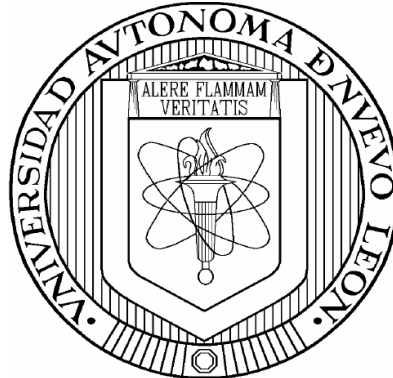


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**ESTUDIO DE LOS MECANISMOS DE DESGASTE EN MOLDES  
METÁLICOS EN CONTACTO CON ALUMINIO LÍQUIDO**

**POR**

**EFRÉN ALEJANDRO CARRERA GONZÁLEZ**

**TESIS**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE  
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

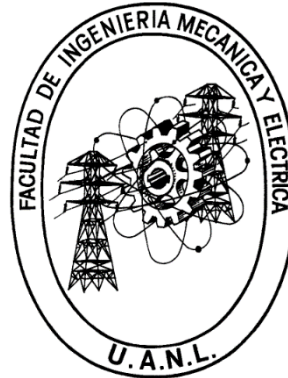
**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**JULIO DE 2021**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**ESTUDIO DE LOS MECANISMOS DE DESGASTE EN MOLDES METÁLICOS EN CONTACTO CON ALUMINIO LÍQUIDO**

**POR**

**EFRÉN ALEJANDRO CARRERA GONZÁLEZ**

**TESIS**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

**CIUDAD UNIVERSITARIA**

**JULIO DE 2021**



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

**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 “Estudio de los mecanismos de desgaste en moldes metálicos en contacto con aluminio líquido”, realizada por el alumno Efrén Alejandro Carrera González, con número de matrícula 888481, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Doctorado en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis

Dr. Alberto Pérez Unzueta  
Director

Dr. Rafael Colás Ortiz  
Revisor

Dr. Arturo Juárez Hernández  
Revisor

Dr. José Talamantes Silva  
Revisor

Dr. José Alejandro González Villarreal  
Revisor

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado



164

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Julio de 2021



EDUCACIÓN DE CALIDAD PARA TRANSFORMAR Y  
TRASCENDER EN BENEFICIO DE LA HUMANIDAD

# DEDICATORIA

*A Dios que me ha bendecido siempre.*

*A mi esposa Cecita y mi hija Naila que me brindan su amor y apoyo cada día. Gracias, las amo mucho.*

*A mis padres y hermanos. Gracias por formar una familia con valores, un hogar feliz y darme la oportunidad de estudiar.*

*A todos mis amigos que han contribuido para que mi vida sea un excelente viaje.*

*A todos mis maestros y cada persona que me ha compartido sus conocimientos y experiencia.*



# AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) y a su Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales por darme la oportunidad y brindarme los medios para lograr mi desarrollo académico.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) y al Centro para el Desarrollo Tecnológico Industrial (CDTI, España) por el apoyo otorgado para la realización de este trabajo de investigación ligado al proyecto: “Desarrollo de nuevos moldes para fundición con alta eficiencia energética (ENEMO)”, clave de registro: 162944.

A la empresa Nematik México por apoyar mis estudios de doctorado y facilitar los recursos para efectuar este proyecto. Gracias al personal de las distintas áreas que colaboraron para desarrollar las actividades realizadas.

A las empresas Tecnalía, Aurrenak y Grupo TTT (España) por su asesoría y proporcionar los materiales empleados en la experimentación de la presente investigación. Gracias a su personal por su amabilidad y atenciones prestadas.

A la empresa Kontrol-Able por su participación en el diseño y construcción del dispositivo experimental utilizado en el proyecto. Gracias a su personal por la disposición para conseguir el adecuado funcionamiento del equipo.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta por dirigir esta tesis doctoral y sus aportaciones al proyecto. Gracias por su asesoría, consejos, información proporcionada y la disponibilidad mostrada para ayudarme a finalizar este trabajo de investigación.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su colaboración en la conducción y administración del proyecto. Gracias por su asesoría, contribuciones y el interés mostrado para favorecer que este trabajo llegara a su término.

Al Dr. José Talamantes Silva por encauzar los recursos durante el desarrollo del proyecto. Gracias por el apoyo, paciencia y el seguimiento otorgado al proyecto que me permitieron concluir esta tesis doctoral.

Al Dr. Alejandro González Villarreal por su participación en el proyecto y asesoría en la etapa de experimentación de esta investigación. Gracias por los consejos y el apoyo brindado para la finalización de este trabajo.

Al Dr. Arturo Juárez Hernández por su valioso apoyo en la revisión de este documento. Gracias por el tiempo dedicado y sus comentarios para enriquecer este trabajo con su experiencia.

Mi gratitud al Dr. Salvador Valtierra Gallardo por su confianza para darme la oportunidad de estudiar un doctorado y su apoyo brindado durante mis inicios en la vida laboral.

A mis compañeros del departamento de Investigación y Desarrollo en Nemark Monterrey, Aldo Sáenz, Andrés Rodríguez, Fernando Morales, Jorge Arredondo, Juan Pablo Velázquez, Lázaro Vázquez, Luis Gerardo García, Miguel Ramírez, Pablo de la Garza, a todos los practicantes, tesistas y demás personas con quienes he coincidido en el área. Gracias por su amistad, apoyo y consejo a lo largo de todos estos años y especialmente por hacer más ameno el día a día laboral.

# TABLA DE CONTENIDO

	<b>Página</b>
<b>Dedicatoria</b> .....	ii
<b>Agradecimientos</b> .....	iii
<b>Resumen</b> .....	1
<b>Capítulo 1</b>	
<b>Introducción</b>	
1.1 Antecedentes .....	2
1.2 Objetivo .....	6
1.3 Justificación .....	7
1.4 Hipótesis .....	7
1.5 Metodología .....	8
1.6 Tribología .....	9
1.7 Mecanismos de desgaste .....	11
<b>Capítulo 2</b>	
<b>Condiciones de operación y desgaste en moldes</b>	
2.1 Introducción .....	15
2.2 Descripción del problema de desgaste en moldes .....	16
2.3 Condiciones de operación de los moldes .....	20
2.4 Operaciones de mantenimiento de moldes .....	25
2.5 Recubrimientos y tratamientos superficiales .....	27
<b>Capítulo 3</b>	
<b>Dispositivos para ensayos de desgaste por metal líquido</b>	
3.1 Introducción .....	31
3.2 Dispositivos para desgaste por metal líquido .....	32
3.3 Información de estándares y normas .....	44
3.4 Características principales de los dispositivos .....	46

## Capítulo 4

### Procedimiento experimental

4.1 Introducción . . . . .	47
4.2 Determinación del mecanismo de desgaste en los moldes . . . . .	49
4.3 Diseño del dispositivo para ensayos de desgaste . . . . .	58
4.4 Descripción del dispositivo para ensayos de desgaste . . . . .	62
4.5 Validación del dispositivo de desgaste . . . . .	79
4.6 Diseño de los ensayos de desgaste . . . . .	83
4.7 Materiales y condiciones superficiales evaluadas . . . . .	85
4.7.1 Evaluación de microdureza . . . . .	90
4.7.2 Evaluación de masa perdida . . . . .	90
4.7.3 Caracterización de los mecanismos de desgaste . . . . .	91
4.8 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción . . . . .	92

## Capítulo 5

### Resultados

5.1 Introducción . . . . .	93
5.2 Estado inicial de las probetas . . . . .	94
5.3 Tratamiento de oxidación . . . . .	108
5.4 Ensayos de desgaste de las probetas de los materiales sin recubrimiento . . . . .	111
5.5 Ensayos de desgaste de las probetas de acero H13 con recubrimientos y tratamientos superficiales . . . . .	115
5.6 Microdureza después de los ensayos de desgaste . . . . .	118
5.7 Mecanismos de desgaste encontrados en las probetas . . . . .	123
5.7.1 Desgaste en el material A (acero H13) . . . . .	124
5.7.2 Desgaste en el material B (hierro gris) . . . . .	128
5.7.3 Desgaste en el material C . . . . .	133
5.7.4 Desgaste en el acero H13 con el tratamiento superficial de nitruración gaseosa con post-oxidación . . . . .	136
5.7.5 Desgaste en el acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con $Al_2O_3$ . . . . .	139
5.7.6 Desgaste en el acero H13 con la condición de ASPN+PVD . . . . .	141
5.8 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción . . . . .	144

<b>Capítulo 6</b>	
<b>Análisis y discusión de resultados</b>	
6.1 Introducción . . . . .	147
6.2 Evaluación microestructural del estado inicial de las probetas . . . . .	148
6.3 Tratamiento de oxidación . . . . .	150
6.4 Evaluación de microdureza . . . . .	151
6.5 Ensayos de desgaste . . . . .	158
6.6 Disolución química asistida por flujo . . . . .	160
6.7 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción . . . . .	168
6.8 Dispositivo para ensayos de desgaste . . . . .	170
<b>Capítulo 7</b>	
<b>Conclusiones y recomendaciones</b>	
7.1 Introducción . . . . .	172
7.2 Conclusiones . . . . .	173
7.3 Recomendaciones . . . . .	176
7.4 Contribución científica y tecnológica . . . . .	178
<b>Referencias</b> . . . . .	179
<b>Apéndice A</b>	
<b>Registro fotográfico de probetas ensayadas</b> . . . . .	187
<b>Apéndice B</b>	
<b>Análisis del desgaste en probetas ensayadas</b> . . . . .	195
<b>Lista de tablas</b> . . . . .	205
<b>Lista de figuras</b> . . . . .	207
<b>Resumen autobiográfico</b> . . . . .	220
<b>Publicaciones científicas</b> . . . . .	221

# RESUMEN

El vaciado por gravedad en molde semipermanente es de los procesos mayormente utilizados para la producción de cabezas automotrices de aluminio. Debido a la alta afinidad que muestra el aluminio líquido por el hierro contenido en el acero herramienta, normalmente tipo AISI H13, utilizado para la fabricación de los moldes, es común que se presenten problemas severos de desgaste que originan la necesidad de invertir en mantenimientos correctivos y moldes extras de reemplazo, lo cual se traduce en incrementos en los costos de producción y caídas en la productividad. Con el objetivo de incrementar la vida útil de los moldes, este trabajo de investigación presenta el estudio y caracterización del fenómeno de desgaste producido por el aluminio líquido en los moldes. Este mecanismo, aquí descrito como “disolución química asistida por flujo”, se logró relacionar con fenómenos denominados en la literatura como “*soldering*”, “*washout*” y “corrosión asistida por erosión”, asociados más comúnmente a desgaste presentado en moldes para el proceso de HPDC (“*high pressure die casting*”). Adicionalmente, se diseñó y construyó un dispositivo para ensayos tribológicos capaz de reproducir de manera acelerada en probetas el mecanismo de desgaste observado en los moldes. Se evaluaron probetas de diversos materiales, tratamientos superficiales y recubrimientos, entre los cuales se encontraron alternativas que posteriormente fueron implementadas en moldes, logrando incrementar su vida útil hasta en 20 veces más piezas producidas en comparación a cuando se utiliza el acero H13.

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN

### 1.1 Antecedentes

La mayoría del aluminio que es suministrado a la industria del automóvil es utilizado para la fabricación de componentes del tren motriz. En promedio, el tren motriz de los autos producidos en Europa contiene cerca de 80 kg de aluminio, lo cual corresponde aproximadamente a entre el 55 y 60 % del total de aluminio en estos automóviles. Para autos producidos en Norte América esta proporción sube a entre el 65 y 70 %. De estos componentes del tren motriz fabricados con aleaciones de aluminio, un 80 a 85 % son producidos por algún proceso de fundición. Entre estos productos están las cabezas y monobloques automotrices para motores de combustión interna [1].

El crecimiento significativo en la utilización de las aleaciones de aluminio en componentes para los motores de combustión interna, fue principalmente a expensas de la sustitución del hierro fundido, gracias a que el aluminio es un material más ligero y con mejor conductividad térmica. De esta misma manera, en un futuro se espera que el aluminio pueda ser sustituido en algunas de estas aplicaciones por materiales más ligeros, como por ejemplo plásticos de alto desempeño y aleaciones de magnesio. Adicionalmente, la evolución paulatina del automóvil hacia los vehículos 100 % eléctricos, causará una disminución gradual en la demanda de cabezas y monobloques. Sin embargo, estos cambios

se vislumbran a mediano y largo plazo, por lo que el motor de combustión interna continuará siendo utilizado en el futuro cercano por los autos convencionales e híbridos. Esto incrementa la necesidad de seguir en la búsqueda de motores de gasolina y diésel más eficientes, para satisfacer la creciente normativa ambiental que demanda la reducción de emisiones en los automóviles [1]. Una estrategia importante para conseguir lo anterior, es mejorar los diseños actuales de las cabezas y los monobloques de aluminio, buscando hacerlos más ligeros sin sacrificar la potencia entregada, y al mismo tiempo desarrollar los procesos de vaciado que permitan fabricar estos diseños con una alta calidad y productividad.

Existen varios procesos de manufactura para producir las cabezas automotrices de aluminio, cada uno con sus ventajas y desventajas, pero el proceso más ampliamente usado es el vaciado por gravedad en molde semipermanente, en el cual se emplean moldes metálicos en combinación con corazones de arena. Estas características le permiten a este proceso ofrecer una alta productividad y la versatilidad de tener productos con geometrías complejas, como chaquetas de agua para enfriamiento, galerías de aceite y ductos de admisión y escape [1]. Aproximadamente el 70 % de las cabezas automotrices de aluminio se fabrican por el proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente [2]. En la Figura 1.1 se muestran imágenes que describen este proceso. La aleación de aluminio ya con su composición química es transferida del horno de fusión al horno de mantenimiento cuya función principal es mantener la temperatura de la aleación y hacer los últimos ajustes mínimos en composición química. De este horno de mantenimiento, la aleación es transportada por medio de una olla de vaciado que entrega el metal líquido al molde por medio de una copa de vaciado. El aluminio líquido fluye a través de los canales de alimentación y llena las cavidades del molde metálico y los corazones de arena que formarán la geometría de la pieza. Este proceso cuenta además con un sistema de alimentación por mazarotas, cuya función es compensar la contracción que experimenta la pieza durante su solidificación alimentando aluminio que todavía se encuentra en estado líquido [3]. En la Figura 1.2 se muestran fotografías de



ejemplos de cabezas automotrices fabricadas con aleaciones de aluminio por medio del proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente.

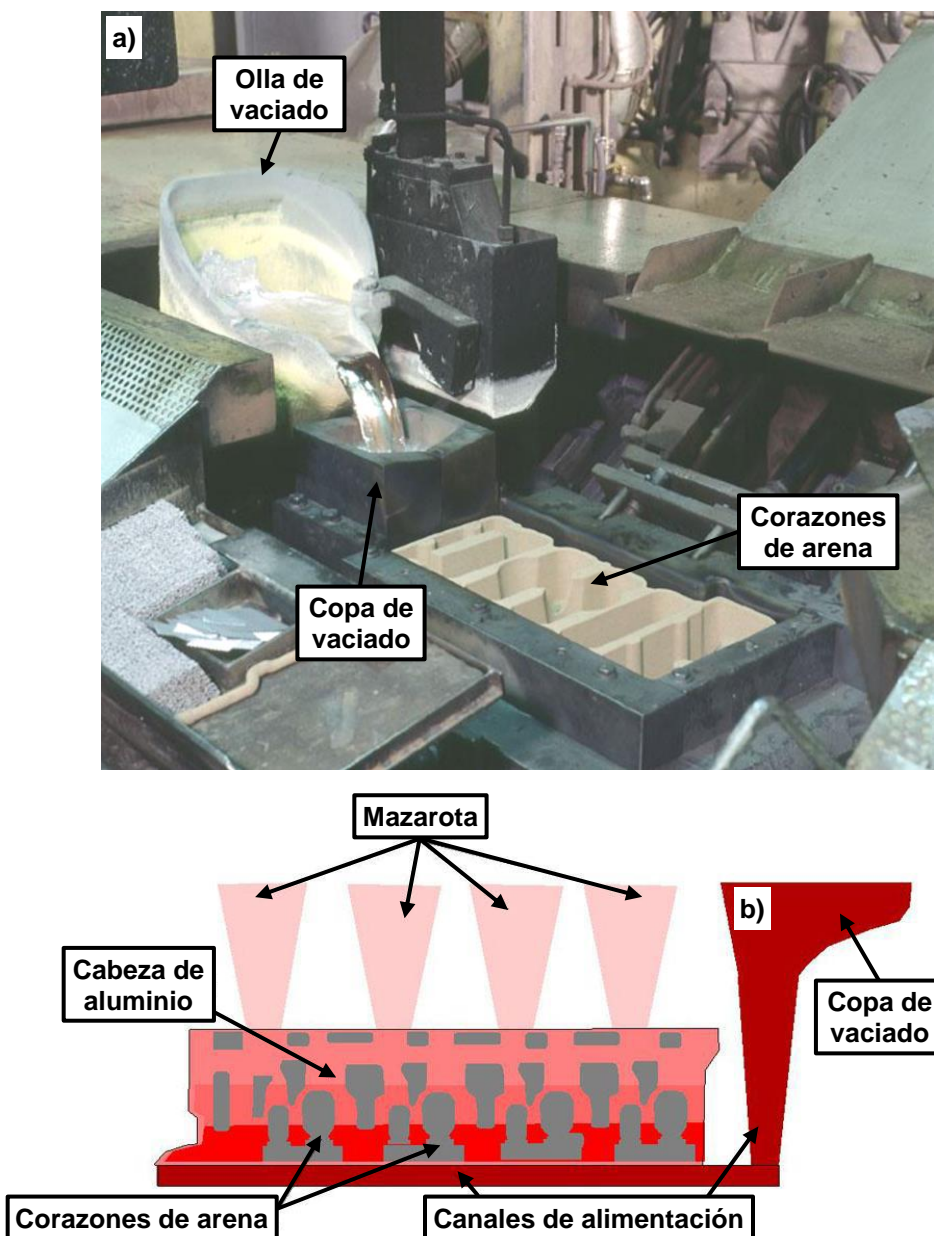


Figura 1.1. Proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente para producción de cabezas automotrices. a) Fotografía del proceso al momento del vaciado. b) Esquema de las zonas principales en el molde semipermanente [2].



Figura 1.2. Fotografías de cabezas automotrices de aluminio producidas por el proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente [1].

Uno de los principales problemas que enfrentan los moldes metálicos utilizados para la manufactura de las cabezas automotrices de aleaciones de aluminio, es la presencia de fenómenos de desgaste que deterioran la geometría del molde. Esto obliga a que se invierta en mantenimientos correctivos para recuperar la figura en los moldes dañados y a contar con moldes extras que sustituyan a los dañados durante su reparación, lo cual significa un incremento en los costos de producción y una disminución en la productividad del proceso por el tiempo perdido durante los cambios de molde. El deterioro que se presenta en los moldes metálicos, es producto de diferentes condiciones severas que experimentan durante el proceso de producción y prácticas de mantenimiento, entre las que están los ciclos de calentamiento y enfriamiento bruscos, procedimientos de limpieza usando herramientas abrasivas, ultrasonido con inmersión en sosa, proyección de arena (*"sand blast"*), además de los esfuerzos cizallantes generados por el flujo del aluminio líquido al llenar el molde y por la contracción presentada durante su solidificación. Aunado a esto, se tiene el inconveniente de la alta afinidad que presenta el aluminio líquido por el hierro [4], elemento de mayor contenido en los moldes metálicos utilizados en este proceso, los cuales se fabrican normalmente con aceros herramienta, serie H de la clasificación AISI (*"American Iron and Steel Institute"*). Uno de los principales

métodos para proteger los moldes de acero del ataque por el aluminio líquido, es el uso de pinturas refractarias para evitar el contacto directo del molde con el metal líquido, sin embargo, la principal desventaja de este método es la dificultad para poder mantener la capa de pintura, ya que ésta se pierde rápidamente durante el proceso de vaciado continuo. Existen otras opciones que se han contemplado para proteger las zonas susceptibles a presentar desgaste en los moldes, como por ejemplo la aplicación de recubrimientos o el uso de insertos intercambiables de materiales alternativos, aunque con resultados no del todo satisfactorios o considerados económicamente inviables.

Una vez planteados los antecedentes del problema de desgaste en los moldes que motivó el presente estudio, a continuación, se describen los principales objetivos trazados, la hipótesis planteada y la metodología que se siguió para generar los resultados y las conclusiones obtenidas. Posteriormente, se incluye información relevante del marco teórico que rodea al problema objeto de estudio, de la cual se partió para desarrollar este trabajo de investigación.

## **1.2 Objetivo**

El objetivo principal de este estudio es: Incrementar en un 100 % la vida útil de los moldes metálicos para el proceso de vaciado por gravedad que se utilizan en la fabricación de cabezas automotrices de aluminio.

En la búsqueda del cumplimiento del objetivo anterior, se trazaron las metas u objetivos secundarios siguientes:

- 1) Realizar la caracterización del mecanismo de desgaste que se presenta en los moldes de acero tipo AISI H13 como consecuencia del contacto con un flujo de aluminio líquido.

- 2) Diseñar y construir un dispositivo para ensayos tribológicos que reproduzca en probetas de laboratorio, las condiciones que causan este desgaste en los moldes.
- 3) Realizar ensayos de desgaste, utilizando el dispositivo tribológico construido, en probetas de acero H13, con diferentes tratamientos superficiales, diferentes recubrimientos y en materiales alternativos.
- 4) Proponer soluciones para ser implementadas en insertos para moldes de producción, con los materiales y recubrimientos que presenten el mejor comportamiento al desgaste en los ensayos tribológicos.

### **1.3 Justificación**

El alto costo invertido por los talleres de herramientas en el mantenimiento de los moldes para recuperar las zonas que se desgastan por el flujo del aluminio líquido, vuelve muy relevante la búsqueda de alternativas que permitan solucionar este problema con un adecuado balance entre costo y beneficio. La necesidad de dar mantenimiento a los moldes, implica además que se tenga que contar con moldes extras de respaldo, lo cual representa costos adicionales y una disminución en la productividad durante los cambios de molde.

### **1.4 Hipótesis**

El desgaste que sufren los moldes de acero H13 utilizados en el proceso de vaciado por gravedad para la fabricación de cabezas automotrices de aluminio, puede ser disminuido mediante la aplicación de tratamientos superficiales, recubrimientos y/o el uso de otros materiales que cuenten con una mayor resistencia al ataque por aluminio líquido.

## 1.5 Metodología

En la búsqueda de alcanzar los objetivos trazados y corroborar la hipótesis planteada en el presente estudio, se decidió aplicar los siguientes pasos como metodología de trabajo:

- 1) Identificar las zonas de los moldes de acero H13 que son más propensas a presentar el desgaste por consecuencia del contacto con el flujo de aluminio líquido durante el proceso de vaciado por gravedad.
- 2) Realizar pruebas en moldes de producción colocando insertos fabricados con acero H13 de las mismas condiciones de los moldes, en las zonas más propensas al desgaste con el fin de conservar la evidencia del mecanismo de deterioro y poder analizarlo.
- 3) Caracterizar el mecanismo de desgaste presentado en los insertos utilizados en las pruebas anteriores, que por consecuencia es el mecanismo de desgaste responsable del deterioro observado en los moldes de acero H13.
- 4) Diseñar un dispositivo para ensayos tribológicos que permita generar a nivel laboratorio las condiciones que experimentan los moldes de acero H13 durante el proceso de vaciado por gravedad y reproducir en probetas el mecanismo de desgaste objeto de estudio.
- 5) Construir el dispositivo para ensayos tribológicos diseñado y realizar su validación para cerciorarse que reproduzca en probetas de acero H13, el mismo fenómeno de desgaste observado en los moldes.
- 6) Desarrollar un procedimiento de ensayo y establecer los parámetros experimentales adecuados, que permitan tener pruebas repetitivas y resultados confiables en el dispositivo tribológico.

- 7) Efectuar una adecuada selección de materiales alternativos al acero H13, tratamientos superficiales y recubrimientos para ser utilizados en la fabricación de probetas de laboratorio para los ensayos de desgaste.
- 8) Ensayar en el dispositivo tribológico las probetas fabricadas de las diferentes condiciones.
- 9) Cuantificar el nivel de desgaste en las probetas ensayadas con el fin de determinar las mejores condiciones de material, tratamiento superficial y recubrimiento.
- 10) Caracterizar el mecanismo de desgaste presentado en las probetas ensayadas de cada condición.
- 11) Fabricar insertos combinando el material y tratamiento superficial o recubrimiento que hayan tenido el mejor desempeño al desgaste en los ensayos con probetas.
- 12) Realizar pruebas en moldes de producción colocando los insertos de la mejor combinación de material y tratamiento superficial o recubrimiento para validar su desempeño bajo condiciones reales de operación.

## 1.6 Tribología

El término “tribología” fue empleado por primera vez en 1966 por un comité británico con el fin de relacionar todos los aspectos referentes a superficies en movimiento, la transmisión y disipación de energía y materiales en sistemas mecánicos. La palabra proviene del griego antiguo “*tribos*” que significa “frotar” [5,6,7]. La norma ASTM G40-02 define tribología como la ciencia y la tecnología relacionadas con la interacción de superficies en movimiento relativo, incluyendo fenómenos como la fricción, la lubricación, el desgaste y la erosión [8].

La fricción puede ser interpretada como un proceso de disipación de energía y el desgaste como un proceso de disipación de masa. La lubricación, por su parte, puede considerarse como un proceso de disminución de la carga entre dos cuerpos sólidos en movimiento relativo mediante el uso de películas de otros materiales (fluidos o sólidos) [5,6,8,9].

La norma ASTM G40-02 define desgaste como el daño a una superficie sólida, usualmente con progresiva pérdida de material, debido al movimiento relativo entre la superficie y una sustancia o sustancias en contacto. En la misma norma, la erosión se define como la pérdida progresiva del material original de una superficie sólida debido a su interacción mecánica con un fluido o el impacto de partículas líquidas o sólidas. [8]. De acuerdo a esta última definición, puede considerarse la erosión como un tipo de desgaste. La norma alemana DIN (*“Deutsches Institut für Normung”*) 50-320 menciona una definición de desgaste muy parecida a la establecida en la norma de la ASTM [6,10]. Algunos autores amplían la definición de desgaste a fenómenos donde no necesariamente existe movimiento relativo a nivel macroscópico, incluyendo procesos como la disolución química y la fusión en las superficies de contacto [11,12,13].

La resistencia al desgaste que presenta un material, no es una propiedad intrínseca del mismo, sino una respuesta al entorno particular en que se encuentra, al cual se le conoce como “sistema tribológico”. Dependiendo las características y parámetros presentes en un sistema tribológico, diferentes tipos de desgaste pueden presentarse e interactuar [6,13,14]. Es difícil predecir de manera precisa el desgaste experimentado por un material, ya que las propiedades que presenta su superficie pueden variar significativamente con respecto a su interior, lo cual es debido a que una superficie normalmente presenta cierto nivel de segregación de elementos, está cubierta por capas de óxido y/o se encuentra deformada, entre otros factores [9,15].

## 1.7 Mecanismos de desgaste

A lo largo de los años distintos autores han presentado diferentes clasificaciones de los procesos de desgaste, buscando describirlos adecuadamente para poder distinguirlos. Sin embargo, se ha encontrado que algunos de los tipos de desgaste mencionados son redundantes o equivalentes, y otros son la combinación uno o más de ellos [6,16]. Una vez considerado lo anterior, se puede reducir la clasificación a cuatro mecanismos básicos o principales por medio de los cuales puede producirse el desgaste, siendo muy diferentes entre sí y teniendo sólo en común que en todos se presenta la remoción de material sólido por medios mecánicos y/o químicos. Estos cuatro mecanismos de desgaste son el adhesivo, abrasivo, fatiga superficial y triboquímico. En la literatura se mencionan además otros mecanismos que son variaciones a los mecanismos principales [6,7,10,11,13,17,18]. A continuación se explican brevemente cada uno de estos mecanismos.

Desgaste adhesivo.- También conocido como desgaste por deslizamiento. Se presenta cuando al interactuar dos superficies sólidas, se generan fuerzas de unión o enlace entre los puntos de contacto ocasionando el intercambio de masa de una superficie hacia la otra o su pérdida [8,13,19,20]. La Figura 1.3 muestra un esquema que ejemplifica cómo sucede este mecanismo de desgaste. Se observa que en los puntos de contacto entre las dos superficies se presentan fuerzas de unión, lo cual provoca una transferencia de masa desde la superficie del material más suave hacia el material más duro. Una de las principales aproximaciones para describir este mecanismo es la teoría desarrollada por J.F. Archard en 1953 [11,18,22].



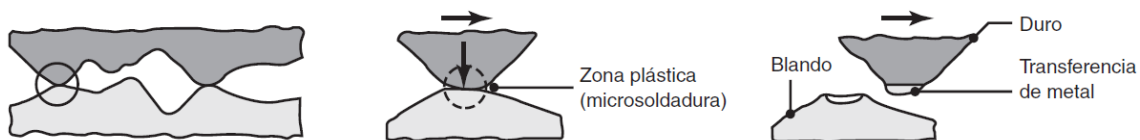


Figura 1.3. Esquema del mecanismo de desgaste por adhesión [23].

Desgaste abrasivo.- Se presenta cuando una superficie sólida recibe la carga de partículas sólidas de igual o mayor dureza provocando un daño por deformación plástica o fractura. Las partículas pueden estar sueltas, embebidas o ser protuberancias de otra superficie [7,8,13,18,19,24]. El esquema de la Figura 1.4 muestra cómo se genera el desgaste por abrasión. En este caso la protuberancia de mayor dureza de una superficie, al deslizarse sobre la otra superficie, genera el daño y posterior desprendimiento de material. Dentro de esta clasificación se incluyen también fenómenos como la erosión por impacto de partículas sólidas, líquidas o por cavitación, ver Figura 1.5 [7,11,16,20].

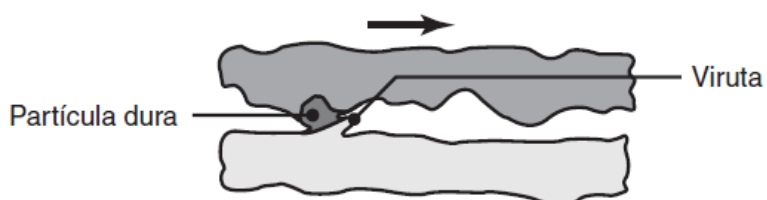


Figura 1.4. Esquema del mecanismo de desgaste por abrasión [23].

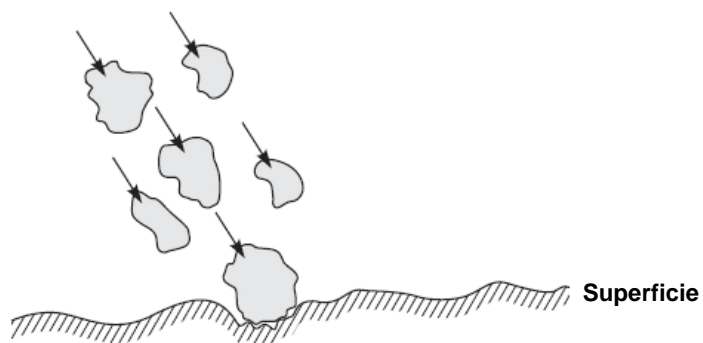


Figura 1.5. Esquema del proceso de erosión por impacto de partículas sólidas sobre una superficie [13].

Desgaste por fatiga superficial.- Este mecanismo de desgaste es provocado por esfuerzos cíclicos sobre la superficie de un material, estos esfuerzos pueden ser generados por cargas mecánicas o variaciones de temperatura. Este tipo de desgaste es controlado por los mecanismos de iniciación de grietas a escala microscópica, crecimiento de grietas y fractura. Es común que se presente en el contacto rotatorio de los rodamientos, ver Figura 1.6 [6,7,11,19].

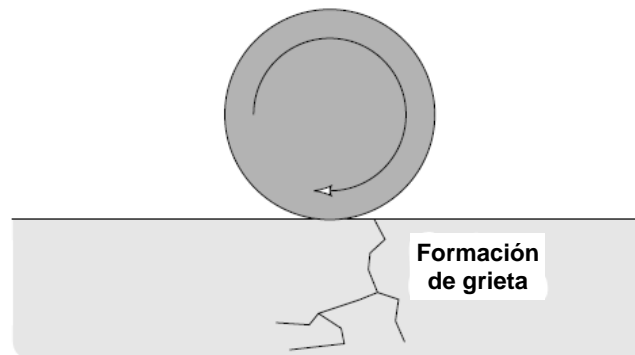


Figura 1.6. Esquema del mecanismo de desgaste por fatiga superficial provocado por movimiento rotativo [7].

