar{X}) \pm (S)$
<b>M1</b>	$98.3 \pm 0.70$	$91.9 \pm 1.10$	$89.3 \pm 2.00$	$85.7 \pm 0.70$
<b>M2</b>	$76.1 \pm 3.59$	$65.8 \pm 6.37$	$64.3 \pm 1.71$	$69.4 \pm 0.47$
<b>M3</b>	$94.4 \pm 1.42$	$98.9 \pm 1.65$	$98.3 \pm 1.94$	-----
<b>M4</b>	$100.3 \pm 0.83$	$99.4 \pm 2.47$	$97.5 \pm 1.52$	-----
<b>M5</b>	$100.7 \pm 0.57$	$100.6 \pm 0.24$	$99.7 \pm 0.67$	-----
<b>M6</b>	$94.5 \pm 1.03$	$97.9 \pm 0.90$	$86.8 \pm 0.68$	-----
<b>M7</b>	$98.1 \pm 1.11$	$99.4 \pm 2.78$	$95.0 \pm 1.00$	-----
<b>M8</b>	$98.8 \pm 1.02$	$99.3 \pm 0.52$	$99.2 \pm 0.95$	-----
<b>M9</b>	$100.7 \pm 0.51$	$99.9 \pm 0.26$	$99.6 \pm 0.62$	$100.5 \pm 1.03$

La **tabla XIX** muestra los valores de dureza de las tres aleaciones de este estudio, estas presentan un aumento significativo en la dureza, siendo así la aleación A1 la que experimenta los valores más altos de dureza [HRB] en la muestra A1M5, reflejando un incremento del 14.7% respecto a la aleación de referencia en condición de vaciado y un aumento de 9.22% con las aleaciones existentes en el mercado C17510 y C17530, cuyo valor es de suma importancia, ya que las aleaciones que están en el mercado experimentan una dureza de 90 HRB y esta dureza es alcanzada mediante la aplicación de tratamientos térmicos de solución y envejecido con largos tiempos de duración.

Los siguientes gráficos ilustran el comportamiento dinámico de los valores de dureza obtenidos por cada aleación en sus diferentes muestras con el tratamiento térmico (TT) correspondiente.

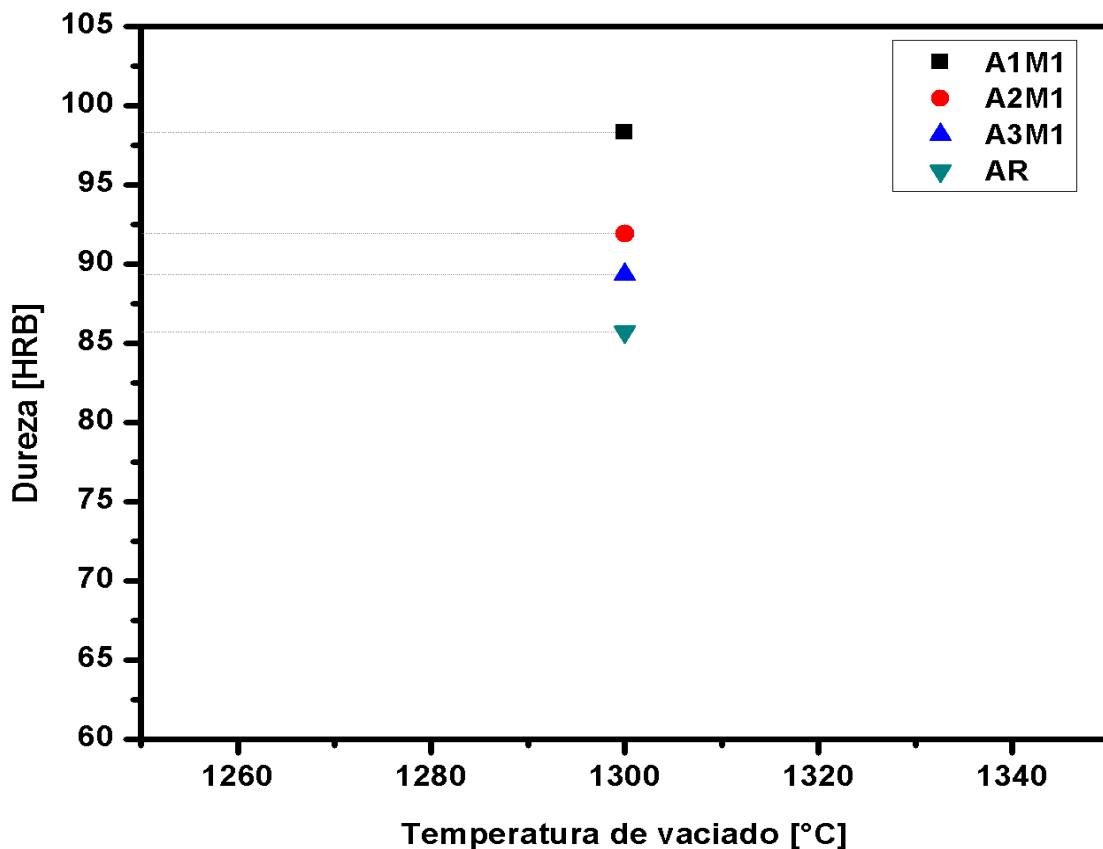


Figura 4.19. Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de vaciado.

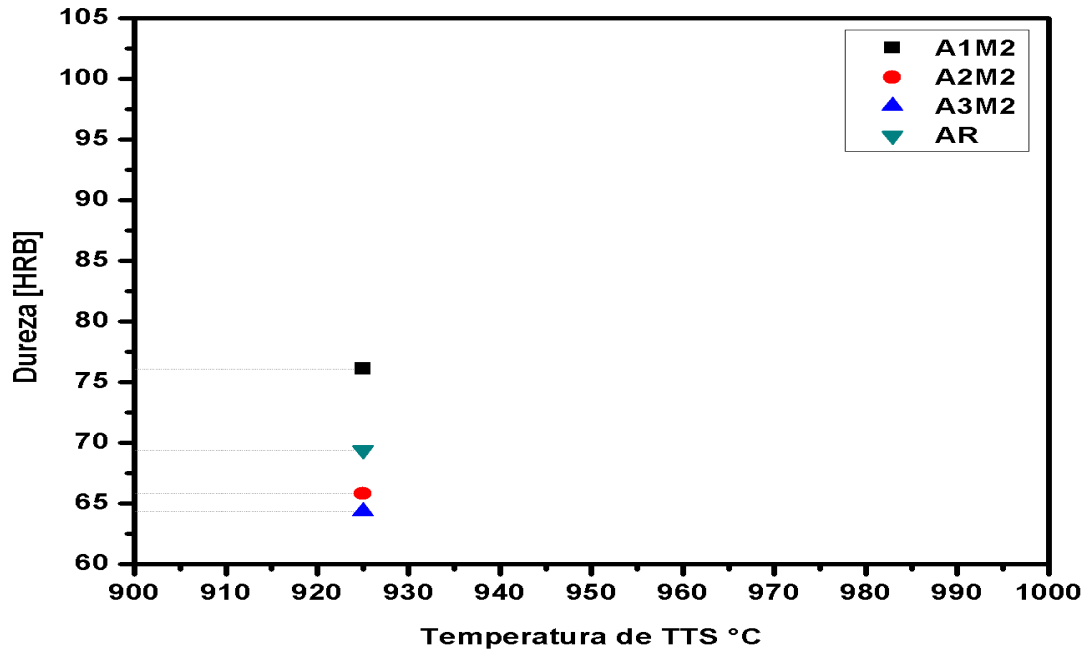


Figura 4.20. Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de TTS.

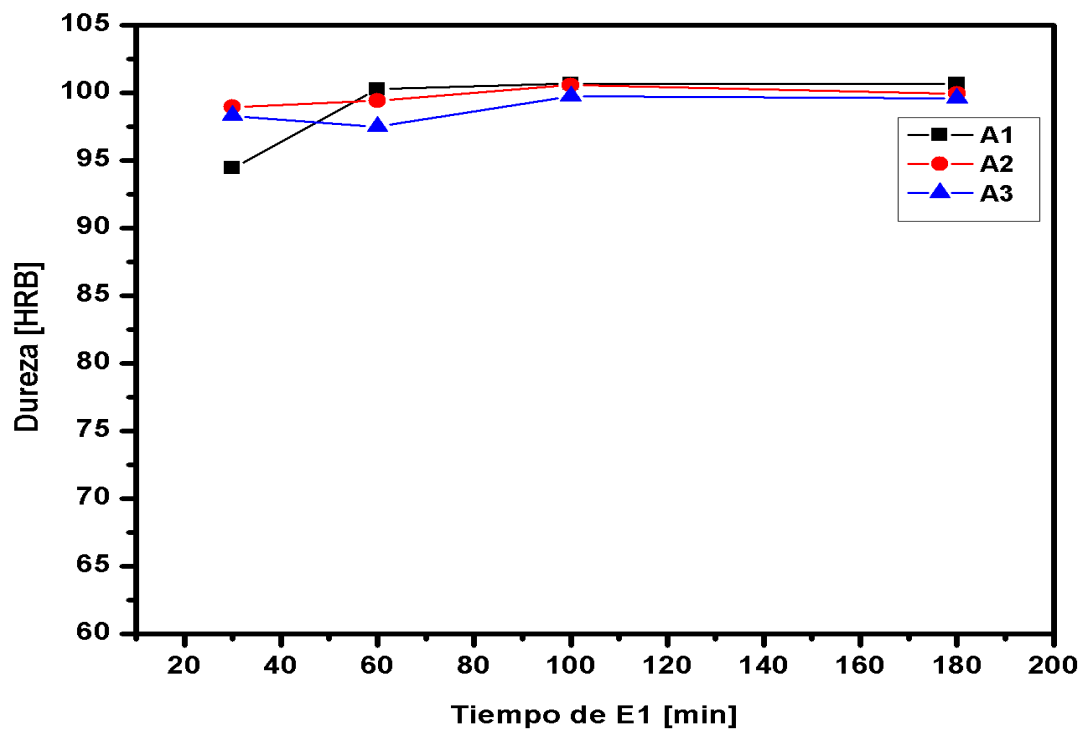
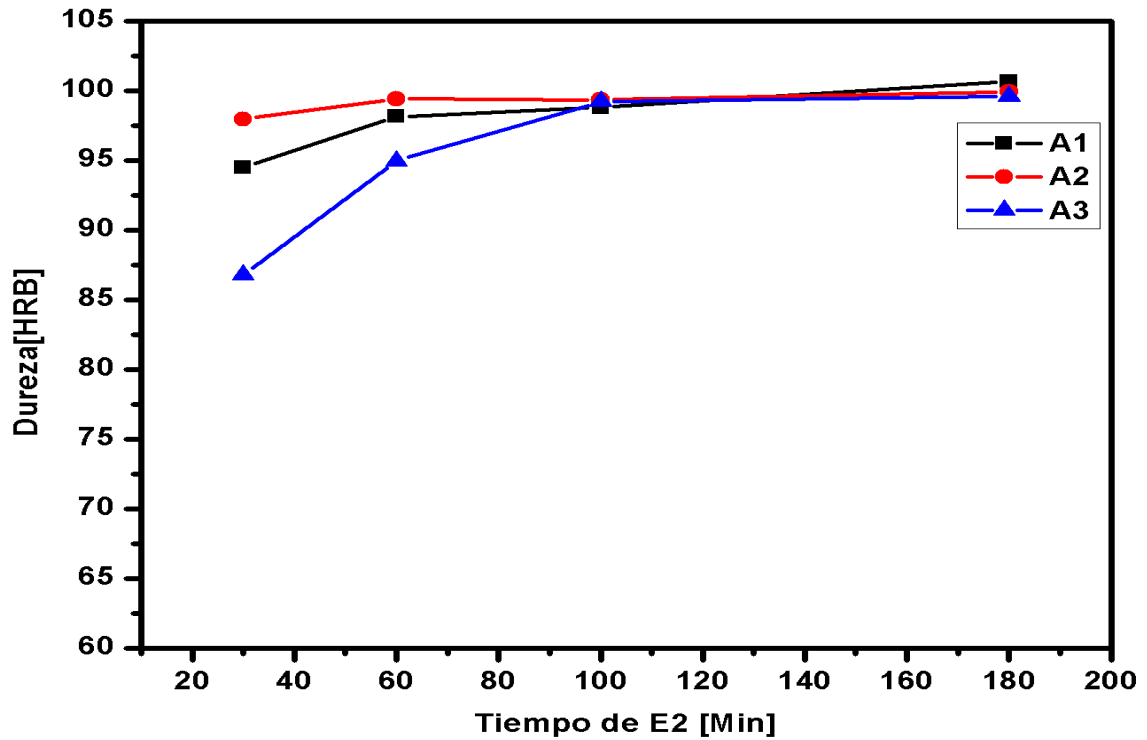
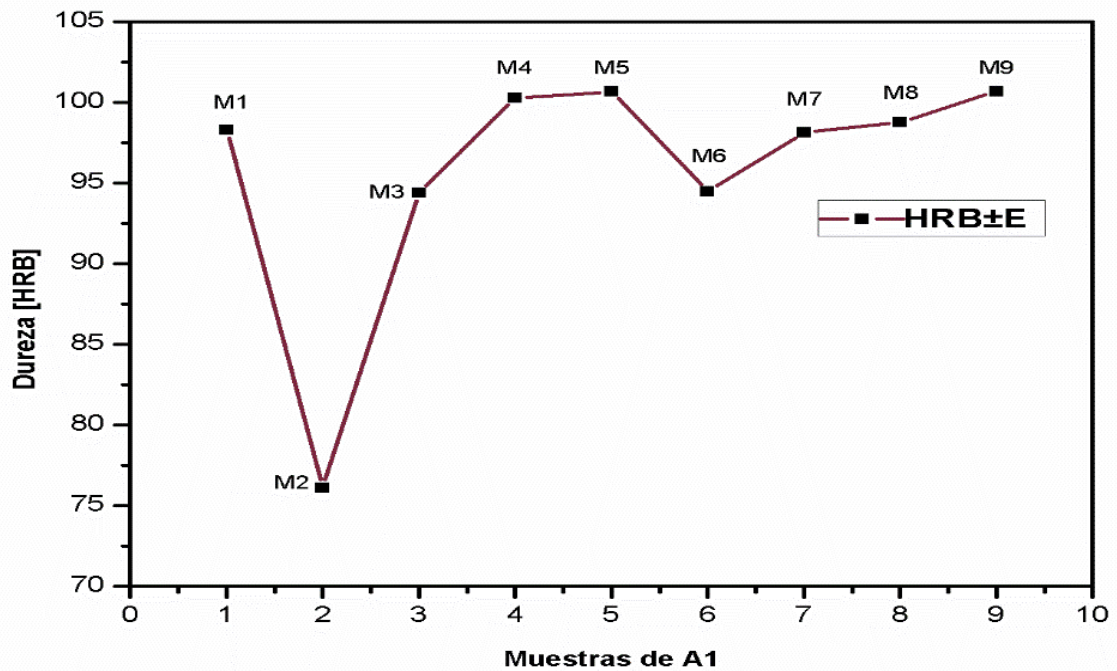


Figura 4.21. Variación de la dureza en las aleaciones A1, A2, A3 y AR en condición de TT de envejecido uno (E1) en cada uno de los tiempos aplicados.



**Figura 4.22.** Variación de la dureza de la A1, A2 y A3 en condición de tratamiento TT de envejecido dos (E2) en cada uno de los tiempos aplicados.