Desgaste triboquímico.- Se presenta mediante reacciones químicas o electroquímicas entre las superficies y el ambiente, formando capas de productos de reacción que son posteriormente removidos. Cuando estos productos de reacción dejan nueva superficie expuesta el ciclo se repite. Este proceso se acelera cuando existe movimiento o altas temperaturas. El ambiente corrosivo puede ser generado por un gas o un líquido, incluso un metal fundido [6,11,13,19]. En este mecanismo de desgaste son muy importantes también fenómenos como la difusión y la disolución química. La Figura 1.7 muestra un esquema de cómo actúa este mecanismo de desgaste cuando la capa óxido es removida por el deslizamiento entre dos superficies.

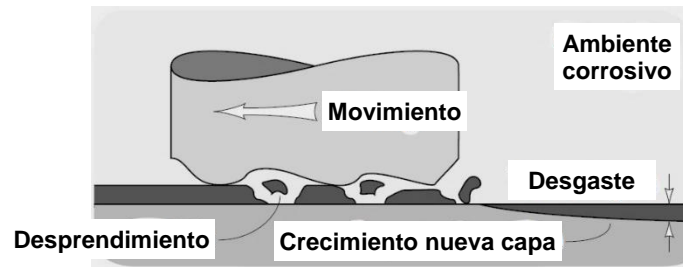


Figura 1.7. Esquema del mecanismo de desgaste por proceso triboquímico [7].

Como se comentó anteriormente, existen otros procesos de desgaste que se consideran como menores y algunos que por su complejidad se tratan por separado en la literatura. Sin embargo, se ha encontrado que en realidad son combinaciones de uno o más de los cuatro mecanismos de desgaste principales mencionados. La norma alemana DIN 50-320 contiene una tabla que, de acuerdo al sistema tribológico, sus componentes y cómo interactúan, menciona cuales de los cuatro mecanismos de desgaste principales pueden actuar [10,21].

# CAPÍTULO 2

## CONDICIONES DE OPERACIÓN Y DESGASTE EN MOLDES

### 2.1 Introducción

Los moldes utilizados para fabricar cabezas de aluminio para motores automotrices son normalmente fabricados con acero tipo AISI H13. Se ha observado que, bajo ciertas condiciones de operación, algunas de las zonas del molde que entran en contacto con las aleaciones de aluminio líquido son propensas a sufrir un alto nivel de desgaste. Ha sido notado que para el proceso de fabricación conocido como vaciado por gravedad en molde semipermanente el problema de desgaste se incrementa cuando se utilizan aleaciones de Al-Si con bajo contenido de hierro (menor a 0.20 % en peso). En este capítulo se describen las condiciones de operación a las que se ven sometidos los moldes de este proceso, las ubicaciones donde se observa el desgaste y las situaciones específicas que se presentan en estas zonas. Las condiciones aquí descritas son las que idealmente se requieren reproducir a nivel laboratorio para desarrollar un ensayo de desgaste que nos permita estudiar este fenómeno de deterioro que se presenta en los moldes.

## 2.2 Descripción del problema de desgaste en moldes

El desgaste es observado de manera recurrente en áreas específicas de los moldes, normalmente en las zonas de los canales para alimentación del metal líquido donde hay cambios bruscos de sección transversal, ver Figura 2.1. Aunque las zonas desgastadas en los moldes no corresponden a lo que forma la figura de las piezas producidas, es importante saber que este problema puede traer como consecuencias cambios en el flujo del aluminio líquido que afecten el tiempo de llenado de molde y puntos de generación de turbulencia, factores que sí repercuten en la calidad del producto. En los canales de entrada del metal líquido se aplican normalmente pinturas refractarias buscando proteger los moldes, ver Figura 2.2, sin embargo, esto sólo ayuda a retardar el desgaste y no a eliminarlo, ya que cuando la pintura se cae el acero H13 del molde finalmente entra en contacto directo con el aluminio líquido.



Figura 2.1. Desgaste observado en moldes para fabricación de cabezas automotrices por el proceso de vaciado por gravedad.



Figura 2.2. Pintura refractaria aplicada en los moldes.

Este tipo de moldes tienen un ritmo de trabajo de entre 7 a 9 piezas vaciadas por hora, es decir una pieza cada 6 a 8 minutos. El ciclo de vaciado puede verse afectado por muchas variables del proceso, entre las que están la temperatura del metal al vaciarse, la temperatura requerida en el molde, el tiempo de enfriamiento del molde, etc. Por su parte, el desgaste en el molde también puede ocasionar demoras en el tiempo del ciclo de vaciado cuando el daño llega a ser tal que las piezas se atorran al momento de la extracción, ocasionando incluso que una línea productiva tenga que detenerse para dar solución al problema. Para evitar este tipo de demoras se ha adoptado como procedimiento estándar el retirar los moldes de la línea de producción después de un determinado número de turnos de operación (siendo sustituido por otro) para revisarlo y darle el mantenimiento preventivo/correctivo que corresponda. Durante este mantenimiento, las áreas que lleguen a presentar un desgaste crítico son recuperadas por procesos de soldadura para darle a la zona la figura correspondiente. Es importante aclarar que además de tratar los problemas relacionados al desgaste, durante el mantenimiento los moldes son sometidos a diferentes procedimientos de limpieza (ultrasonido con inmersión en sosa, “sand

*blast*” o proyección de arena), aplicación de pinturas refractarias en los canales de entrada del metal líquido, verificación de circuitos de enfriamiento, entre otros. Por lo tanto, el mantenimiento de un molde es necesario y se lleva a cabo independientemente de que se presente el desgaste o no. El mantenimiento puede tomar de 1 a 3 turnos operativos del taller de herramientas, lo cual repercute en demoras en la línea productiva durante los cambios de molde y hace indispensable contar con moldes extras de respaldo.

Los turnos operativos que un molde acostumbra usarse de manera continua son entre 12 y 16 antes de recibir su mantenimiento preventivo, a este conjunto de turnos se le conoce como “ciclo de pintura”. Se ha observado que en los moldes de acero H13, cuando la aleación Al-Si utilizada para vaciar tiene contenidos bajos de hierro (menor a 0.20 % en peso), el desgaste aparece incluso antes de cumplir los 16 turnos, lo que puede ocasionar que el molde tenga que ser sustituido para ser reparado. Al incrementar la frecuencia de cambio de molde se crea la necesidad de contar con más moldes de respaldo, aumentan los gastos relacionados a su mantenimiento y se añaden demoras al proceso de vaciado, todo esto con la consecuencia de un decremento en la productividad. Con los cambios en los requerimientos de los clientes y las necesidades del mercado, el uso de estas aleaciones de bajo contenido de hierro es cada vez más frecuente.

Dada la gravedad del problema de desgaste que presenta el acero H13 en contacto con estas aleaciones Al-Si con bajo contenido de hierro, se optó como solución el usar insertos adaptados a las zonas del molde propensas a presentar desgaste crítico, ver Figura 2.3. Cuando estos insertos alcanzan un desgaste crítico son reemplazados por otros en buenas condiciones, agilizando de esta manera la habilitación del molde. Como se mencionó antes, estas zonas críticas tienden a estar en los canales de alimentación y no en donde se forma la figura de la pieza, por lo que sustituir el acero H13 por otro material, que quizá tenga propiedades físicas diferentes, no afectará el modo de solidificación de las piezas producidas ni sus propiedades. De esta manera las cualidades que debía reunir

un material a fin de ser seleccionado para usarse en los insertos son, ya sea contar con una resistencia al desgaste similar al acero H13, pero ser más barato, o bien tener una mayor resistencia al desgaste con un posible incremento en costo del material, cuidando tener un adecuado costo/beneficio. Es importante comentar que además de la resistencia al desgaste, el material seleccionado tiene que ser capaz de resistir los ciclos térmicos a los que estará sometido durante la operación del molde.

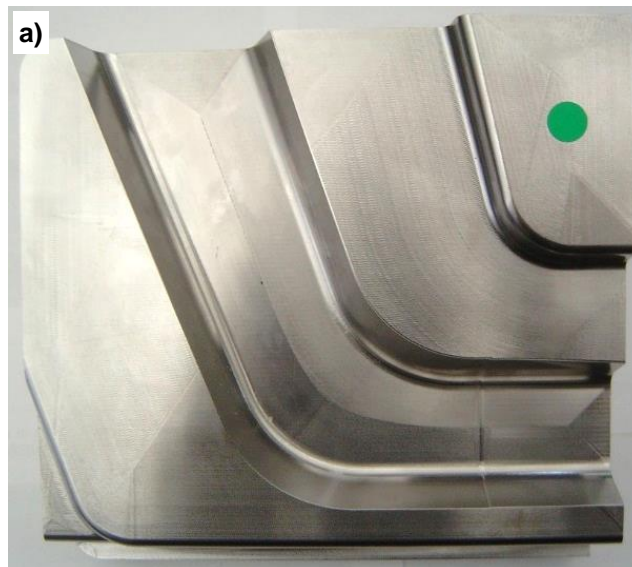


Figura 2.3. a) Inserto para ser colocado en una zona del molde propensa a sufrir desgaste crítico. b) Inserto instalado en el molde.



En general se han empleado como posibles soluciones el uso de insertos de hierro gris, como opción de bajo costo, y el uso de aleaciones con contenido de 90 % en peso o más de tungsteno, la cual es una opción de muy alto costo que ha mostrado la mayor vida útil hasta el momento. Se ha observado que los insertos de hierro gris pueden llegar a durar hasta 112 turnos operativos en buenas condiciones. Por su parte los insertos de tungsteno llegan a durar hasta 2,350 turnos, lo cual representa normalmente el tiempo de vida completo de un molde (aproximadamente 150,000 piezas vaciadas), sin embargo, como se comentó su costo es muy elevado. En la Tabla 2.1 se muestra una comparación de los costos de manufactura de un juego de insertos (para un molde que ocupa tres insertos) dependiendo el material en que se decida fabricarlos y su vida útil esperada de acuerdo a datos reportados por el taller de herramientas [25]. Se muestran los costos en proporción a una unidad monetaria unitaria (UM) utilizando como referencia el precio del acero tipo AISI H13.

Tabla 2.1. Precio de materiales, costo de fabricación de insertos y su vida útil de acuerdo a datos del taller de herramientas [25]. Comparación en base a una unidad monetaria unitaria (UM) en proporción al precio del acero tipo AISI H13.

Material	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Precio (UM/kg)	Juego de insertos		Vida útil reportada (piezas vaciadas)
			Masa (kg)	Costo (UM)	
Acero tipo AISI H13	7.75	1.0	64	290	1,000
Hierro gris	7.20	0.7	59	220	7,200
Aleación 90 % peso tungsteno	17.30	10.5	142	1,900	150,000

### 2.3 Condiciones de operación de los moldes

Existe una gran variedad de moldes para vaciado de cabezas para motores automotrices, con diferentes geometrías, cantidad de canales de alimentación y parámetros de proceso, por lo que además del contenido de hierro en la aleación, existen otros factores que pueden promover que el desgaste se presente más rápido. Para fines de este estudio se decidió enfocarse en moldes usados en el proceso de vaciado de una cabeza en particular, para la cual se usa una aleación

Al-Si tipo A356 (clasificación de acuerdo a “*The Aluminum Association*”) con contenido máximo de hierro de 0.20 % en peso. Los límites de cada elemento establecidos para la composición química nominal de una aleación A356 se muestran en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química nominal de la aleación A356 (clasificación de acuerdo a “*The Aluminum Association*”) [26].

Elemento	Contenido (% en peso)
Si	6.50 – 7.50
Fe	Máximo 0.20
Cu	Máximo 0.20
Mg	0.25 – 0.45
Mn	Máximo 0.10
Ti	Máximo 0.20
Zn	Máximo 0.10
Al	Balance

La aleación se conserva en estado líquido a una temperatura de 740°C en un horno de mantenimiento de donde se toma para producir las piezas. El molde debe estar a una temperatura de entre 120 a 180°C en un punto de control ubicado en la zona que formará las cámaras de combustión para poder vaciar el metal. En este producto el llenado del molde es por sólo un canal de alimentación, ver Figura 2.4a, lo cual hace que sea necesario manejar velocidades de flujo del aluminio líquido más altas que en los productos que utilizan moldes con dos canales de entrada, ver Figura 2.4b. Como consecuencia de esto, los moldes con un sólo canal para alimentación del aluminio líquido son más susceptibles al desgaste en esta zona, lo cual ha sido observado durante el mantenimiento a los moldes en el taller de herramientas [25].

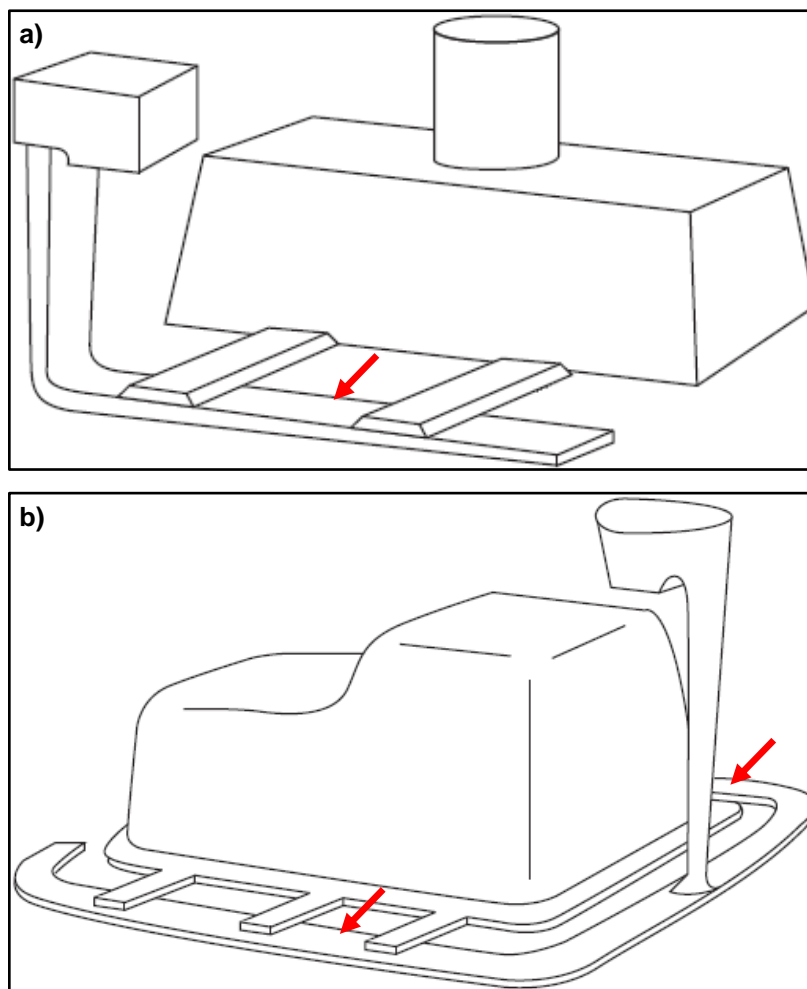


Figura 2.4. a) Ejemplo de llenado de un molde con sólo un canal de alimentación del metal líquido. b) Ejemplo de llenado de un molde con dos canales de alimentación del metal líquido [27]. Se indican con flechas los canales de alimentación.

En los moldes seleccionados para este estudio, se han observado principalmente dos zonas del canal para alimentación del metal líquido que son propensas a presentar desgaste crítico. En estas zonas se ha establecido el uso de insertos, uno de los cuales va colocado en una pared lateral del molde, área conocida como zona de la “copa”. El otro inserto va colocado en el “*drag*” o parte inferior del molde. En la Figura 2.5 se muestran las ubicaciones de ambos insertos en el molde.



Figura 2.5. Insertos usados en el molde seleccionado para estudio. a) Inserto de la zona del “drag”. b) Inserto de la zona de la “copa”.

Para saber las condiciones precisas de temperatura y velocidad de flujo de aluminio líquido que experimentan estas zonas propensas al desgaste durante el llenado, se hicieron simulaciones del vaciado con sensores virtuales de temperatura y velocidad colocados en algunos puntos. En la Figura 2.6 se pueden ver los resultados de esta simulación, donde se observa que en esta zona el aluminio llega a una temperatura de aproximadamente 710°C, mientras que el molde cerca de su superficie alcanza una temperatura de entre 290 y 330°C al finalizar el llenado, para posteriormente estabilizarse.

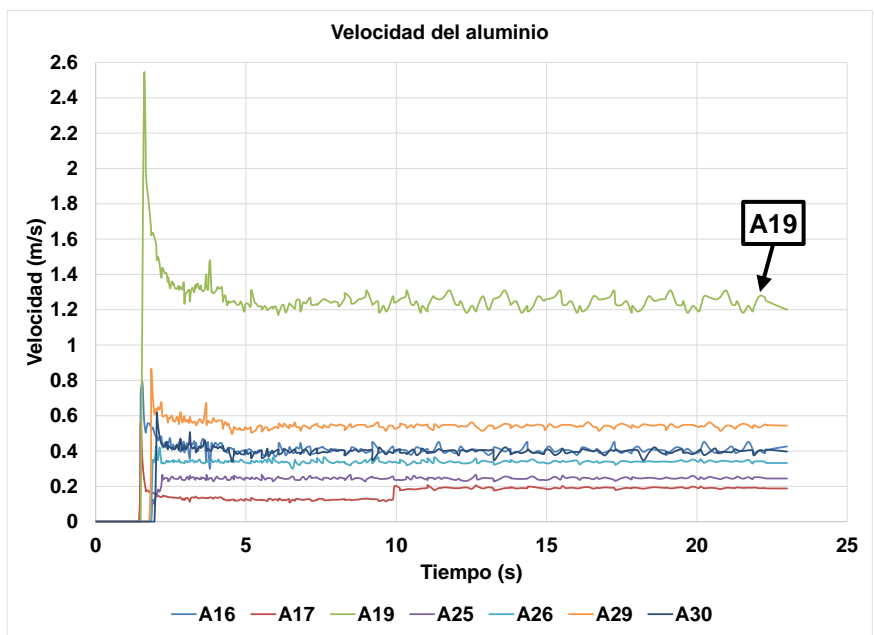
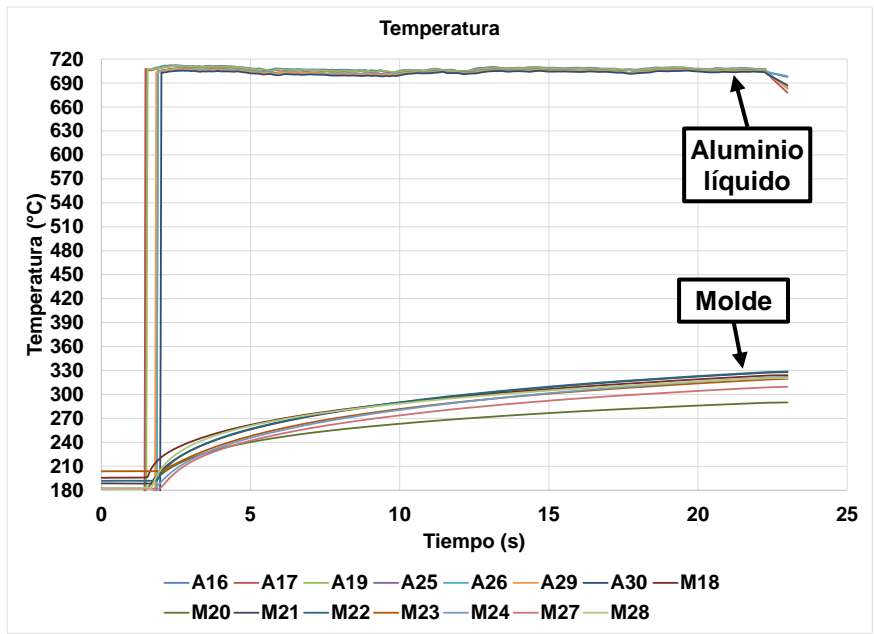
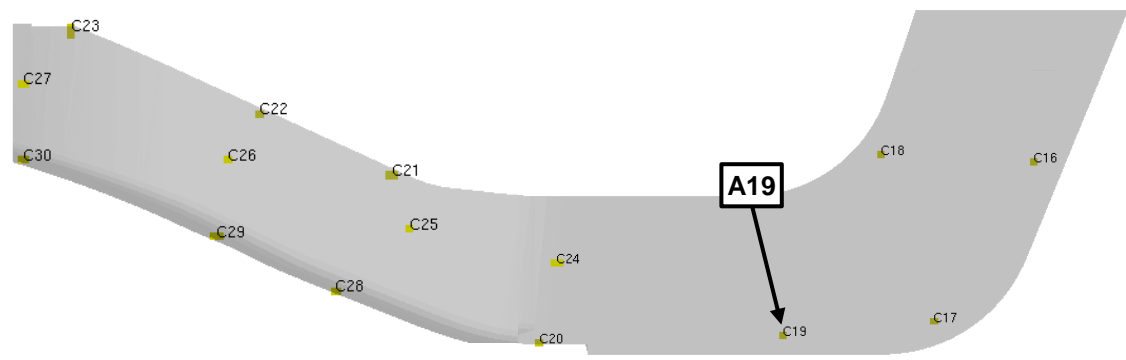


Figura 2.6. Temperatura y velocidad en el canal de alimentación del molde.

Por su parte, en la Figura 2.6, las velocidades de flujo de aluminio líquido muestran una variación importante, especialmente en el punto identificado como A19, donde se observa que la velocidad alcanza los valores más altos y se estabiliza alrededor de 1.2 m/s, mientras que en los otros puntos se estabiliza en valores por debajo de 0.6 m/s. Se considera que estos valores altos de velocidad de flujo son debido a turbulencia durante el llenado. Mientras la pieza solidifica y está lista para ser extraída, el molde es enfriado mediante el circuito de enfriamiento con tuberías por donde circula agua buscando que alcance la temperatura requerida para vaciar la siguiente pieza e iniciar de nuevo el ciclo. De esta manera el molde durante la operación está sometido a ciclos repetitivos de calentamiento y enfriamiento, flujo de aluminio líquido y la contracción del aluminio durante su solidificación.

Otras situaciones adversas a las que se puede someter un molde durante su operación son, por ejemplo, la utilización de quemadores atmosféricos para su precalentamiento en los arranques de la operación y el uso de aire a presión y herramientas como cepillos y lijas abrasivas con fines de limpieza. Todas estas prácticas y procedimientos aplicados en la operación del molde contribuyen al desgaste el mismo.

## **2.4 Operaciones de mantenimiento de moldes**

Cuando un molde cumple en la operación de 12 a 16 turnos que corresponden a su “ciclo de pintura”, es enviado al taller de herramientas para mantenimiento preventivo. Aquí es sometido a una serie de procedimientos entre los que están la limpieza por ultrasonido con inmersión en sosa, proyección de arena, eliminación de residuos con herramientas (cepillos, lijas, punzones, esmeriles, entre otras) y la aplicación de pinturas refractarias. Si la figura del molde sufrió desgaste pueden requerirse también mantenimientos correctivos mediante aplicación de soldaduras y maquinado. Estas prácticas de mantenimiento

preventivo si bien son necesarias para llevar el molde de nuevo a sus condiciones óptimas para vaciar, también pueden contribuir al deterioro de la superficie del molde. Por ejemplo, si se tienen insertos con algún tratamiento superficial o recubrimiento, el uso de la proyección de arena y herramientas de limpieza como cepillos, lijas y esmeriles para remover el aluminio pegado y los residuos de pintura, pueden dañar la capa superficial y dejar desprotegido el material base. En el caso de aplicación de soldaduras la zona afectada por el calor sufrirá un cambio en propiedades como consecuencia del calentamiento, lo cual repercute en la resistencia al desgaste del material base; se ha observado que una zona reparada por soldadura se desgasta más rápido que en su condición original.

Otro factor importante que afecta la superficie del molde es el procedimiento que se sigue para la aplicación de las pinturas refractarias, ya que se requiere calentar el molde. La práctica utilizada consiste en introducir los moldes en hornos que se encuentran alrededor de 450°C durante un tiempo de 1.5 a 2 horas, ver Figura 2.7. Posteriormente, se extraen los moldes del horno y se les aplica la pintura refractaria cuando su superficie se encuentre a una temperatura de entre 230 y 240°C. Es importante considerar que este calentamiento puede repercutir en la condición superficial del molde, como por ejemplo en el espesor de la capa de óxido en el material del molde y de los insertos.

Todas estas operaciones de mantenimiento tienen como propósito principal reducir las posibilidades de que el molde presente problemas mientras se encuentre montado en la línea de producción, ya que cualquier situación que genere demoras afecta en la productividad. Sin embargo, como ya se comentó, algunas prácticas de mantenimiento pueden llegar a ser perjudiciales para la superficie del molde y favorecer indirectamente el desgaste. Este problema es el que se analiza en este trabajo de investigación, con el propósito de buscar soluciones que permitan minimizar o retardar el fenómeno de desgaste a pesar de las condiciones adversas que enfrentan los moldes durante la operación.



Figura 2.7. Molde de acero H13 dentro de horno de precalentamiento previo a la aplicación de pintura refractaria.

## 2.5 Recubrimientos y tratamientos superficiales

Como se comentó anteriormente, la aplicación de recubrimientos superficiales en ciertas áreas de los moldes o insertos, se ha usado como estrategia para alargar su vida útil. Siendo uno de los objetivos de este trabajo de investigación el encontrar alternativas para proteger los moldes del desgaste, a continuación se hace una breve explicación de las técnicas para tratamientos superficiales y recubrimientos que se usaron en este estudio.

Nitruración gaseosa.- Es un tratamiento termoquímico aplicado a los aceros para su endurecimiento superficial mediante la formación nitruros (de hierro,



aluminio, cromo y molibdeno) en su capa exterior, lo cual se consigue exponiendo el material a una atmosfera rica en gas amoniaco a temperaturas de entre 495 y 565°C. La capa formada consta de dos zonas, una zona exterior donde se encuentran mayormente los nitruros de hierro, la cual se conoce como “capa blanca”, y otra zona interior donde precipitan únicamente nitruros aleados. El espesor y morfología de la capa endurecida dependerá del tiempo de exposición y la difusión del nitrógeno hacia el interior [28,29].

Nitruración iónica con pantalla activa.- Conocido también como ASPN por sus siglas en inglés, “*active screen plasma nitriding*”. La nitruración por plasma o iónica es un proceso alternativo a los métodos tradicionales como los son la nitruración gaseosa o la nitruración en baño de sales fundidas. Entre sus ventajas principales están la reducción en el tiempo de proceso, menor energía consumida y mejor control de la microestructura de la capa endurecida [30]. Consiste en colocar las muestras a nitrurar dentro de la cámara de un horno con una atmosfera controlada de gases. Posteriormente se aplica una diferencia de potencial entre las paredes del horno y una pantalla metálica que rodea las muestras [31]. La Figura 2.8 muestra un esquema de este proceso de nitruración.

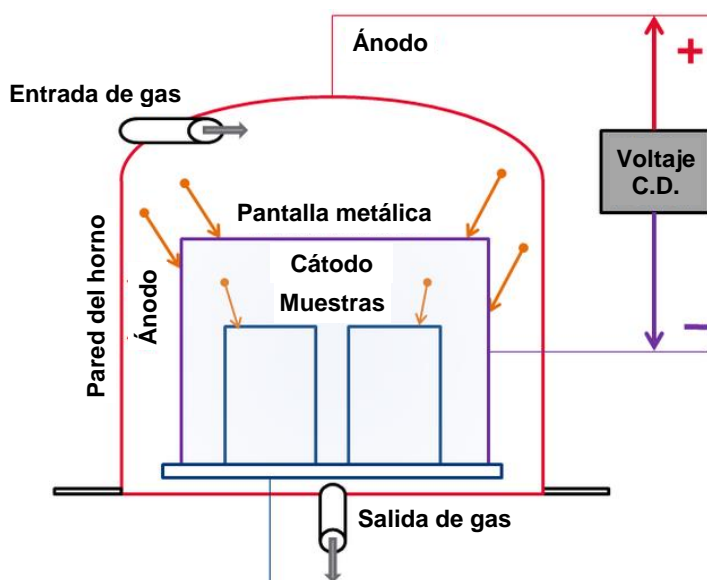


Figura 2.8. Esquema del proceso de nitruración por el método de ASPN [32].

Proyección térmica.- También conocido como “rociado térmico” o en inglés “*thermal spraying*” [19]. Es una técnica que engloba una serie de procesos en los que recubrimientos de diversos metales, aleaciones, carburos, cerámicos y polímeros, se aplican a superficies metálicas mediante una pistola de rociado con un flujo calentado por medio de una flama de oxiacetileno, un arco eléctrico o un arco de plasma. El material del recubrimiento puede estar en forma de alambre, varilla o polvo, y cuando sus gotas o partículas se rocían e impactan la muestra a recubrir, se solidifican y unen a la superficie formando capas. Las velocidades de estas partículas oscilan aproximadamente entre los 150 y 1,000 m/s y la temperatura en el intervalo de los 3,000 a los 8,000°C. Las capas formadas pueden tener una porosidad hasta del 20 %, a causa del aire atrapado y el óxido promovido por las altas temperaturas. Existe también una variante de este proceso donde las partículas rociadas están a menor temperatura y no se funden, al cual se le conoce como “rociado en frío” [23]. La Figura 2.9 muestra un ejemplo de la proyección térmica por arco de plasma.

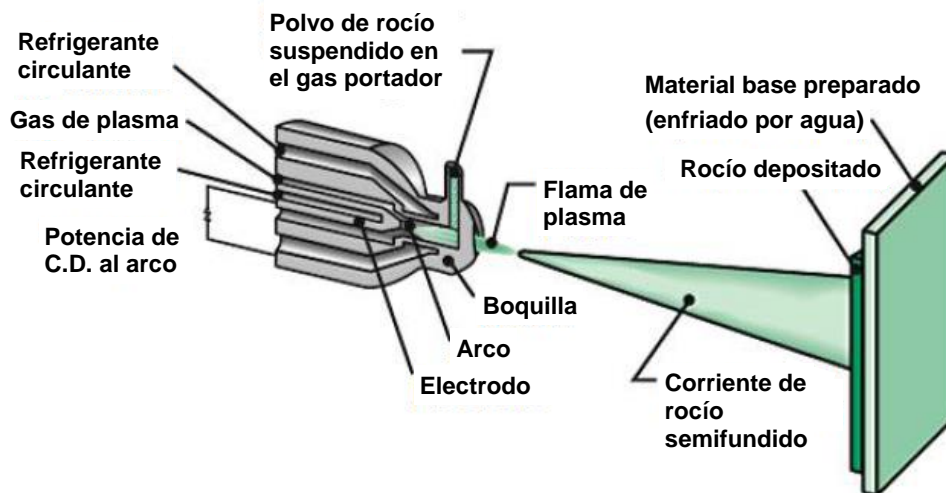


Figura 2.9. Representación esquemática del proceso de proyección térmica por arco de plasma [19].

Deposición de vapor.- La deposición de vapor es un proceso en el que el sustrato o material a recubrir se somete a reacciones químicas mediante gases que contienen compuestos químicos del material a depositar. Los materiales

depositados pueden ser metales, aleaciones, carburos, nitruros, boruros, cerámicos u óxidos. Existen dos variantes principales de este proceso, la deposición física de vapor y la deposición química de vapor, conocidos también como PVD y CVD por sus siglas en inglés (“*physical vapor deposition*” y “*chemical vapor deposition*” respectivamente). La técnica de PVD se realiza al alto vacío y a temperatura de entre 200 y 500°C (ver Figura 2.10), en este proceso las partículas a depositar se transportan físicamente a la pieza a recubrir, no mediante reacciones químicas como es el caso de CVD [19,23].

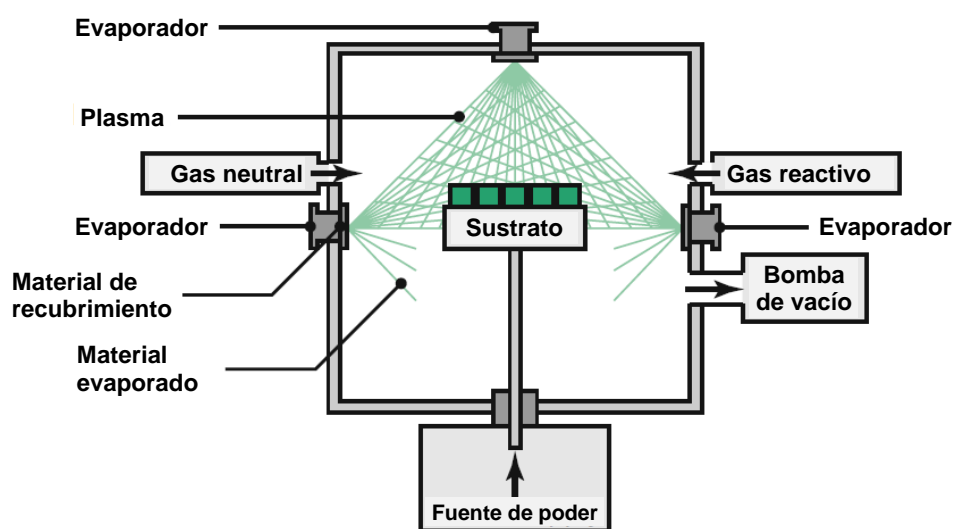


Figura 2.10. Esquema del proceso de deposición física de vapor (PVD) [19].