**Figura 4.23.** Variación de la dureza de la aleación A1 en cada condición de tratamiento térmico aplicado.

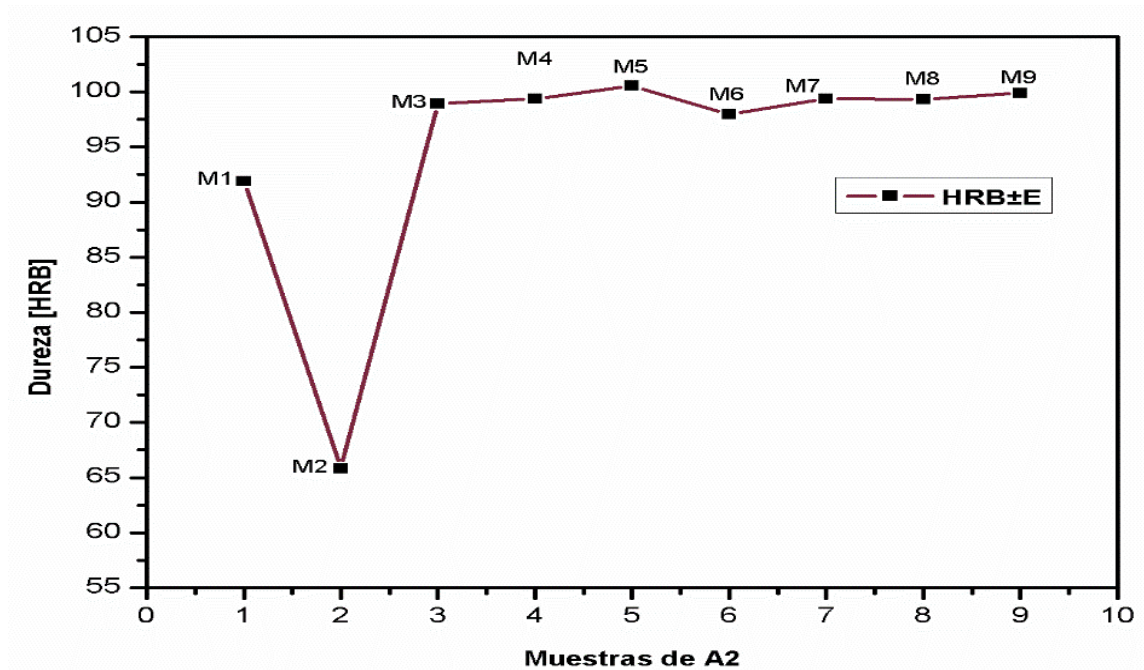


Figura 4.24. Variación de la dureza de la aleación A2 en cada condición de tratamiento térmico aplicado.

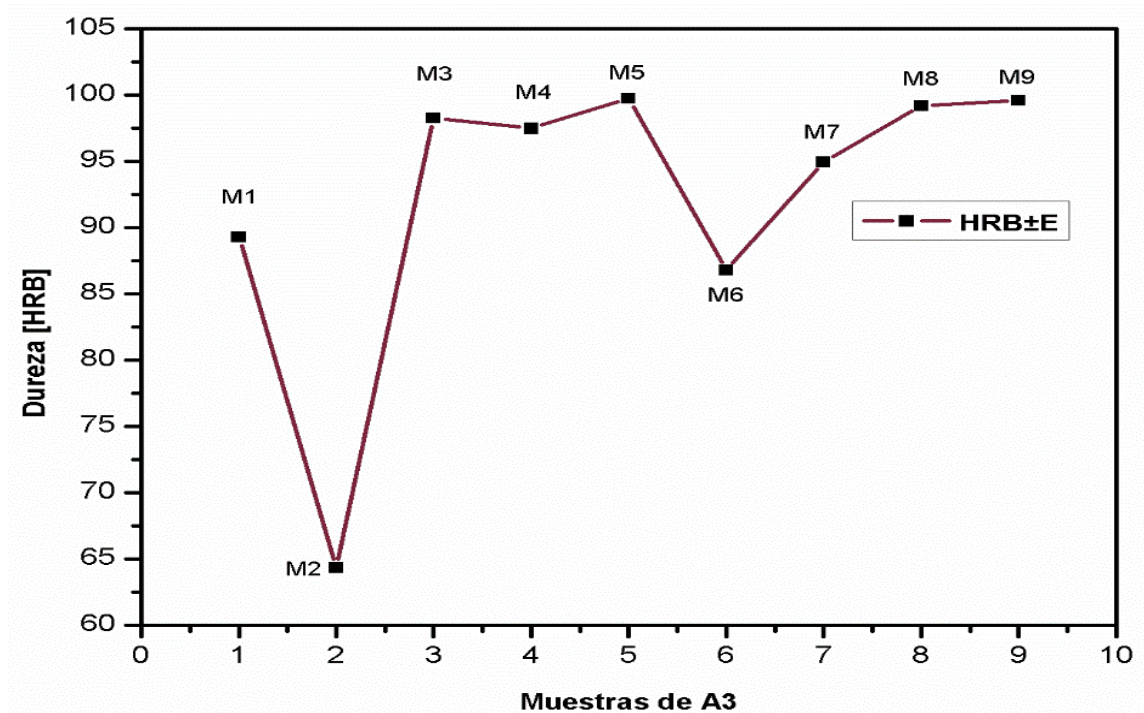


Figura 4.25. Variación de la dureza de la aleación A3 en cada condición de tratamiento térmico aplicado.

#### 4.5.2. Análisis de desgaste y coeficiente de fricción.

Las muestras que se estudiaron fueron aleaciones metálicas, dichas muestras en cada condición se presentan en el apartado 3.10.3.

##### Análisis de desgaste por Ball On Disk

La distancia recorrida por la bola sobre la muestra se calcula según la siguiente fórmula matemática y los resultados para los tres tiempos de análisis son mostrados en la tabla XX.

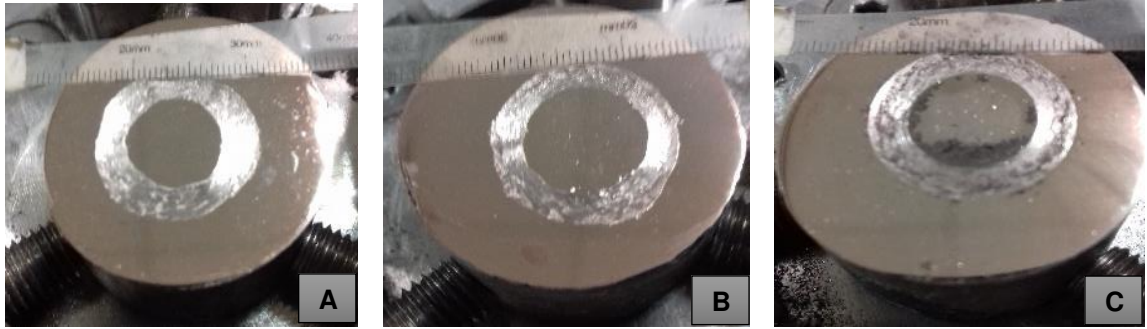
$$S = 2 * \pi * \frac{R_i}{1000} * \omega * t \text{ [m]} \quad [45]$$

donde: ***Ri*** es el radio inicial de la huella en mm, ***ω*** la velocidad angular en rpm y ***t*** el tiempo en min.

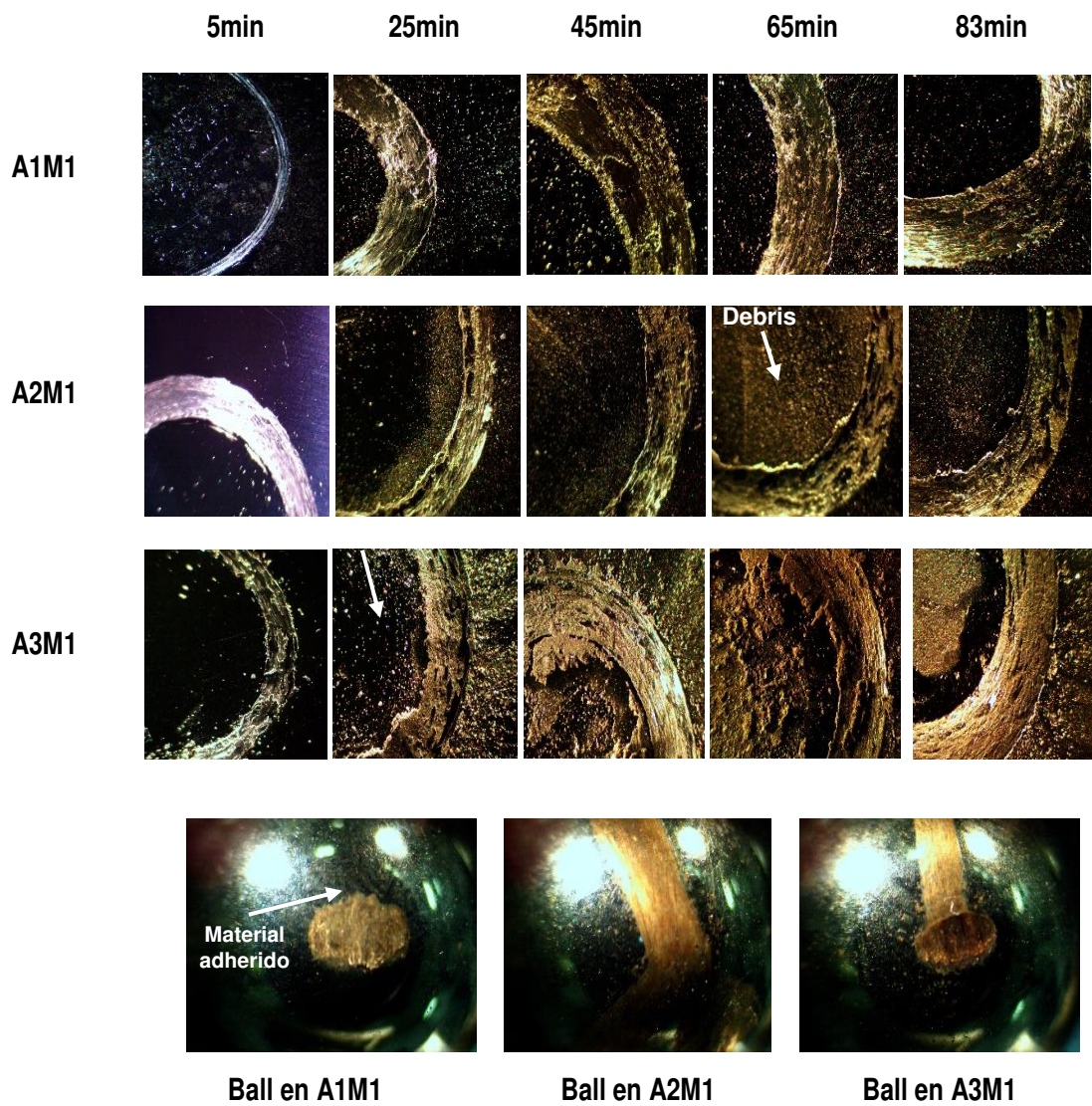
**Tabla XX. Distancias recorridas para ensayo de desgaste**

Tiempo (min)	Distancia (m)
5	59.94
25	299.5
45	539.47
65	779.24
83	995.03

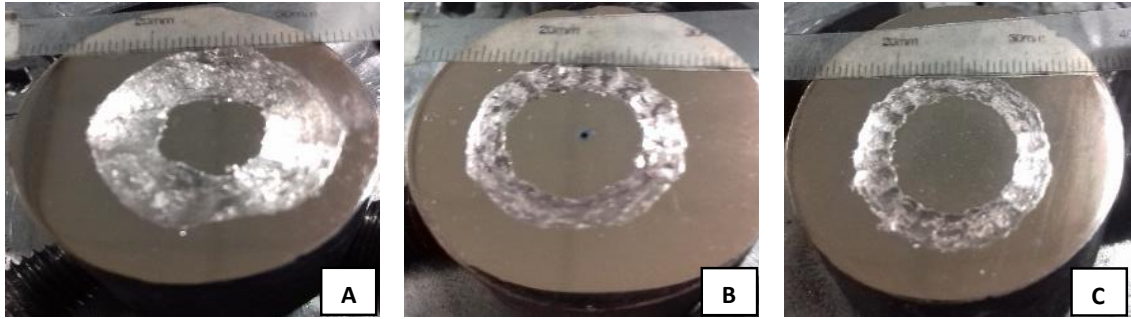
En cada una de las detenidas (distancias recorridas) antes mencionadas se tomaron varios sets de imágenes a 1x de aumento para analizar el comportamiento de cada muestra en condición de vaciado y tratamiento térmico aplicado, así mismo al terminar el ensayo se capturó imágenes de los balines utilizados en cada muestra, esto para poder apreciar si hubo desgaste o adhesión de material de la pista en el balín. Las figuras 4.27, 4.29, 4.31, 4.33 y 4.34, muestran las paradas a los 5min, 25 min, 45 min, 65 min y 83 min respectivamente. Las imágenes mostradas en cada una de ellas han sido agrupadas por muestra y tiempos de carrera empleados para facilitar la comparación y análisis del tipo de desgaste progresivo durante todo el progreso del ensayo.



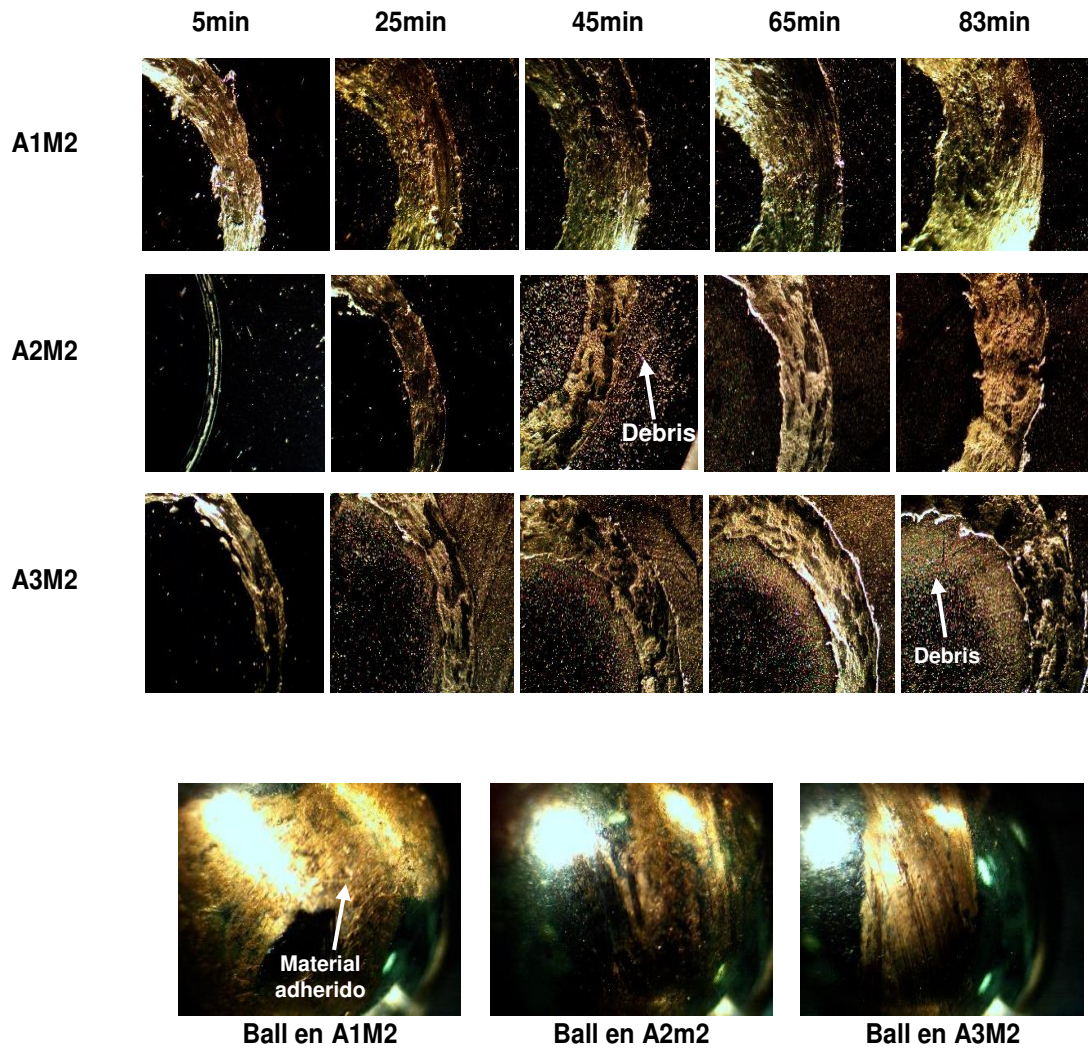
**Figura 4.26.** Huellas en los discos de las aleaciones en condición de vaciado. [A] A1M1 Vaciado [B] A2M1 Vaciado [C] A3M1 Vaciado.



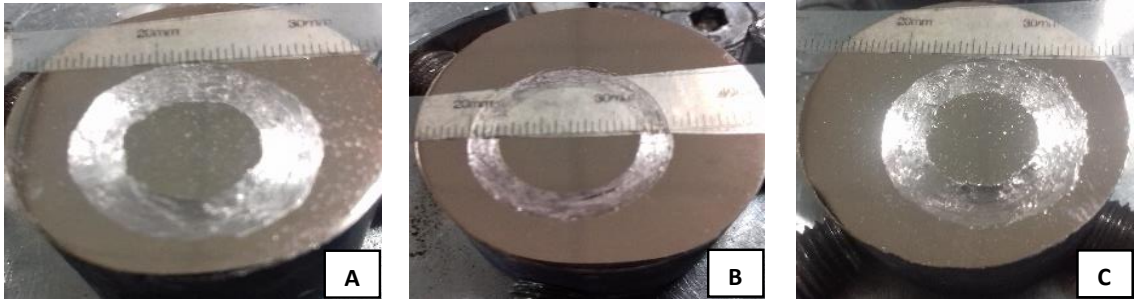
**Figura 4.27.** Muestras M1 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Bolas de acero (Ball) utilizados en el ensayo.