# CAPÍTULO 3

## DISPOSITIVOS PARA ENSAYOS DE DESGASTE POR METAL LÍQUIDO

### 3.1 Introducción

Ya que existen diferentes tipos de desgaste, también se han construido una gran variedad de clases de dispositivos con el fin de estudiarlos. Este capítulo se enfoca en describir métodos y aparatos desarrollados para ensayos de desgaste que han buscado reproducir en probetas de laboratorio el deterioro que se presenta en moldes de acero cuando entran en contacto con aluminio líquido. La mayoría de estos métodos se crearon para estudiar los problemas de desgaste que se presentan en el proceso de fabricación de piezas conocido como HPDC (*“high pressure die casting”*), donde se inyecta a alta presión el aluminio líquido dentro del molde. Típicamente este proceso maneja temperaturas del aluminio entre 600 y 715°C [33] y altas velocidades de flujo de entrada en los canales de alimentación de entre 50 y 100 m/s [34].

Algunos de los métodos de prueba que se describen en este capítulo consisten simplemente en colocar las probetas de ensayo justo en los canales de alimentación del aluminio líquido en moldes colocados en máquinas de HPDC productivas [33,34,35,36]. Hay otros métodos que usan algún tipo de montaje o

dispositivo para sumergir muestras de laboratorio en un horno con metal líquido de una línea productiva. Por último, hay estudios donde se han desarrollado dispositivos más complejos que cuentan con su propio depósito para metal líquido y especialmente diseñados para ensayar probetas bajo diferentes condiciones que permiten reproducir distintos escenarios de operación y realizar pruebas aceleradas.

### 3.2 Dispositivos para desgaste por metal líquido

A continuación se presentan en orden cronológico algunos de los métodos y dispositivos utilizados anteriormente por otros investigadores con el objetivo de realizar ensayos de desgaste por metal líquido. Los métodos y aparatos aquí descritos sirvieron como referencia para el diseño del dispositivo de desgaste fabricado para fines de este trabajo de investigación.

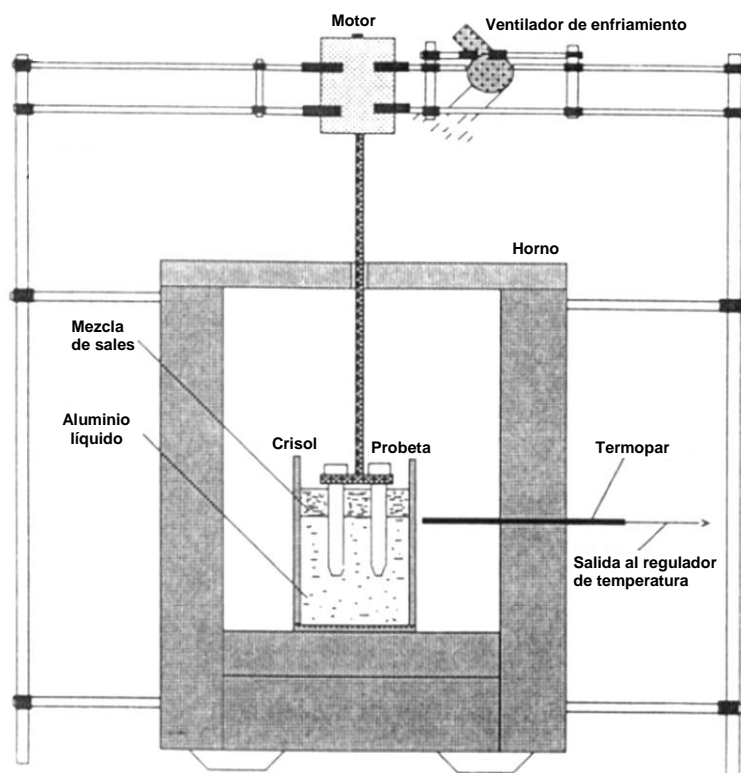


Figura 3.1. Dispositivo de desgaste desarrollado por M. Yu y colaboradores [37].

M. Yu y colaboradores diseñaron el dispositivo mostrado en la Figura 3.1 donde probetas de acero H13 de 9.525 mm de diámetro y 76.2 mm de largo colocadas en un disco conectado a un motor se sumergen en 1.5 kg de una aleación de aluminio en estado líquido. En sus ensayos las probetas se mantuvieron sumergidas ya sea estáticas o activando el motor para agitarlas dentro del aluminio líquido [37].

Y. Wang construyó un dispositivo donde las muestras de acero se sumergen de manera alternada en aluminio líquido y agua. Con esto buscaron reproducir tanto el efecto corrosivo del aluminio líquido como la fatiga térmica provocada por el enfriamiento brusco cíclico en el agua, ver Figura 3.2. Esto último es un factor muy importante especialmente en el proceso de HPDC, en el cual entre cada pieza producida el molde es enfriado atomizándolo con un líquido refrigerante/lubricante, lo cual ocasiona que muchos moldes fallen por agrietamiento superficial provocado por fatiga térmica (*“heat checking”*). En este trabajo no se especifica el tamaño de las muestras ni la masa de metal líquido utilizados [38].

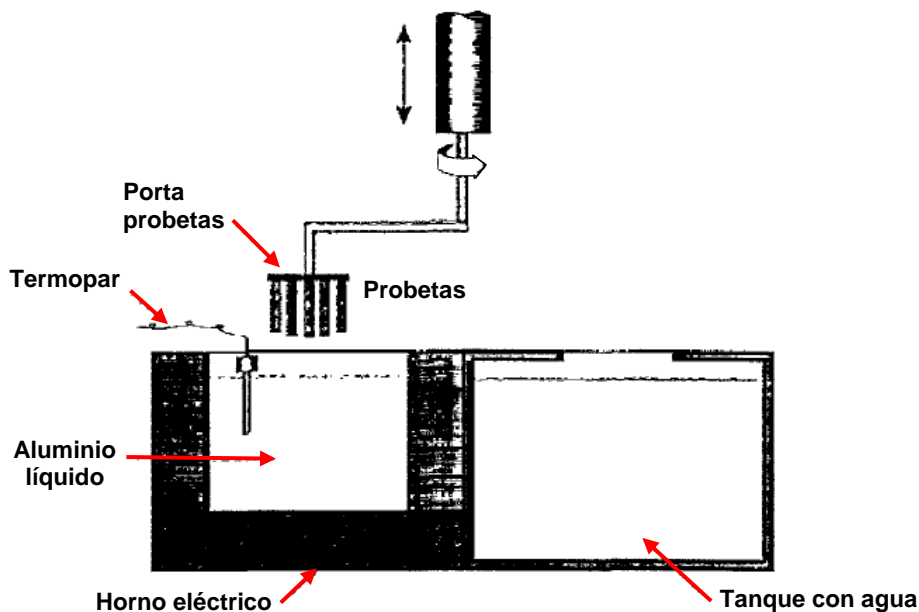


Figura 3.2. Dispositivo para ensayos de desgaste y fatiga térmica desarrollado por Y. Wang [38].

K. Bouché y colaboradores construyeron un dispositivo para ensayos con inmersión estática dentro de una cámara en vacío, ver Figura 3.3. Muestras de acero muy pequeñas (35 x 5 x 3 mm) se sumergieron en un crisol que contenía sólo 10 gramos de aluminio fundido. Al final de la prueba se hacía entrar a la cámara un gas de enfriamiento para solidificar el aluminio quedando embebida la muestra [39].

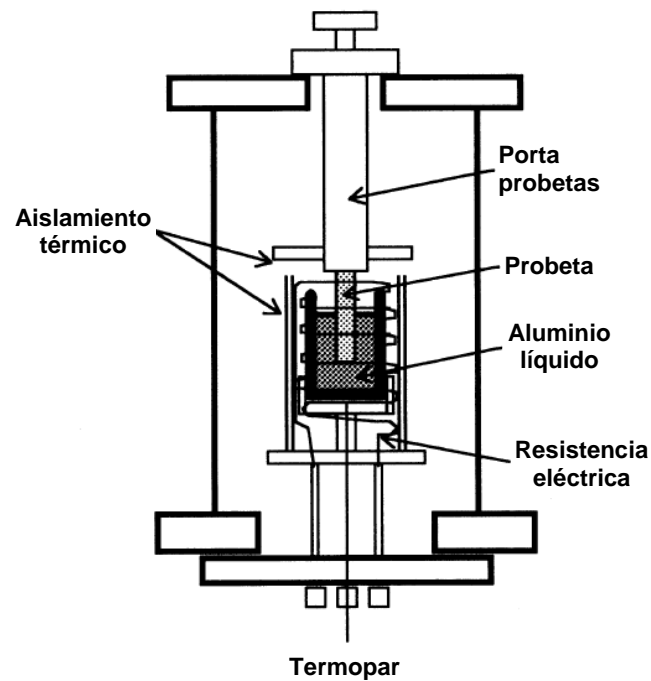


Figura 3.3. Dispositivo para ensayos con inmersión y cámara de vacío desarrollado por K. Bouché y colaboradores [39].

Q. Han y colaboradores hicieron pruebas similares a las del dispositivo anterior, pero sin la cámara de vacío y utilizando mayor volumen de probeta (12 mm de diámetro y 25 mm de longitud) y masa de aluminio fundido, ver Figura 3.4 [40]. K.A. Nazari y colaboradores usaron un dispositivo muy parecido, pero con una probeta de 12.5 mm y 50 mm de longitud, ver Figura 3.5 [41]. Ambos arreglos tienen la característica de que las probetas se sumergían totalmente en el metal líquido.

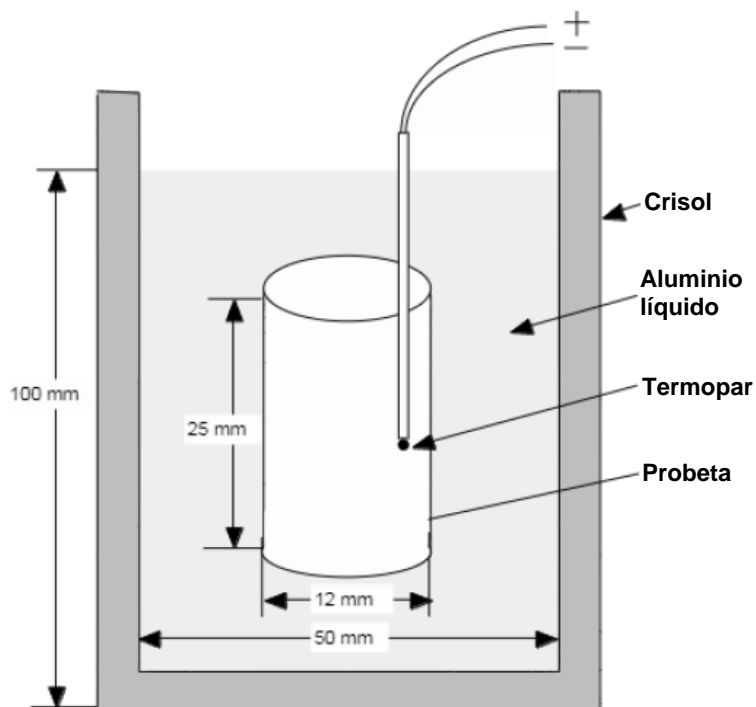


Figura 3.4. Dispositivo para ensayos con inmersión desarrollado por Q. Han y colaboradores [40].

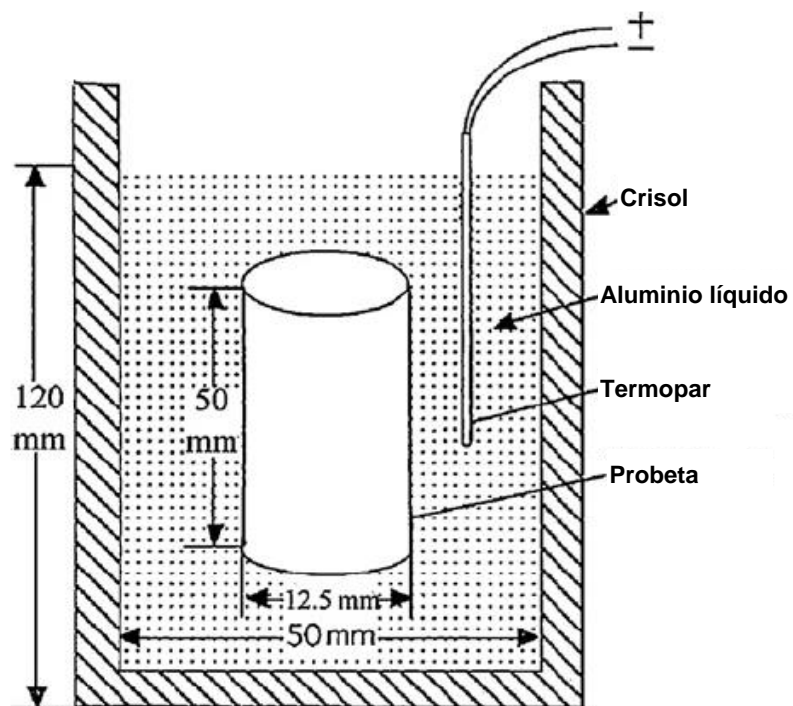


Figura 3.5. Dispositivo para ensayos con inmersión de K.A. Nazari [41].



S. Shankar y D. Apelian desarrollaron una prueba donde utilizaban una masa de aleación de aluminio en estado líquido mucho mayor que en los dispositivos anteriores, ellos usaron aproximadamente 90.7 kg. No especifican el tamaño de las probetas, pero mencionan una distancia sumergida de 76.2 mm. Las probetas se colocaban en un disco conectado a un motor que las hacía rotar a 5,000 rpm agitando el metal líquido, ver Figura 3.6 [42].

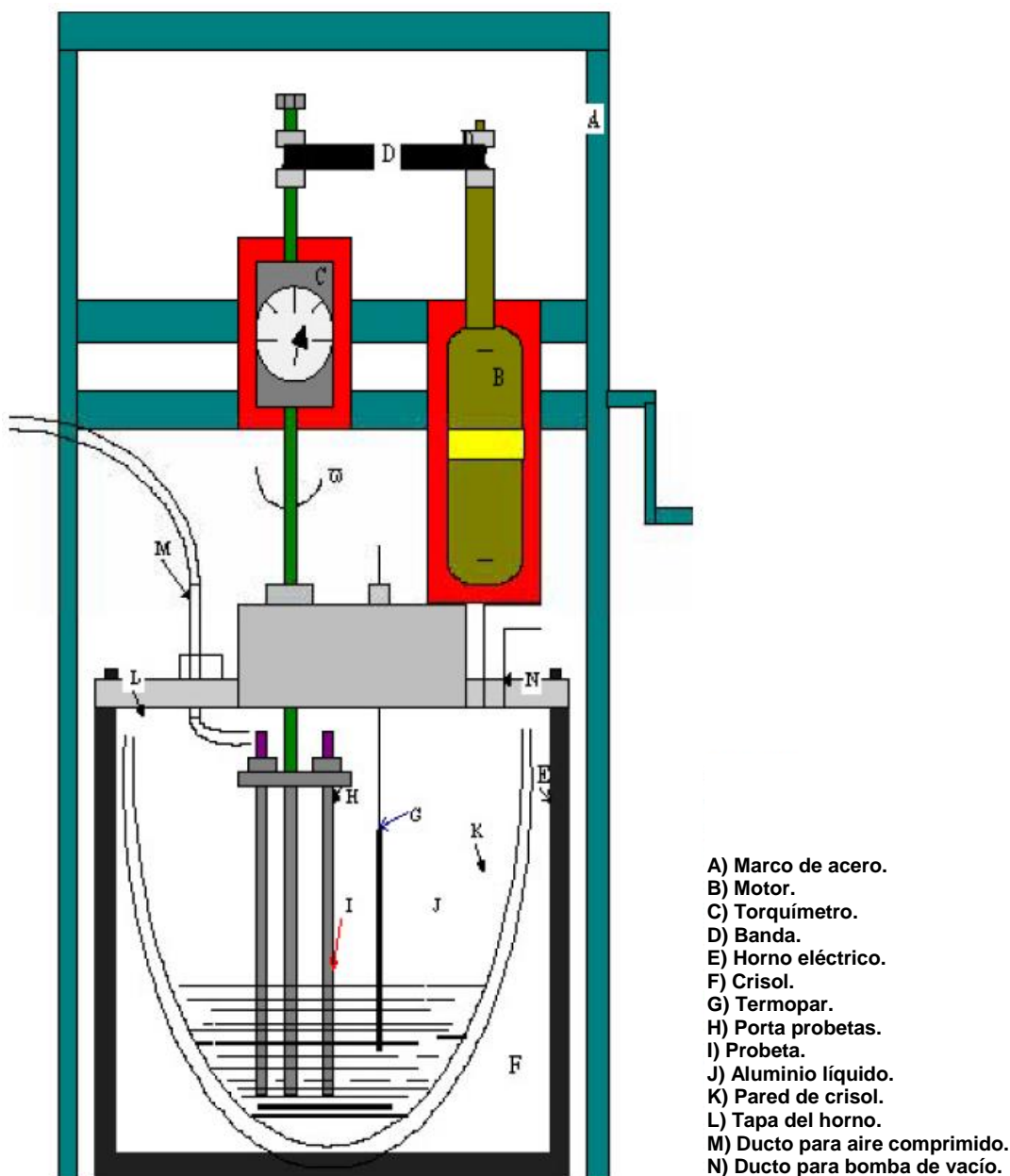


Figura 3.6. Dispositivo diseñado por S. Shankar y D. Apelian [42].

M. Yan y Z. Fan construyeron un dispositivo donde una probeta cilíndrica giraba sobre su propio eje, fue el primero con esta característica encontrado en la literatura, la velocidad de rotación la podían variar entre 50 y 1,000 rpm, ver Figura 3.7. Usaron probetas de 10 mm de diámetro y 100 mm de longitud, no se especifica la distancia sumergida ni la masa de aleación de aluminio en estado líquido utilizada [43].

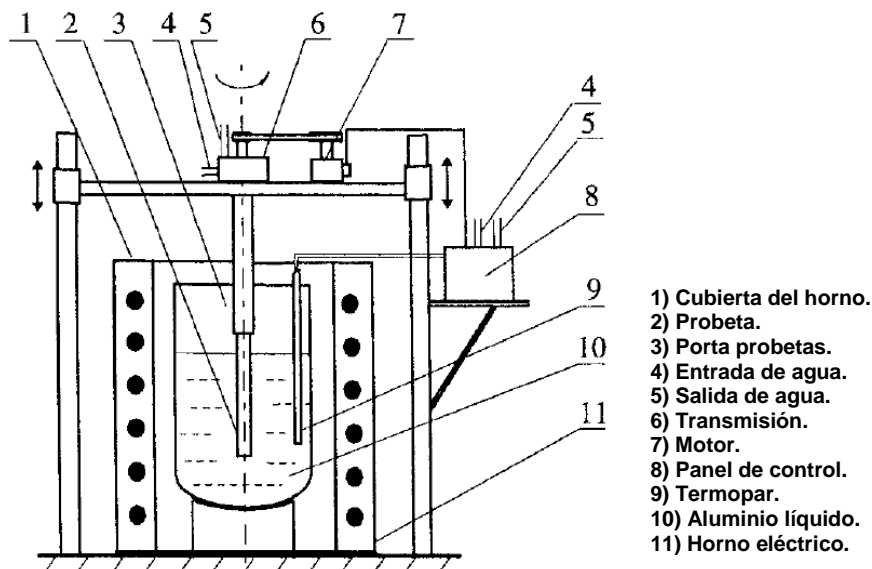


Figura 3.7. Dispositivo desarrollado por M. Yan y Z. Fan con probeta que gira sobre su propio eje [43].

A. Persson y sus colaboradores desarrollaron un dispositivo con una característica no vista en los mencionados anteriormente, donde las probetas permanecían estáticas y el metal líquido se agitaba mediante una placa cerámica sumergida conectada a un motor, ver Figura 3.8. Las probetas eran cilindros de 13 mm de diámetro, 90 mm de longitud y punta redondeada con 6.5 mm de radio. No especifican la masa de metal líquido utilizado ni la distancia sumergida de la probeta [44].

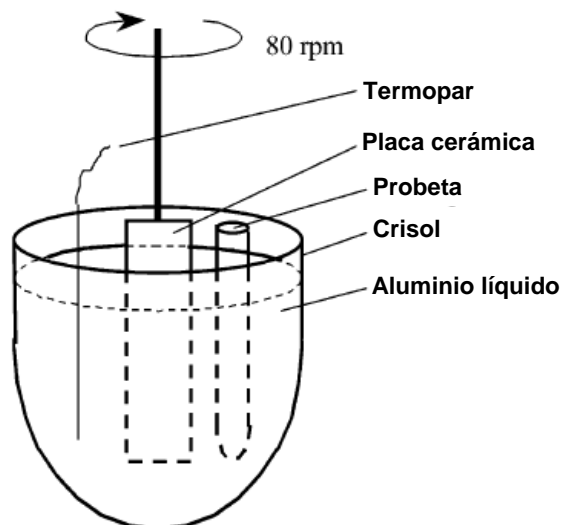


Figura 3.8. Esquema del dispositivo de desgaste utilizado por A. Persson y colaboradores [44].

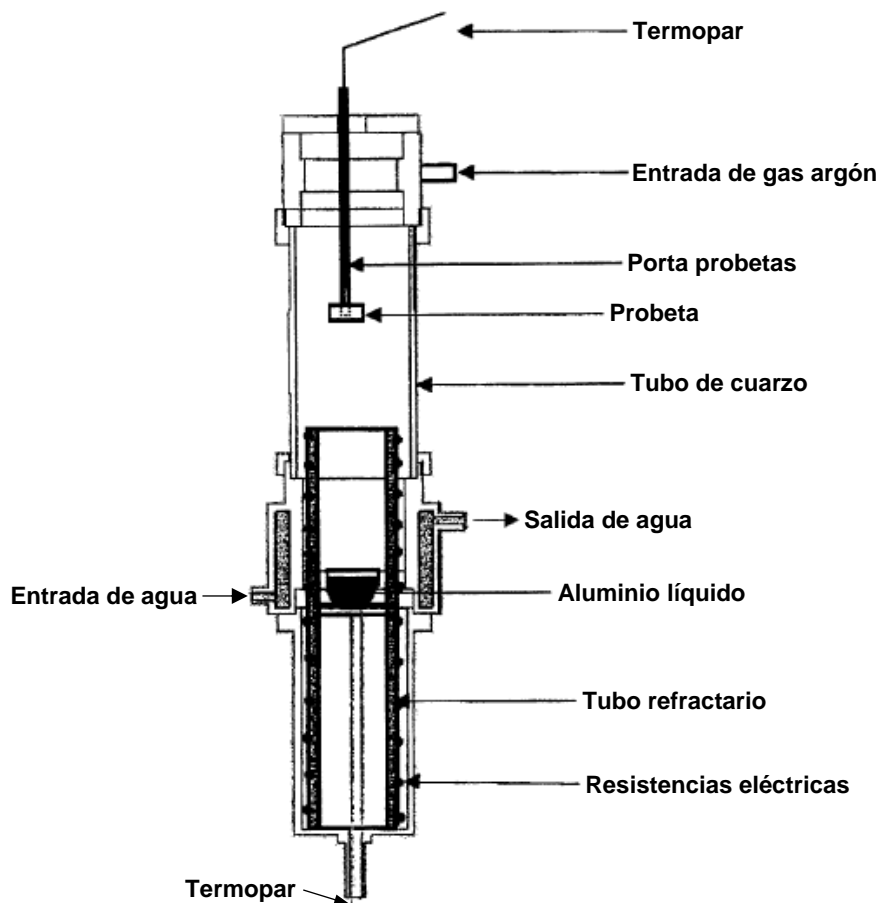


Figura 3.9. Dispositivo con atmósfera controlada de argón construido por A. Bouayad y colaboradores [45].

A. Bouayad y colaboradores también construyeron un dispositivo con inmersión estática, pero dentro de una cámara con atmósfera controlada de argón, ver Figura 3.9. Las probetas que utilizaron fueron más pequeñas que en los trabajos anteriores, siendo de 8 mm de diámetro y 7 mm de altura, las cuales se sumergían en una masa de 17 gramos de aluminio líquido [45].

D. Ugues y sus colaboradores desarrollaron un dispositivo que al igual que el de la Figura 3.2 estaba más enfocado a reproducir la fatiga térmica derivada de los ciclos de calentamiento y enfriamiento en el proceso de HPDC. La principal diferencia es que este aparato contaba con dos brazos, los cuales permitían que mientras un par de probetas se sumergían en el baño con metal líquido al mismo tiempo otro par estaba siendo sumergido en el baño con agua, alternando cíclicamente las inmersiones entre cada baño para provocar los ciclos de calentamiento y enfriamiento, ver Figura 3.10. Utilizaron probetas de 70 x 10 x 7 mm, no se especifica la masa de metal líquido. Una característica adicional de este aparato es que contaba con una estación de limpieza mediante cepillos con cerdas metálicas para retirar la capa de aluminio sólido formada sobre la superficie de las probetas al salir del baño [46].

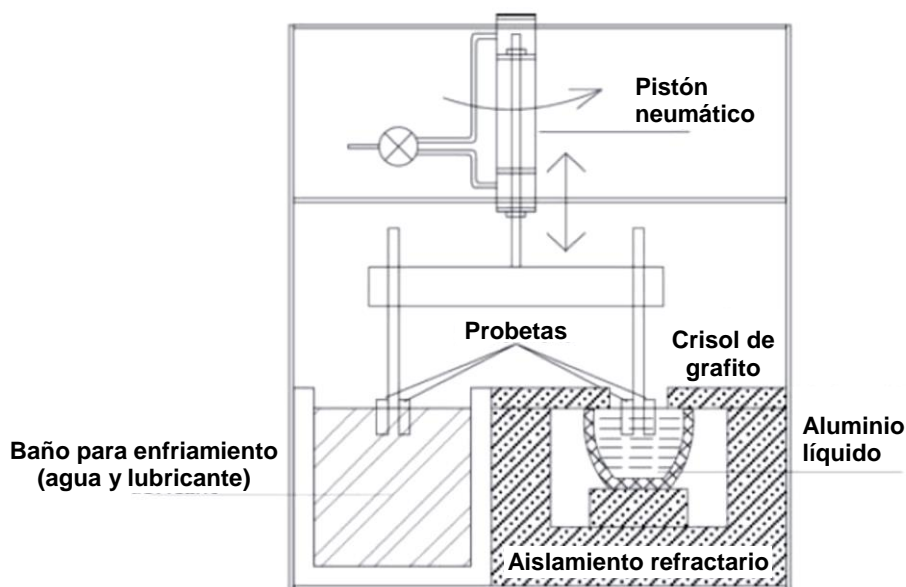


Figura 3.10. Dispositivo de desgaste/fatiga térmica desarrollado por D. Ugues y sus colaboradores [46].

A.E. Miller y D.M. Maijer construyeron otro dispositivo con la característica del anteriormente mostrado en la Figura 3.7, donde la probeta giraba sobre su propio eje. Las probetas que usaron eran de 30.5 mm de diámetro, la cuales eran previamente calentadas a 300°C antes de ser sumergidas en la aleación de aluminio y activar el giro del motor a una velocidad entre 98 y 196 rpm, ver Figura 3.11. No especificaron la masa de aluminio utilizado ni la distancia sumergida de las probetas. Además de probetas cilíndricas usaron probetas con sección transversal en forma pentagonal [47].

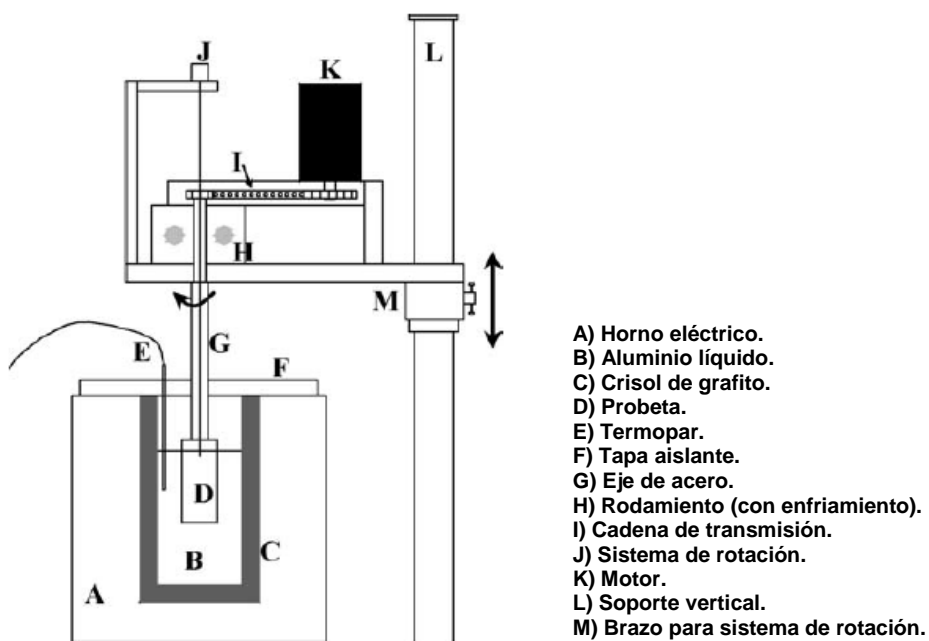


Figura 3.11. Dispositivo desarrollado por A.E. Miller y D.M. Maijer con giro de probetas sobre su propio eje [47].

En el dispositivo desarrollado por S.H. Chang y sus colaboradores también implementaron el giro de la probeta sobre su propio eje, pero a diferencia de los anteriores de este tipo las probetas eran sumergidas totalmente en la aleación de aluminio en estado líquido, ver Figura 3.12. No especificaron la masa de aleación de aluminio utilizada. Las probetas eran de 16 mm de diámetro y 50 mm de largo girando a una velocidad de 50 rpm [48].

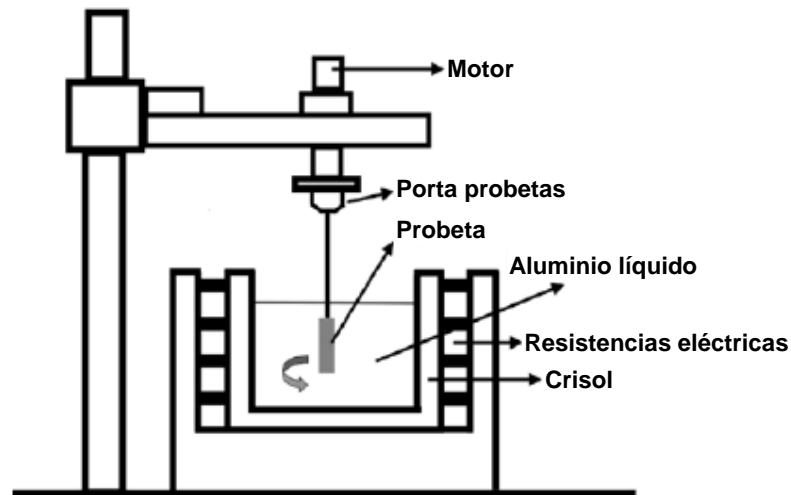


Figura 3.12. Dispositivo diseñado por S.H. Chang y colaboradores [48].