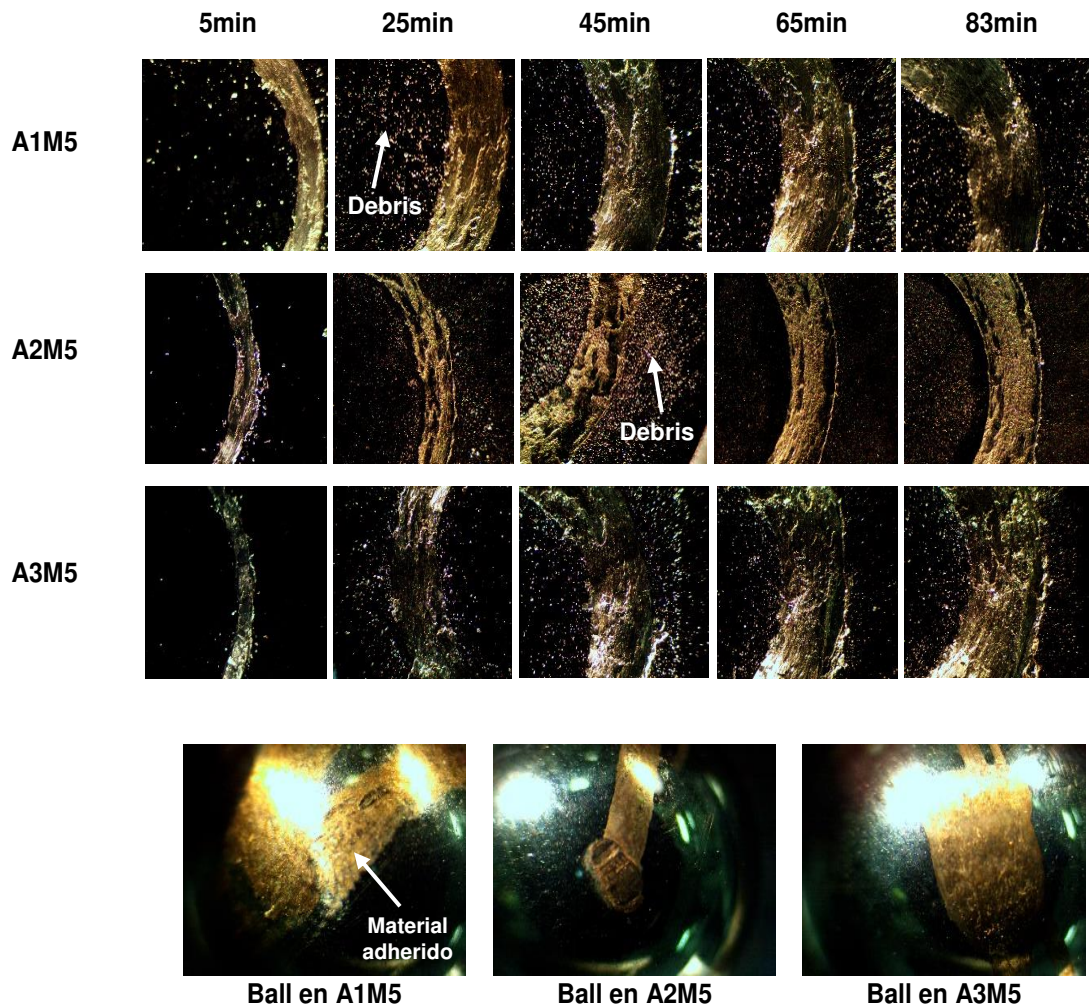
**Figura 4.28.** Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT solución. [A] A1M2 con TTS [B] A2M2 con TTS [C] A3M2 con TTS.



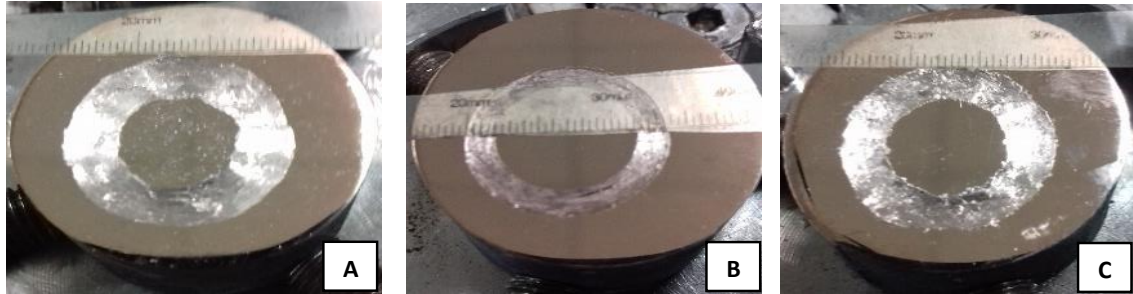
**Figura 4.29.** Muestras M2 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Bolas de acero utilizadas en el ensayo.



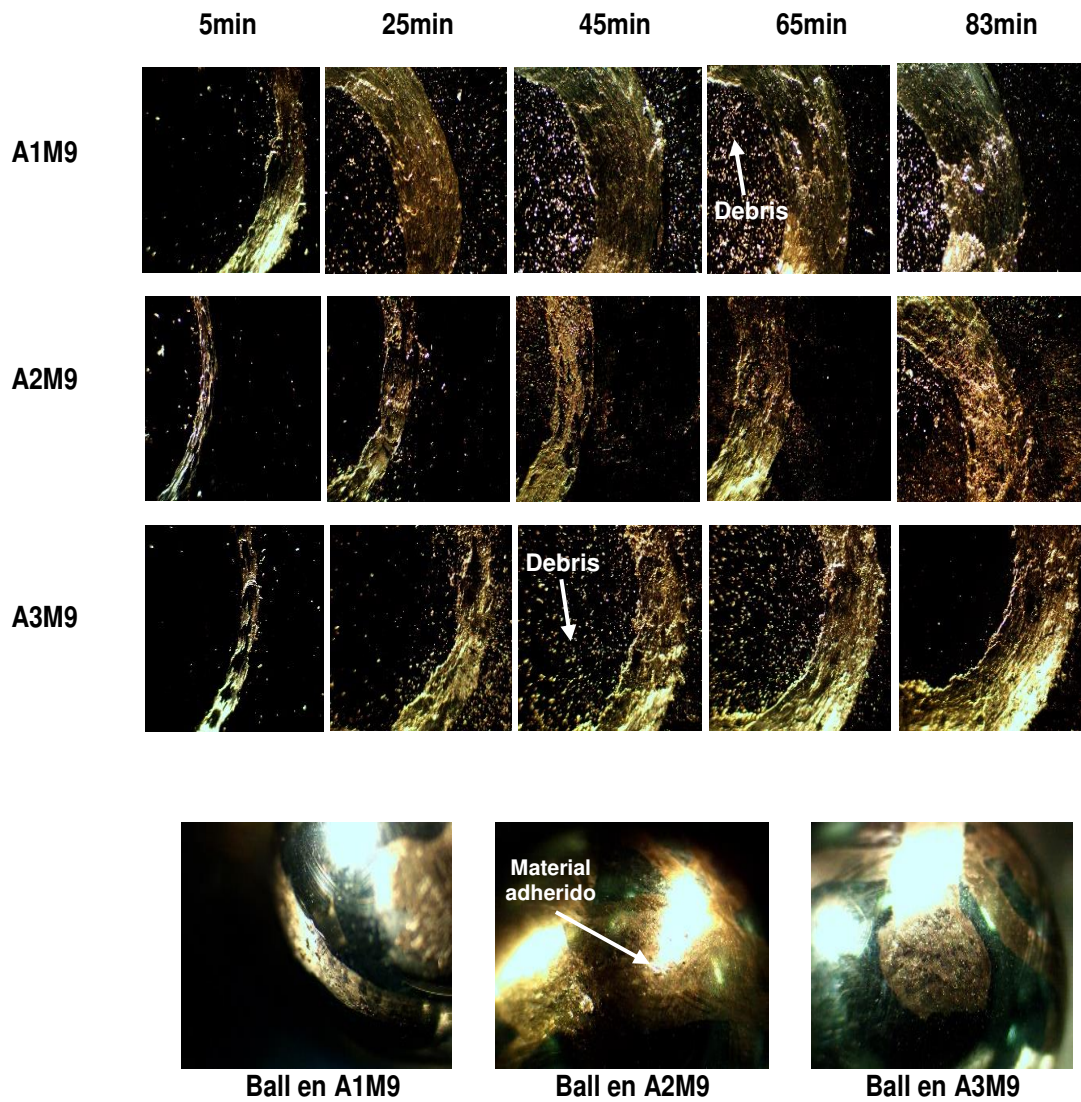
**Figura 4.30.** Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT Envejecido uno a 100min. [A] A1M5 con TTE1 [B] A2M5 con TTS [C] A3M5 con TTE1.



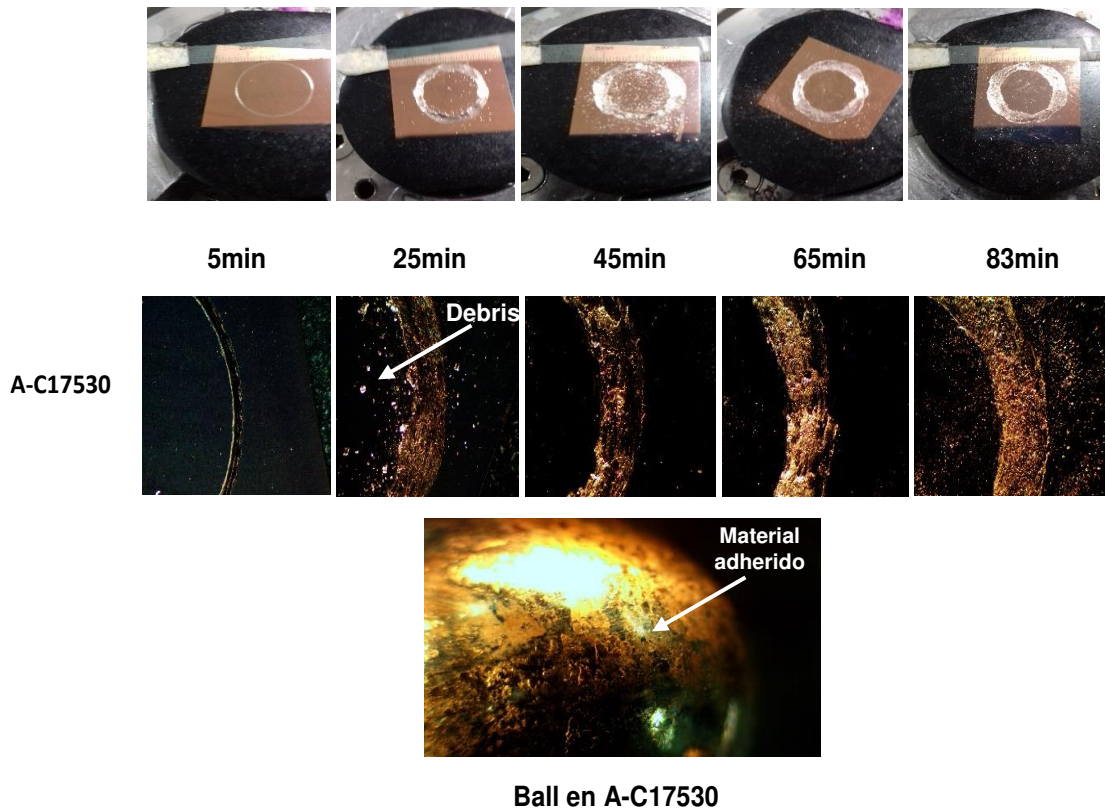
**Figura 4.31.** Muestras M5 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Bolas de acero utilizadas en el ensayo.



**Figura 4.32.** Huellas en los discos de las aleaciones en condición de TT Envejecido uno a 180min. [A] A1M9 con TTS [B] A2M9 con TTS [C] A3M9 con TTE1.



**Figura 4.33.** Muestras M9 de las aleaciones A1, A2 y A3 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Bola de acero utilizadas en el ensayo.



**Figura 4.34.** Muestras de la aleación referencia C17530 analizadas a los 5 min, 45 min, 65 min y 83 min después de iniciada la prueba de desgaste y Bola de acero utilizada en el ensayo.

En la figura 4.27, 4.29, 4.31, 4.33, correspondiente a los 5min, 25min, 45min, 65min y 83min del análisis, al inicio del ensayo se observa la formación de pequeñas partículas producto del desgaste (debris) mayormente en las muestras A2M1, A3M1, A2M2, A3M2, A2M5 A3M5, A1M9 y A3M9. Estas partículas favorecen al desgaste abrasivo observándose la presencia de partículas en las huellas obtenidas. El deslizamiento del debris sobre la superficie genera desgaste por deformación y fractura de pequeñas hojuelas metálicas.

Al analizar las muestras a medida transcurre el ensayo estas partículas favorecen significativamente al desgaste adhesivo, observándose la presencia de adhesión de partículas en cada una de las huellas a medida aumenta el tiempo de ensayo y la distancia de recorrido.

Al analizar las muestras en condición de vaciado (M1) a los 45 min de corrida, en la prueba se representó un fenómeno de adhesión de partículas, mayormente en la aleación A3, el debris evita el movimiento progresivo de la bola de acero, esto se da especialmente para la muestra A3M1 a los 45 min y 65 min de prueba, tal como se puede valorar en la figura 4.26 y 4.27. Esto se atribuye a que esta aleación fue la que experimentó mayor presencia de debris durante el desarrollo de la prueba, por lo cual al ser la aleación que presentó los menores valores de dureza y por la fuerza ejercida por la bola de acero inoxidable sobre la muestra, dichas partículas (debris) se deforman y se adhieren sobre la superficie del material. En este apartado no se estudió las muestras sometidas a tratamiento de envejecido dos porque no generaron ningún cambio positivo en las propiedades.

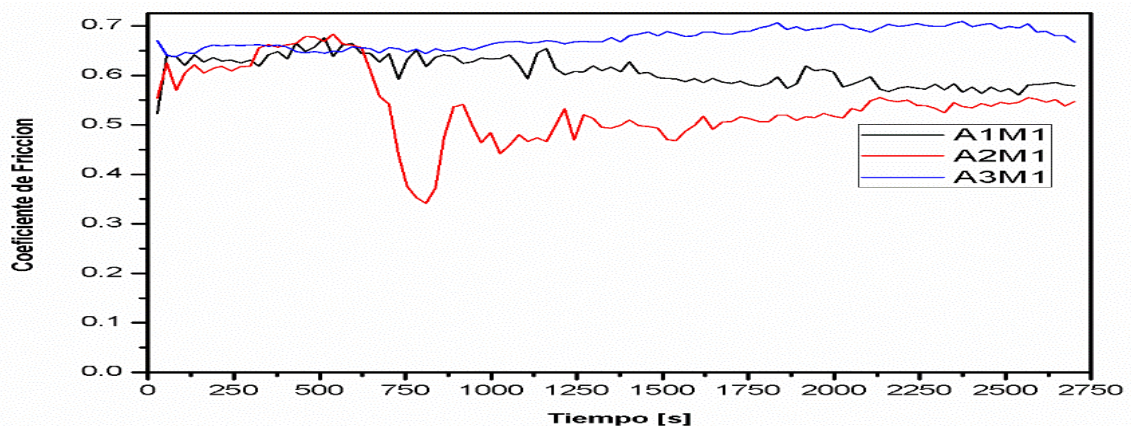
#### **Análisis del coeficiente de fricción por Ball -On-Disk.**

Las figuras 4.35, 4.36, 4.37 y 4.38 manifiestan la evolución del coeficiente de fricción bajo condiciones no lubricadas en una distancia total recorrida de 995.03 metros con una carga aplicada de 30 N, para las muestras seleccionadas para este estudio son M1, M2, M5 y M9 de las tres aleaciones A1, A2 y A3; y la aleación comercial de referencia C17530.