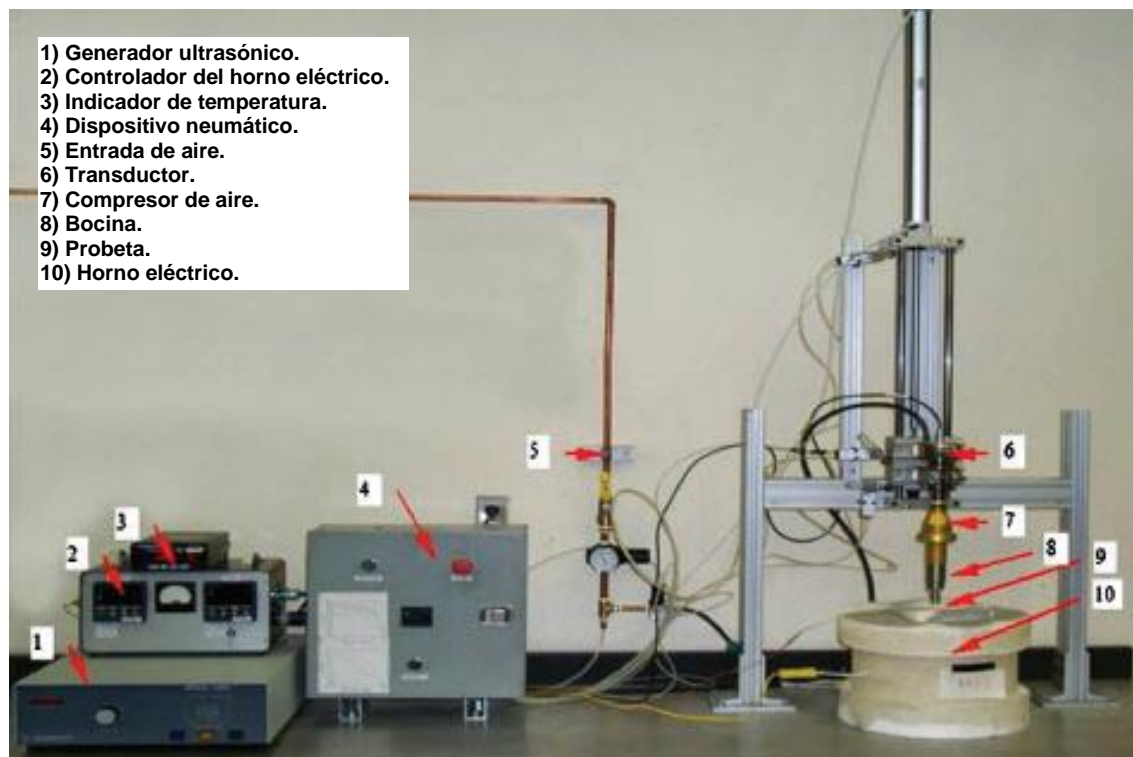


Figura 3.13. Dispositivo con vibración ultrasónica desarrollado por Q. Han y colaboradores [49].

Q. Han, quien participó en la fabricación del dispositivo de la Figura 3.4, en compañía de otros colaboradores desarrolló un dispositivo más complejo que los que se han mencionado hasta ahora. En este dispositivo se usaba un generador ultrasónico para transmitir vibración ultrasónica dentro del metal líquido mediante

una probeta de 19.05 mm de diámetro por 127 mm de largo. Con esto lograban obtener muy altas velocidades relativas entre las probetas y el aluminio líquido, lo cual, de acuerdo a sus conclusiones, les permitía reducir el tiempo necesario para que iniciara el desgaste en probetas de acero H13 hasta en un 97 % en comparación a pruebas con inmersión estática, ver Figura 3.13. No especificaron la masa de aluminio utilizada ni la distancia sumergida de la probeta [49].

M.S. Sidhu y M.V. Kral construyeron un dispositivo cuya principal característica es que contaba con un disco porta probetas de grafito que podían sumergirlo también en el metal líquido y alcanzar una profundidad tal que al rotar no causara movimientos en la superficie que promovieran la rápida oxidación del líquido y generación de escoria, ver Figura 3.14. Esto les permitía alcanzar más altas velocidades de flujo relativas que en otros aparatos. Las probetas tenían una superficie expuesta de 11 mm de diámetro y 15 mm de largo, las cuales se sumergían en 4 kg de aluminio líquido [50].

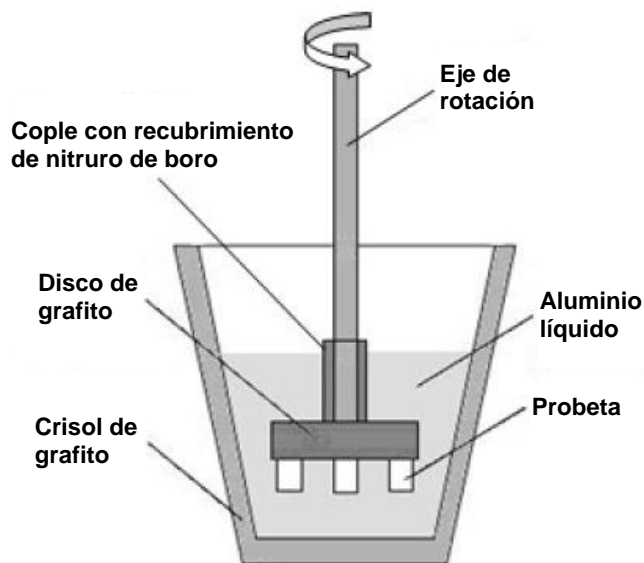


Figura 3.14. Dispositivo diseñado por M.S. Sidhu y M.V. Kral [50].

G. Pasche en conjunto con varios colaboradores desarrollaron otro dispositivo donde la probeta giraba sobre su propio eje, pero a diferencia de los anteriores la inmersión no era continua, ya que contaba con un mecanismo para el

movimiento vertical de la probeta que le permitía tener inmersiones cíclicas, ver Figura 3.15. La masa de aluminio líquido era de aproximadamente 0.25 kg y las probetas cilíndricas de 10 mm de diámetro y 50 mm de largo con punta redondeada, no especificaron la distancia sumergida [51].

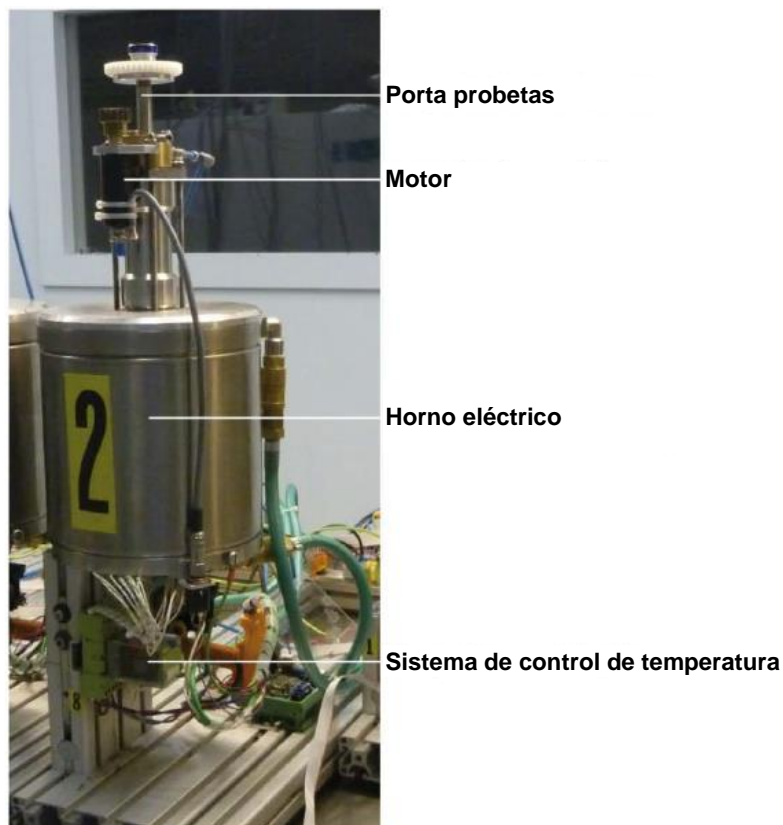


Figura 3.15. Dispositivo con inmersiones cíclicas desarrollado por G. Pasche y colaboradores [51].

Es importante considerar que, a diferencia de otras pruebas mecánicas, no existe al momento un dispositivo estandarizado o una especificación para realizar ensayos de desgaste por metal líquido en el mercado. Esto es debido a que los sistemas tribológicos que se presentan en la práctica son muy variados y es difícil reproducir ciertas condiciones en una prueba controlada, lo cual origina que existan diversas técnicas para realizar este tipo de ensayos. Esto repercute en que la mayoría de las veces, los resultados obtenidos por diferentes investigadores sólo puedan compararse de forma cualitativa y que su escalamiento de nivel laboratorio a la práctica industrial sea limitado [6,52].



### 3.3 Información de estándares y normas

A continuación, se mencionan algunos estándares y normas que se consideraron importantes para el diseño del dispositivo y los ensayos de desgaste a desarrollar en este trabajo de investigación. La norma ASTM G40-02 establece un estándar para la terminología relacionada con los fenómenos de desgaste [8]. Esta norma menciona el término “tasa de desgaste” y lo define como la medida del material removido (en masa, espesor, volumen etc.) por unidad de parámetro de exposición (tiempo, área, distancia, etc.).

El material removido puede ser cuantificado de distintas maneras, ya sea mediante mediciones de masa perdida o un cambio geométrico (lineal, en área o volumétrico) en la muestra. La variable elegida para medir dependerá del tipo de desgaste presentado, la magnitud del desgaste y de la precisión con la que se tenga capacidad de cuantificar el cambio. Lo más recomendado es convertir las mediciones realizadas a su equivalente en volumen perdido con la finalidad de que materiales con diferente densidad puedan ser comparados entre sí [9].

En la norma ASTM G119-04 se mencionan ejemplos de cómo calcular la tasa de desgaste de un material en base a mediciones de masa perdida [53]. Para lo cual se requiere primero convertir la masa perdida a volumen perdido considerando la densidad del material y después aplicar la Ecuación 3.1. El “tiempo de exposición” es el período acumulado durante el cual la muestra permanece en contacto con el medio que le causa el desgaste, que para este estudio sería el aluminio líquido. El “área expuesta” es la superficie de la muestra que tiene contacto con este medio.

$$\text{Tasa de desgaste} = \frac{\text{Volumen perdido}}{(\text{Tiempo de exposición}) (\text{Área expuesta})} \quad (3.1)$$

Existe una norma emitida por el Instituto Alemán de Normalización (DIN por sus siglas en alemán, “*Deutsches Institut für Normung*”), que clasifica las pruebas de desgaste en seis categorías en base al método utilizado y al alcance que consiguen. Esta norma es la DIN 50-322, que aunque se encuentra actualmente inactiva, se consideró conveniente describirla [54]. La Figura 3.16 muestra un esquema explicando las características que componen cada una de las seis categorías de esta norma [55,56].

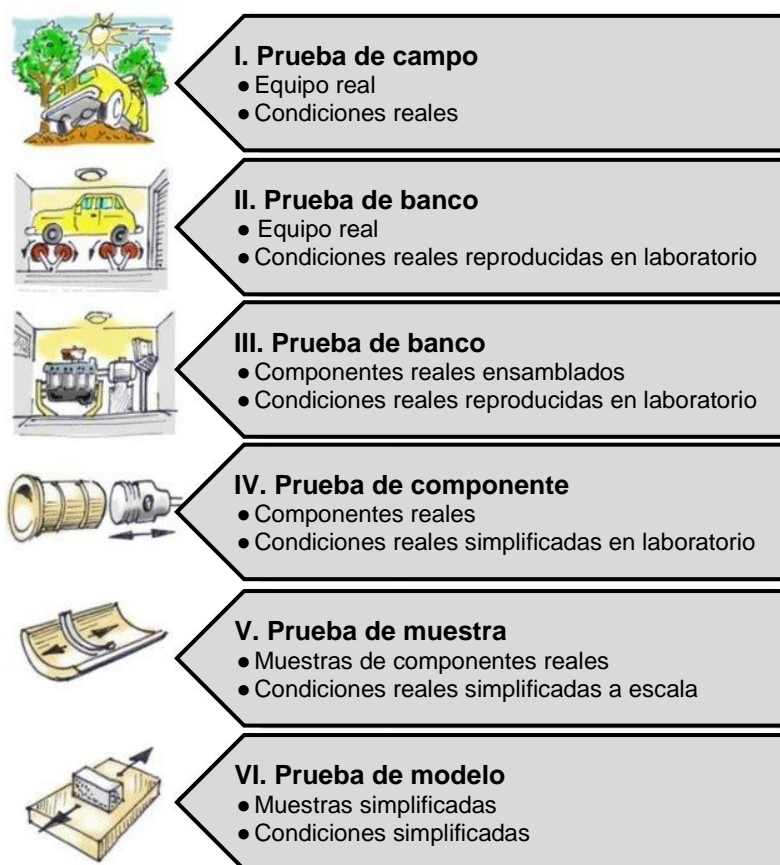


Figura 3.16. Categorización de las pruebas de desgaste de acuerdo a la norma DIN 50-322 [54].

Puede verse en la Figura 3.16 que la clasificación de la norma DIN 50-322 va desde la categoría VI, con pruebas de muestras de laboratorio en condiciones experimentales muy simplificadas, hasta la categoría I, con pruebas de campo de equipos/máquinas reales en las circunstancias reales que experimentarán durante su vida útil cuando estén en manos del cliente final. Si bien lo ideal sería

poder realizar pruebas de desgaste que se asemejen a la categoría I con el fin de incrementar el realismo de la prueba y asegurar la validez de los resultados, esto implica un incremento en el costo de la prueba y dificultad para lograr la repetitividad de los parámetros, por lo que la mayoría de las veces es más conveniente construir dispositivos de ensayo que permitan realizar pruebas simplificadas de menor costo, con mejor control de parámetros y posibilidad de evaluar distintos escenarios. Adicionalmente, para la evaluación de materiales en particular, es más conveniente realizar pruebas que correspondan a la categoría V de dicha norma.

### **3.4 Características principales de los dispositivos**

Cada uno de los dispositivos aquí mostrados tiene sus características propias que le brindan ventajas y desventajas dependiendo de la condición de desgaste que se quiera reproducir o evaluar, estas características, en conjunto con las normas y estándares mencionados y algunos otros que existen [57], sirvieron de referencia para uno de los objetivos de este trabajo de investigación, el cual es diseñar un dispositivo para ensayos de desgaste por aluminio líquido, además de definir sus parámetros a controlar y establecer formas de cuantificar y reportar el desgaste presentado.

Entre las características principales que se consideraron indispensables para ser implementadas en el dispositivo para ensayos estuvieron el uso de probetas cilíndricas, el giro sobre su propio eje y las inmersiones cíclicas en el aluminio líquido, esto con el fin de reproducir el efecto del flujo de metal líquido al llenar el molde y los ciclos térmicos experimentados al vaciar consecutivamente las piezas automotrices. Características como la inmersión alternada de las probetas en agua, la agitación del metal líquido y el uso de atmosfera controlada, se decidió que no era relevante implementarlas, por considerar que no reproducen condiciones reales en la operación de los moldes.

# CAPÍTULO 4

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 4.1 Introducción

En este capítulo se describen los pasos que se siguieron durante el desarrollo de la experimentación. Cabe señalar que la misma se ejecutó en dos etapas, las cuales se explican gráficamente mediante el diagrama de flujo de la Figura 4.1. En la primera etapa de la experimentación el objetivo fue diseñar, construir y validar el dispositivo para ensayos de desgaste por contacto con un flujo de aluminio líquido. Los pasos principales a seguir fueron realizar pruebas con insertos de acero tipo AISI H13 en moldes operativos, caracterizar el mecanismo de desgaste presentado en los moldes (descrito en el Capítulo 2) y construir el dispositivo para ensayos que reprodujera el mecanismo en probetas de laboratorio. Una vez teniendo el dispositivo y procedimiento de ensayo que permitieran realizar pruebas repetitivas y confiables, se procedió a la siguiente etapa.

En la segunda etapa de experimentación se utilizó el dispositivo de desgaste para evaluar probetas de diferentes materiales, recubrimientos y tratamientos superficiales. Las alternativas que mostraron mayor potencial se evaluaron también en insertos instalados en moldes operativos con el fin de validar los resultados observados en las probetas.

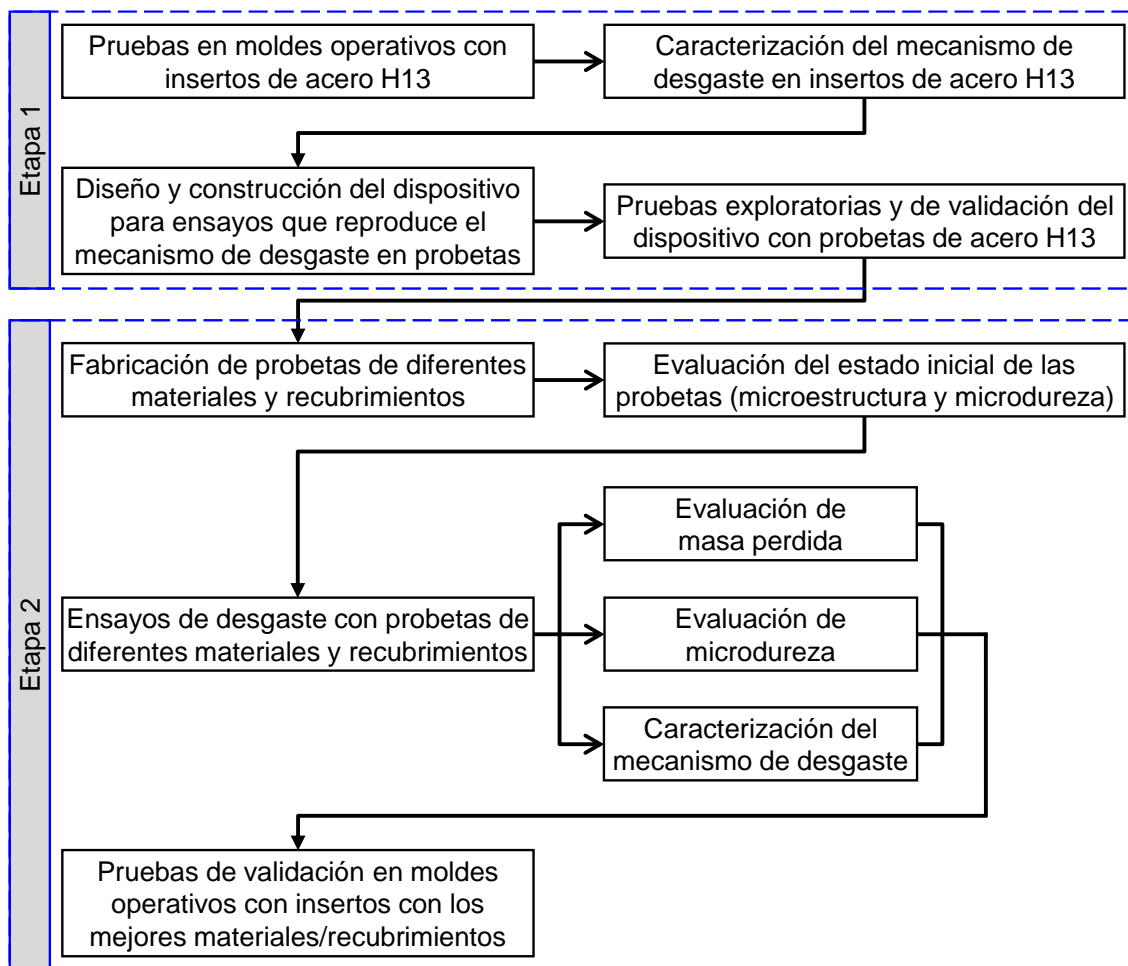


Figura 4.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

A continuación, se describen detalladamente cada uno de los pasos del procedimiento experimental. Es importante aclarar que se decidió incluir los resultados de la primera etapa de experimentación en el presente capítulo, ya que era indispensable mostrar la información referente a la caracterización del mecanismo de desgaste en los moldes de acero H13 para explicar el porqué de las características elegidas en el diseño del dispositivo para ensayos y describir su funcionamiento. Asimismo, se muestran los resultados de las pruebas de validación del dispositivo, ya que en base a esta información se justifican los parámetros de ensayo seleccionados para la segunda etapa del procedimiento experimental.

## 4.2 Determinación del mecanismo de desgaste en los moldes

Para el estudio del mecanismo de desgaste se decidió fabricar insertos del mismo material de los moldes, es decir acero tipo AISI H13, para instalarlos en moldes operativos, someterlos a las condiciones normales del vaciado de piezas de aluminio hasta conseguir que se desgastaran y finalmente analizarlos para caracterizar el fenómeno. Se mandaron fabricar dos insertos, un inserto para la zona de la “copa” (parte lateral del molde a la entrada del metal líquido) y un inserto para la zona del “*drag*” (parte inferior del molde), ambos con una especificación de dureza de 38-42 HRC. Su dureza fue certificada al recibir los insertos mediante ensayos de dureza Rockwell conforme a la norma ASTM E18-15 [58], los resultados arrojaron 40 HRC en el inserto para la “copa” y 39 HRC en el inserto para el “*drag*”. En las Figuras 4.2 y 4.3 se muestran fotografías de los insertos antes de ser colocados en el molde. Ambos insertos se instalaron en un molde operativo, el cual siguió el proceso normal de preparación que incluye su precalentamiento para aplicación de pinturas refractarias (explicado en el Capítulo 2). Posteriormente el molde se montó en la línea de producción y se vaciaron piezas siguiendo el proceso normal, se realizó una bitácora del número de vaciadas y un monitoreo cualitativo del desgaste progresivo en los insertos.



Figura 4.2. Inserto de acero H13 para la zona de la “copa”.



Figura 4.3. Inserto de acero H13 para la zona del “drag”.

El inserto de la zona de la “copa” fue retirado al terminar el 1er ciclo de pintura debido a que presentaba desgaste crítico. El ciclo consistió en total de 12 turnos durante los cuales se vaciaron 685 piezas distribuidas como se muestra en la Tabla 4.1. Este inserto mostró señales de desgaste generalizado y adherencia de aluminio en algunas zonas desde el 3er turno de producción, ver Figura 4.4. En la Figura 4.5 se muestra el desgaste crítico que presentó el inserto al final del ciclo y por el cual tuvo que ser retirado.

Tabla 4.1. Bitácora de piezas vaciadas estando instalado en el molde el inserto de acero H13 de la zona de la “copa”.

	Día	Turnos trabajados	Piezas vaciadas	Piezas acumuladas
1er ciclo de pintura	1	1	47	47
	2	2	109	156
	3	2	104	260
	4	2	104	364
	5	1	64	428
	6	2	119	547
	7	2	138	685
Total		12	685	





Figura 4.4. Inserto de acero H13 en la zona de la “copa” después de 156 piezas vaciadas. Se muestra el área con adherencia de aluminio e inicios de desgaste.



Figura 4.5. Inserto de acero H13 en la zona de la “copa” después de 685 piezas vaciadas. Se muestra el área con el desgaste crítico.



El inserto de la zona del “*drag*” por su parte se mantuvo un ciclo más de pintura ya que el desgaste presentado al terminar el primero no era crítico, ver Figura 4.6. El total acumulado de piezas vaciadas con este inserto se muestra en la Tabla 4.2, los cuales fueron un total de 24 turnos y 1,369 piezas. Durante el 2do ciclo de pintura se comenzaron a observar señales de desgaste severo a partir de los 15 turnos acumulados, ver Figura 4.7, y para los 18 turnos acumulados el desgaste era muy severo y con mayor adherencia de aluminio, ver Figura 4.8. Después de los 24 turnos acumulados al final del ciclo de pintura el desgaste era crítico, ver Figura 4.9, por lo que se dio por terminada la prueba y se retiró el inserto del molde.

Tabla 4.2. Bitácora de piezas vaciadas estando instalado en el molde el inserto de acero H13 de la zona del “*drag*”.

	Día	Turnos trabajados	Piezas vaciadas	Piezas acumuladas
1er ciclo de pintura	1	1	47	47
	2	2	109	156
	3	2	104	260
	4	2	104	364
	5	1	64	428
	6	2	119	547
	7	2	138	685
2do ciclo de pintura	1	1	54	739
	2	3	176	915
	3	1	70	985
	4	1	52	1,037
	5	3	170	1,207
	6	3	162	1,369
Total		24	1,369	



Figura 4.6. Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 685 piezas vaciadas. No se observaron áreas con desgaste severo.

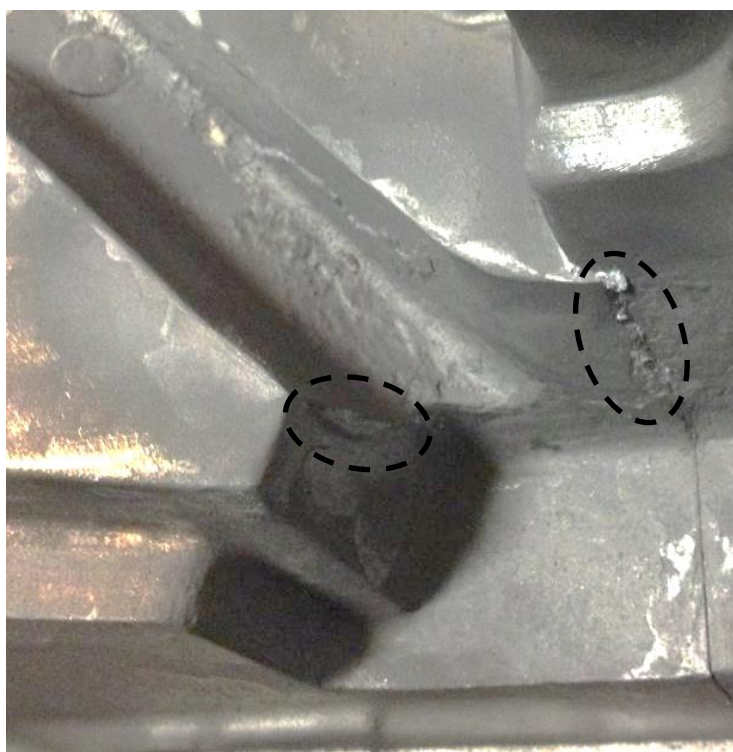


Figura 4.7. Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 866 piezas vaciadas. Se muestran áreas con desgaste severo.



Figura 4.8. Inserto de acero H13 en la zona del “*drag*” después de 1,037 piezas vaciadas. Se muestran áreas con desgaste muy severo y adherencia de aluminio.



Figura 4.9. Inserto de acero H13 en la zona del “*drag*” después de 1,369 piezas vaciadas. Se muestran áreas con desgaste crítico.



Ambos insertos fueron inspeccionados visualmente y mediante estereoscopio para posteriormente seccionarlos en las zonas donde se observó el daño, llevar a cabo una preparación metalográfica y analizarlos por medio de microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (MEB). Cuando el inserto de la zona del “drag” fue analizado, se encontró evidencia de reparaciones por soldadura, lo cual no estaba establecido en el experimento. Por esta razón se concluyó que el inserto fue reparado después del 1er ciclo de pintura y se decidió no considerar la información del 2do ciclo de pintura, ya que el desgaste en esta etapa se presentó en el material de aporte y no en el material base de acero H13. Del análisis metalográfico del inserto de la zona de la “copa” se encontró evidencia de formación de intermetálicos en la interfase entre el acero H13 y la capa de aleación de aluminio que permaneció adherida al inserto después de enfriarse y solidificar, ver Figura 4.10.

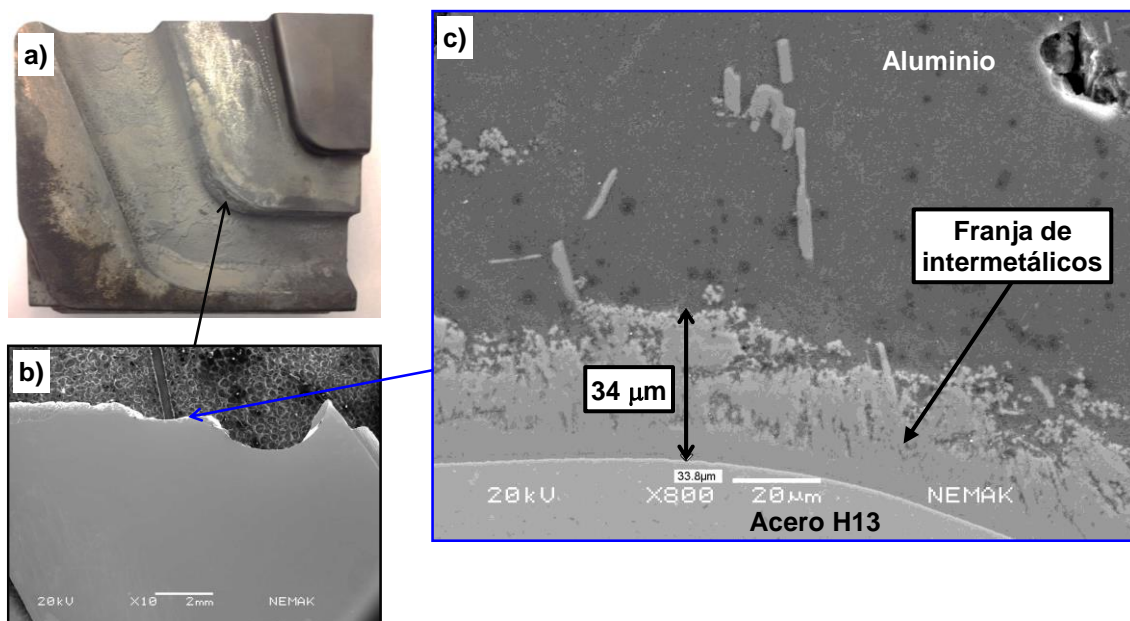


Figura 4.10. a) Fotografía del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” después de la prueba. b) Zona desgastada del inserto después de seccionar y preparar metalográficamente (imagen con MEB a 10x). c) Franja de fases intermetálicas formadas en la superficie del inserto en contacto con la aleación líquida de aluminio (imagen con MEB a 800x).

Por medio de técnicas de espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX) se determinó que los intermetálicos están compuestos principalmente de Al, Fe y Si como se muestra en las Figuras 4.11 y 4.12.

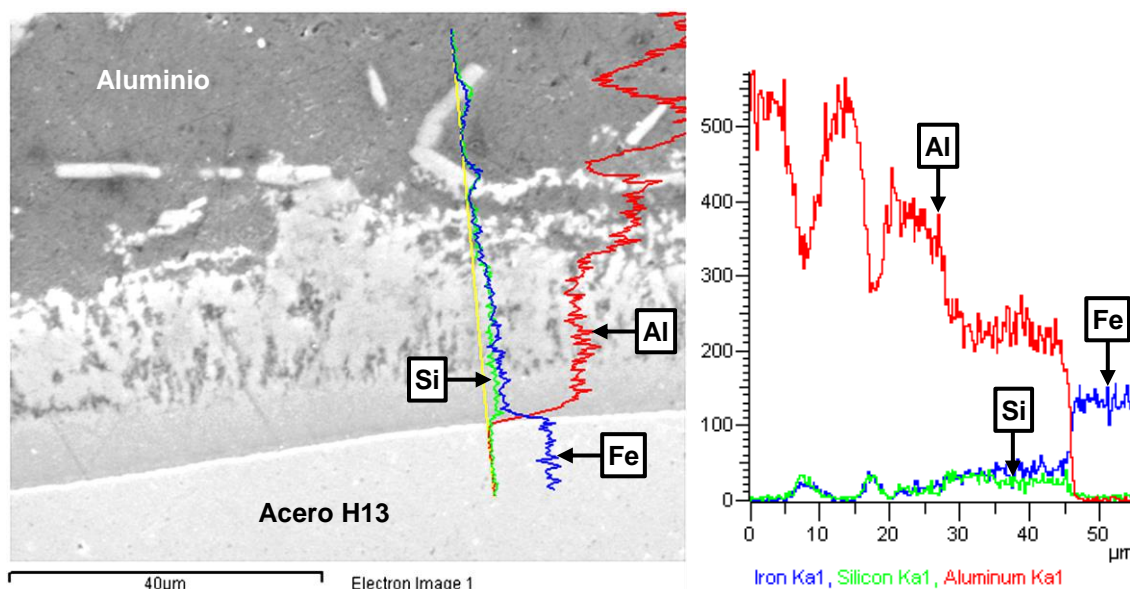


Figura 4.11. Análisis de líneas de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie del inserto de acero H13 de la "copa".

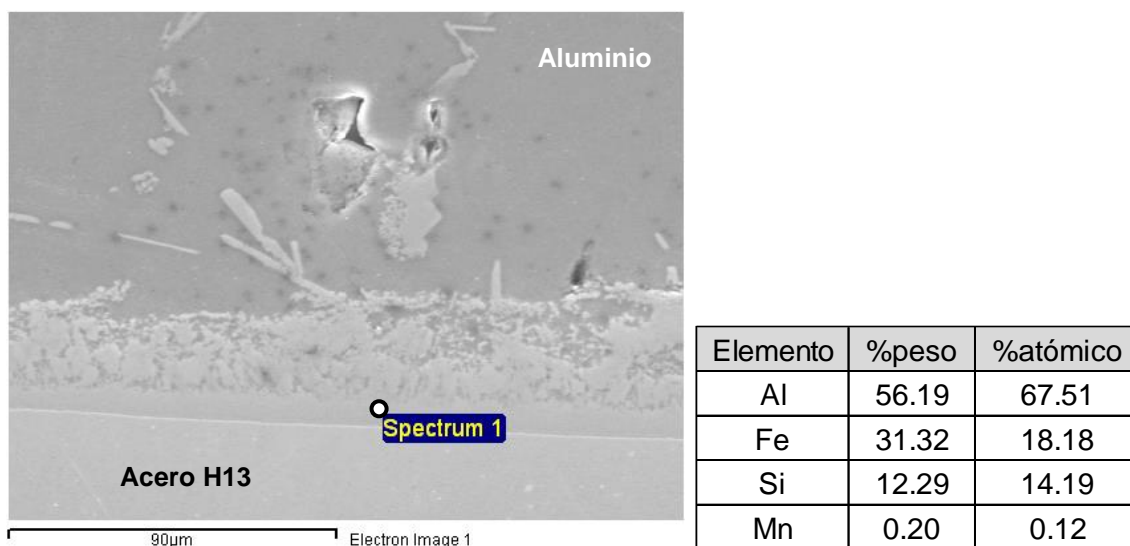


Figura 4.12. Análisis puntual de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie del inserto de acero H13 de la zona de la "copa".

Además, se encontró evidencia del desprendimiento de estos intermetálicos de la superficie del acero del inserto hacia la aleación líquida de aluminio, como se muestra en la Figura 4.13 donde se observa una franja desprendida de intermetálicos que quedó atrapada al momento de solidificar el aluminio. En la Figura 4.14 se muestra un análisis puntual de los intermetálicos desprendidos y se observa que su composición química es equivalente a la detectada dentro de la franja en la Figura 4.12.

Con estos análisis se logró determinar el mecanismo de desgaste por medio del cual se produce el deterioro en los moldes de acero H13, el cual consiste en la formación de fases intermetálicas compuestas de Al, Fe y Si en la superficie expuesta al aluminio líquido, el desprendimiento de las mismas y la aceleración de este proceso por efecto del flujo del metal líquido. A este mecanismo de desgaste encontrado se le denominó como “disolución química asistida por flujo”.

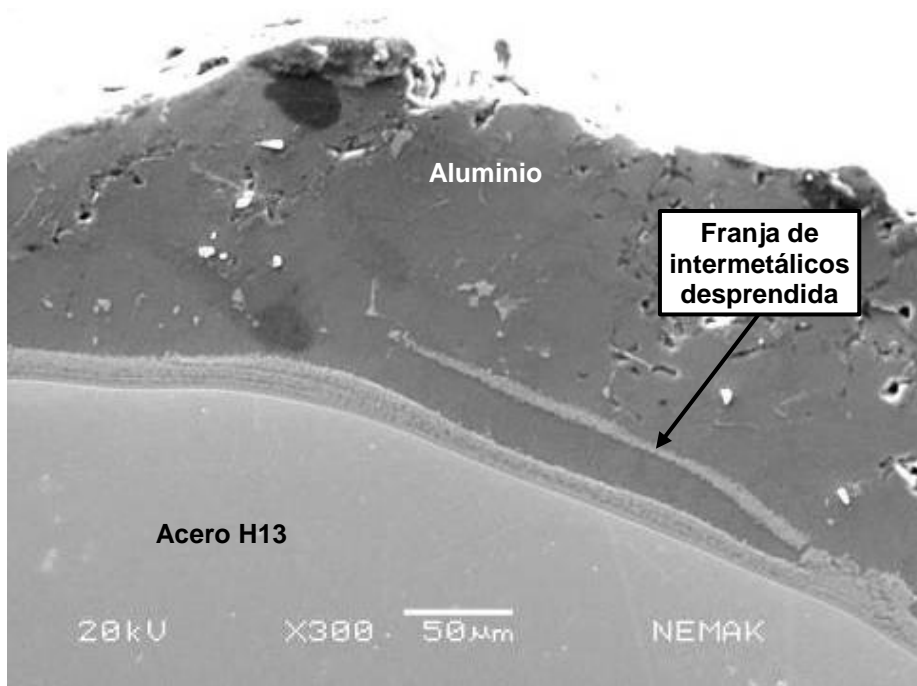


Figura 4.13. Desprendimiento de intermetálicos en la interfase entre el acero H13 del inserto de la zona de la “copa” y la aleación de aluminio. Se observa una parte de la franja de intermetálicos que se desprendió y quedó atrapada en el aluminio solidificado (imagen con MEB a 300x).

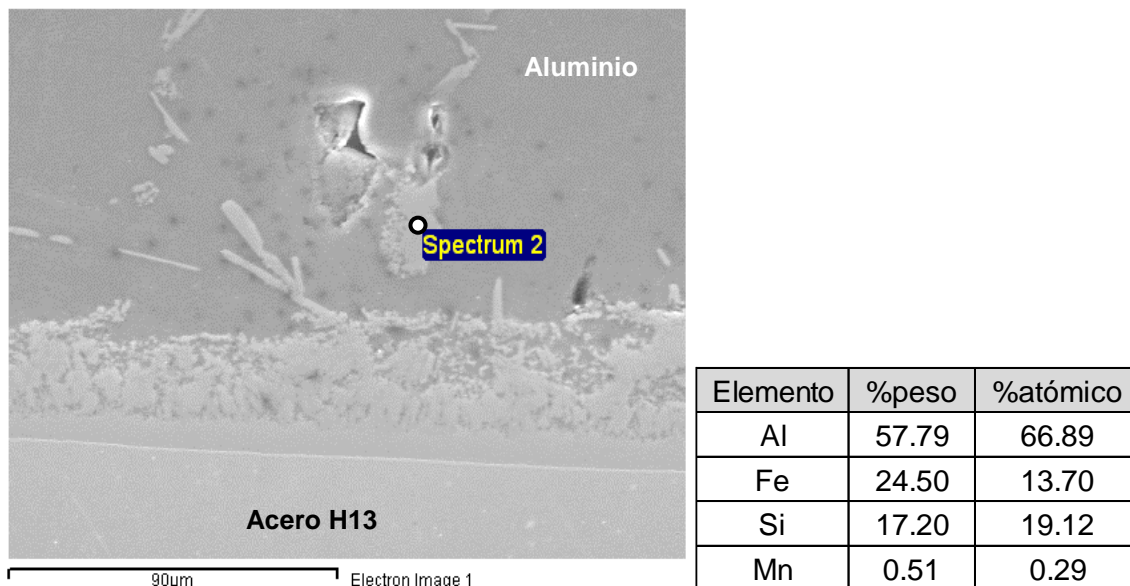


Figura 4.14. Análisis puntual de concentración por EDX de los intermetálicos que se desprenden de la interfase entre el acero H13 del inserto de la zona de la “copa” y la aleación de aluminio.

### 4.3 Diseño del dispositivo para ensayos de desgaste

Una vez identificado el mecanismo de desgaste que se presenta en los moldes el siguiente paso fue fabricar un dispositivo que permitiera reproducir a nivel laboratorio las condiciones que se experimentan en la operación y desarrollar un ensayo donde se desgastaran probetas de manera acelerada mediante el mecanismo al que se le denominó disolución química asistida por flujo.

El dispositivo de desgaste se diseñó buscando principalmente reproducir las condiciones que experimentan las zonas donde se observa el desgaste crítico descrito en el Capítulo 2. Hay algunas situaciones que no son fáciles de reproducir en una prueba de laboratorio, como pueden ser impactos esporádicos sobre la superficie con alguna herramienta o esfuerzos mecánicos provocados por piezas que se atoren en el molde. Sin embargo, de acuerdo a lo observado en la Figura 2.6 del Capítulo 2, se puede simplificar el ciclo de la superficie de un molde en una etapa de calentamiento muy rápido al contacto con flujo de aluminio

líquido, una posible etapa de permanencia a la temperatura más alta alcanzada durante el paso del metal líquido a la cavidad que forma la pieza en el molde, una etapa de enfriamiento durante la extracción de la pieza y limpieza con aire a presión. Si se considera un precalentamiento previo antes de la primera pieza vaciada, el ciclo podría describirse esquemáticamente como en la Figura 4.15.

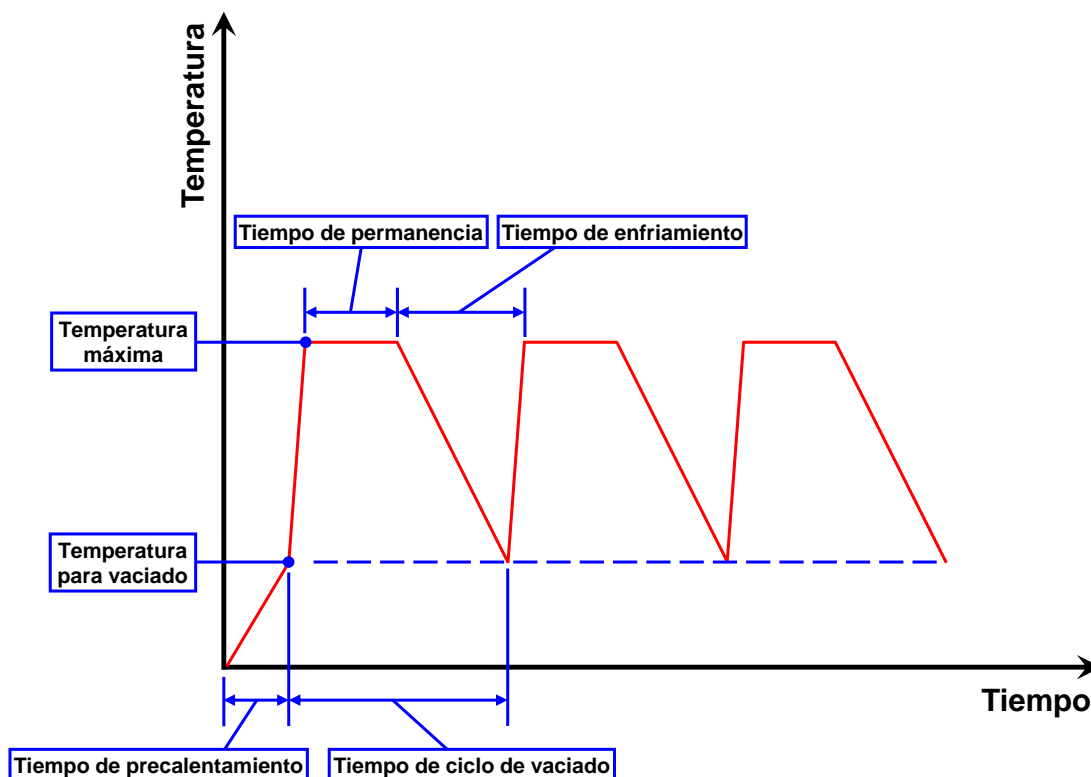


Figura 4.15. Esquema del ciclo térmico simplificado en la superficie del molde durante el vaciado de piezas.

La temperatura máxima alcanzada y el tiempo de permanencia dependerán de la temperatura del aluminio líquido y el calor latente expulsado por el mismo al solidificar. Se puede considerar que la temperatura máxima justo en la superficie del molde sea igual a la temperatura del aluminio líquido con que entra en contacto, sin embargo, el efecto de absorción de calor del resto de la masa del molde repercute en la temperatura alcanzada como se observó en la Figura 2.6. La temperatura mínima del ciclo sería la que se especifique como temperatura para vaciado según requiera el proceso. Considerando el proceso de fabricación de la cabeza para motores automotrices mencionado en el



Capítulo 2 que se eligió como referencia para este trabajo, la temperatura en la superficie del molde para vaciado sería entre 120 y 180°C y la temperatura máxima de 290 a 330°C en la zona que se presenta el desgaste. Ciclos de calentamiento y enfriamiento entre estos intervalos de temperatura es lo que idealmente se requería reproducir en el dispositivo.

El otro factor relevante que se trató de simular en el dispositivo experimental, como se comentó en el Capítulo 3, fue el efecto del flujo del aluminio líquido sobre la superficie del acero del molde. Además de los ciclos de calentamiento y enfriamiento que sufre el molde, es muy importante considerar que el contacto con el flujo del aluminio líquido es otra condición que contribuye al deterioro del mismo. En la Figura 2.6 se observó que en las zonas de desgaste crítico la velocidad de flujo del aluminio más alta se estabiliza alrededor de 1.2 m/s, por lo que se seleccionó este valor como referencia base para el diseño del dispositivo. Teniendo en cuenta estas condiciones de temperatura y velocidad que se dan en el proceso de vaciado real, se seleccionaron algunas características que se consideraron importantes de los aparatos mencionados en el Capítulo 3 para ser implementadas en el diseño del dispositivo. Entre las características principales que se decidieron implementar están las inmersiones cíclicas en el metal líquido, usar probetas cilíndricas, la rotación de la probeta con velocidad variable y el uso de un cepillo para limpieza de residuos de aluminio al salir del baño metálico. Otras características como la inmersión alternada en agua y la agitación del metal líquido (adicional al movimiento generado por la rotación de la probeta) se decidió no implementarlas por considerar que no reproducen condiciones reales en la operación de los moldes. Para fines de lograr el enfriamiento rápido de las probetas al salir de cada inmersión en el metal líquido se contempló el uso de aire forzado. Finalmente se conceptualizó el dispositivo para ensayos de desgaste elaborando algunos esquemas que mostraban los requerimientos mínimos del sistema. En la Figura 4.16 se muestra el primero de estos esquemas del diseño conceptual del dispositivo. Partiendo de este esquema y haciendo una revisión de hornos para manejo de aluminio líquido disponibles en el mercado, la

empresa Kontrol-Able, la UANL y Nemak en conjunto elaboraron el diseño final del dispositivo. En la Figura 4.17 se muestra una vista isométrica del dibujo del diseño ingenieril.

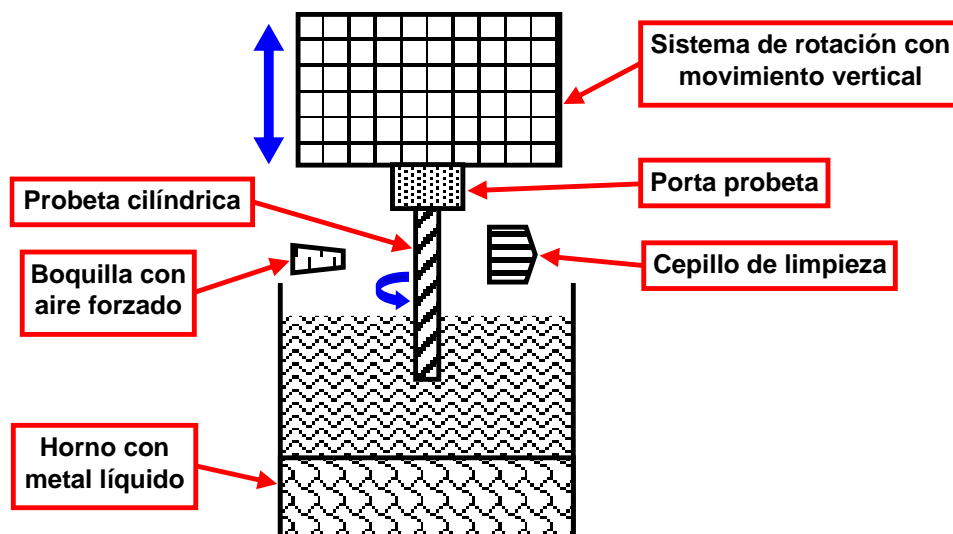


Figura 4.16. Esquema del diseño conceptual del dispositivo para ensayos.

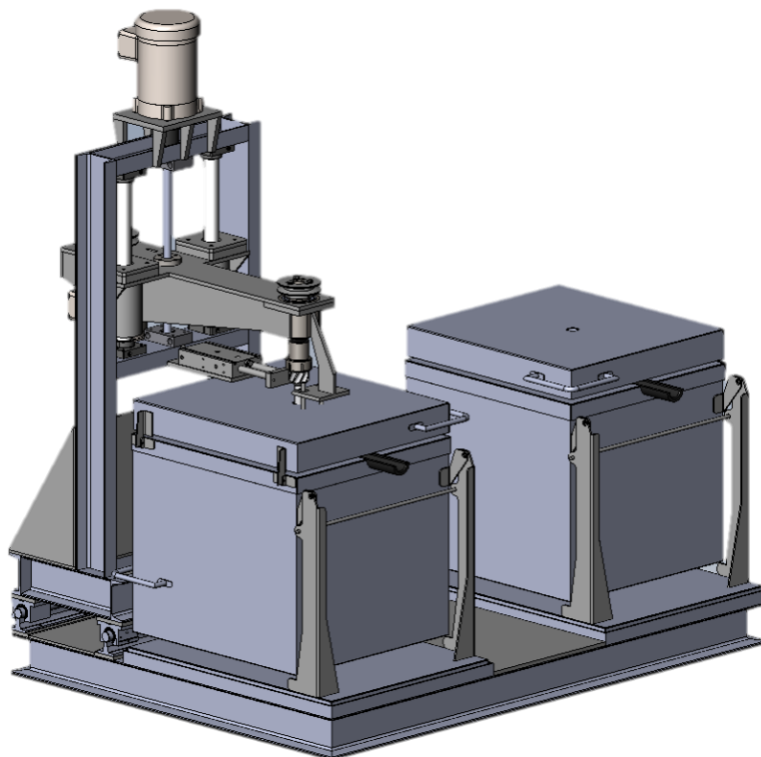


Figura 4.17. Dibujo del diseño ingenieril del dispositivo para ensayos de desgaste.

#### 4.4 Descripción del dispositivo para ensayos de desgaste

La empresa Kontrol-Able se encargó de la fabricación del dispositivo de desgaste, el cual se compone básicamente de tres partes principales como se muestra en la Figura 4.18. Cuenta con dos hornos de crisol para mantener el aluminio líquido, un soporte móvil con un sistema de rotación donde se monta la probeta que puede trabajar en cualquiera de los dos hornos y un tablero eléctrico con PLC y pantalla táctil para el control del equipo.

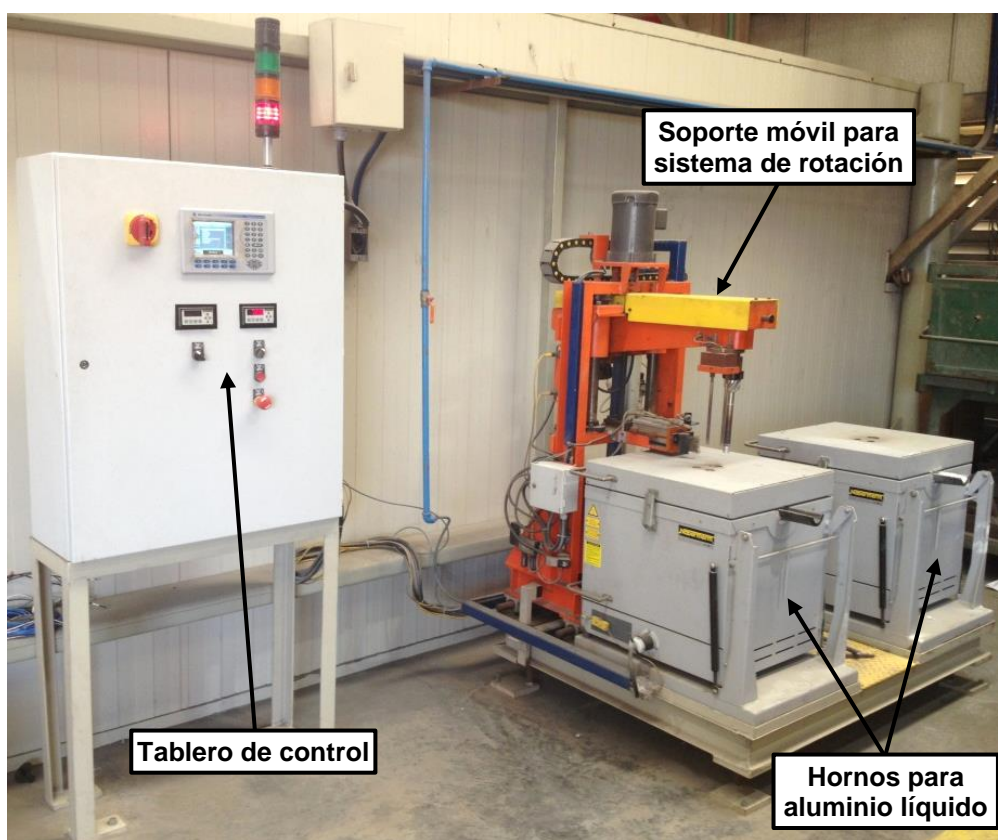


Figura 4.18. Dispositivo para ensayos de desgaste fabricado.

Los hornos son eléctricos basculantes de la marca Nabertherm modelo K-4/10 con una capacidad de 4 litros (aproximadamente 9 kg de aluminio). Estos hornos fueron modificados, se les hicieron perforaciones en la tapa para que pasaran la probeta y una sonda de nivel del metal, ver Figura 4.19. También se les extrajeron los controladores de temperatura para ser instalados en el tablero de control y se

configuró el sistema para que se pudiera controlar la temperatura de los hornos ya sea con el termopar que traen de fábrica ubicado en la pared externa del crisol, o con un termopar tipo K que se adaptó, el cual se sumerge en el baño metálico, ver Figura 4.20. Este termopar al estar en contacto directo con el metal líquido permite conocer la temperatura del aluminio y tener un mejor control de la misma.

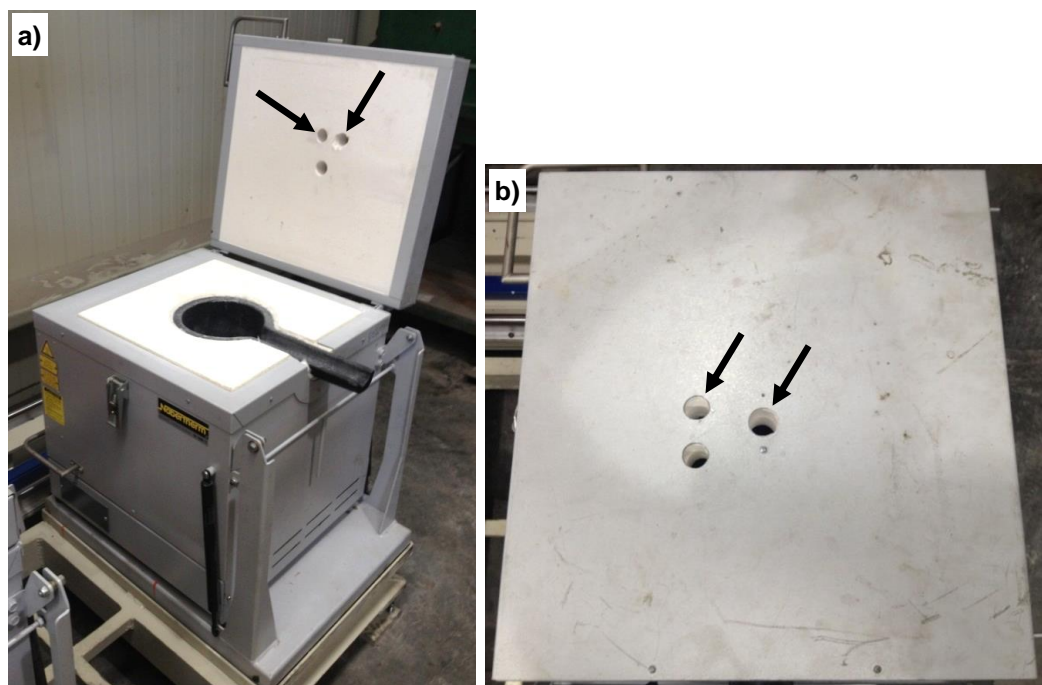


Figura 4.19. a) Horno eléctrico basculante con perforaciones en la tapa indicadas con flechas. b) Vista superior de la tapa del horno.

El soporte del sistema de rotación de la probeta está sujeto a la base donde están montados los hornos, la cual cuenta con dos barras guía por las que corre el soporte del sistema de rotación para que pueda ser colocado en un horno o en otro según se requiera, ver Figura 4.21. A este soporte están sujetos los motores eléctricos que generan el movimiento vertical para la inmersión de la probeta y su rotación, ver Figura 4.22. El dispositivo cuenta con un porta probetas, un cepillo para limpieza de residuos de aluminio líquido activado con pistón neumático, un sensor infrarrojo de temperatura con indicador láser direccionado hacia la probeta, una sonda de nivel del metal líquido y una boquilla de aire para enfriamiento, ver Figuras 4.23 y 4.24.



Figura 4.20. Termopar sumergido para control de temperatura del metal líquido.

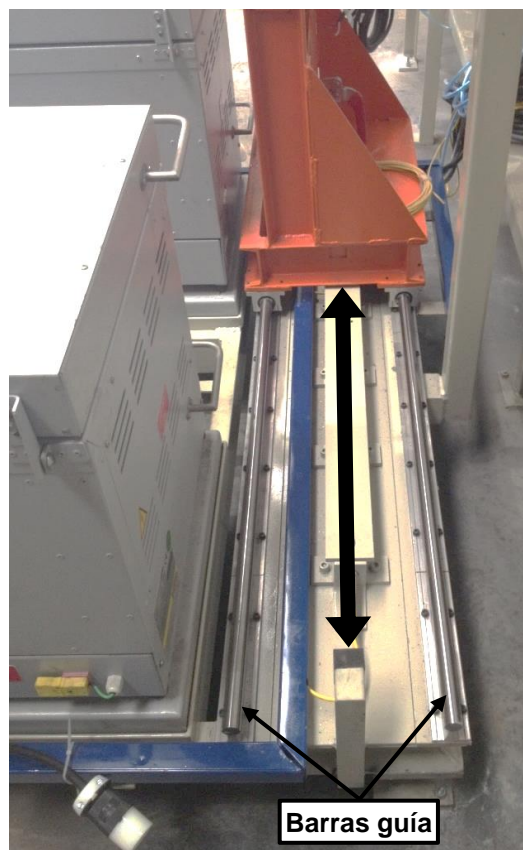


Figura 4.21. Barras guía para movimiento lateral del sistema de rotación que permite posicionarlo en cualquiera de los dos hornos.



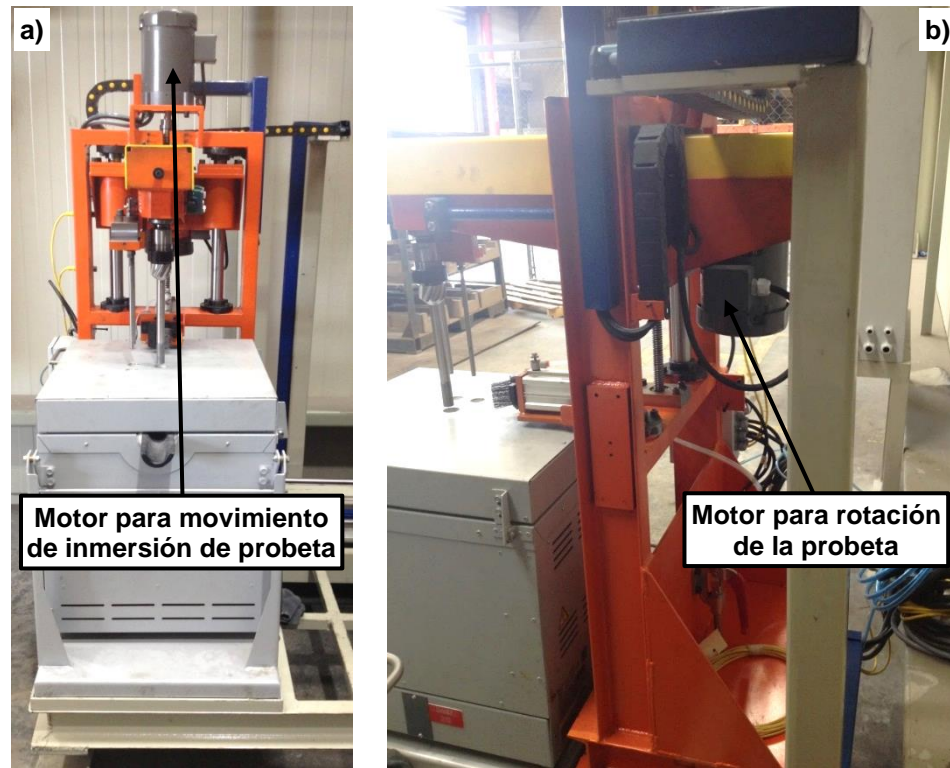


Figura 4.22. a) Motor eléctrico para generar el movimiento vertical. b) Motor eléctrico para generar la rotación de la probeta.

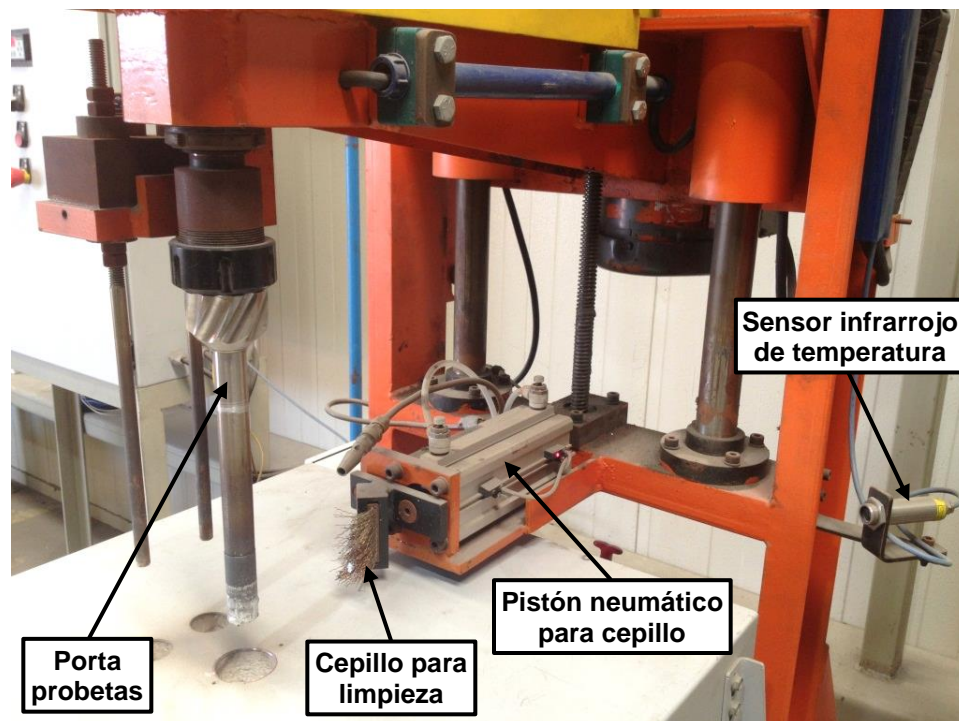


Figura 4.23. Algunas de las partes principales del dispositivo de desgaste.

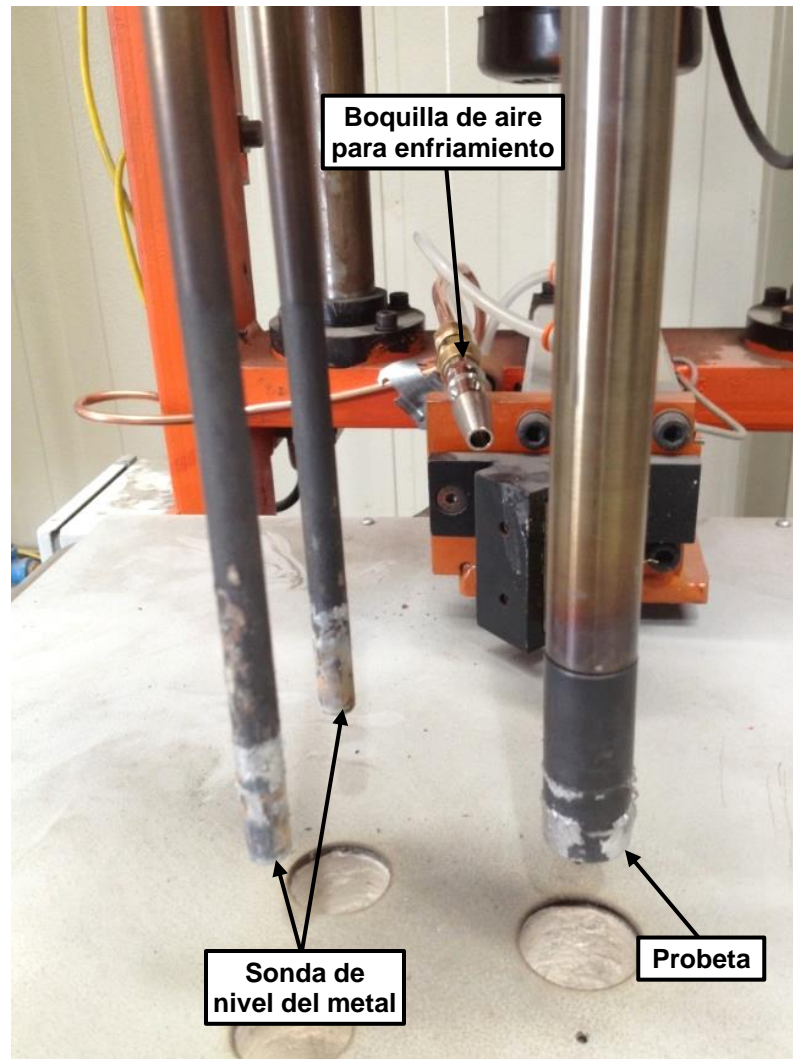


Figura 4.24. Otras partes principales del dispositivo para ensayos de desgaste.