Al analizar el comportamiento del coeficiente de fricción durante el desarrollo de toda la prueba se observa hay diferencias bastante significativas entre las cuatro condiciones analizadas en este estudio (M1, M2, M5 y M9). El valor del coeficiente de fricción para la muestra A2M1 y A3M1 oscila similarmente durante los primeros 600 segundos de la prueba (ver figura 4.35), posteriormente estos valores muestran un cambio significativo, en donde se aprecia que a partir de los 600 segundos la muestra A2M1 presenta los valores más bajos en cuanto a coeficiente de fricción, conjuntamente el coeficiente de la muestra A3M1 es la

que obtuvo los valores más altos comparados con las demás muestras, fenómeno, debido a que los elementos aleantes en la microestructura no solidificaron homogéneamente en su estado de vaciado, solidificando un porcentaje en partículas de elemento puro (Cr) y el resto formó Intermetálicos de alta dureza por proceso de precipitación, dejando una microestructura con áreas resistentes al desgaste (Intermetálicos) y otras con facilidad al desgaste (partículas en su estado puro), conjuntamente a esto porque las partículas del debris se adhieren a la huella y evitan el deslizamiento continuo entre las partes involucradas. En adición, los resultados del coeficiente de fricción de la aleación dos (A2) son los valores más bajos y estables, estos en las muestras M5 en condición de tratamiento térmico de envejecido uno a 100 min de aplicación, presentando valores que oscilan entre 0.35 y 0.55; la estabilidad del coeficiente de fricción se relaciona con la dureza adecuada y la homogenización cristalina de la microestructura lograda al ser vaciada y con los tratamientos térmicos aplicados a las muestras M5. En todos los casos estudiados, las muestras M5 de cada aleación fueron las que experimentaron los valores más bajos y estables de coeficiente de fricción, tal y como se muestra en las figuras 4.35, 4.36, 4.37 y 4.38.

La aleación de referencia C17530 (Figura 4.39) mostró un coeficiente de fricción oscilatorio entre 0.45 y 0.55, coeficiente similar a las tres aleaciones desarrolladas con los dos TT de envejecido en las muestras M1, M2, M5 y M9.



**Figura 4.35.** Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de las muestras M1 de las aleaciones A1, A2 y A3.

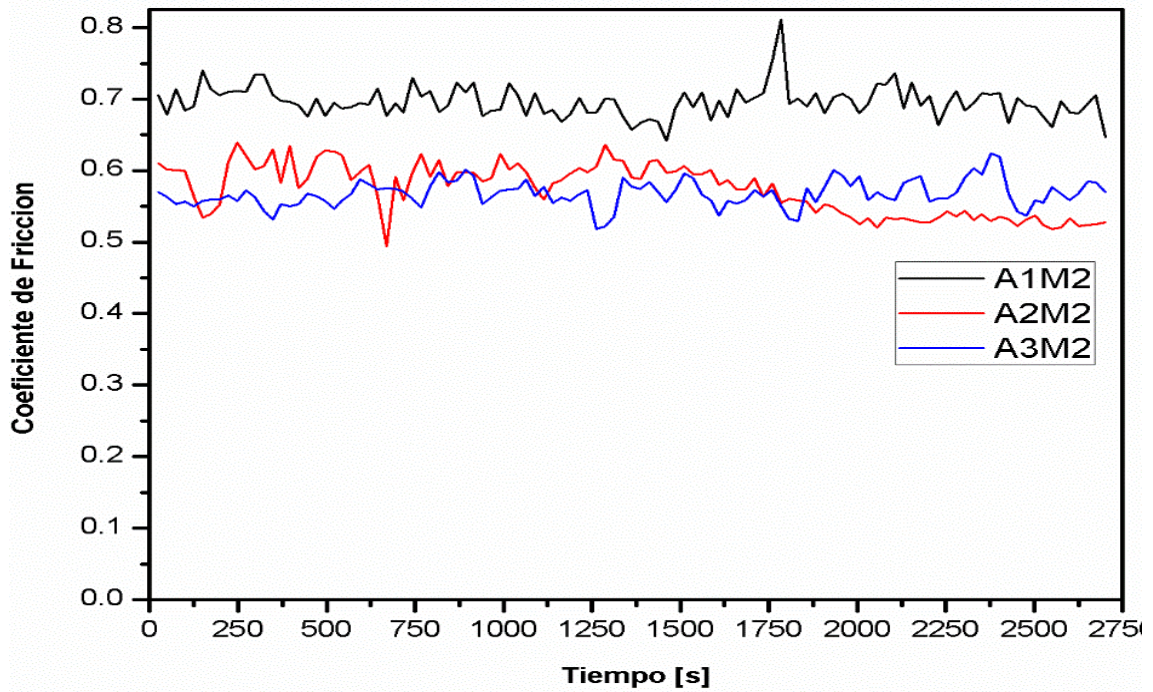


Figura 4.36. Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M2 de las aleaciones A1, A2 y A3.

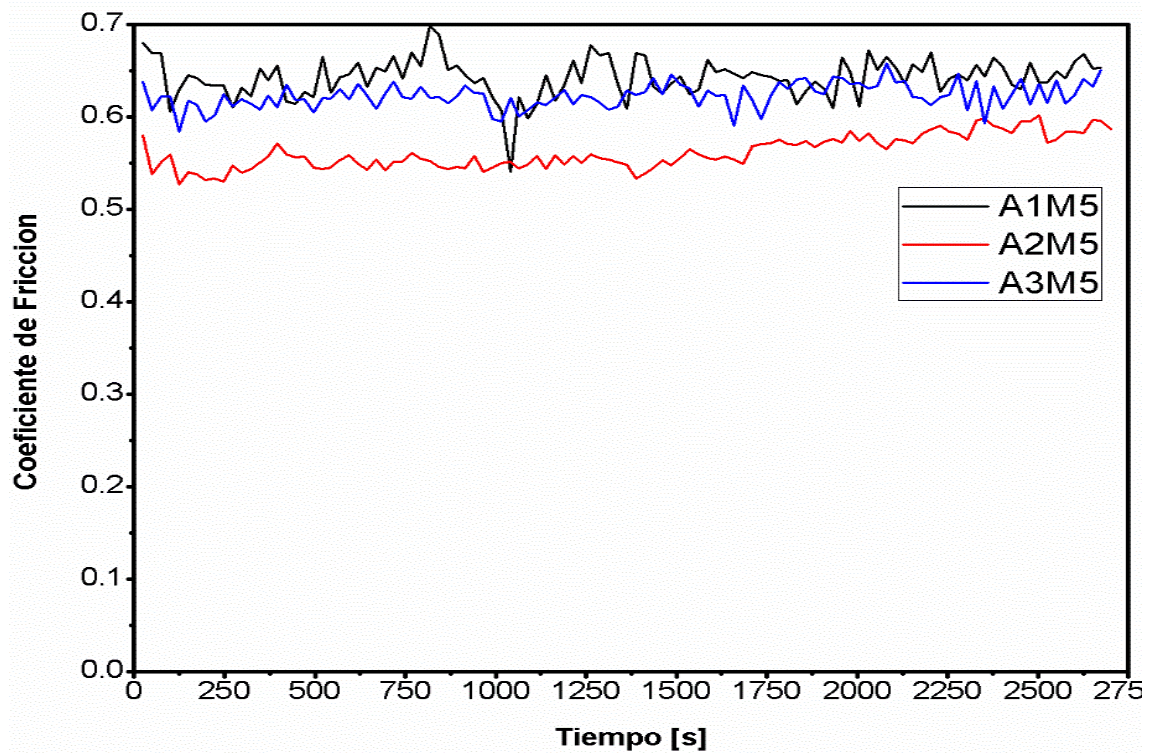


Figura 4.37. Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M5 de las aleaciones A1, A2 y A3.

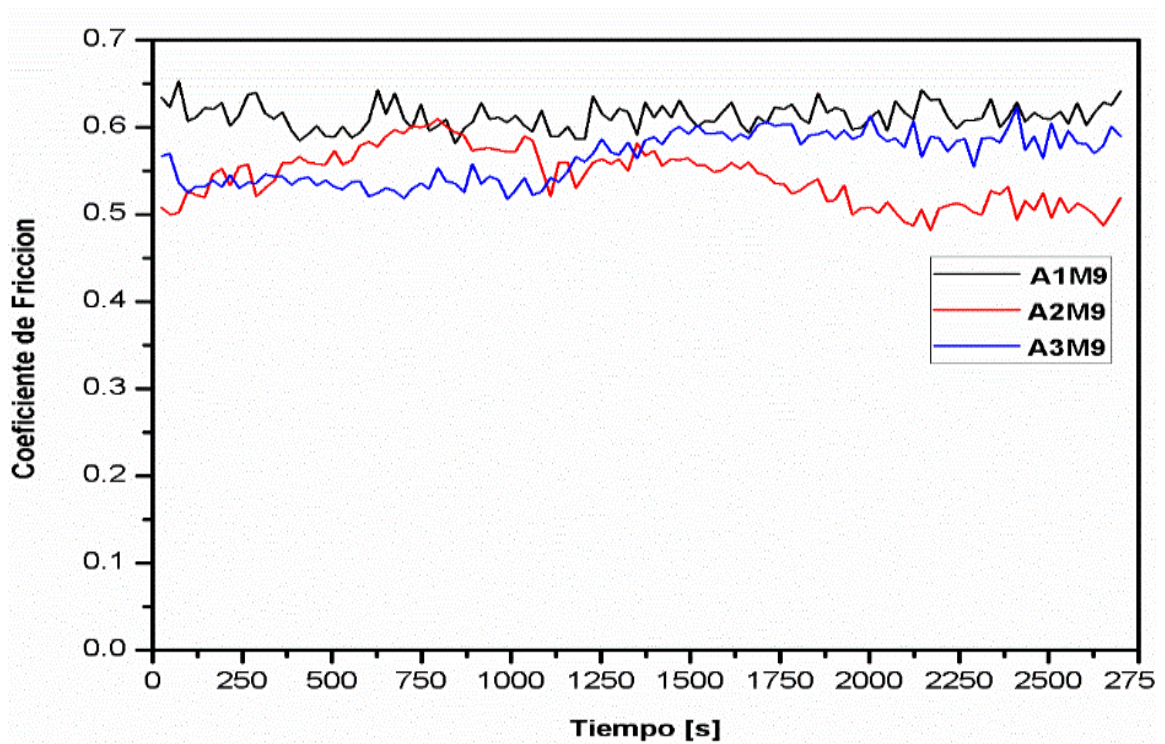


Figura 4.38. Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de M9 de las aleaciones A1, A2 y A3.

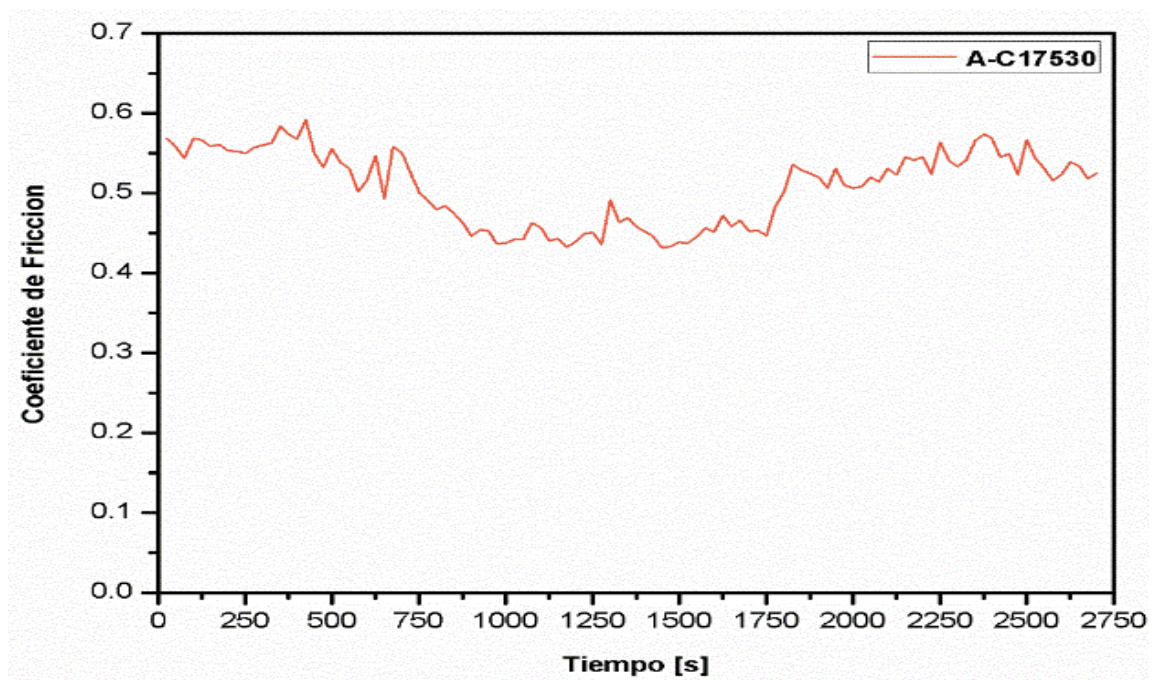


Figura 4.39. Análisis del coeficiente de fricción por Ball-On-Disk de la aleación referencia C17530

### Análisis de pérdida de volumen en la máquina Ball On Disk

Las tasas de desgaste se han calculado mediante el seguimiento de los protocolos de la norma ASTM G99-95 descritos en el apartado del capítulo de antecedentes.

En la figura 4.40 se puede analizar las tasas de desgaste. En el caso de la aleación A1 la muestra que presentó la mayor tasa de desgaste fue la muestra A1M9 esta con tratamiento de envejecido y con menor tasa de desgaste la muestra A1M1. En cambio, en la aleación A2 la muestra A2M5 con tratamiento de envejecido uno a 100 min de duración fue la que obtuvo la menor pérdida de volumen; a diferencia de la aleación A3 que en esta misma condición experimentó la mayor pérdida de volumen, esto se acredita debido a que el tratamiento térmico de envejecido formó intermetálicos de alta dureza por el proceso de precipitación, dejando una microestructura con áreas resistentes al desgaste (Intermetálicos) y otras con facilidad al desgaste (fases) en su estado puro. Es importante mencionar que los cálculos de perdida de volumen permitieron corroborar que las muestras con menor desgaste fueron las muestras A2M1 y A2M5. En el caso de la aleación de referencia C17530 se observó que presentó tasas de desgaste ligeramente mayores que la de la aleación A2.

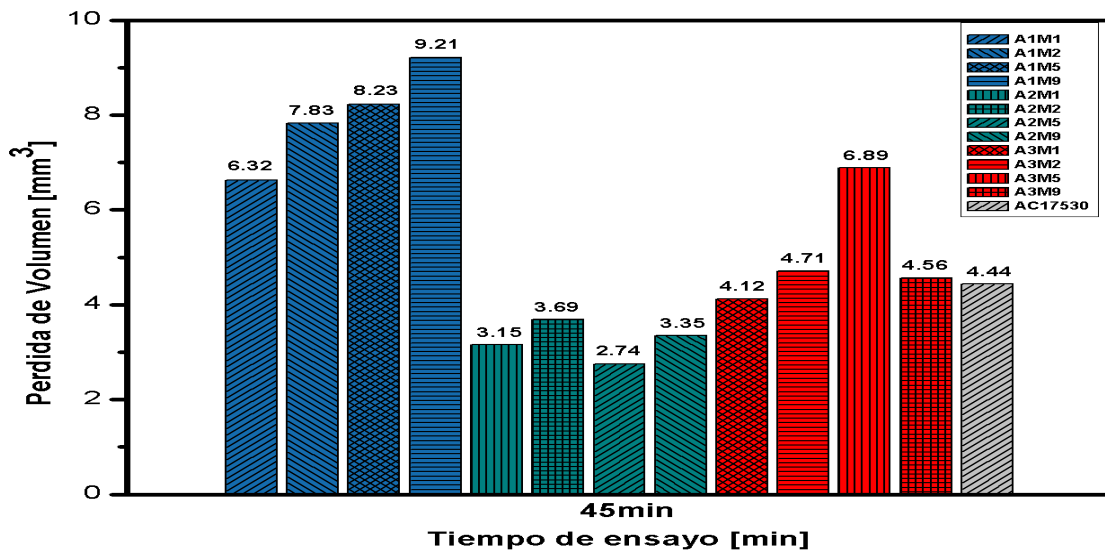
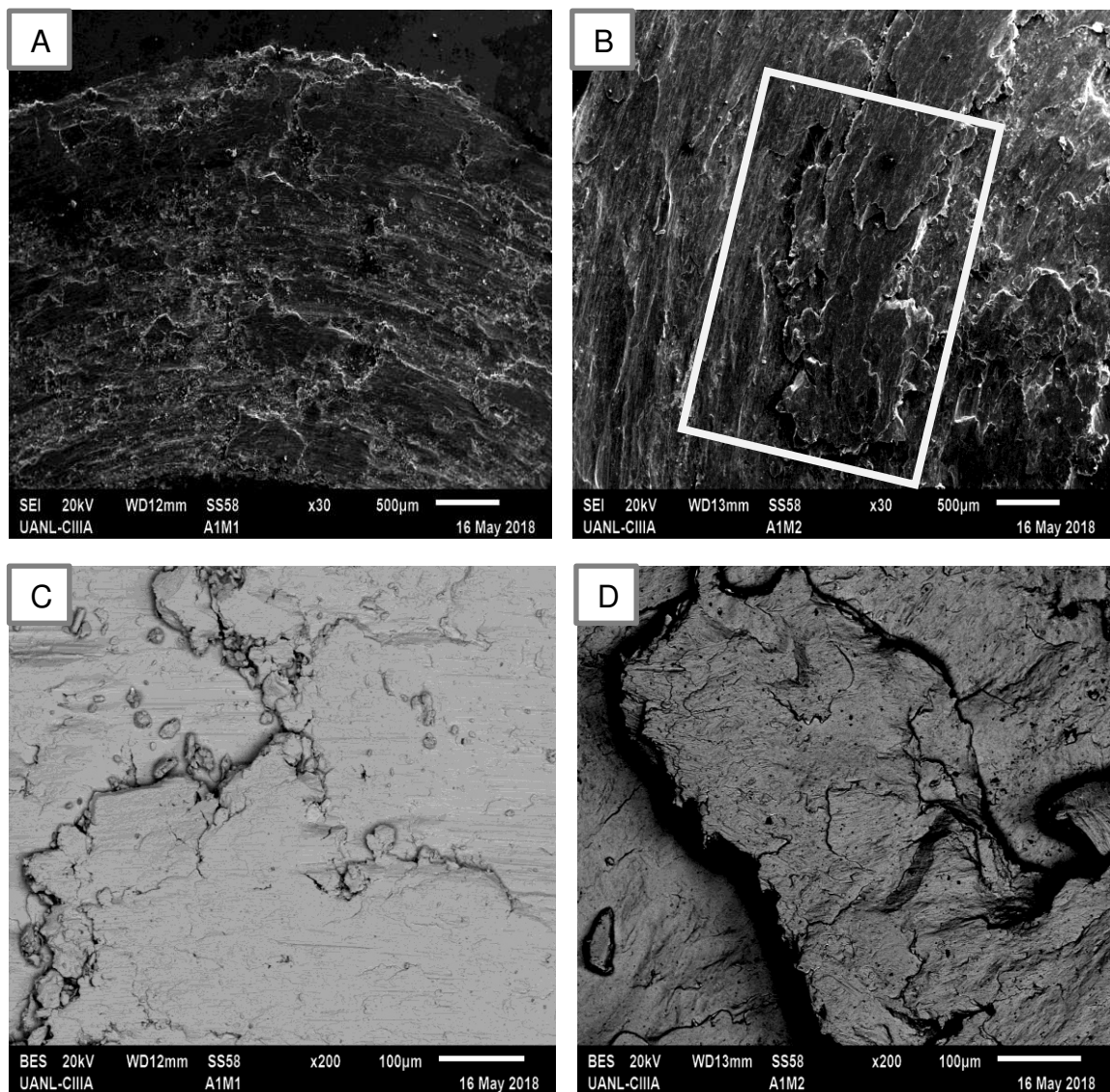


Figura 4.40. Análisis transitorio de la pérdida del volumen.

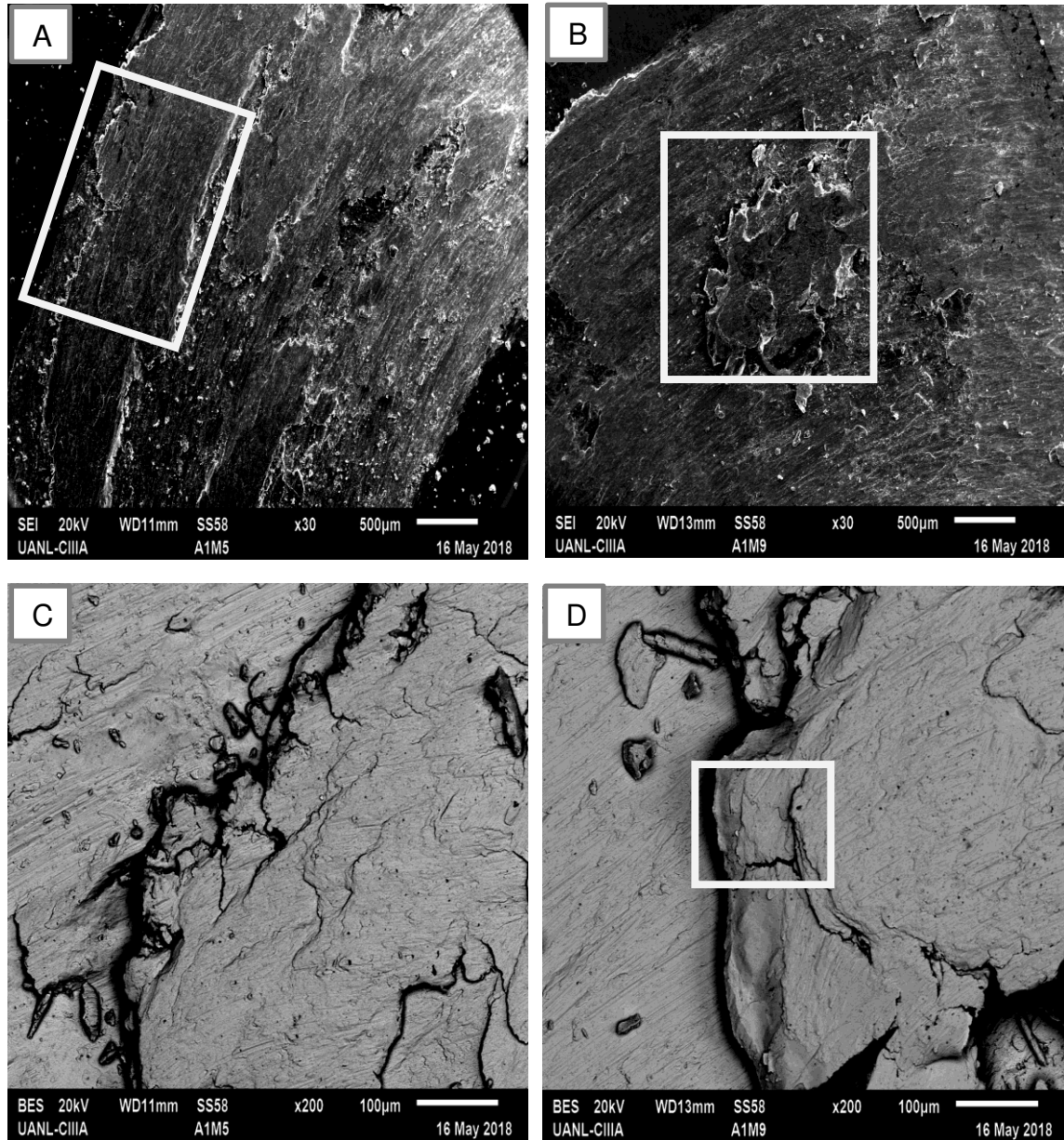
### Análisis mediante Microscopía Electrónica de Barrido (SEM).

Al finalizar las pruebas (83min de corrida) las huellas fueron observadas en el SEM a 50X, 60X 100X (ver figuras 4.41 y 4.42 respectivamente). Las imágenes fueron obtenidas mediante el análisis topográfico por electrones secundarios que permiten analizar la morfología superficial de desgaste de cada huella.

### Mecanismo de desgaste de la aleación A1 (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+B).



**Figura 4.41.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra [A] A1M1, [B] A1M2, [C] A1M1 y [D] A1M2.



**Figura 4.42.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra [A] A1M5, [B] A1M9, [C] A1M5 y [D] A1M9.

En esta aleación A1 se puede observar que existen varios mecanismos de desgaste en las cuatro muestras de la aleación (Figura 4.41 y 4.42). En la figura 4.41a se ilustran zonas claramente definidas con la presencia de un desgaste adhesivo inicial en la muestra A1M1 (muestra de vaciado) y en la A1M2 (muestra con TT de solución) se puede apreciar un incremento en el desgaste adhesivo y

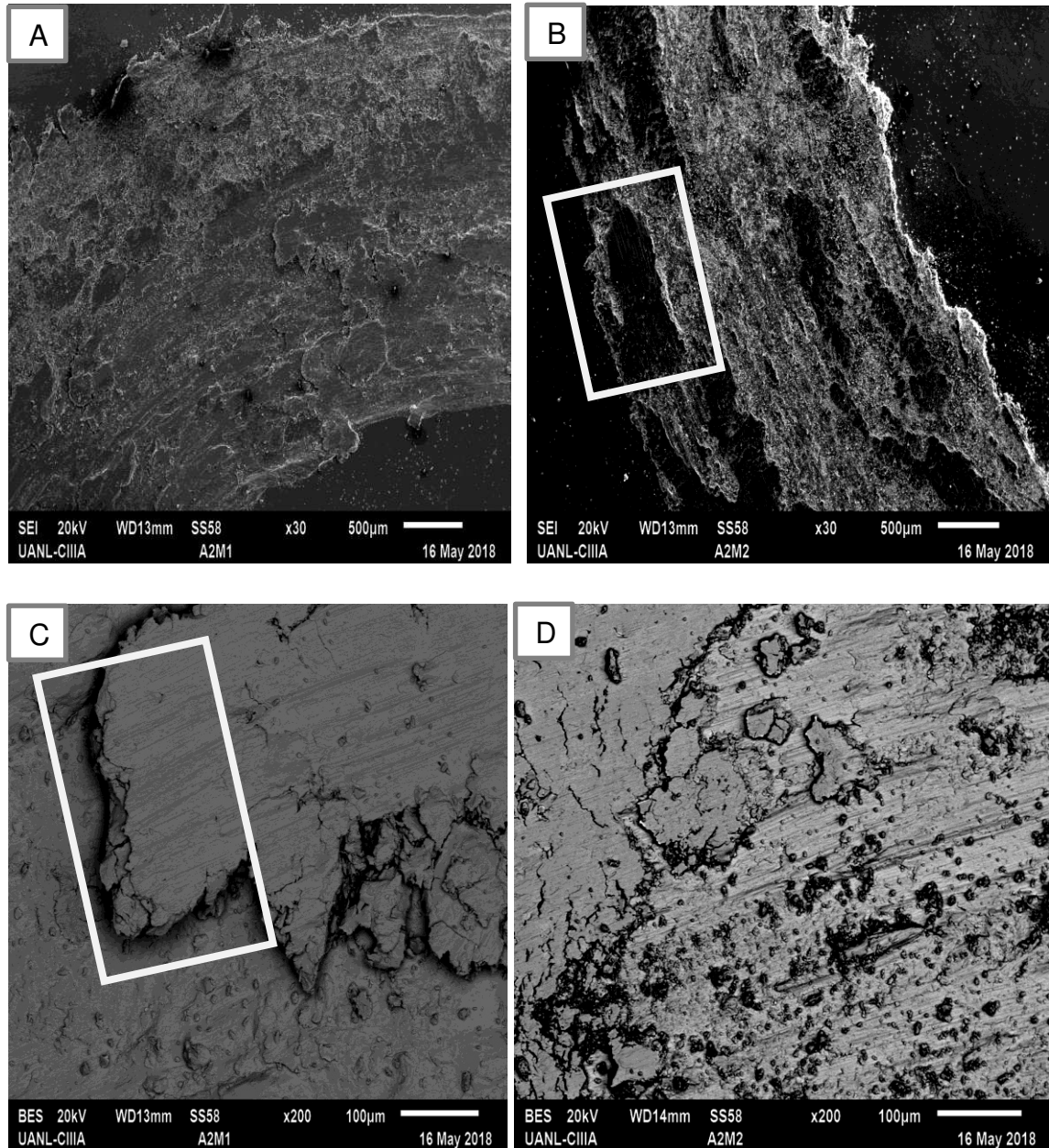
posteriormente delaminación inicial visible. Consecutivamente las muestras A1M5 y A1M9 mostraron un comportamiento similar, pero favoreciendo aún más al desgaste por delaminación severo, generando pequeñas fracturas y desprendimiento de material en formas de pequeñas hojuelas debido al desgaste por delaminación, por todo esto causando mayor tasa de pérdida de volumen de material tal y como se refleja en la figura 4.40.

Las características topográficas que se dan en las micrografías muestran que por las características específicas de cada muestra se puede apreciar mayor daño superficial de las muestras M5 y M9 (Figuras 4.42) en estas muestras se obtuvieron los mejores resultados de refinación de granos y dureza, pero los resultados de desgaste no son alentadores, ya que estas muestras son las que presentaron la mayor pérdida de material durante el ensayo de desgaste.

El desgaste en las tres aleaciones se hizo bajo condiciones de deslizamiento sin lubricación y en atmósfera de oxígeno. Con el calor generado por la fricción en contacto deslizante, en presencia del oxígeno provocó la oxidación. En todas las muestras de la aleación F1 (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+B).

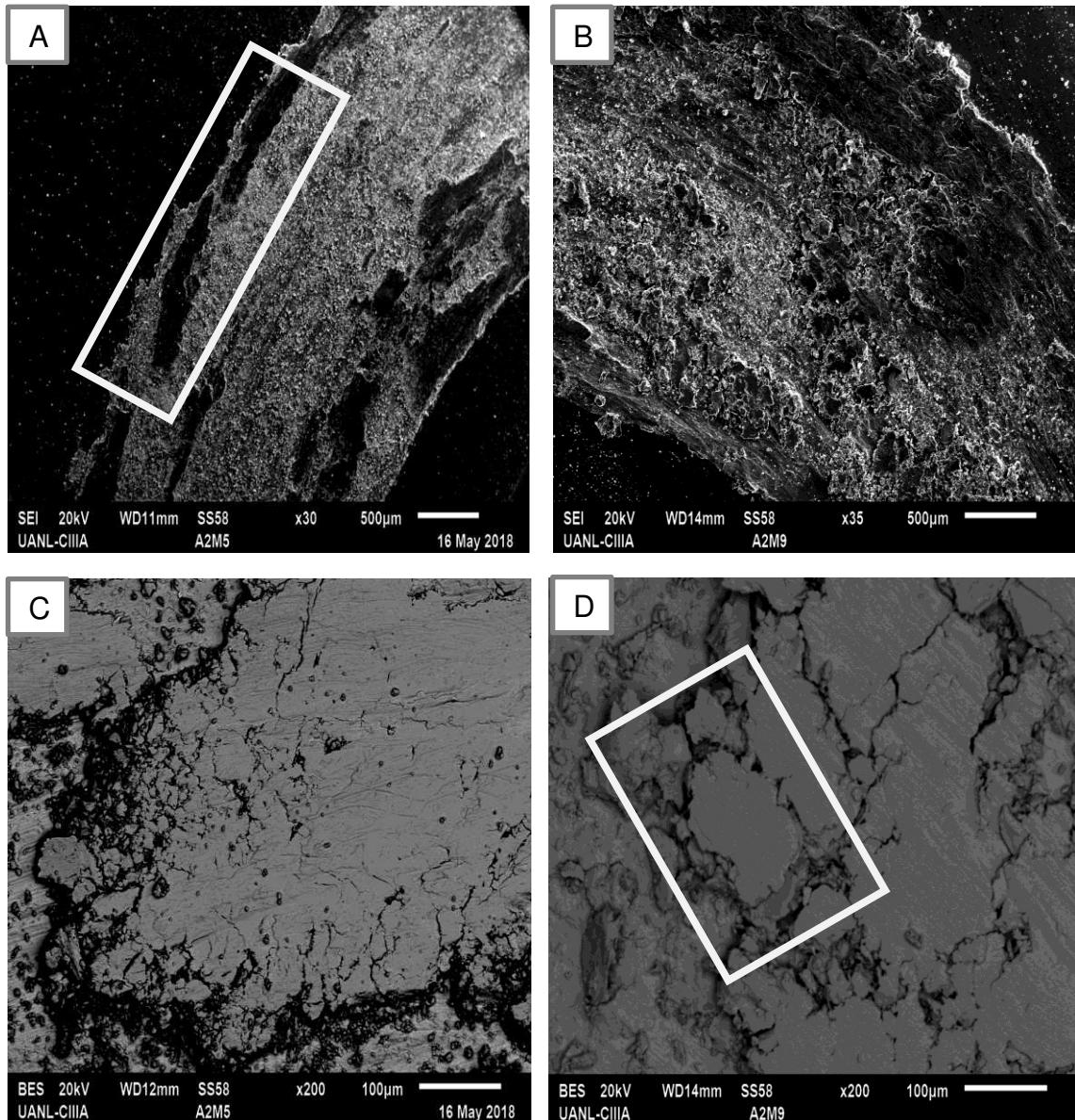
#### **Mecanismo de desgaste de la aleación A2 (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+Nb).**

En la aleación A2 experimentó un mecanismo de desgaste adhesivo menor en comparación a las muestras de la aleación A1. En esta aleación A2 se observa los mismos tipos de desgaste de la aleación A1 (ver figura 4.41 y 4.42).