El tablero eléctrico de control tiene como componentes básicos en su exterior los controladores de temperatura de los hornos para aluminio líquido y la pantalla táctil desde la cual se configuran los parámetros de prueba, se monitorean las variables y se visualizan los resultados. En su interior, el tablero cuenta con un PLC y diversos componentes eléctricos y electrónicos que interactúan para el correcto funcionamiento del dispositivo para ensayos de desgaste. En la Figura 4.25 se muestran fotografías del tablero de control y de los componentes en su interior.

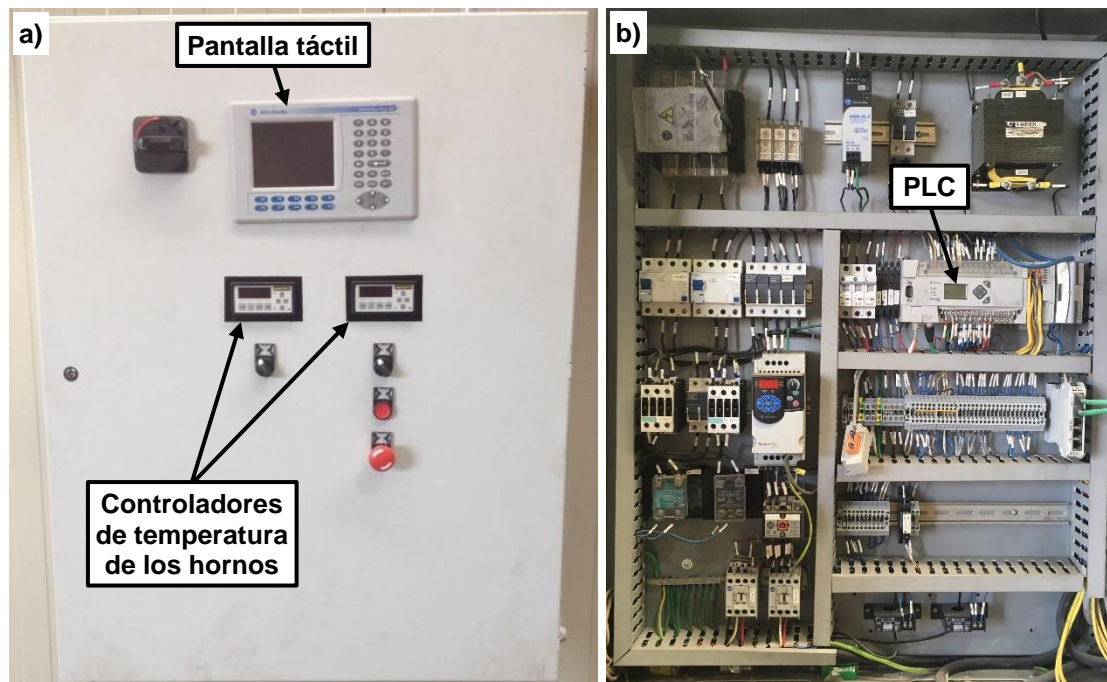


Figura 4.25. a) Tablero eléctrico de control del dispositivo para ensayos de desgaste. b) Interior del tablero de control.

El dispositivo cuenta con la capacidad de realizar pruebas que consisten en inmersiones cíclicas de la probeta en el metal líquido. Una vez dentro del metal, la probeta puede o no rotar según se programe, ver Figura 4.26. La velocidad lineal en la periferia de la probeta (velocidad tangencial) es configurable controlando las revoluciones por minuto de rotación de acuerdo al diámetro de la probeta. El número de ciclos y el tiempo que permanece sumergida la probeta por ciclo también son programables. Cuenta con la opción de activar o desactivar el enfriamiento con aire forzado y la limpieza con el cepillo, los cuales se llevan a cabo en cada ciclo cuando la probeta sale de la etapa de inmersión en el metal líquido, ver Figura 4.27. También cuenta con la opción de realizar ciclos de precalentamiento, donde la probeta se aproxima al metal sin sumergirse durante un tiempo determinado con el fin de calentarla hasta la temperatura requerida para que inicien los ciclos de inmersión, ver Figura 4.28.



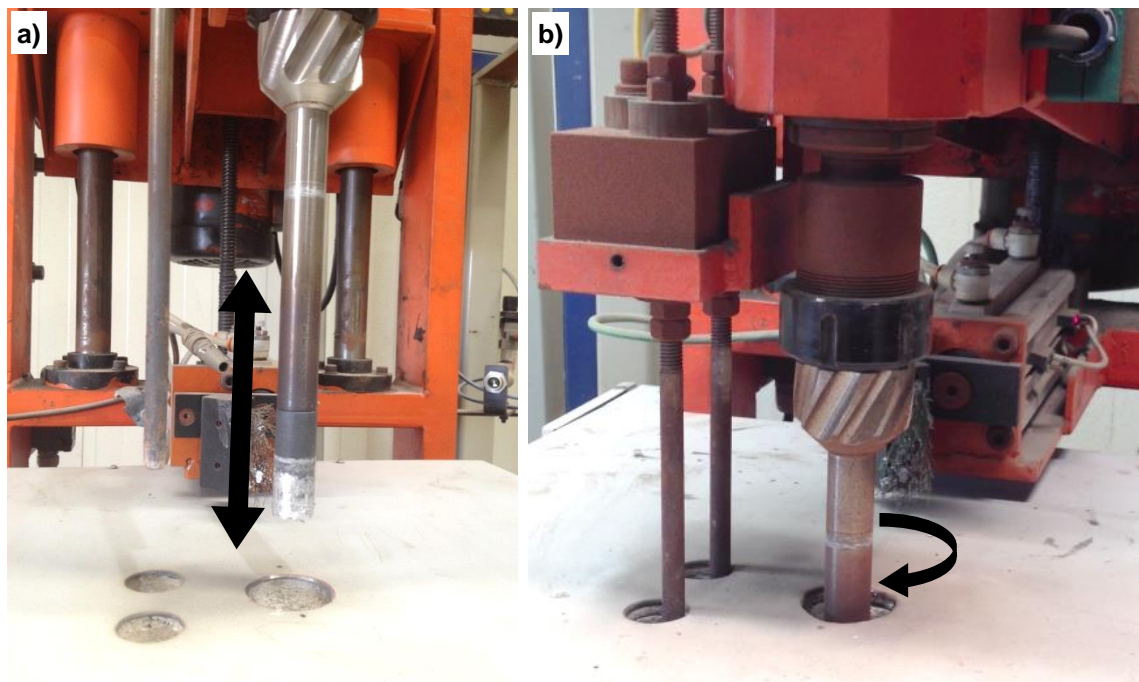


Figura 4.26. a) Movimiento vertical para la inmersión de la probeta en el aluminio líquido a través de los orificios en la tapa del horno. b) Dirección de rotación de la probeta.

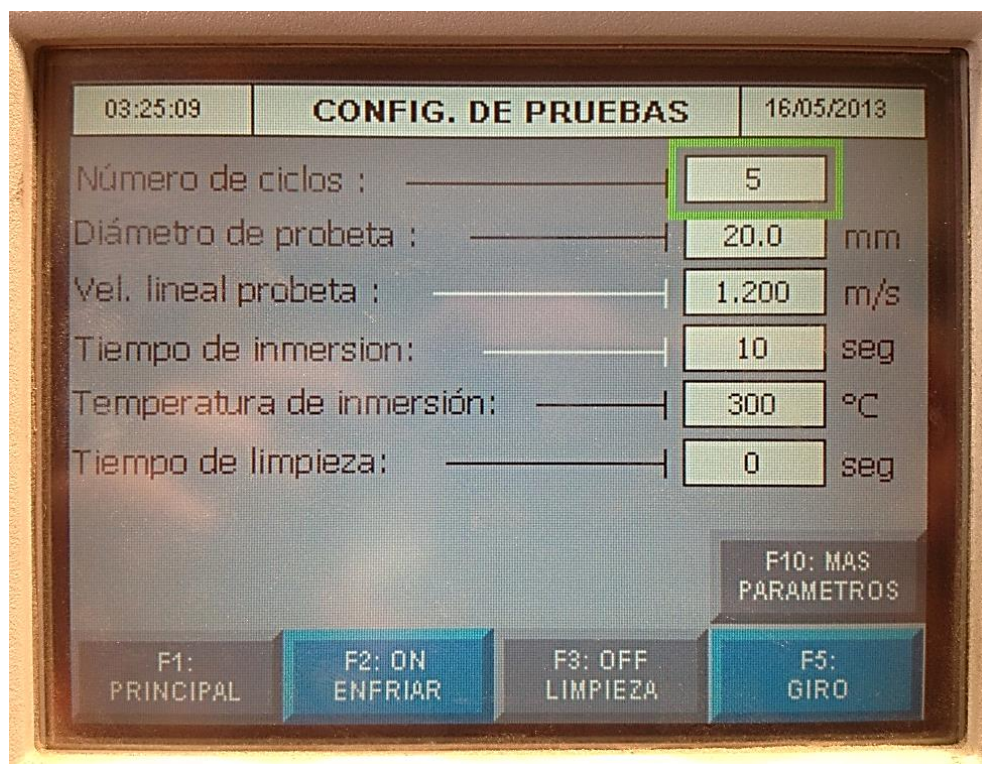


Figura 4.27. Configuración de los parámetros de prueba en la pantalla táctil del tablero de control.

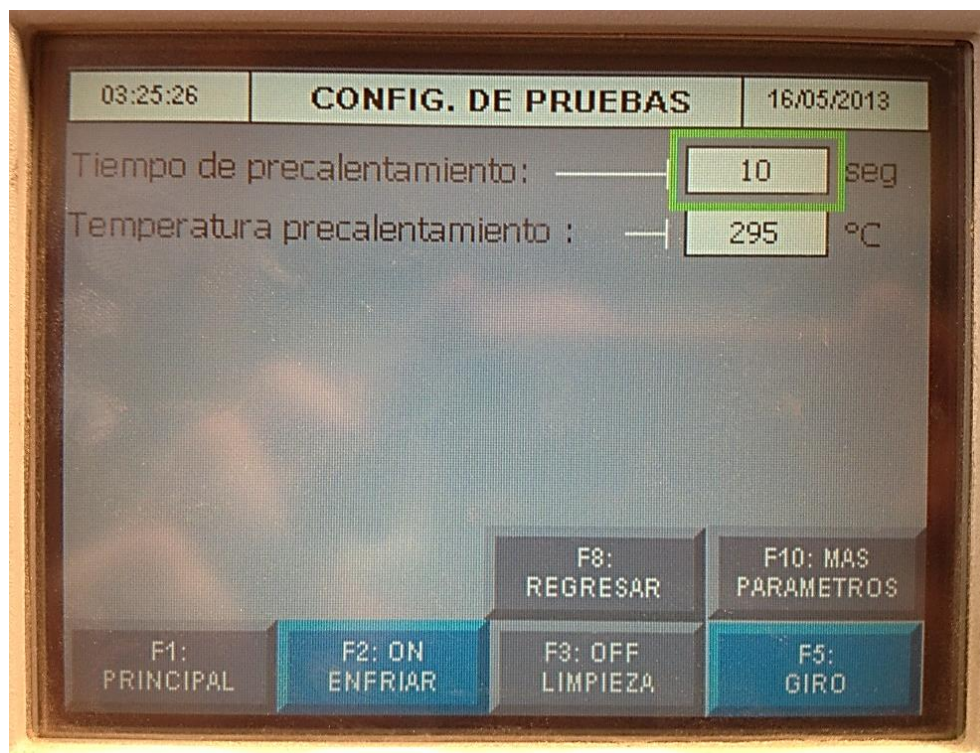


Figura 4.28. Configuración de parámetros para precalentamiento de la probeta en la pantalla táctil.

El sensor infrarrojo de temperatura sirve para monitorear la temperatura de la probeta y poder controlar en que momento sumergirla, ya sea al inicio de la prueba cuando alcanza la temperatura de precalentamiento o entre cada inmersión cuando mediante enfriamiento con aire se alcanza la temperatura a la que se desea volver a sumergirla (temperatura de inmersión). La temperatura de la probeta sólo puede ser medida por medio del sensor infrarrojo cuando el brazo del sistema de rotación se encuentra en su punto más alto, ya que éste es el momento donde el indicador láser incide sobre la probeta. En la Figura 4.29 se muestra la zona de la probeta donde incide el láser. Puede observarse que no se está midiendo la temperatura de la parte inferior de la probeta, que, aunque es la zona de mayor interés por ser la parte que se sumerge, es difícil de medir por esta técnica a causa de que los residuos de aluminio pegado en la probeta cambian la emisividad de la superficie. Es por esto que el sensor se coloca de tal manera que el láser incida justo por encima del área de la probeta que se moja por el aluminio líquido.



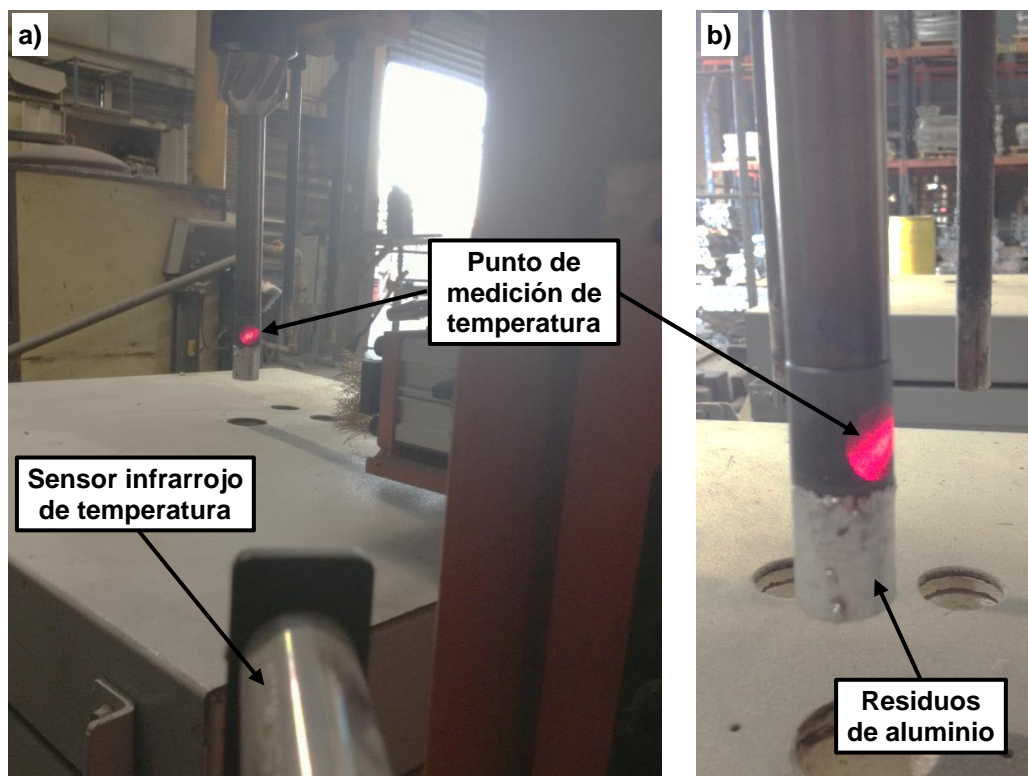


Figura 4.29. a) Zona de incidencia del indicador láser del sensor infrarrojo de temperatura en la probeta. b) Residuos del aluminio líquido en la probeta.

Una vez construido el equipo hubo que validar su correcto funcionamiento y realizar una serie de pruebas exploratorias para detectar cambios requeridos en el programa, componentes adicionales necesarios y diseñar un ensayo que permitiera reproducir el mecanismo de desgaste detectado en los moldes de acero H13. Para lo anterior, primero se definió la geometría y el tamaño de las probetas que se usarían en las pruebas, se optó por una probeta cilíndrica con las dimensiones mostradas en la Figura 4.30.

El otro punto importante a definir para los ensayos de desgaste era la distancia a sumergir de las probetas en el metal líquido, la cual se puede controlar mediante la sonda de nivel del metal, esta distancia decidió fijarse en 26 mm para todas las pruebas. En la Figura 4.31 se muestran imágenes indicando hasta donde se sumergieron las probetas.

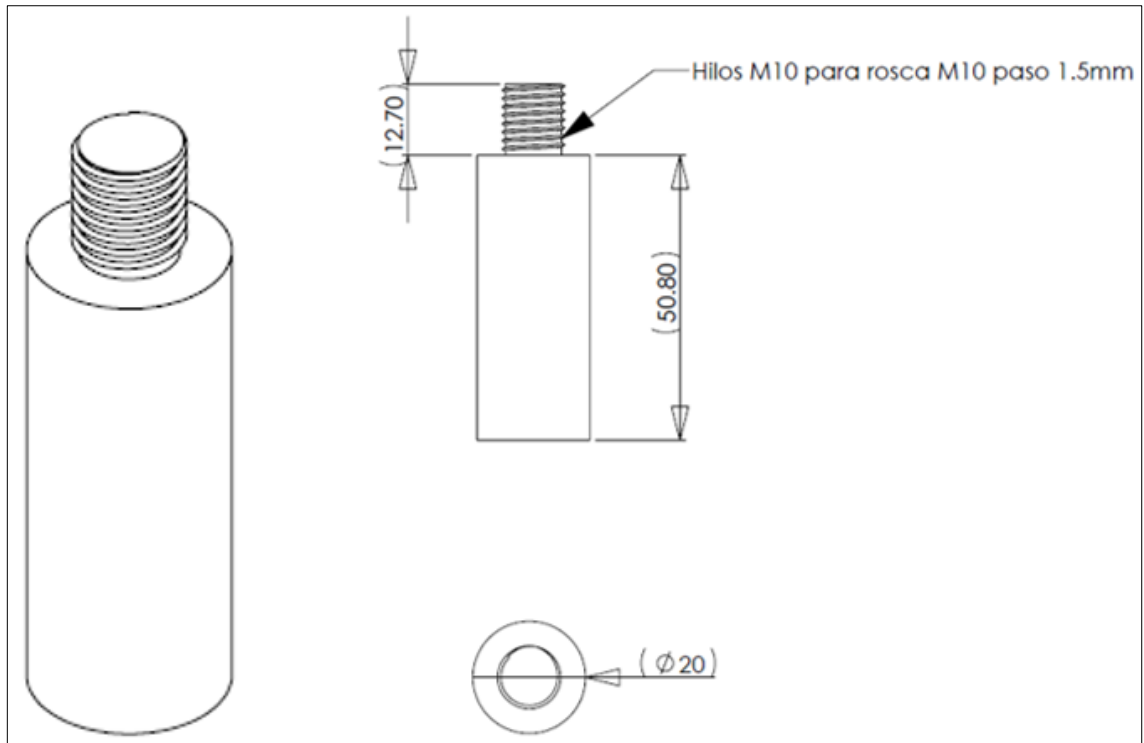


Figura 4.30. Geometría y dimensiones definidas para las probetas a ser usadas en los ensayos de desgaste.

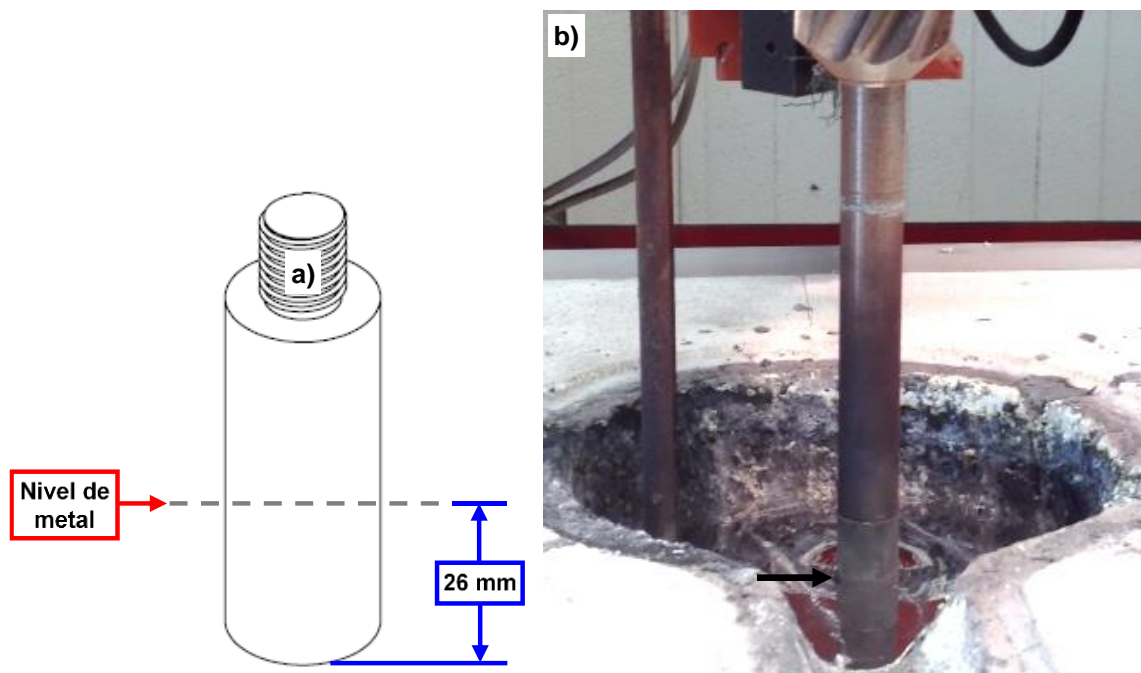


Figura 4.31. a) Dibujo de la distancia sumergida de las probetas en el metal líquido. b) Fotografía de inmersión de una probeta con la tapa del horno abierta.

Dentro de las pruebas exploratorias, se realizaron algunas utilizando una probeta instrumentada con termopares para atacar el problema de no poder leer mediante el sensor infrarrojo la temperatura en el área de la probeta que se sumerge en el aluminio líquido. La probeta se perforó y se incrustaron termopares tipo K a 10 mm y 40 mm de su borde inferior, ver Figura 4.32. De esta manera se podía obtener la temperatura en la superficie de la probeta en dos zonas, la del termopar de arriba que coincide con la zona donde mide el sensor infrarrojo y la del termopar de abajo que corresponde a la parte de la probeta que se sumerge en el aluminio. Estas pruebas consistieron en realizar ciclos de precalentamiento e inmersión (con la rotación desactivada por tener los termopares incrustados) y comparar las temperaturas detectadas por el sensor infrarrojo contra las temperaturas obtenidas con los termopares. En la Figura 4.33 pueden verse las curvas de temperatura obtenidas para una prueba de 120 s de tiempo de inmersión y 250°C de temperatura de inmersión, es decir, la probeta se sumergía durante 120 s en el aluminio líquido a 710°C y al salir de inmersión se enfriaba con aire forzado y se volvía a sumergir una vez que el sensor de temperatura detectaba que estaba a 250°C. De estas pruebas se encontraron dos puntos muy importantes, el primero fue que las lecturas del sensor infrarrojo discrepaban de las obtenidas con el termopar de arriba a pesar de estar colocado justo donde incide el indicador láser, y la segunda era que existía una relación entre las temperaturas del termopar de arriba y abajo. Otra conclusión importante fue que era indispensable activar el uso del aire forzado al salir de inmersión las probetas, ya que de lo contrario se alargaba mucho el tiempo de enfriamiento en cada ciclo y por consiguiente la duración de las pruebas. Para solucionar el problema de la diferencia entre lecturas de temperatura del termopar de arriba y el sensor infrarrojo se determinó que era necesario ajustar la emisividad en la configuración del sensor y eliminar las variaciones de tonalidad en la superficie de las probetas donde incide el indicador láser. Se hicieron varias pruebas y se encontró que recubriendo la probeta con una pintura de grafito (usada normalmente para recubrir moldes) y ajustando la emisividad a 0.75 se lograban mediciones de temperatura más precisas, ver Figura 4.34.

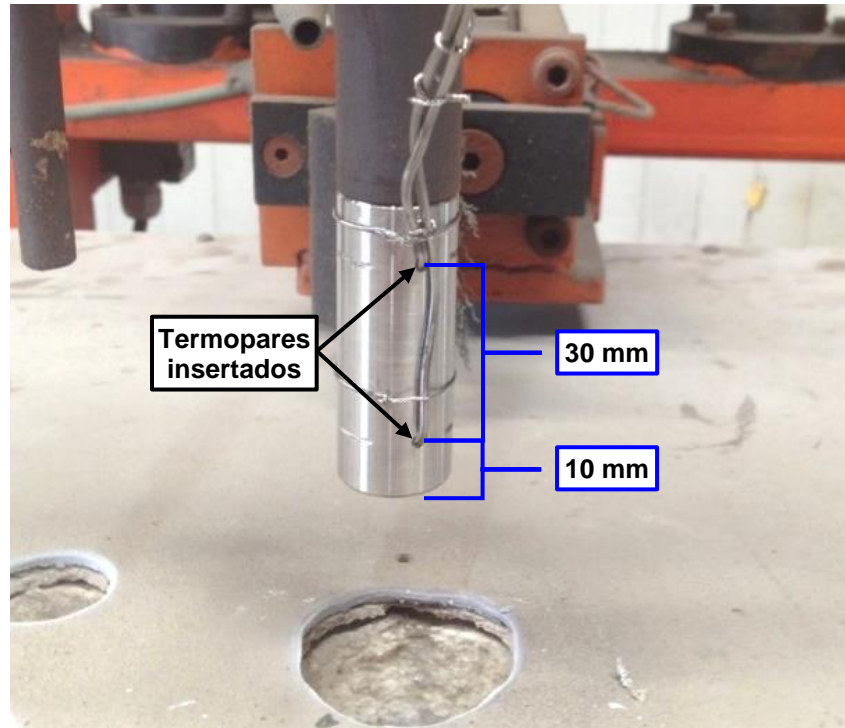


Figura 4.32. Probeta instrumentada con termopares.

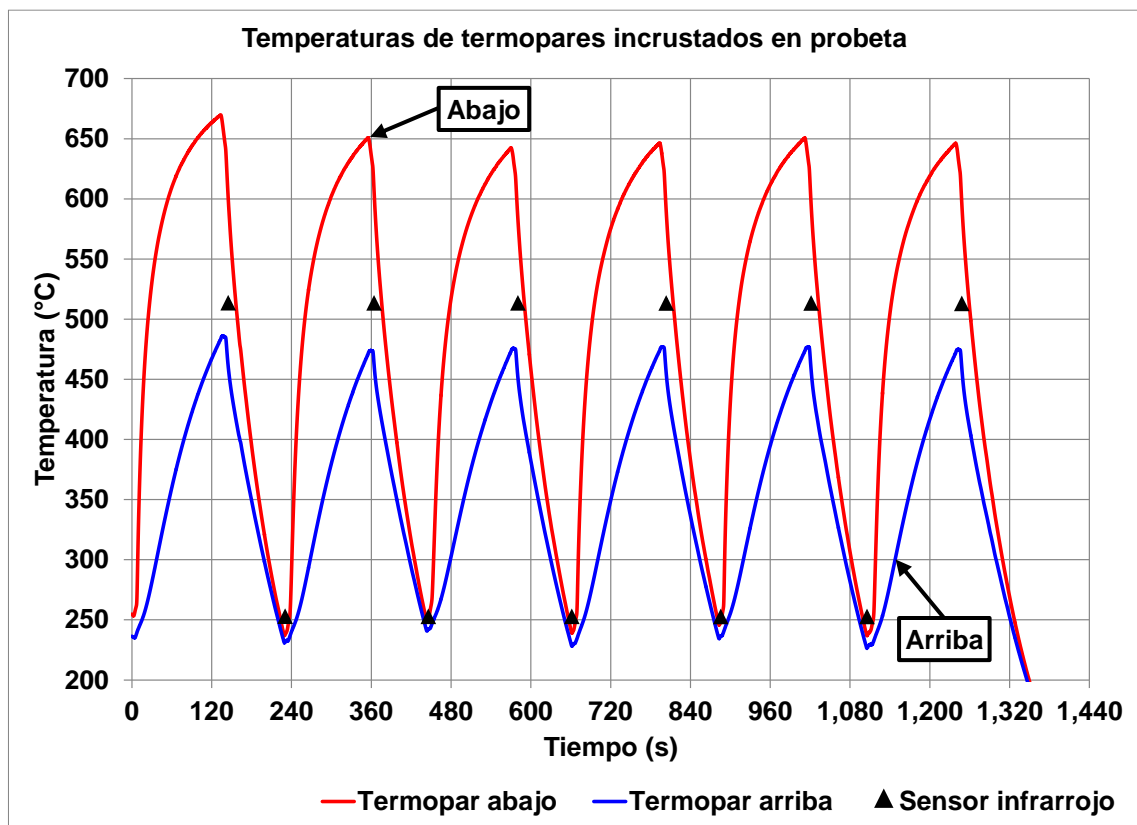


Figura 4.33. Temperaturas en la probeta con los termopares incrustados.

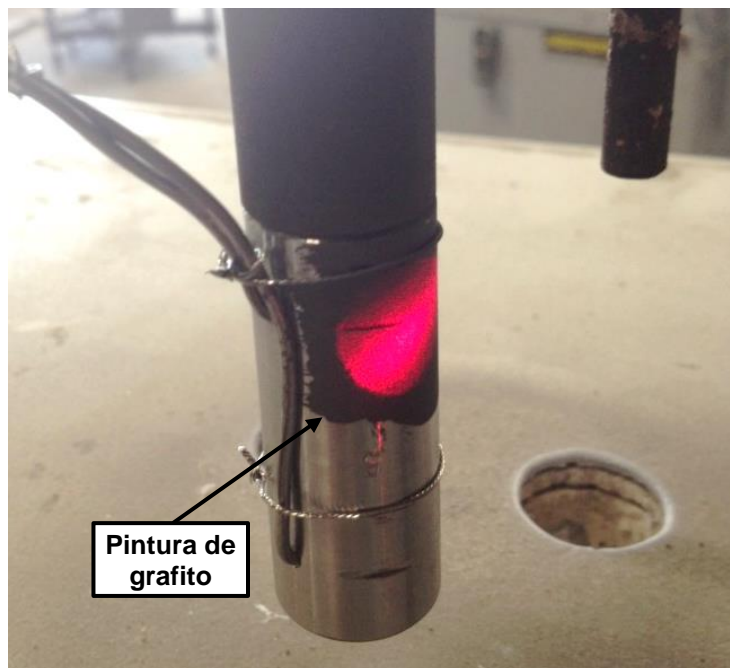


Figura 4.34. Probeta con pintura de grafito en la zona de incidencia del indicador láser del sensor infrarrojo de temperatura.

Una vez calibrado el sensor infrarrojo, y utilizando la relación que existía entre la temperatura del termopar de arriba y abajo, se obtuvieron ecuaciones que relacionan la temperatura detectada por el sensor con la temperatura leída por el termopar de abajo, es decir, con la zona de la probeta que más interesa ya que es la que se sumerge en el metal líquido. Se encontró que la relación entre estas temperaturas era dependiente del momento en que se encontraba la prueba, por lo que la ecuación que relaciona las temperaturas cuando la probeta se encuentra en la etapa de enfriamiento con aire forzado antes de sumergirse en el metal líquido es diferente a la ecuación que hay que aplicar cuando la probeta acaba de salir del baño metálico. En la Figura 4.35 se muestran las gráficas de las cuatro ecuaciones de compensación de temperatura que se implementaron, la cuales se identificaron con letras. La ecuación A sirve cuando la probeta se está enfriando sin el uso de aire forzado, la ecuación B cuando se enfría con aire durante los ciclos de precalentamiento, la ecuación C se emplea para registrar las temperaturas al salir de las inmersiones y la ecuación D para cuando la probeta se está enfriando durante los ciclos de inmersión. Estas ecuaciones se implementaron dentro del programa del PLC de tal manera que con la

temperatura leída por el sensor infrarrojo se pudiera conocer la temperatura en la parte de abajo de la probeta, recordando que esto es posible sólo en los momentos que el brazo del sistema de rotación se encuentra en su punto más alto, ya que es cuando el indicador láser incide sobre la superficie de la probeta.