**Figura 4.43.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra [A] A2M1, [B] A2M2, [C] A2M1 y [D] A2M2.

En estas micrografías se muestran zonas definidas con desgaste adhesivo ligero y severo (figura 4.42B). El desgaste por delaminación se observa en la figura 4.43C, pero no se destaca que también el desgaste oxidativo hace presencia en este proceso de deterioro superficial.

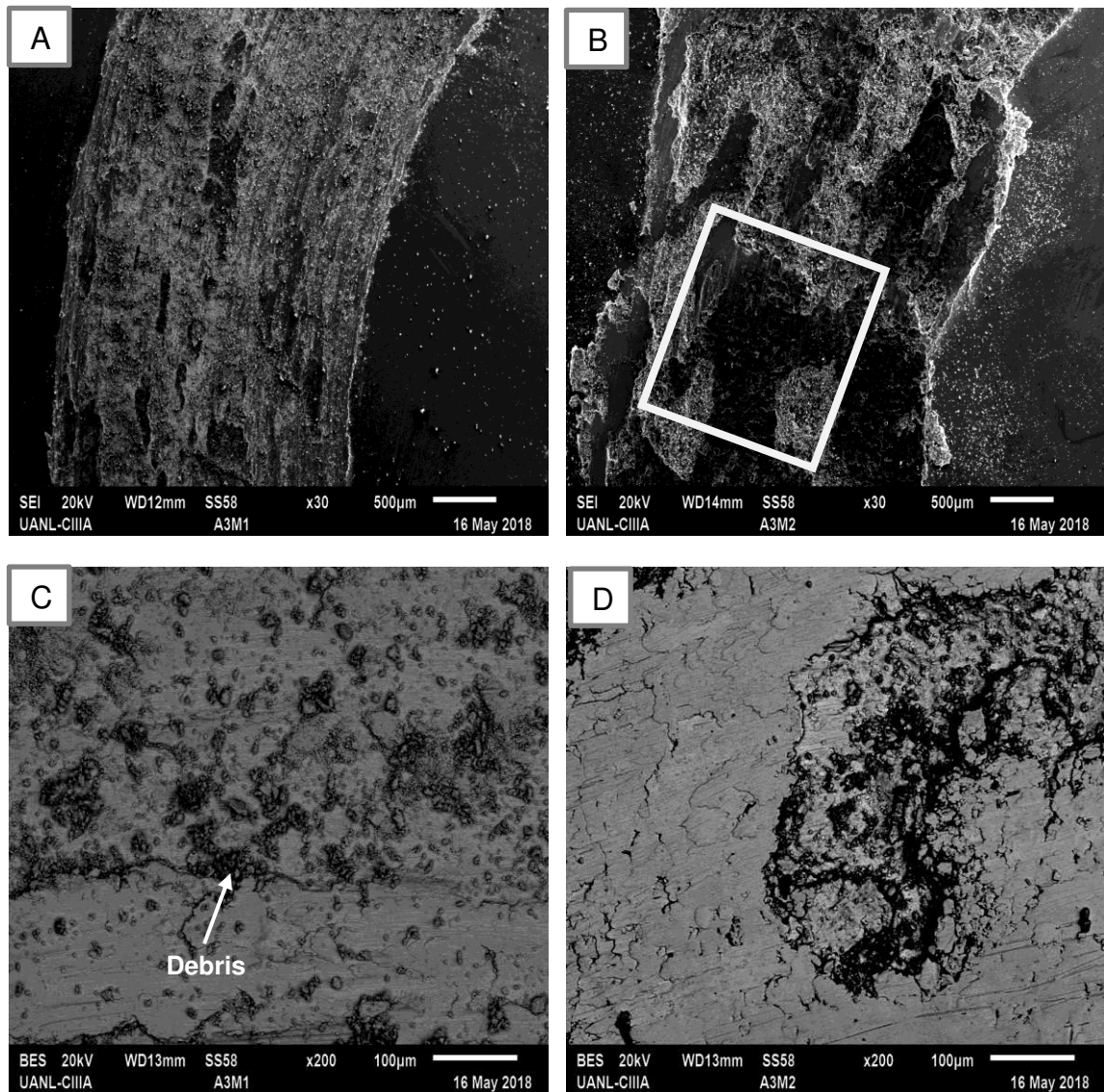


**Figura 4.44.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra **[A]** A2M5, **[B]** A2M9, **[C]** A2M5 y **[D]** A2M9.

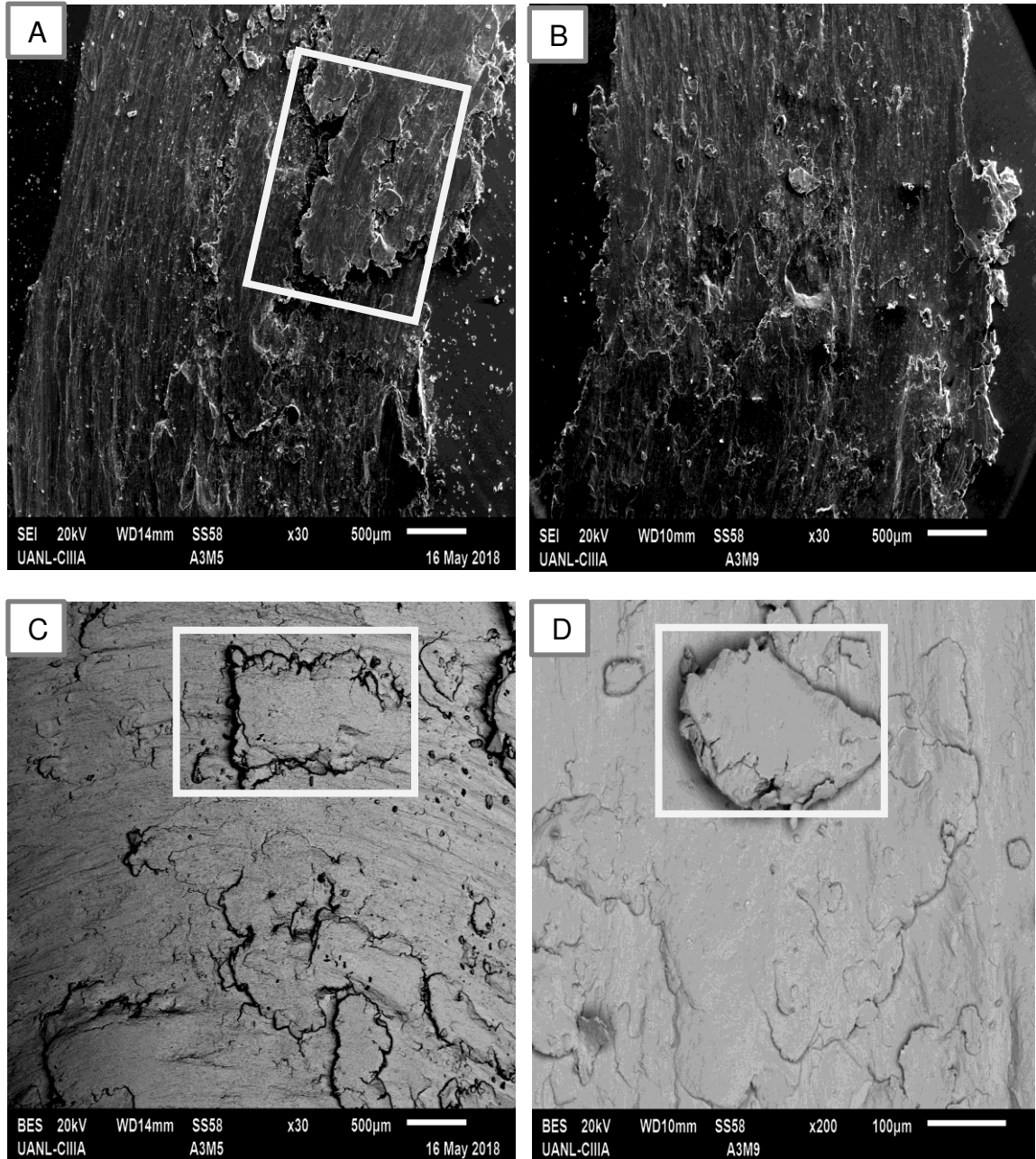
En la imagen 4.44 se muestran las micrografías en donde se puede visualizar en la figura 4.44A zonas definidas con desgaste adhesivo ligero. Posteriormente el desgaste por delaminación se observa en la muestra A2M9 representada en la figura 4.44D. Es importante mencionar que los mejores resultados en cuanto a la optimización de desgaste se alcanzaron en las muestras de la aleación A2, principalmente en la muestra A1M1 y A1M5, tal y como se observa el rendimiento de desgaste en la figura 4.40.

**Mecanismo de desgaste de la aleación A3 (Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si+Zr).**

En la aleación A3 se observa un mecanismo de desgaste adhesivo, en comparación a las muestras de la aleación A2, en esta aleación se puede visualizar zonas de mayor contacto por el desgaste adhesivo, asimismo esta aleación presentó menor tasa de desgaste que la aleación A1, pero además mayor tasa de desgaste que la aleación A2.



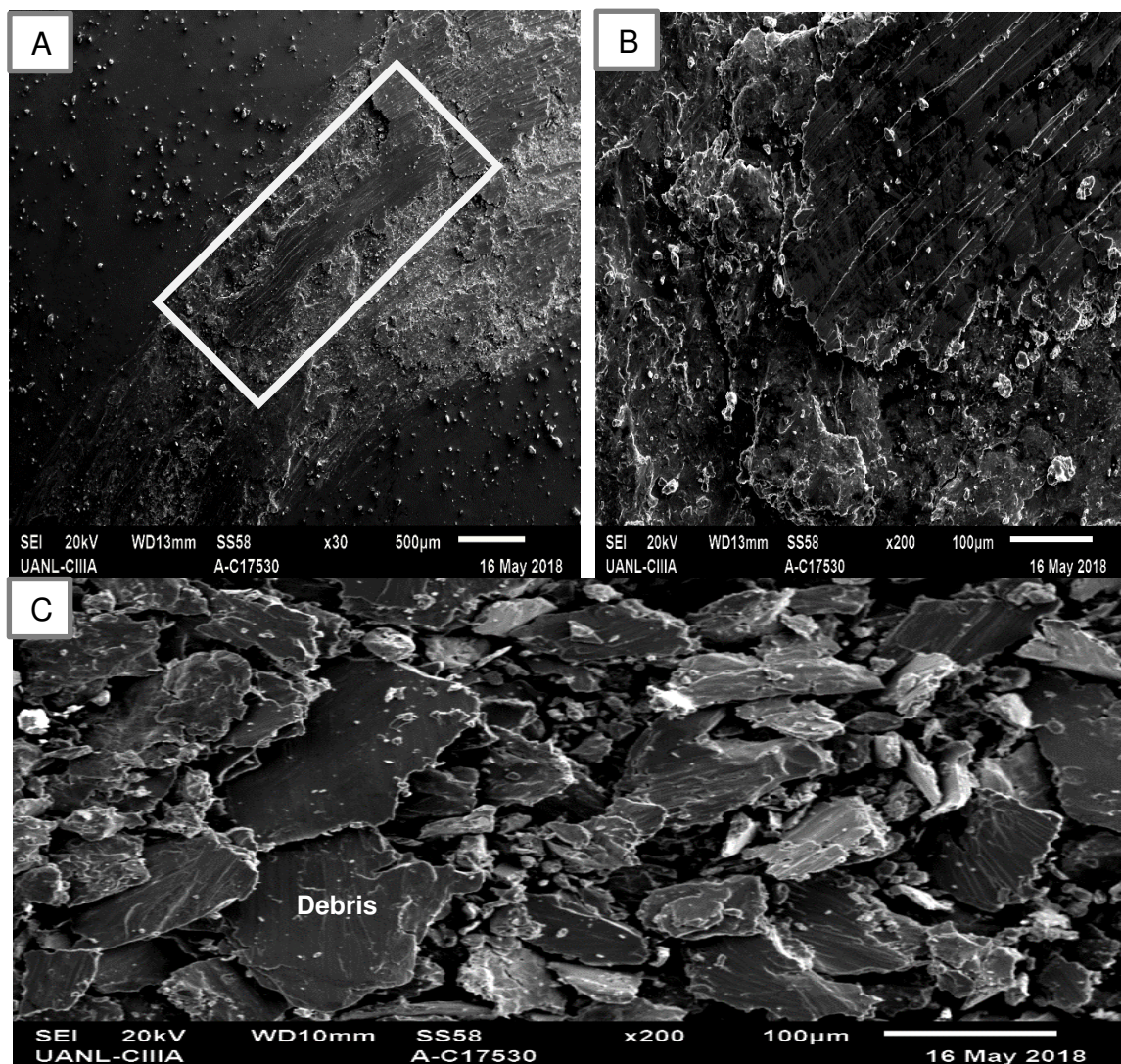
**Figura 4.45.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra [A] A3M1, [B] A3M2, [C] A3M1 y [D] A3M2.



**Figura 4.46.** Detalle de la superficie de desgaste de la Muestra [A] A3M5, [B] A3M9, [C] A3M5 y [D] A3M9.

**Mecanismo de desgaste de la aleación de referencia (C17530).**

En la figura 4.47 se ilustran las superficies desgastadas de la aleación de referencia cobre - berilio, donde se observa en primer instancia que la aleación C17530 presenta un desgaste adhesivo severo, donde el material desprendido se adhiere al balín arrastrándolo por toda la huella en la pieza (ver figura 4.34) y adherido dispersamente en la huella, caso similar que se da en las aleaciones A1, A2 y A3 en las muestras M1 y M2 de vaciado y solución; y en menor medida en las muestras M5 y M9 con tratamiento térmico de envejecido correspondiente.



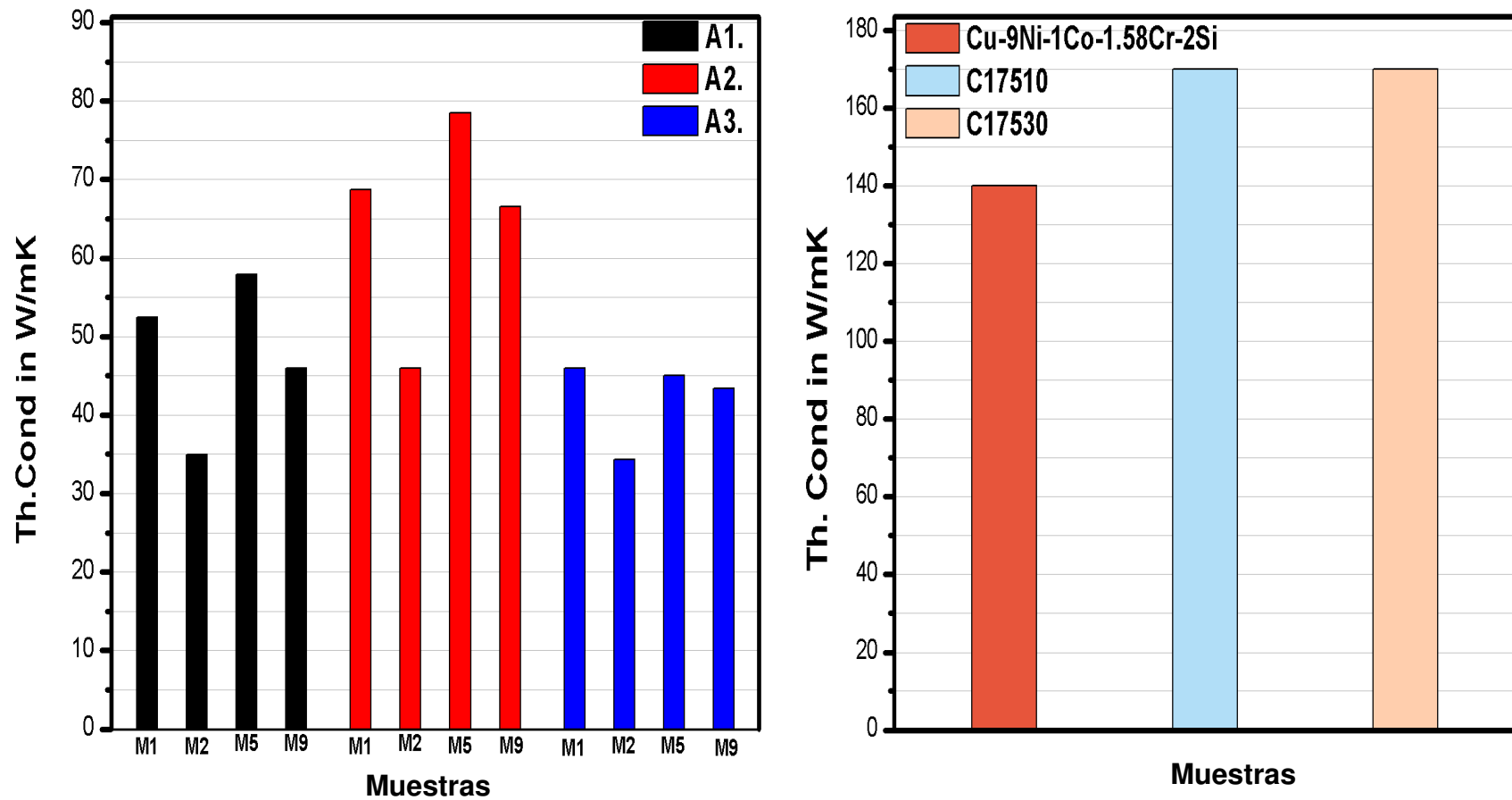
**Figura 4.47.** Detalle de la superficie y debris de desgaste de la Muestra [A] y [B] Morfología Superficial C17530, [C] debris de la aleación C17530.

#### 4.6. ESTUDIO DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA.

La adición de elementos modificadores de grano como ser el Boro, Niobio y Níquel, además de la aplicación de los tratamientos térmicos de solución y envejecido a diferentes tiempos de duración son de vital importancia en este estudio. El propósito de haber adicionado los elementos refinadores y haber aplicado los tratamientos térmicos de envejecido a cada una de las muestras sometidas a este proceso en las tres aleaciones durante diferentes intervalos de duración y a diferentes temperaturas, fue conocer y analizar el efecto de los elementos refinadores y los tratamientos térmicos en la microestructura de cada aleación.

En la figura 4.48 se puede observar en las tres aleaciones A1, A2 y A3 que en las muestras M2 sometidas a tratamiento térmico de solución y templadas en agua, el temple tiene una cierta influencia sobre la conductividad térmica, con enfriamiento al aire se observa mayor conductividad térmica como es las muestras M1 de vaciado que solidificaron a temperatura ambiente. Esto puede ser debido a que con enfriamiento de la pieza en agua acelera el proceso de solidificación, siendo más rápido que enfriando al aire; el enfriamiento rápido conserva más solutos en solución los cuales actúan como barrera para el flujo del calor [48].

Las muestras M5 de las tres aleaciones A1, A2 y A3, sometidas a un primer tratamiento térmico de envejecido (TTE1) a un tiempo de duración de 120 min, presentaron la mayor conductividad térmica que fluctúa entre 70 W/m\*K y 79 W/m\*K, posteriormente las muestras M9 experimentaron un descenso en la conductividad térmica, este fenómeno se acredita a que el tratamiento de envejecido ocasiona un crecimiento de los granos en diferentes direcciones, modificando la microestructura, lo cual no es favorable para el flujo térmico.



**Figura 4.48.** Resultados de Conductividad Térmica en las aleaciones A1, A2 y A3, en cada una de sus muestras estudiadas y de las aleaciones referencia Cu9%Ni1%Co1.58%Cr2%Si, C17510 y C17530.

## CAPÍTULO V

### CONCLUSIONES

De los resultados alcanzados y la experiencia obtenida durante el proceso de este proyecto de investigación se puede concluir lo siguiente:

- ✓ Los rangos de solubilidad permisibles entre los elementos solutos y el elemento solvente favorecieron al incremento de las propiedades en cada una de las aleaciones experimentadas (A1, A2 y A3). Los mejores resultados obtenidos en cuanto a dureza se lograron en la aleación A1 con la adición del elemento soluto Boro (B); pero no de la misma forma en la resistencia al desgaste, esta no favoreció en este caso, debido a que el elemento B produjo la formación de intermetálicos de alta dureza por el proceso de precipitación, dejando una microestructura con áreas resistentes al desgaste (Intermetálicos) y otras expuestas a mayor desgaste (zonas frágiles).
- ✓ Se ejecutó con éxito el proceso de fundición, desgasificado y vaciado de las aleaciones propuestas, en donde se alcanzó que todos los elementos se fundieran en su totalidad a una temperatura de 1300 °C, produciendo piezas sanas.
- ✓ Los valores de composición química obtenidos mediante espectrometría de emisión óptica por chispa fueron aceptables conforme a cada una de las aleaciones fundidas. En donde la variación entre los elementos modificadores Boro, Niobio y Zirconio, generaron el mismo efecto de modificar la microestructura al ser vaciados y tratados térmicamente con el tratamiento térmico de solución y los TT de envejecidos; cada uno de

ellos originando nuevas fases por la interacción de precipitados y logrando optimizar las propiedades. En este estudio de composición química no se pudo evidenciar la existencia del elemento boro, esto porque es un elemento de radio atómico muy bajo ( $N^{\circ}5$ ) y no es detectado por su baja energía dispersiva.

- ✓ La variación en el tiempo de aplicación de los tratamientos térmicos en las tres aleaciones generó el mismo efecto al modificar la microestructura y optimizar la dureza. El tratamiento térmico de solución favoreció para generar una solución sólida y la difusión atómica de los elementos en toda la matriz. Y el tratamiento térmico de envejecido uno provocó el alojamiento de los elementos en los límites de grano, fenómeno que modificó la microestructura formando precipitados de alta dureza y asimismo logrando optimizar las propiedades. El tratamiento térmico de envejecido dos no generó ningún efecto positivo en cuanto a la optimización de las propiedades, por lo cual, se descartó en el análisis tribológico y de conductividad térmica.
  
- ✓ La identificación de nuevas fases que aumentan las propiedades mecánicas en estas aleaciones mediante la formación de precipitados e intermetálicos fueron localizadas mediante DRX, esta técnica permitió identificar cada una de las fases presentes. En el caso de la aleación A1 con la adición del elemento Boro, originó fases intermetálicas como ser la fase  $Cr_3Ni_5Si_2$ ,  $Fe_{0.916}Ni_{0.084}$ ,  $Co_{0.75}Fe_{0.25}$ ,  $B_{1.43}Ni_{4.29}Si_2$ ,  $B_1Cr_1$  y  $Fe_3B$ . Además, la aleación A2 con la adición del elemento Niobio ocasionó el crecimiento de nuevas fases intermetálicas como ser,  $Nb_6Ni_{16}Si_7$ ,  $CrSi_2$ ,  $Ni_{31}Si_{12}$ ,  $Fe_{0.916}Ni_{0.084}$ ,  $Cr_4Nb_2Si_5$  y  $NbFeSi_{1.75}$ . Y la aleación A3 con Zirconio originó las siguientes fases intermetálicas  $(Co_5Cr_2Zr_3)_2.4$ ,  $Fe_3Si$ ,  $CrSi_2$ ,  $Fe_{0.916}Ni_{0.084}$  y  $(Cr_{0.4}Fe_{0.6})_2Zr$ . Todas

estas fases de intermetálicos que se alojan en las fronteras de grano favorecieron a la optimización de las propiedades.

- ✓ El cálculo del tamaño de cristales aplicando la ecuación de Debye Scherrer en cada muestra modificada y tratada térmicamente, generó los siguientes resultados; donde la aleación A1 obtuvo un tamaño de cristal mínimo de 3.79nm en la muestra A1M1 y un valor máximo de 7.51nm en la muestra A1M9. Igualmente, la aleación A2 presentó un valor mínimo de tamaño de grano de 3.99nm en la muestra A2M5 y un valor máximo de 20.74nm en la muestra A2M1. Y la aleación A3 experimentó un tamaño de cristal mínimo de 3.82nm en la muestra A3M5 y un valor máximo de 28.23nm en la muestra A3M2; la variación de los resultados en los tamaños de cristales se debe al efecto y comportamiento de cada elemento inoculante y los tratamientos térmicos aplicados sobre la microestructura; partiendo de esta indagación se determina que los elementos refinadores si ocasionaron el efecto esperado en modificar la microestructura y generar mayor tasa de nucleación.
  
- ✓ Con la adición de los elementos refinadores se logró optimizar la dureza de las tres aleaciones de este estudio, estas presentan un incremento significativo; siendo así la aleación A1 la que experimentó los mejores resultados en optimización de dureza [HRB] en la muestra M5 con  $100.7 \pm 0.57$  HRB, reflejando un incremento del 14.7% respecto a la aleación de referencia (CuNiCoCrSi) en condición de vaciado y un incremento de 9.22% con las aleaciones existentes en el mercado C17510 y C17530; cuyo valor es de suma importancia, ya que las aleaciones que están en el mercado experimentan una dureza que fluctúa entre 90 HRB y esta es alcanzada mediante la aplicación de tratamientos térmicos de solución y envejecido con extensos tiempos de duración, lo cual aumenta el valor del producto final.

- ✓ Las tres aleaciones A1, A2 y A3 presentaron desgaste adhesivo y posteriormente por delaminación, pero mayormente la que experimentó este tipo de desgaste fue la aleación A1, siendo así la que mostró la mayor pérdida de material con una tasa máxima de  $9.21\text{mm}^3$  en A1M9, posteriormente la aleación tres presentó una pérdida de volumen máximo de  $6.89\text{mm}^3$  en A3M5 y la que obtuvo la menor pérdida de volumen fue la aleación A2 con una máxima de  $3.69\text{mm}^3$  en A2M2 y una mínima de  $2.74\text{mm}^3$  en A2M5. La aleación de referencia cobre con berilio C17530 alcanzó una pérdida de material de  $4.44\text{mm}^3$ , en una distancia recorrida de 539.47 metros. Recapitulando esto, la aleación A2 fue la que adquirió los valores óptimos para la resistencia al desgaste.
  
- ✓ La temperatura y el tiempo de aplicación de los tratamientos térmicos juegan un papel de suma importancia en la optimización de la conductividad térmica, teniendo el control de estos parámetros se obtiene que las muestras en su estado de vaciado y con tratamiento térmico de solución a temperatura de  $925^\circ\text{C}$  por 120 min obtuvieron los valores más bajos de conductividad térmica y las muestras con el primer envejecido a temperatura de  $550^\circ\text{C}$  por 100min de aplicación alcanzaron el valor más alto de conductividad térmica en cada aleación. La muestra que experimentó el valor más alto de conductividad térmica fue la muestra M5 de la aleación A2, esta modificada mediante la adición del elemento Niobio.

## CAPÍTULO VI

### ALCANCE Y TRABAJO FUTURO.

Los resultados aquí presentados son en base a la información disponible en la literatura y estudios realizados de las aleaciones base cobre utilizadas en la fabricación de cabezales para pistones aplicados en la inyección de metales a alta presión, en especial la fundición dosificada en cámara fría la cuál es ideal para metales como el aluminio, que tiene un punto de fusión alto.

El estudio de los rangos de solubilidad entre los elementos solutos y el elemento solvente mediante los diagramas de fase y las reglas de Hume Rutherly, permitirán al lector juzgar entre el empleo de los diferentes elementos refinadores para la optimización de las propiedades, así mismo de poder evidenciar cuál de los elementos (B, Nb y Zr) favorece satisfactoriamente a modificar la microestructura y generar mayor tasa de nucleación durante la cinética de solidificación. Asimismo, podrá discernir cuál es el proceso correcto en la aplicación de los tratamientos térmicos para generar una solución sólida, difusión intersticial y crecimiento de precipitados ideales que originarán nuevas fases que favorezcan las propiedades.

Este trabajo sienta las bases para trabajos de investigación futuros respecto a la optimización de propiedades mediante la adición de nuevos elementos solutos que actúen como agentes inoculantes y refinadores de grano; en donde se recomienda adicionar otros elementos como ser el vanadio y titanio, que puedan actuar como elementos intersticiales para la optimización de las propiedades, y combinación de estos como B-Nb, B-Zr y Nb-Zr, B-V, B-Ti, Nb-V, Nb-Ti, Zr-V , Zr-Ti y V-Ti.

Además, se plantea la aplicación de nuevos tratamientos térmicos, pero con la disminución en los tiempos de estudio, utilizando tiempos mínimos a los que se usaron en la presente experimentación.

Por otra parte, se recomienda realizar el estudio del calor específico por Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC), para precisar los valores obtenidos por la técnica de Laser Flash.

Asimismo, se encomienda ejecutar el estudio de dilatación térmica, para poder obtener los valores de expansión lineal y volumétrica en cada una de las aleaciones en sus diferentes condiciones de estudio.

Efectuar estudios de desgaste con los lubricantes utilizados en la industria.

Realizar el estudio de dureza, desgaste y conductividad térmica en diferentes espesores de las muestras, para el estudio de las propiedades conforme se da la reducción de área tangencial en contacto.

## RESUMEN BIOGRÁFICO

### Denis Ariel Avila Salgado

Candidato al grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El tema de tesis

**“Transformación de la microestructura y propiedades de la aleación Cu-Si-Co-Cr-Ni mediante la adición de B, Nb y Zr”**

Nacido el 21 de agosto de 1991 en Villa de San Francisco, Francisco Morazán, Honduras. Hijo de la Sra. Gloria Elena Salgado Ponce y la Sra. Juana María Ponce.

El Lic. Denis Avila cursó sus estudios de educación media en el área de Mecánica Industrial en el Instituto Técnico Honduras, en la Ciudad de Tegucigalpa, Honduras.

Realizó sus estudios de Licenciatura en la Facultad de Técnica Industrial en la Universidad Pedagógica Nacional Francisco Morazán, graduándose en la carrera de Licenciado en Educación Técnica Industrial en el área de Mecánica Industrial en el año 2014, durante su licenciatura ejerció prácticas profesionales como docente en el Centro de Investigación e Innovación Educativa CIIE y en el Instituto Técnico Honduras ITH; posteriormente en el año 2015 comenzó a laborar como docente de planta en el Instituto Educativo Técnico Mateo y consecutivamente laborando como asistente técnico en la Universidad Pedagógica Nacional Francisco Morazán en el año 2016.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1]. ASM Handbook, 1991, Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials, (Vol. 2), 10<sup>o</sup> edition.
- [2]. (S/F), G. G. (s.f.). El cobre y sus características.
- [3]. (S/F), P. V. (s.f.). Aleaciones de cobre y Materiales Metálicos. Universidad Autónoma del Caribe.
- [4]. A. Cezairliyan., T. B. (1994). A High-Temperature Laser-Pulse Thermal Diffusivity Apparatus, (Vol. 15).
- [5]. Alan M. Russell, K. L. (2005). Structure-property relations in nonferrous metals. Canadá.
- [6]. ASM Handbook, Heat Treating of Aluminum Alloys (Vol. 4). (1991). ASM International.
- [7]. Associates, J. R. (2001). ASM Specialty Handbook-Copper and Copper Alloys. USA: Copyright ASM International Staff.
- [8]. Association, C. D. (s.f.).
- [9]. ASTM E18-15 : Ensayo de dureza Rockwell y dureza Rocwell superficial. (s.f.).
- [10]. B. S. Murty, S. A. (2002). Grain refinement of aluminium and its alloy by heterogeneous nucleation and alloying International Materials Reviews (No.1 ed., Vol. 47).
- [11]. Briggs, J. L., N.Y., R., & Harmon, C. H. (1956). Copper Base Alloys. New York.
- [12]. Brito, E. J. (2013). Diseño de Elementos de una Máquina Pin-on-Disk. Cancun, Mexico.
- [13]. C.V, L. P. (2017). Monterrey, México.
- [14]. Callister., W. D. (2009). Ciencias e Ingeniería de los Materiales. Barcelona: Reverte.
- [15]. Campbell, J. (2004). Castings Practice The 10 Rules of Castings. Oxford, New york: Copyright.

- [16]. Chapman, D. (1998). High Conductivity Copper for Electrical Engineering (122 ed.). Copper Development Association.
- [17]. Cowan, R. D. (1961). Proposed Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures (Vol. 32).
- [18]. L, C., & L, P. (s.f.). Aleaciones de cobre.
- [19]. DAVENPORT, W. (2000). Extractive Metallurgy of copper (Vol. 4). Arizona: Pergamon.
- [20]. Davis, H. E. (1964). Ensayo e Inspección de los Materiales en Ingeniería. McGRAW – HILL.
- [21]. Davis, J. R. (Ed.). (2001). Handbook copper and copper alloys (Vol. 2). Ohio, USA: Copyright.
- [22]. Dr. José García, D. A. (2011). Simulación y predicción de defectos en piezas fundidas . Monterrey , México .
- [23]. E. Ozturk., S. A. (2013). The measurement of thermal conductivity variation with temperature for Sn-20 wt.% In based lead free ternary solders. Elsevier.
- [24]. E1461, D. (2007). Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method.
- [25]. E1530, A. (2004). Standard Test Method for Evaluating the Resistance to Thermal Transmission of Materials by the Guarded Heat Flow Meter Technique.
- [26]. E18-15, A. (s.f.). Ensayo de dureza Rockwell y dureza Rockwell superficial.
- [27]. E407-07, A. (2012). Standard practice for Microetching Metals and Alloys .
- [28]. Estocr, B. C. (2001). Elements of X-Ray Diffraction (Vol. Tres). United States of America: Prentice Hall.
- [29]. F. R. Morral, E. J. (1985). Metalurgia tomo II. Barcelona: Reverte S.A.
- [30]. Flemings, M. C. (1974). Solidification processing. McGraw- Hill (1974), pp. 73- 75, 146-148, 341.
- [31]. Gorson, M. G. (1928). Copper Alloy and process of producing and treating the same, Patente No. 1, 658,186. Virginia: Electro Metallurgical Company, Corporation of weat.