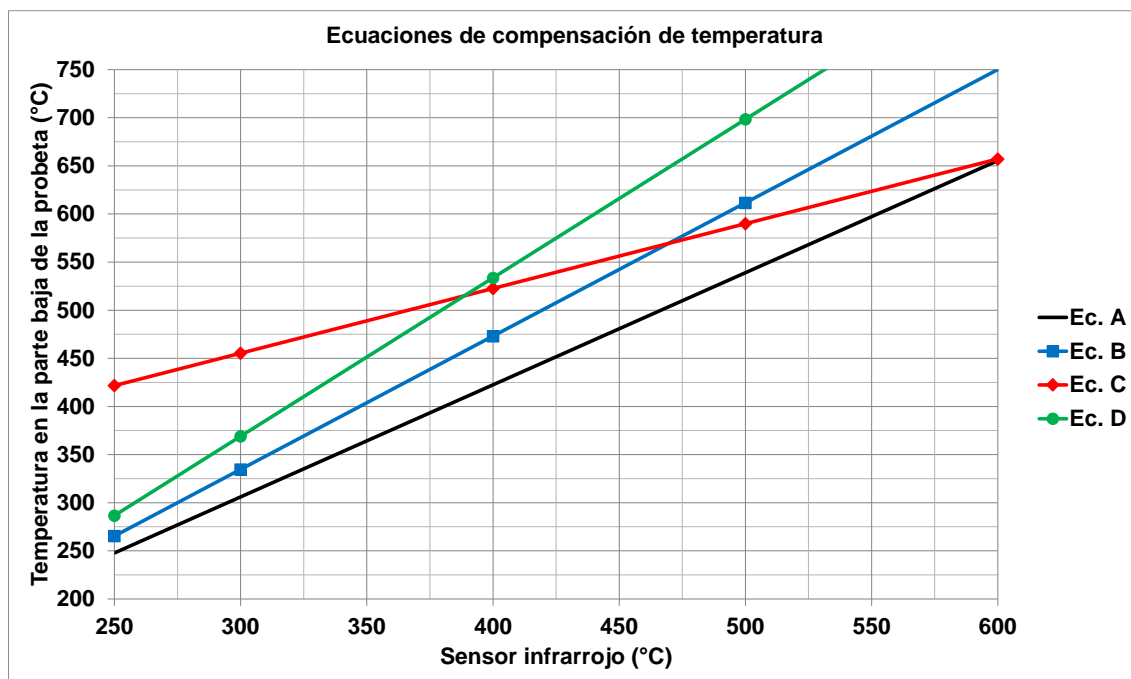


Figura 4.35. Gráficas de las ecuaciones de compensación de temperatura que relacionan la lectura del sensor infrarrojo con la temperatura en la parte inferior de la probeta de acuerdo a las pruebas con los termopares incrustados.

Durante las pruebas para construir la gráfica de la Figura 4.35 pudo notarse que no era recomendable utilizar una temperatura de inmersión de 250°C, esto es debido a que las especificaciones de fábrica del sensor infrarrojo mencionan que funciona entre 250 y 600°C y la línea de la ecuación D muestra que cuando el sensor detecta 250°C en la parte superior de probeta, la parte inferior está aproximadamente a 290°C. Por lo tanto, si se quiere que la temperatura de inmersión corresponda a la parte inferior (siendo la zona de interés) es necesario programar en el equipo temperaturas de inmersión de mínimo 300°C. Esta limitante que presenta el dispositivo de desgaste impide igualar la temperatura especificada en el Capítulo 2, donde se mencionó que la temperatura a la que está el molde de acero H13 cuando entra en contacto con el aluminio líquido es



de entre 120 y 180°C. También pudo notarse que la temperatura máxima que alcanza la probeta supera por mucho los 290 a 330°C obtenidos en el molde en la Figura 2.6, por ejemplo, con 120 s de tiempo de inmersión se observa en la Figura 4.33 que la probeta alcanza los 650°C. Esto es debido a que la proporción de masa aluminio/acero es muy distinta al vaciar el aluminio en el molde en comparación con lo que se presenta en el dispositivo de desgaste, ya que como se dijo anteriormente en el molde la masa de acero es capaz de absorber más calor, además de que cuenta con enfriamientos. En cambio, la probeta es una masa de acero de menor proporción, no cuenta con enfriamiento y se sumerge en aluminio líquido con calentamiento para mantenerse a temperatura constante. Una vez que se logró controlar correctamente la temperatura de la probeta, se continuó con las pruebas exploratorias ya sin termopares incrustados para poder activar la rotación de la probeta. Se encontró que el uso del cepillo para limpieza de los residuos de aluminio en la probeta no era viable ya que las cerdas del cepillo producían marcas sobre su superficie, lo cual afecta el desgaste causado por el aluminio líquido objeto de estudio, ver Figura 4.36, por este motivo se decidió que los ensayos debían realizarse sin usar el cepillo.

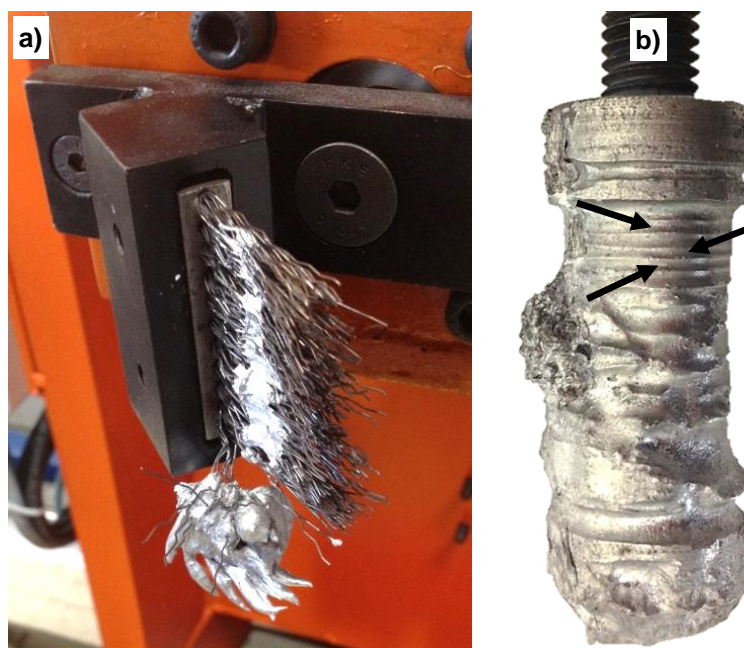


Figura 4.36. a) Cepillo para limpieza de residuos de aluminio líquido. b) Marcas en la probeta (indicadas con flechas) producidas por el cepillo.

Con las pruebas exploratorias se conocieron los alcances del equipo y de acuerdo a éstos se configuraron los parámetros y variables en el programa del PLC. Esto se hizo en base a la adaptación de las condiciones presentadas en el dispositivo de desgaste al esquema del ciclo de vaciado de la Figura 4.15, llegando así al ciclo de la Figura 4.37.

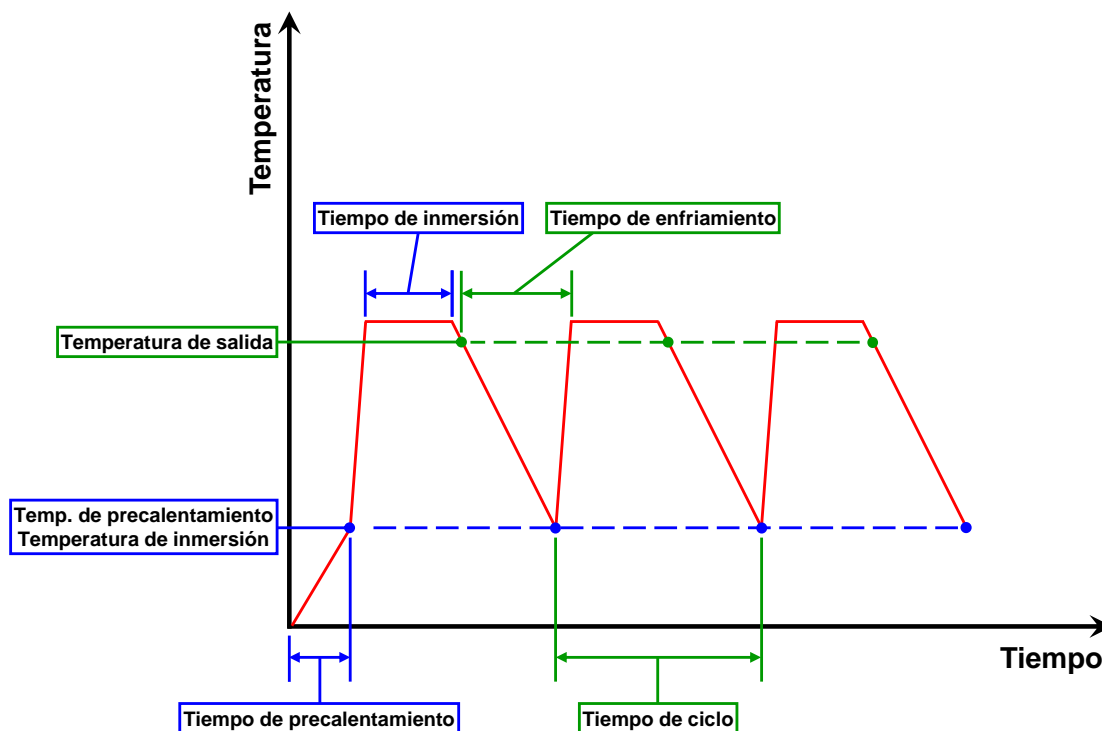


Figura 4.37. Esquema del ciclo térmico del dispositivo de desgaste.

A continuación se definen cada uno de los parámetros de entrada que se programan para realizar los ensayos en el dispositivo de desgaste, los cuales podemos ver en las Figuras 4.27 y 4.28:

Número de ciclos.- Cantidad de ciclos de inmersión que se requieren en la prueba.

Diámetro de probeta.- Diámetro de la probeta en milímetros.

Velocidad lineal de la probeta.- Velocidad tangencial en m/s que se requiere en la periferia de la probeta. De acuerdo al diámetro de la probeta el equipo calcula los rpm necesarios en la rotación.

Tiempo de inmersión.- Tiempo en segundos que se requiere permanezca la probeta sumergida en el metal en cada ciclo.

Temperatura de inmersión.- Temperatura en °C a la que se requiere se sumerja la probeta en cada ciclo. Se mide mediante el sensor infrarrojo cuando el brazo del sistema de rotación está en su punto más alto y el indicador láser del sensor incide en la probeta.

Tiempo de limpieza.- Tiempo en segundos que se requiere que el cepillo limpiador permanezca en contacto con la probeta. Para este trabajo se decidió desactivar esta operación ya que se observó que el cepillo daña la probeta.

Tiempo de precalentamiento.- Tiempo en segundos que se requiere permanezca la probeta cerca del metal para calentarse buscando alcanzar la “temperatura de precalentamiento”.

Temperatura de precalentamiento.- Temperatura en °C a la que se requiere se caliente la probeta para enviarla a la primera inmersión de la prueba. Lo normal es que sea igual a la “temperatura de inmersión”. Se mide mediante el sensor infrarrojo.

El dispositivo de desgaste es capaz de almacenar el comportamiento que tuvieron en cada ciclo las variables que se definen a continuación:

Temperatura de salida.- Temperatura en °C de la probeta al salir de cada inmersión. Como se observa en la Figura 4.37, no es la temperatura máxima que alcanza la probeta durante la inmersión, ya que hay un retardo en tanto el brazo

del sistema de rotación alcanza su punto más alto y es posible medir la temperatura de la probeta mediante el sensor infrarrojo.

Tiempo de enfriamiento.- Tiempo en segundos que tarda la probeta en llegar de la “temperatura de salida” a la “temperatura de inmersión” en cada ciclo.

Temperatura de horno.- Temperatura en °C del metal líquido en el momento que se alcanza la “temperatura de inmersión” de la probeta en cada ciclo. Se mide mediante el termopar sumergido con el objetivo de verificar que la temperatura del metal líquido programada en el horno se mantenga constante.

#### **4.5 Validación del dispositivo de desgaste**

Ya que el propósito del equipo es reproducir el mecanismo de desgaste observado en los insertos de acero H13 colocados en el molde, se realizaron algunas pruebas de validación del dispositivo para verificar que el desgaste producido en las probetas fuera equivalente. Estas pruebas consistieron en ensayar algunas probetas de acero H13 bajo diferentes parámetros buscando determinar los requeridos para conseguir un nivel de desgaste que pudiera medirse y posteriormente comprobar si la causa era el mismo mecanismo de deterioro que en los moldes. Como se comentó, una variable que no se puede controlar en el equipo es la temperatura máxima que alcanza la probeta durante la inmersión y además está muy por encima de lo que alcanza el molde durante el vaciado. Tomando en cuenta que ésta es la principal diferencia entre el equipo y el proceso real se consideró muy importante verificar su repercusión sobre el mecanismo de desgaste. Por esta razón la validación del equipo se decidió hacer a una temperatura relativamente alta del metal líquido, maximizando así el calentamiento en la probeta para saber si a pesar de esto el desgaste se producía bajo el mismo mecanismo. Se decidió utilizar la temperatura de 740°C, ya que

así está el metal en los hornos de mantenimiento y por lo tanto es la temperatura máxima del proceso de vaciado.

Para las pruebas de validación se maquinaron algunas probetas de acero H13 con las mismas características que los moldes. Buscando reproducir el calentamiento al que son sometidos los moldes con fines de aplicación de pintura refractaria, se decidió aplicar a las probetas antes de ensayarlas un proceso de calentamiento en una mufla eléctrica con los mismos parámetros de 450°C por 1.5 horas utilizados para los moldes. A este proceso se le llamó “tratamiento de oxidación” y se hizo con el propósito de obtener en las probetas la misma condición superficial que presentan los moldes cuando entran al proceso de vaciado. Cabe aclarar que las probetas sólo se someten al calentamiento, pero no se les aplica la pintura refractaria, ya que el propósito de este trabajo es evaluar la resistencia al desgaste del material del molde una vez que la pintura se cae. La aleación de aluminio utilizada para las pruebas fue la misma del proceso de vaciado de cabezas para motores explicado en el Capítulo 2, la cual es una aleación Al-Si tipo A356 (clasificación de acuerdo a “*The Aluminum Association*”). La composición química del proceso se ajustó de acuerdo a los límites nominales mostrados en la Tabla 4.3. Las pruebas de validación finales se hicieron de acuerdo a los parámetros mostrados en la Tabla 4.4. Se utilizó un tiempo de precalentamiento de 300 s buscando alcanzar una temperatura de precalentamiento de 300°C, mismo valor que la temperatura de inmersión.

Tabla 4.3. Límites nominales utilizados para la composición química de la aleación tipo A356 usada para los ensayos de desgaste.

Elemento	Contenido (% en peso)
Fe	0.16 – 0.18
Si	7.20 – 7.50
Cu	0.40 – 0.60
Mg	0.25 – 0.45
Mn	0.05 – 0.14
Ti	0.10 – 0.20
Al	Balance

Tabla 4.4. Parámetros para pruebas de validación del equipo.

Parámetro	Especificación
Aleación de aluminio	Tipo A356
Temperatura aluminio líquido	740°C
Tratamiento de oxidación	450°C por 1.5 h
Velocidad tangencial de la probeta	1.2 m/s
Temperatura de inmersión	300°C
Material de las probetas	Acero tipo AISI H13
Tiempo de inmersión	60 s
Número de ciclos	10

En la Figura 4.38a se muestra una de las probetas después de la prueba. Es evidente el desgaste severo en la mayoría de la superficie sumergida en el aluminio líquido. La probeta se seccionó y preparó metalográficamente para ser analizada mediante MEB, se observaron franjas de intermetálicos en la superficie desgastada, ver Figura 4.38b, las cuales mediante análisis por EDX se determinó estaban compuestas principalmente de Al, Fe y Si, ver Figura 4.39.

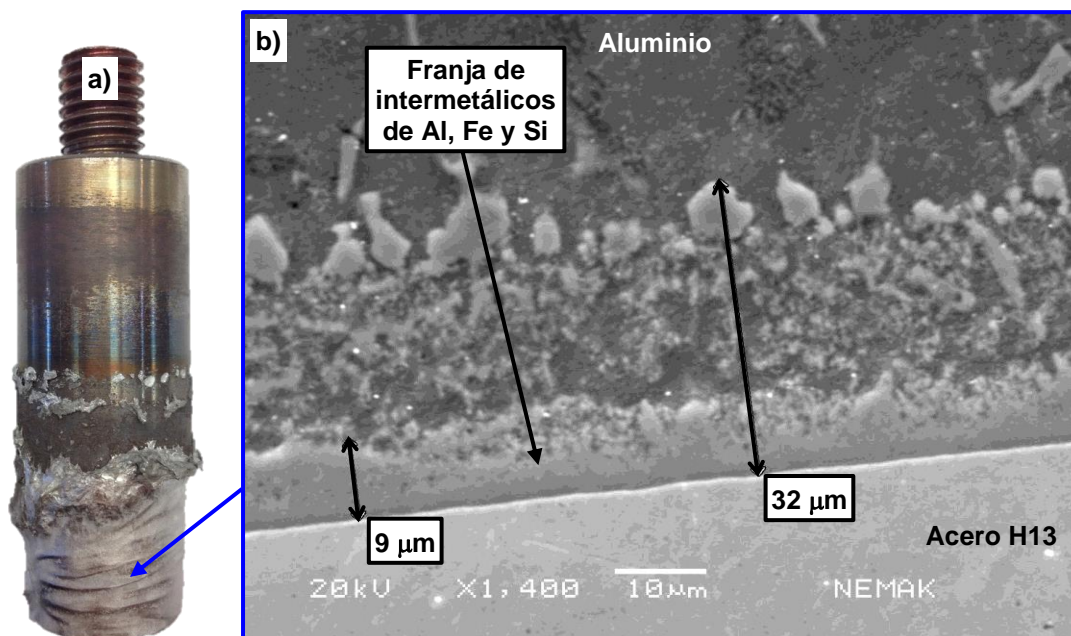


Figura 4.38. a) Fotografía de probeta de acero H13 desgastada en el dispositivo de ensayos. b) Franja de intermetálicos en la superficie desgastada de la probeta después de prepararla metalográficamente (imagen con MEB a 1,400x).

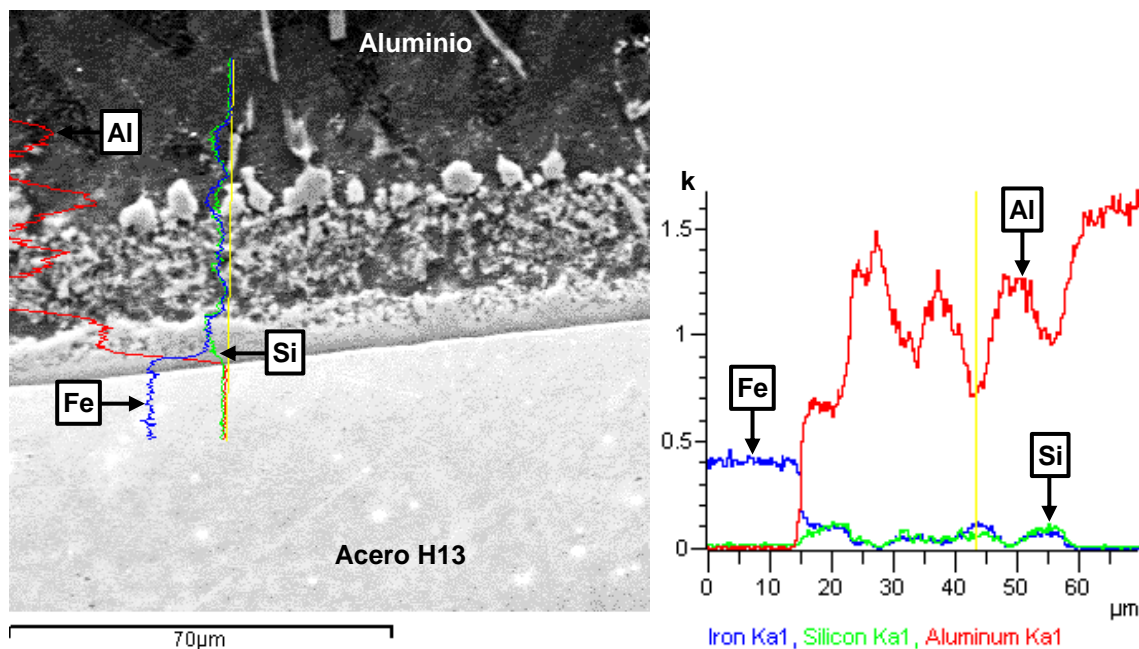


Figura 4.39. Análisis de línea de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie desgastada de la probeta de acero H13.

En la Figura 4.40 se compara la franja de intermetálicos encontrada en los insertos, mostrada anteriormente en la Figura 4.10, contra la que se generó en las probetas. Se observa en ambas que el proceso de remoción de material es muy similar. Algunas diferencias observadas son que los intermetálicos desprendidos se encuentran más dispersos, en mayor cantidad y son un poco más grandes en el caso de las probetas.

Con estas pruebas se validó que el dispositivo de ensayos logra reproducir el mecanismo de desgaste que se presenta en los moldes de acero H13 del proceso de producción. Se concluyó que las diferencias en las temperaturas alcanzadas entre el dispositivo y el proceso real no generan un cambio en el tipo de mecanismo de desgaste presentado, únicamente lo aceleran, lo cual era una característica buscada en el equipo. Con los pasos ejecutados hasta este punto se cumplió con la primera etapa del procedimiento experimental. A continuación se detalla la segunda etapa, en la cual se evaluaron diferentes materiales, recubrimientos y tratamientos superficiales.

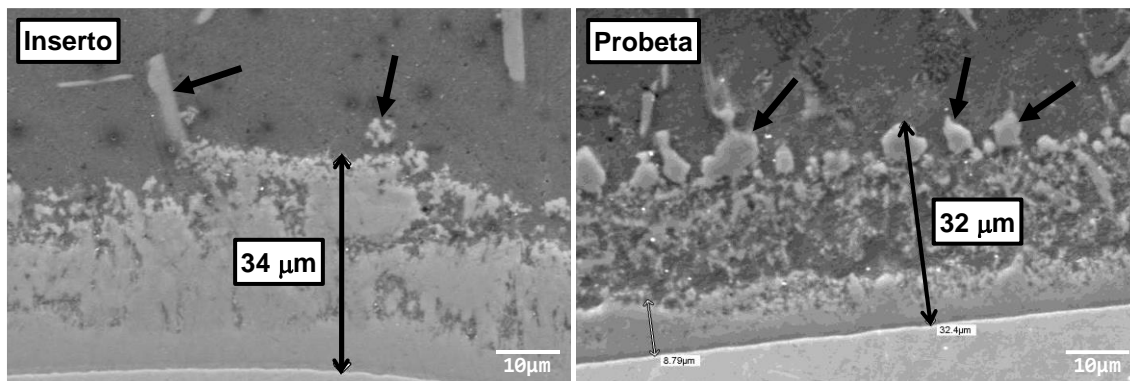


Figura 4.40. Comparación de franjas de fases intermetálicas de Al, Fe y Si observadas en los insertos y en las probetas de acero H13 (imágenes con MEB a 1,400x). Se indica con flechas el desprendimiento de intermetálicos.

#### 4.6 Diseño de los ensayos de desgaste

Todas las probetas de este trabajo de investigación previo al ensayo fueron sometidas al tratamiento de oxidación a 450°C por 1.5 horas en una mufla eléctrica marca Barnstead Thermolyne modelo 30400, posteriormente se dejaban enfriar al ambiente. Por su parte la aleación de aluminio se preparaba ajustando su composición química a la de la aleación tipo A356 de la Tabla 4.3 en un horno de crisol con calentamiento por gas tipo basculante marca Thermtronix modelo GT-600 con una capacidad aproximada de 270 kg. De este horno se transfería el metal líquido a los hornos eléctricos del dispositivo de desgaste donde se estabilizaba su temperatura a la requerida en el ensayo. Se encontró que un nivel de llenado adecuado coincidía con aproximadamente 5.8 kg de metal líquido, se utilizó una varilla marcada como referencia para llenar los hornos siempre al mismo nivel y garantizar que todos los ensayos fueran con 5.8 kg de aluminio líquido. Quedó demostrado en las pruebas de validación que el utilizar valores altos de temperatura de metal líquido, como por ejemplo 740°C, acelera el proceso de deterioro sin modificar el mecanismo de desgaste, sin embargo, se decidió usar metal a 710°C para todos los ensayos para aproximarse más a lo que sucede en el proceso real, donde el aluminio llega a esta temperatura a la zona donde se produce el desgaste observado en los moldes.



Antes de cada ensayo, la probeta (previamente sometida al tratamiento de oxidación) se limpiaba con alcohol etílico, se secaba con aire caliente y se pesaba en una balanza analítica con precisión de 0.1 mg. Después la probeta se fijaba al porta probetas en el dispositivo de desgaste y se le aplicaba la pintura de grafito en la parte superior para una mayor precisión en las lecturas de temperatura de la probeta como se explicó en la Figura 4.34. Posteriormente se movía el soporte del sistema de rotación lateralmente a la posición del horno que correspondiera y se configuraban en la pantalla táctil los parámetros del ensayo. Estos parámetros se eligieron en base a lo observado en las pruebas exploratorias y de validación buscando aproximarse en lo posible a los parámetros del proceso real.

Durante las pruebas exploratorias y de validación del equipo se observó que el desgaste en las probetas podía generarse con diferente número de ciclos dependiendo del tiempo de inmersión, lo cual era de esperarse porque al incrementarlo se hace la prueba más agresiva, sin embargo, se encontró que no era recomendable un tiempo de inmersión mayor a 180 s debido a que se presentaban problemas de control de temperatura del metal líquido. La temperatura de inmersión mínima posible de utilizar en el equipo se comentó es de 300°C y no se consideró recomendable utilizar valores mayores para no alejarse tanto del parámetro equivalente del proceso real (120 a 180°C). Por esta razón se decidió que era mejor variar el tiempo de inmersión en la búsqueda de un ensayo que permitiera tener un nivel de desgaste medible y comparar entre diferentes materiales, recubrimientos y tratamientos superficiales, los cuales pudieran tener resistencias al desgaste muy distintas entre sí. Por lo tanto, dependiendo el material y la condición superficial evaluados se diseñaba un ensayo con el tiempo de inmersión que permitiera tener un nivel de desgaste representativo dentro de un número de ciclos y tiempo total de prueba adecuados. De acuerdo a lo observado se consideró adecuado utilizar tiempos de inmersión de entre 90 y 180 s.

La velocidad tangencial de la probeta se configuró en 1.2 m/s para todos los ensayos, ya que como se comentó, fue lo detectado en el aluminio líquido mediante simulación en las zonas de desgaste crítico de los moldes. Por su parte la temperatura de precalentamiento para la primera inmersión se igualó a la temperatura de inmersión en 300°C para que todos los ciclos fueran equivalentes, para esto se encontró que era recomendable usar un tiempo de precalentamiento de 300 s. En la Tabla 4.5 se resumen los parámetros utilizados en los ensayos de desgaste realizados en esta investigación.

Tabla 4.5. Parámetros para ensayos de desgaste.

Parámetro	Especificación
Aleación de aluminio	Tipo A356
Temperatura aluminio líquido	710°C
Tratamiento de oxidación	450°C por 1.5 h
Velocidad tangencial de la probeta	1.2 m/s
Temperatura de inmersión	300°C
Tiempo de inmersión	90 a 180 s
Número de ciclos	Variable (entre 5 a 240)

Una vez terminados los ciclos que se consideraran adecuados para el ensayo se movía el soporte del sistema de rotación a la posición intermedia entre los hornos eléctricos y se activaba el aire forzado para llevar la probeta a temperatura ambiente y poder retirarla para su análisis.

#### 4.7 Materiales y condiciones superficiales evaluadas

Para los ensayos fueron seleccionados 5 materiales para comparar su resistencia al desgaste contra el acero tipo AISI H13. De estos materiales, uno es un hierro gris y los otros 4 son aceros herramienta utilizados en la industria para fabricación de moldes. También se decidió evaluar 6 diferentes recubrimientos y tratamientos superficiales aplicados sobre probetas de acero

H13. La empresa Aurrenak, dedicada a la manufactura de moldes, se encargó de fabricar, tratar térmicamente y maquinar las probetas. La empresa Grupo TTT acondicionó las probetas correspondientes con los recubrimientos y tratamientos superficiales. De esta manera las probetas se recibieron prácticamente listas para el ensayo, sólo faltando aplicar el tratamiento de oxidación. En la Tabla 4.6 se muestra la composición química nominal y la densidad de cada material, datos proporcionados por Aurrenak, así como la identificación que usaremos en este trabajo para diferenciarlos. En la Tabla 4.7 se presentan los recubrimientos y tratamientos superficiales seleccionados para evaluar y la identificación a utilizar.

Tabla 4.6. Identificación, composición química nominal (balance con Fe) y densidad de los materiales evaluados.

Material	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Composición química (% en peso)								
		C	Cr	Mo	Si	Mn	V	Ni	Co	W
A (acero H13)	7.75	0.39	5.2	1.4	1	0.4	0.9	-	-	-
B (hierro gris)	7.20	2.8 - 3.7	-	-	2.3 - 2.7	0.4 - 0.8	-	-	-	-
C	8.09	< 0.008	< 0.30	4.5	< 0.1	< 0.1	-	14	10.5	-
D	7.80	0.35	5	2.3	0.2	0.5	0.6	-	-	-
E	8.06	0.31	0.08	3.1	0.17	0.16	< 0.003	0.08	-	1.85
F	7.60	1.70	18	1	0.8	0.3	3	-	-	-

Tabla 4.7. Recubrimientos y tratamientos superficiales aplicados en probetas de acero tipo AISI H13 seleccionados para evaluar y su identificación.

Condición superficial	Recubrimiento / tratamiento superficial
R1	Nitruración gaseosa con post-oxidación (NG)
R2	Nitruración iónica con pantalla activa (ASPN)
R3	Proyección térmica con CrNi-WC (PT CrNi-WC)
R4	Proyección termica con Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (PT Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )
R5	Deposición física de vapor (PVD) con CrAlN
R6	ASPN+PVD con CrAlN

En total fueron 12 condiciones diferentes evaluadas. Se tomó una probeta de cada condición para preparar metalográficamente, observar su microestructura y medir la microdureza para tener la referencia de cómo se recibieron y cómo

estaban antes de los ensayos. Para los ensayos de desgaste se planteó como objetivo 5 probetas de cada condición superficial, 4 para ser utilizadas en la evaluación de masa perdida y 1 para ser seccionada. Las probetas seccionadas se usaron para medir microdureza con el fin detectar posibles cambios a raíz del ensayo y para caracterizar el mecanismo de desgaste propio de cada condición.

Para el caso de las probetas sin recubrimiento, debido al muy diferente comportamiento al desgaste presentado por los materiales, se tuvieron que repetir ensayos y ajustar el tiempo de inmersión para conseguir un desgaste cuantificable en las probetas. En algunos materiales se modificó el número de ciclos antes de detener la prueba, ya que como se vio en la Figura 4.29, las probetas al salir de inmersión pueden estar cubiertas de residuos del aluminio, lo cual dificulta mediante simple observación tener la certeza de que el desgaste se esté produciendo. Para el acero H13 se decidió hacer más de 5 ensayos, siendo 8 en total, ya que al ser el material de referencia se buscaba ver la dispersión en los resultados que pudiera presentarse en el dispositivo de desgaste. En la Tabla 4.8 se presentan los ensayos que finalmente se tomaron en cuenta y los parámetros utilizados. Se muestra también el tiempo total acumulado que duró cada probeta dentro del metal líquido (“tiempo total en Al”). Se encontró que el tiempo de duración total de los ensayos varió entre 0.4 y 3.3 horas.

Para las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales, debido a que la aparición del desgaste se prolongaba, se hizo necesario dividir los ensayos en etapas. Se decidió que las etapas fueran de máximo 60 ciclos y utilizar en todas las probetas un tiempo de inmersión de 180 s, consiguiendo así que cada etapa durara aproximadamente 5 horas. Debido a esto se requirió que algunas etapas de un mismo ensayo se realizaran en diferente día, por lo que se decidió renovar el metal líquido entre cada etapa para garantizar su composición química. El listado de los ensayos realizados de cada condición superficial y sus parámetros se muestran en la Tabla 4.9. El tiempo de duración total de los ensayos fue de entre 4 y 19.4 horas.

Tabla 4.8. Parámetros y duración de los ensayos de las probetas de los distintos materiales sin recubrimiento.