- [32]. Gruzleski, J. (1990). The Treatment of Liquid Aluminium-Si Alloys. Illinois: American Foundrymen's Society.
- [33]. H. Ohta., T. B. (2002). Evaluation of the effective sample temperature in thermal diffusivity measurements using the laser flash method November (Vol. 23).
- [34]. Handbook, A. (1991). Properties and selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials (Vol. 2).
- [35]. Hartland, W. W., & Ingenson, Q. F. (1980). Copper-Nickel-Silicon-Chromium Alloys Having Improved Electrical Conductivity. Milwaukee: Amped-Pittsburgh Corporation.
- [36]. Hatch, J. E. (1984). Aluminum, Properties and Physical Metallurgy. American Society for Metals.
- [37]. Hostynek., J. J. (Ed.). (2006). Copper and the skin (Vol. 1). California , USA : Informa Healthcare.
- [38]. Ingerson, J. F. (1963). Method of heat treating copper base alloy. USA: assignee: AMPCO Metal, Patente #3, 072,508.
- [39]. Ingerson, Q. F. (1989). Copper nickel silicon and chromium. Assignee: AMPCO Metal Manufacturing Inc.
- Instituto Europeo del Cobre. (s.f.).
- [40]. La Paloma Compañía de Metales S.A. de C.V.; 2017, Monterrey, México.
- [41]. López, Ó. L. (2008). Estudio tribológico de fricción y desgaste de capas de aleación NiP. España : Escuela Técnica Superior de ingeniería Industrial de Barcelona.
- [42]. Malishev, A. (1967). Tecnología de los metales (2 ed.). Moscú: Mir.
- [43]. Marcial, C. (2017). Desarrollo de una aleación de cobre libre de berilio utilizado en la industria de HPDC en cabezales para pistones hidráulicos en la inyección de aluminio. Nuevo León, México.
- [44]. Mizutani, U. (2011). Hume-Rothery Rules for Structurally Complex. United States of America: CRC Press.
- [45]. Norma ASTM G99 – 95, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin On Disk Apparatus. (2000). Epsilon.
- [46]. Paramo, V. (1998). Esferoidización del Eutéctico en las Aleaciones de Aluminio Silicio. Universidad Autónoma. México.

- [47]. R, S. D. (2004). Confocal Microscopy. Atlanta, Georgia, USA.: Emory University.
- [48]. Rauta., V. (2015). On the effect of heat and metallurgical treatments on the thermal conductivity of cast aluminium.
- [49]. Rockwell., D. 5. (s.f.).
- [50]. Rodríguez, A. (2012). Tesis de Doctorado: □Desarrollo de aleaciones de alta resistencia. UANL, Monterrey, México.
- [51]. Russell, A. (2005). Structure-property relations in nonferrous (Vol. I). United States of America: Wiley.
- [52]. Stefanescu, D. M. (1988). ASM Handbook (Vol. 15). Copyright.
- [53]. Subramanian, P. (1994). Phase Diagrams of Binary Copper Alloy (10 ed., Vol. 10). United States of America: ASM International.
- [54]. Tucker, R. C. (2004). Handbook Metallography and Microstructures (Vol. 9). United States of America: Copyright Information.
- [55]. Tye, R. P. (1994). Compendium of Thermophysical Properties Measurement Methods (Vol. 2). Plenum Press New York: Eds. K. Maglic et al.
- [56]. W. J. Parker., R. J. (1961). Flash method of determining thermal diffusivity, heat capacity and thermal conductivity. J Appl Phys.
- [57]. W. Zhang, Q. X. (1998). Fretting wear characteristics of Ni/Cu multilayers electrodeposited on beryllium bronze substrate.
- [58]. Cortes Lira L., García Duarte S., Méndez Lángo E., Gonzáles Duran E; Conductividad térmica de metales, Laboratorio de propiedades termofísicas, división de termometría, área eléctrica, Centro Nacional de Metrología. Querétaro, México, 2010, páginas 1 - 4.
- [59]. William, S. (2006). Fundamentos de la ciencia y tecnología de los materiales (Vol. 4). Barcelona: Mc graw Hill .

## ANEXOS



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Centro de Incubación de Empresas y Transferencia de Tecnología

DECLARACIÓN Y RECONOCIMIENTO EXPRESO, RESPECTO A LA CAUSAHABIENCIA DERIVADA DE LA PATENTE TITULADA "ALEACIONES BASE COBRE RESISTENTES AL DESGASTE Y SU USO EN LA FABRICACIÓN DE CABEZALES DE PISTONES", POR PARTE DEL DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ, DR. MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRÍGUEZ, DR. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO, LIC. DENIS ARIEL ÁVILA SALGADO, ING. FERMIN MEDINA ORTIZ E ING. JOSE MARCIAL CHAPAS MEJIA, A QUIENES EN LO SUCESIVO SE LES DENOMINARÁ "INVENTORES", A FAVOR DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN.

## GENERALES

**DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ**, mexicano, mayor de edad, nacido el 06 de Febrero de 1968 en la Ciudad de México, Distrito Federal, con Registro Federal de Contribuyentes (R.F.C.) JUHA680206ME1, profesionista, trabajador de la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN con número de empleado 080901, con la categoría de Profesor Investigador Titular "A" de Tiempo Completo de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la propia Institución, sin adeudo alguno por parte de ésta y con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

**DR. MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRÍGUEZ**, mexicano, mayor de edad, nacido el 05 de Noviembre de 1976 en la ciudad de Saltillo, Coahuila, con Registro Federal de Contribuyentes (R.F.C.) HERM761105B81, profesionista, trabajador de la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN con número de empleado 85691, con la categoría de Profesor Investigador Titular "A" de Tiempo Completo de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la propia Institución, sin adeudo alguno por parte de ésta y con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

**DR. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO**, mexicano, mayor de edad, nacido el 17 de septiembre de 1987 en la ciudad de Monterrey, Nuevo León, con Registro Federal de Contribuyentes (R.F.C.) BETR870917AN9, profesionista, trabajador de la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN con número de empleado 100764, con la categoría de Profesor de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la propia Institución, sin adeudo alguno por parte de ésta y con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

**LIC. DENIS ARIEL ÁVILA SALGADO**, hondureño, mayor de edad, nacido el 21 de agosto de 1991 en la ciudad de Tegucigalpa, Francisco Morazán, Honduras, con pasaporte No. F165579 y cedula de identidad No. 0827-1991-00219, profesionista, estudiante de tiempo completo de la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León con número de matrícula 1887244, sin adeudo alguno por parte de ésta y con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

**ING. FERMIN MEDINA ORTIZ**, mexicano, mayor de edad, nacido el 14 de Octubre de 1992 en H.H. Cuautla, Morelos, con Registro Federal de Contribuyentes (R.F.C.) MEOF9210142SA, profesionista, estudiante de tiempo completo de la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León con número de matrícula 1880634, con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

**ING. JOSE MARCIAL CHAPAS MEJIA**, hondureño, mayor de edad, nacido el 21 de Marzo de 1991 en la ciudad de Tegucigalpa, Francisco Morazán, Honduras, con pasaporte No. E902405 y cedula de identidad No. 0805-1991-00160, profesionista, estudiante de tiempo completo de la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León con número de matrícula 1836857 sin adeudo alguno por parte de ésta y con domicilio convencional el ubicado en Av. Pedro de Alba s/n, Torre de Rectoría, Piso 4, Ciudad Universitaria, C.P. 66455, en el municipio de San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México.

Handwritten signatures in blue ink, including names like "SANTOS", "CHAPAS", and "MEDINA".





**UANL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Centro de Incubación de Empresas y Transferencia de Tecnología

Todos en nuestro carácter de **INVENTORES** de la Patente, tomando en consideración que nuestra UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN es una Institución de cultura superior al servicio de la sociedad, descentralizada del Estado de Nuevo León con plena capacidad y personalidad jurídica, que tiene como fin crear, preservar y difundir la cultura en beneficio de la comunidad, para lo cual forma profesionales, investigadores, maestros universitarios y técnicos, de acuerdo con las necesidades económicas, sociales y políticas de México y el Estado de Nuevo León y así mismo, desarrolla las funciones docente, investigadora, de difusión del conocimiento y la cultura, así como la de servicio social, según lo establece su Ley Orgánica contenida en el Decreto No. 60, expedido por el H. Congreso del Estado de Nuevo León y publicada en el Periódico Oficial del Estado el día 7 de Junio de 1971, declaramos lo siguiente:

- I. Que bajo la función de estudiante, administrativo, docente y/o de investigación que, como estudiantes y/o trabajadores en general de la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN nos corresponde realizar, desarrollamos un proyecto de investigación cuyo resultado, bajo el título de "**ALEACIONES BASE COBRE RESISTENTES AL DESGASTE Y SU USO EN LA FABRICACIÓN DE CABEZALES DE PISTONES**", ha sido propuesto a trámite de registro de Patente.
- II. Que, de conformidad con el artículo 3º y 123 apartado "A" de la Constitución Política de los Estados Unidos Mexicanos, 14 de la Ley de la Propiedad Industrial, 163 fracción II de la Ley Federal del Trabajo, 18 del Estatuto General de la Universidad Autónoma de Nuevo León y 4º fracciones I y II del Reglamento de Invenciones de la Universidad Autónoma de Nuevo León, expresamos y reconocemos libre, voluntaria e incondicionalmente la titularidad que pertenece a la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN, respecto a los derechos de registro y derechos patrimoniales relativos a la Patente que se señala en la Declaración inmediata anterior.
- III. Que, como **INVENTORES** en todo momento tenemos el derecho moral a ser reconocidos y mencionados como tal en la solicitud de Patente que nos ocupa, de conformidad con los artículos 18 del Estatuto General de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 5º del Reglamento de Invenciones de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 13, 38 y 39 de la Ley de la Propiedad Industrial y 4 ª del Convenio de la Unión de París para la Protección de la Propiedad Industrial.
- IV. Que todos los gastos inherentes al registro e inscripción de la Patente de referencia correrán, sin excepción alguna, exclusivamente a cargo de la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN.
- V. Que en el supuesto de que proceda el otorgamiento del registro a que hubiere lugar, la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN otorgará dentro de un término no mayor a tres meses contados a partir de tal hecho, un incentivo adicional a los **INVENTORES**, al tenor de lo dispuesto por el artículo 6º del Reglamento de Invenciones de la Universidad Autónoma de Nuevo León, que a letra dice:

"Artículo 6.-.....

*En el supuesto de que proceda el otorgamiento del registro a que hubiere lugar, la Universidad otorgará dentro de un término no mayor a tres meses contados a partir de tal hecho, un incentivo adicional al inventor o inventores, mismo que, en su caso, será prorrateado en partes iguales de acuerdo a las siguientes cuotas:*

- Patente: 360 cuotas.
- Modelo de Utilidad: 180 cuotas.
- Dibujo y Modelo Industrial: 180 cuotas.

*Cada cuota será la cantidad monetaria equivalente al salario mínimo general vigente en el Estado de Nuevo León."*

- VI. Que los **INVENTORES** estamos de acuerdo en recibir la compensación complementaria derivada de la comercialización, en su caso, de la Patente titulada "**ALEACIONES BASE COBRE RESISTENTES AL DESGASTE Y SU USO EN LA FABRICACIÓN DE CABEZALES DE PISTONES**", con fundamento en el artículo 18 del Estatuto General de la Universidad Autónoma de Nuevo León y 11 del Reglamento de Invenciones de la Universidad Autónoma de Nuevo León.



2/4

Av. Lázaro Cárdenas 4600 Ote. entre Praga y Trieste  
Unidad Mederos, Monterrey, Nuevo León, México  
Tel: (52 81) 8329 4000



**UANL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Centro de Incubación de Empresas y Transferencia de Tecnología

Obviamente, dicha compensación se hará efectiva por la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN únicamente en el caso de que ésta obtenga utilidades por la explotación, licencia o cesión de la Patente que se menciona en la Declaración I de este instrumento.

Las utilidades mencionadas serán distribuidas, mientras la protección de la Patente se encuentre vigente, de la forma y bajo las reglas siguientes, atento a lo que disponen los artículos 12 y 13 del Reglamento de Inveniones de la Universidad Autónoma de Nuevo León:

- 40% para los **INVENTORES**. Este porcentaje de compensación complementaria será dividido de acuerdo al grado de participación de cada uno de nosotros y se recibirá durante el tiempo de vigencia de la explotación de la invención, independientemente de que ostentemos la calidad de universitarios, ya sea como trabajadores en general, investigadores, profesores, académicos, jubilados y/o estudiantes.
- 20% para el Departamento de los **INVENTORES**. En caso de que la invención se haya originado en varias Dependencias, dicho porcentaje se prorrateará entre ellas. Este porcentaje se destinará para acrecentar o crear un fondo para proyectos de investigación sin que ello afecte el presupuesto que de ordinario percibe el propio Departamento.
- 40% para la UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN. Este porcentaje se destinará para la satisfacción de las necesidades en materia de propiedad intelectual y apoyo para proyectos de investigación.

Por lo anterior mencionado y bajo protesta de decir la verdad nos permitimos notificar los porcentajes de participación de cada uno de los inventores en la realización de la presente invención:

NOMBRE:	<b>DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ</b>	<b>20</b>	%
NOMBRE:	<b>DR. MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRÍGUEZ</b>	<b>20</b>	%
NOMBRE:	<b>DR. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO</b>	<b>15</b>	%
NOMBRE:	<b>LIC. DENIS ARIEL ÁVILA SALGADO</b>	<b>15</b>	%
NOMBRE:	<b>ING. FERMIN MEDINA ORTIZ</b>	<b>15</b>	%
NOMBRE:	<b>ING. JOSE MARCIAL CHAPAS MEJIA</b>	<b>15</b>	%

No omitimos mencionar, que a los **INVENTORES** nos enorgullece ampliamente que nuestra alma máter haya decidido registrar la Patente, objeto de la presente Declaración, por lo cual reiteramos nuestro beneplácito para que los derechos de la Patente y titularidad de éste, le sean otorgados por el Instituto Mexicano de la Propiedad Industrial (IMPI).

"Alere Flammam Veritatis"  
Monterrey, N.L., 30 de Noviembre de 2018

EL INVENTOR

DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ

EL INVENTOR

DR. MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ  
RODRÍGUEZ

EL INVENTOR

DR. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO

EL INVENTOR

LIC. DENIS ARIEL ÁVILA SALGADO



3/4

Av. Lázaro Cárdenas 4600 Ote. entre Praga y Trieste  
Unidad Mederos, Monterrey, Nuevo León, México  
Tel: (52 81) 8329 4000



**UANL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Centro de Incubación de Empresas y Transferencia de Tecnología

EL INVENTOR

ING. FERMIN MEDINA ORTIZ

EL INVENTOR

ING. JOSE MARCIAL CHAPAS MEJIA

LA PRESENTE HOJA DE FIRMAS, FORMA PARTE INTEGRANTE DE LA DECLARACIÓN Y RECONOCIMIENTO EXPRESO, RESPECTO A LA CAUSAHABIENCIA DERIVADA DE LA PATENTE TITULADO "ALEACIONES BASE COBRE RESISTENTES AL DESGASTE Y SU USO EN LA FABRICACIÓN DE CABEZALES DE PISTONES", POR PARTE DEL DR. ARTURO JUÁREZ HERNÁNDEZ, DR. MARCO ANTONIO LOUDOVIC HERNÁNDEZ RODRÍGUEZ, DR. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO, LIC. DENIS ARIEL ÁVILA SALGADO, ING. FERMIN MEDINA ORTIZ E ING. JOSE MARCIAL CHAPAS MEJIA A FAVOR DE LA UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN, FIRMADO EN FECHA 30 DE NOVIEMBRE DE 2018, EN MONTERREY, NUEVO LEÓN, MÉXICO.