Material	Superficie	Probeta	Inmersión (s)	Ciclos	Tiempo total en Al (min)	Duración ensayo (h)
A (acero H13)	Sin recubrir	A-1	90	30	45	1.6
		A-2	120	10	20	0.6
		A-3	130	30	65	1.9
		A-4	180	10	30	0.8
		A-5	180	10	30	0.8
		A-6	180	10	30	0.8
		A-7	180	10	30	0.8
		A-8	180	5	15	0.4
B (hierro gris)	Sin recubrir	B-1	120	50	100	3.2
		B-2	130	30	65	2.0
		B-3	130	40	87	2.7
		B-4	180	30	90	2.4
		B-5	180	20	60	1.6
C	Sin recubrir	C-1	90	30	45	1.5
		C-2	120	10	20	0.6
		C-3	130	30	65	2.0
		C-4	180	10	30	0.8
		C-5	180	5	15	0.4
D	Sin recubrir	D-1	90	30	45	1.6
		D-2	120	10	20	0.6
		D-3	130	40	87	2.7
		D-4	130	30	65	2.0
		D-5	180	15	45	1.2
E	Sin recubrir	E-1	90	30	45	1.6
		E-2	120	30	60	2.1
		E-3	130	40	87	2.7
		E-4	130	30	65	2.0
		E-5	180	10	30	0.8
F	Sin recubrir	F-1	90	30	45	1.6
		F-2	120	10	20	0.6
		F-3	130	30	65	2.0
		F-4	180	40	120	3.3
		F-5	180	10	30	0.8

Tabla 4.9. Parámetros y duración de los ensayos de las probetas con las diferentes condiciones de recubrimientos y tratamientos superficiales.

Material	Superficie	Probeta	Inmersión (s)	Ciclos	Tiempo total en Al (min)	Duración ensayo (h)
A (acero H13)	NG (R1)	R1-1	180	120	360	9.5
		R1-2	180	120	360	9.6
		R1-3	180	120	360	9.7
		R1-4	180	90	270	7.2
		R1-5	180	100	300	8.0
	ASPN (R2)	R2-1	180	120	360	9.5
		R2-2	180	120	360	9.6
		R2-3	180	60	180	4.8
		R2-4	180	60	180	4.8
		R2-5	180	50	150	4.0
	PT CrNi-WC (R3)	R3-1	180	180	540	14.2
		R3-2	180	180	540	14.4
		R3-3	180	60	180	4.9
		R3-4	180	80	240	6.5
		R3-5	180	120	360	9.6
	PT Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (R4)	R4-1	180	240	720	19.1
		R4-2	180	240	720	18.7
		R4-3	180	240	720	19.4
		R4-4	180	240	720	19.0
		R4-5	180	240	720	19.3
	PVD (R5)	R5-1	180	180	540	14.3
		R5-2	180	60	180	4.8
		R5-3	180	60	180	4.9
		R5-4	180	60	180	4.8
		R5-5	180	60	180	4.8
ASPN+PVD (R6)	R6-1	180	180	540	14.2	
	R6-2	180	120	360	9.6	
	R6-3	180	60	180	9.5	
	R6-4	180	60	180	4.8	
	R6-5	180	60	180	4.8	

En total fueron 63 probetas ensayadas en el dispositivo de desgaste las consideradas para este estudio, que, sumadas a las 12 probetas utilizadas para evaluar su estado inicial, hacen un total de 75 probetas analizadas y de las cuales se presentan resultados en el Capítulo 5 del presente trabajo.

### **4.7.1 Evaluación de microdureza**

De cada clase de material, recubrimiento y tratamiento superficial se seleccionó una probeta en su condición de recibida para analizar su microestructura y realizar mediciones de microdureza Vickers. Las probetas fueron seccionadas longitudinalmente, una mitad se utilizó para preparar metalográficamente, analizar la microestructura por medio de microscopio óptico, MEB y EDX y llevar a cabo las mediciones de microdureza. Las mitades restantes fueron sometidas al tratamiento de oxidación antes de las mediciones de microdureza para evaluar si había un efecto sobre la misma. En las probetas seccionadas para caracterizar el desgaste también se realizaron mediciones de microdureza para determinar su afectación por motivo de las condiciones de ensayo. Esto mismo se hizo para el inserto de acero H13 de la zona de la “copa” anteriormente seccionado para caracterizar el desgaste, donde se obtuvieron mediciones de microdureza en áreas con presencia de desgaste y en otras sin contacto con el aluminio líquido para comparar contra su dureza inicial. Las mediciones de microdureza Vickers se realizaron con un microdurómetro marca Future-Tech modelo FM con ayuda del programa analizador de imágenes Clemex CMT. Se obtuvieron perfiles de microdureza realizando indentaciones cada  $37.5 \mu\text{m}$  iniciando a partir de  $75 \mu\text{m}$  desde la superficie del material. Todas las mediciones se hicieron conforme a la norma ASTM E384-17 [59] utilizando una carga de 200 gf aplicada durante 15 segundos (para el hierro gris se usaron 50 gf).

### **4.7.2 Evaluación de masa perdida**

De cada una de las 12 condiciones estudiadas se seleccionaron 4 probetas ensayadas (del acero H13 fueron 7) para calcular la masa perdida. Para esta evaluación fue necesario remover de las probetas el aluminio adherido durante los ensayos, para lo cual se sumergieron las probetas de manera individual en

una solución de hidróxido de sodio en agua al 30 % (60 g de NaOH en 200 ml de agua) durante aproximadamente 1 hora [36,60]. Después de esto se cepillaron las probetas con un cepillo dental, agua y jabón para remover residuos formados durante la reacción. En caso de continuar observándose aluminio adherido se repetía la operación de limpieza las veces necesarias. Al final se limpiaron las probetas con alcohol etílico, se secaron con aire caliente y se pesaron en la misma balanza analítica con precisión de 0.1 mg donde habían sido pesadas antes del ensayo. Mediante la resta de la masa inicial antes del ensayo y la masa final después de la limpieza con la solución de hidróxido de sodio se calculó la masa perdida por cada probeta.

#### **4.7.3 Caracterización de los mecanismos de desgaste**

De las probetas ensayadas en el dispositivo de desgaste se seleccionó una de cada condición con el fin de caracterizar el mecanismo de desgaste presentado. Estas probetas no fueron sometidas al proceso de limpieza con hidróxido de sodio para conservar el aluminio adherido y la interfase en su superficie. Las probetas se seccionaron, prepararon metalográficamente y se analizaron mediante el uso de microscopía óptica y MEB para observar a detalle las áreas desgastadas. Mediante técnicas de EDX se caracterizaron las capas de intermetálicos formadas y los productos del desgaste. Se utilizó para este trabajo un microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo IT300 y para los análisis por EDX un detector de rayos X de la marca Oxford modelo X-Max y el programa AZtec.

En las probetas sin recubrimiento ni tratamiento superficial se buscó analizar especialmente las áreas con mayor deterioro donde el mecanismo de desgaste estuviera actuando de manera preferencial para poder caracterizarlo. Para el caso de las probetas con recubrimiento se buscaron áreas con evidencia de alguna interacción entre el recubrimiento y el metal líquido antes de lograr



penetrar hasta el material base (acero H13). Por su parte, en las probetas con tratamientos superficiales se analizó principalmente si lograban provocar un cambio en el mecanismo de desgaste del acero H13, denominado anteriormente como disolución química asistida por flujo.

#### **4.8 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción**

Se decidió realizar pruebas con insertos en moldes de producción con el fin de validar que las condiciones que mostraron los mejores resultados en probetas ensayadas en el dispositivo pudieran también mostrar beneficios al aplicarlas en la operación. Para esto, se fabricaron insertos combinando los materiales y recubrimientos que presentaron la mayor resistencia al desgaste y se instalaron en moldes de producción para someterlos a las condiciones normales del proceso de vaciado por gravedad de cabezas de aluminio para motores automotrices.

Durante la producción se monitoreó el progreso del desgaste en estos insertos de manera cualitativa para determinar la cantidad de piezas que era posible vaciar antes de que el desgaste llegara a un nivel crítico que obligara a su remplazo. Esta información se obtuvo con el fin de comparar contra el tiempo de vida observado en los insertos fabricados con acero H13 y poder evaluar los posibles beneficios derivados de un cambio en el material base y/o condición superficial de los insertos.

Para estas pruebas se optó por evaluar solamente insertos de la zona de la “copa”. Las condiciones seleccionadas para fabricar estos insertos fueron el hierro gris sin recubrimiento y con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), y el acero H13 con la condición de ASPN+PVD y con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina.

# CAPÍTULO 5

## RESULTADOS

### 5.1 Introducción

En el presente capítulo se presentan los resultados obtenidos en la segunda etapa de la experimentación de este trabajo de investigación (ver Figura 4.1). Como primer paso, se muestra el estado inicial en que se recibieron las probetas para poder determinar los cambios que experimentan a raíz del tratamiento de oxidación y los ensayos de desgaste. Se incluyen imágenes de la microestructura observada en las probetas de los distintos materiales. De las probetas de acero tipo AISI H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales se muestran micrografías donde se aprecian los espesores de las capas presentes.

Se muestran gráficas de las mediciones de microdureza Vickers del estado inicial de las probetas, después del tratamiento de oxidación y la resultante luego de ser ensayadas en el dispositivo de desgaste. Se anexan fotografías de probetas completas después del ensayo y tablas con los resultados del cálculo de masa perdida, volumen perdido y tasa de desgaste. Finalmente se presentan las imágenes obtenidas por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB) en áreas atacadas por el aluminio líquido en probetas de diferentes condiciones y los resultados del análisis por espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX) de los intermetálicos observados. En los apéndices de este trabajo se complementan los resultados mostrados en este capítulo.

## 5.2 Estado inicial de las probetas

En las Figuras 5.1 y 5.2 se presentan imágenes fotográficas de probetas de las diferentes condiciones utilizadas en este estudio para mostrar su apariencia superficial inicial, es decir en el estado en que fueron recibidas de la empresa encargada de su fabricación (Aurrenak). En la Figura 5.1 se muestran las probetas de los distintos materiales sin recubrimiento y en la Figura 5.2 se presentan las probetas de acero tipo AISI H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales. La composición química de los materiales A al F quedaron indicadas en la Tabla 4.6 del Capítulo 4.

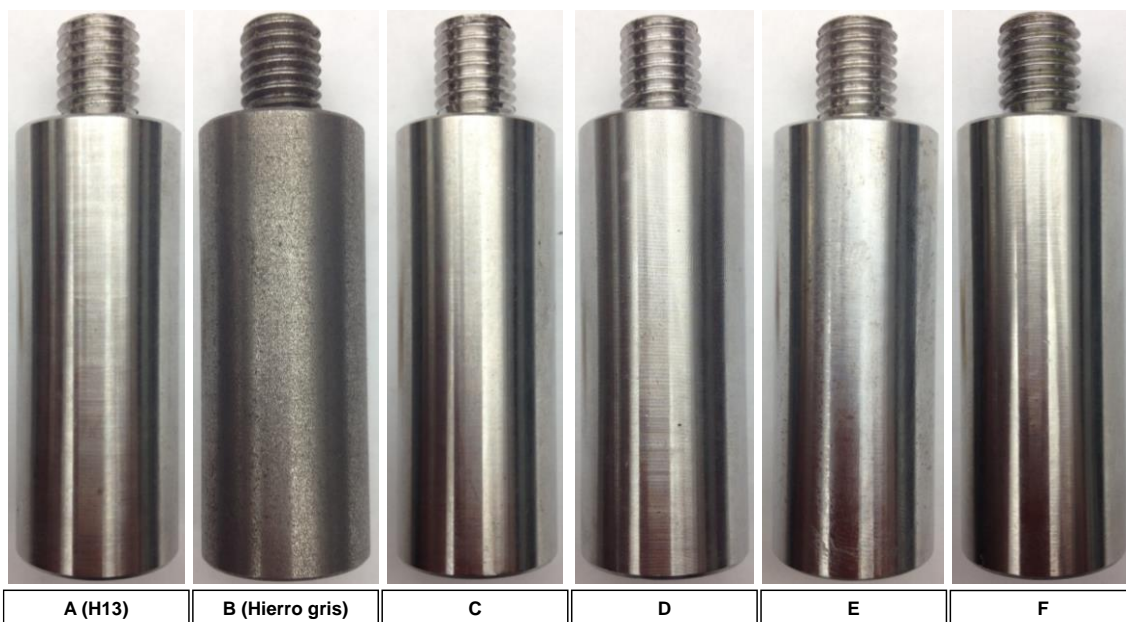


Figura 5.1. Probetas de los distintos materiales sin recubrimiento en el estado en que fueron recibidas.

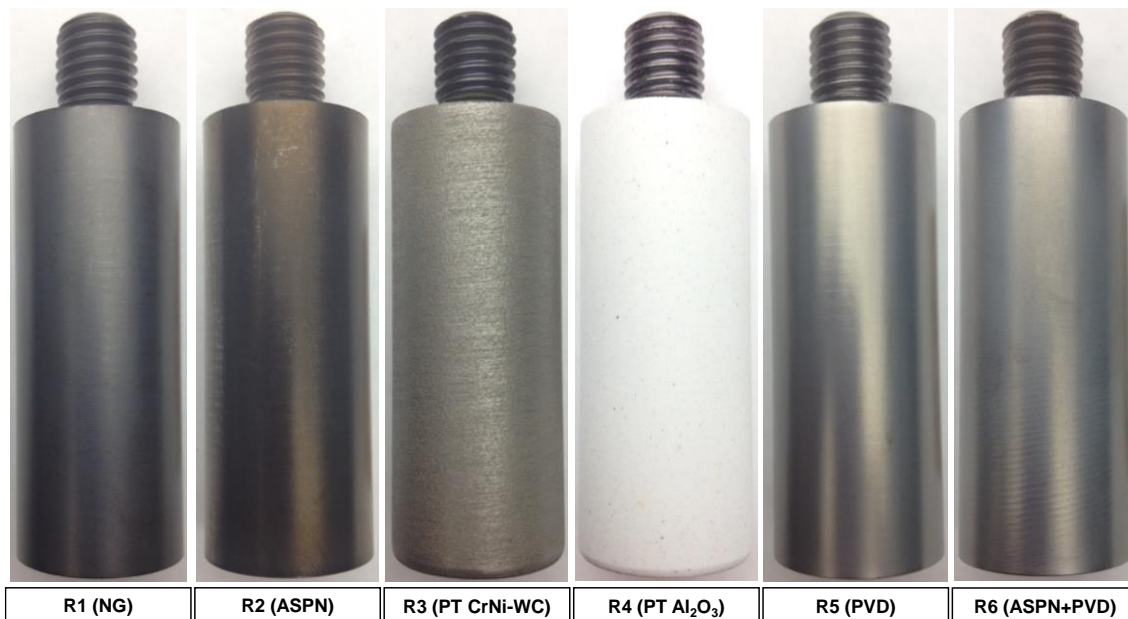


Figura 5.2. Probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales en el estado en que fueron recibidas.

Para conocer el estado inicial de las probetas se seccionó una de cada una longitudinalmente y las mitades se prepararon metalográficamente hasta acabado espejo. Se obtuvieron imágenes de su microestructura y se realizaron mediciones de microdureza Vickers. En las Figuras 5.3 a 5.14 se presentan las micrografías y los perfiles de microdureza de los materiales sin recubrimiento. Se obtuvo el tamaño de grano de acuerdo a la norma ASTM E112-10 [61]. Se incluye la equivalencia en la escala de dureza Rockwell C (HRC) de acuerdo a la norma ASTM E140-07 [62].

Las micrografías y los perfiles de microdureza de las probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales se presentan en las Figuras 5.15 a 5.26. En este caso las micrografías se obtuvieron del borde de las probetas para mostrar el espesor de las capas en su superficie. Para las probetas con recubrimientos de CrNi-WC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y PVD (deposición física de vapor) no se obtuvieron mediciones de microdureza en estas capas, ya que debido a su delgado espesor las indentaciones no eran confiables, por lo que los perfiles de microdureza mostrados reflejan la condición del material base acero H13.

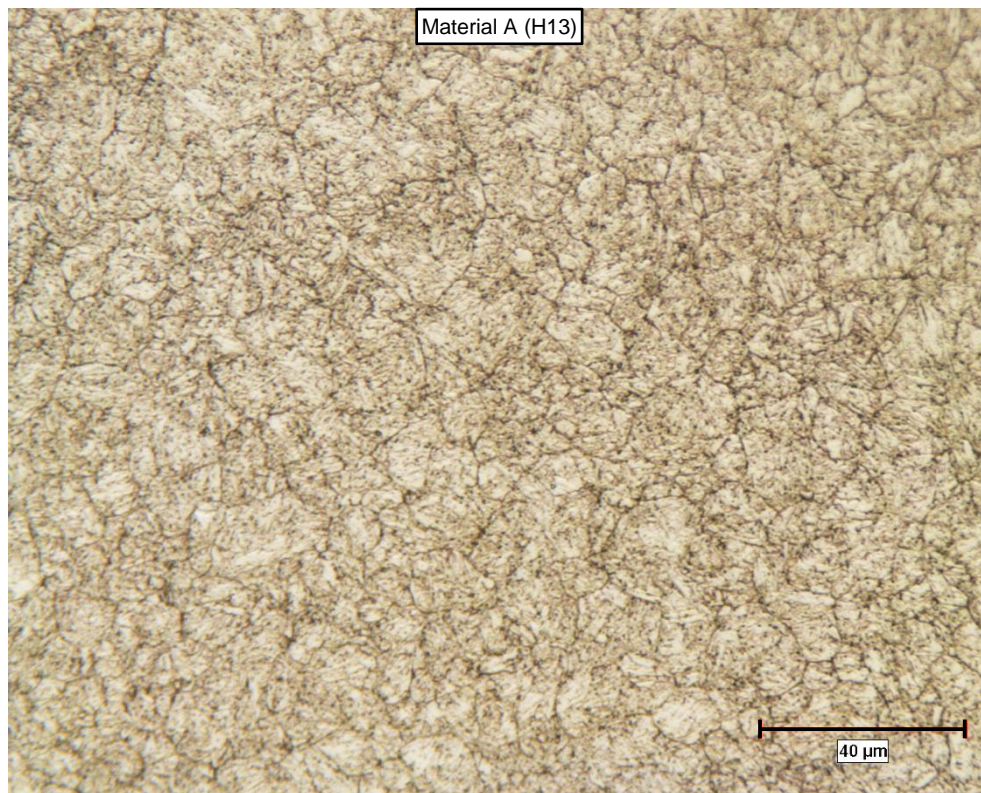


Figura 5.3. Micrografía óptica del acero H13 a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Se observa martensita fina revenida. Tamaño de grano ASTM número 10.

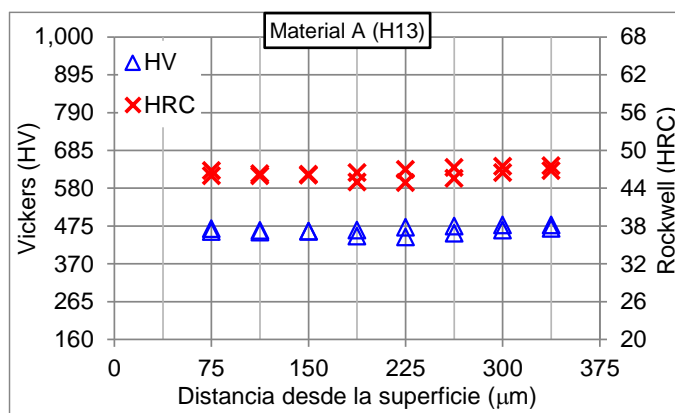


Figura 5.4. Perfil de microdureza del acero H13 en el estado en que se recibieron las probetas.



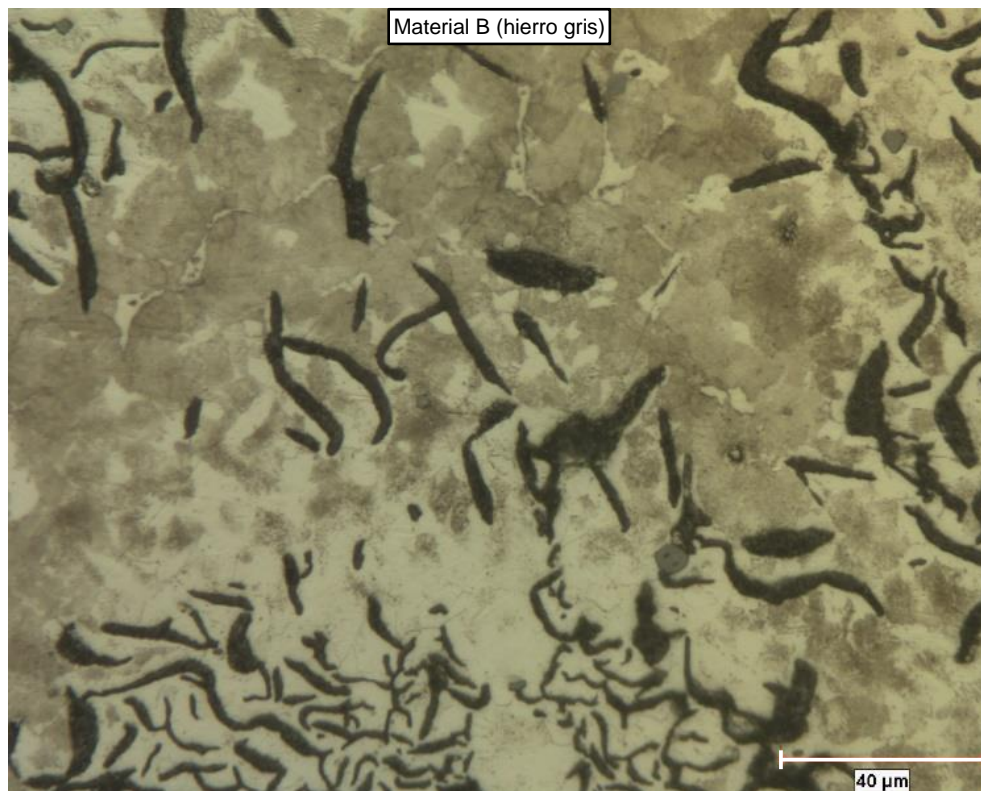


Figura 5.5. Micrografía óptica del hierro gris a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2%. Se observan hojuelas de grafito tipo VII con distribución tipo A y B [63] en una matriz de perlita y ferrita.

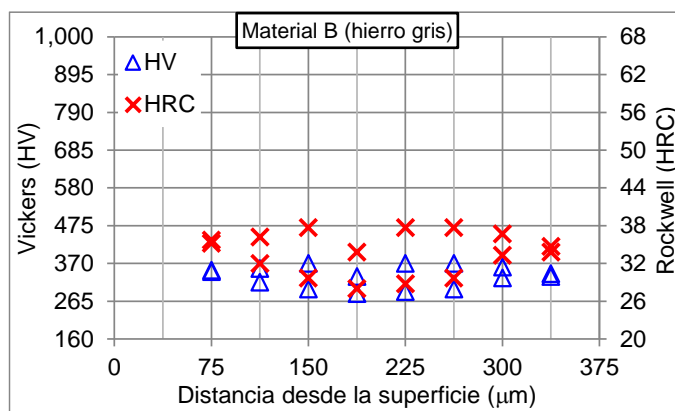


Figura 5.6. Perfil de microdureza del hierro gris en el estado en que se recibieron las probetas.

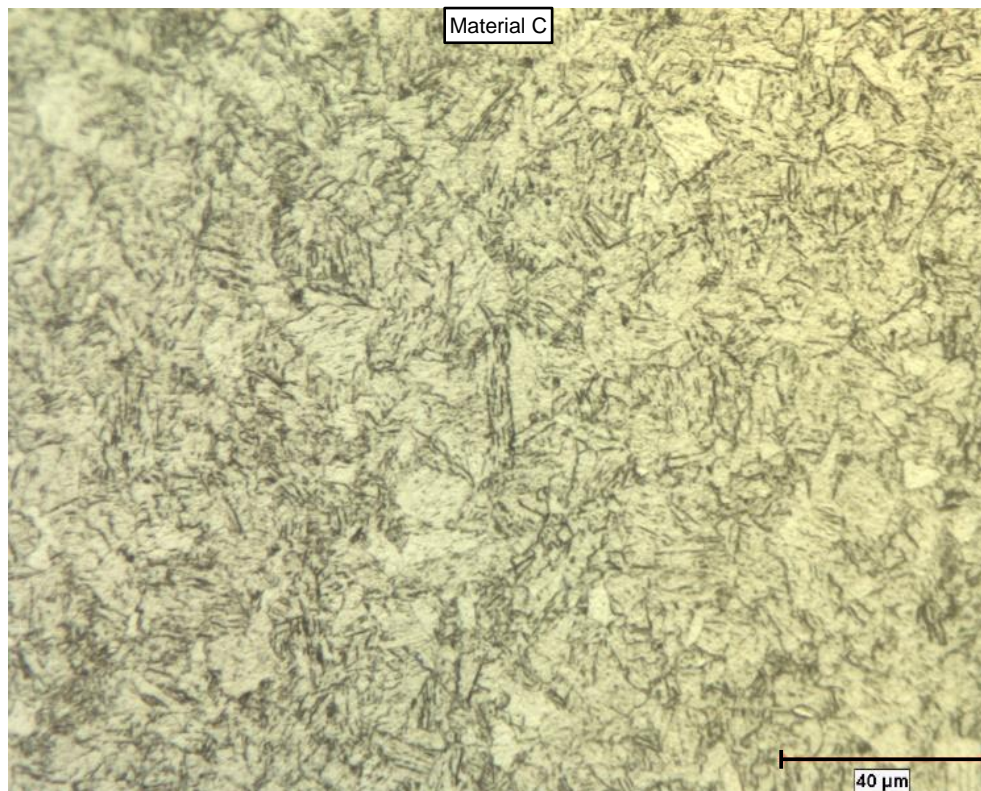


Figura 5.7. Micrografía óptica del material C a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Se observa martensita gruesa revenida. Tamaño de grano ASTM número 8.

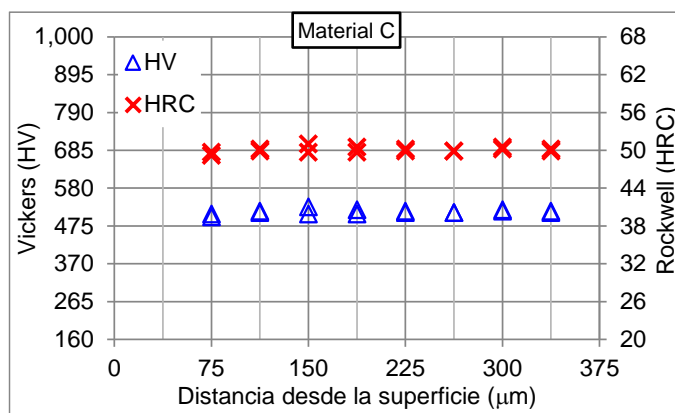


Figura 5.8. Perfil de microdureza del material C en el estado en que se recibieron las probetas.

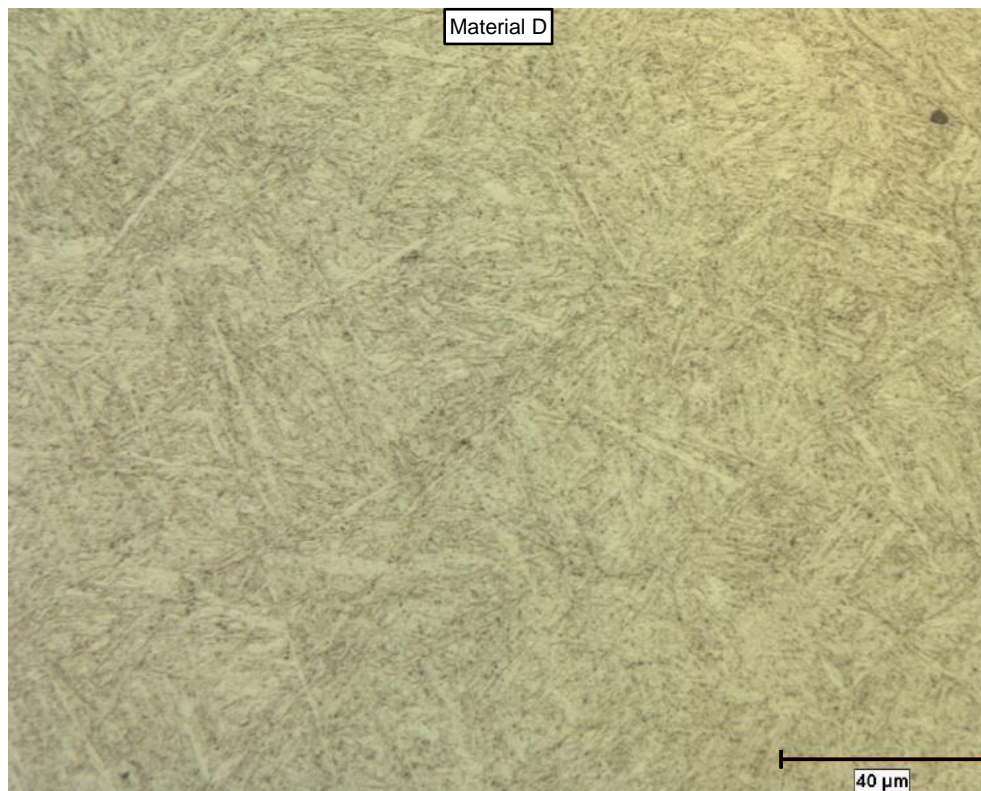


Figura 5.9. Micrografía óptica del material D a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Se observa martensita fina revenida. Tamaño de grano ASTM número 8.

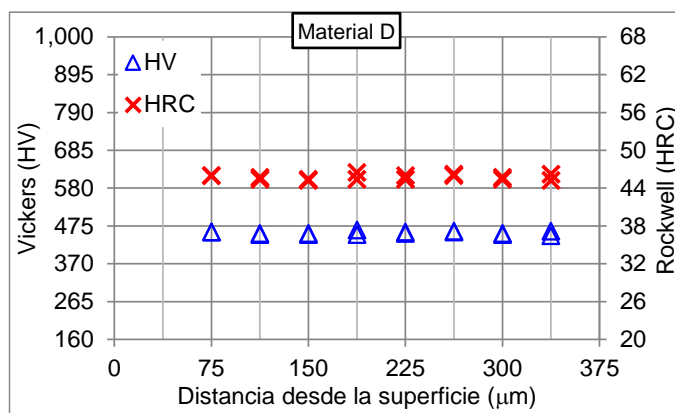


Figura 5.10. Perfil de microdureza del material D en el estado en que se recibieron las probetas.



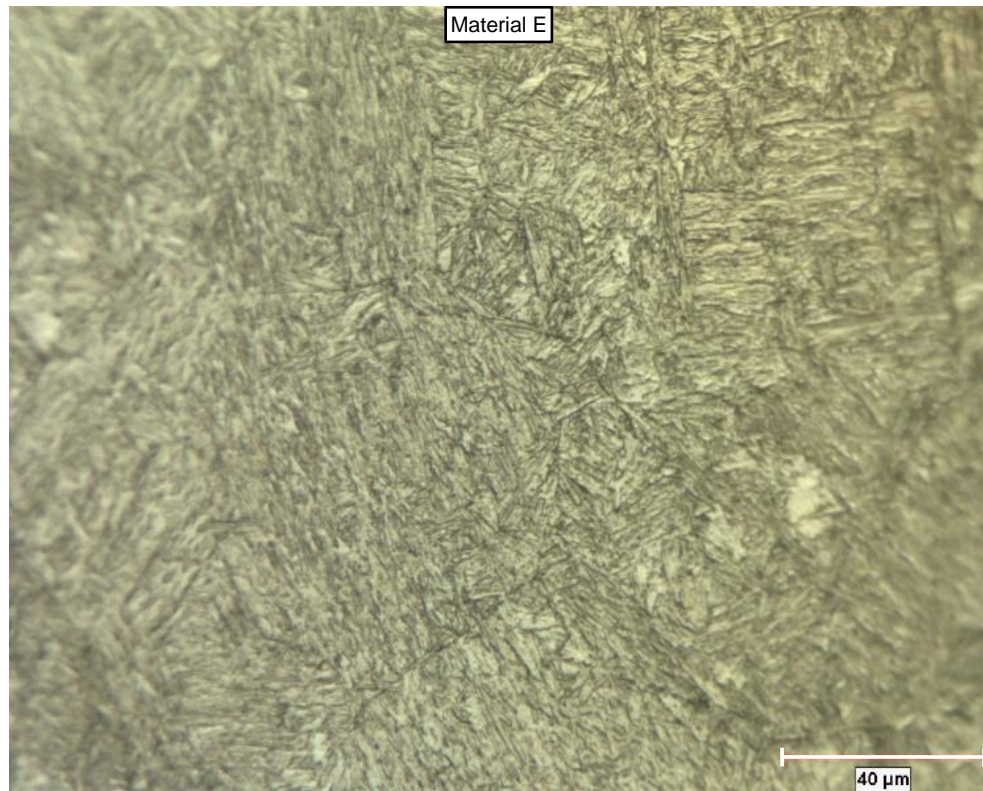


Figura 5.11. Micrografía óptica del material E a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Se observa martensita gruesa revenida y un 5 % de austenita retenida. Tamaño de grano ASTM número 8.

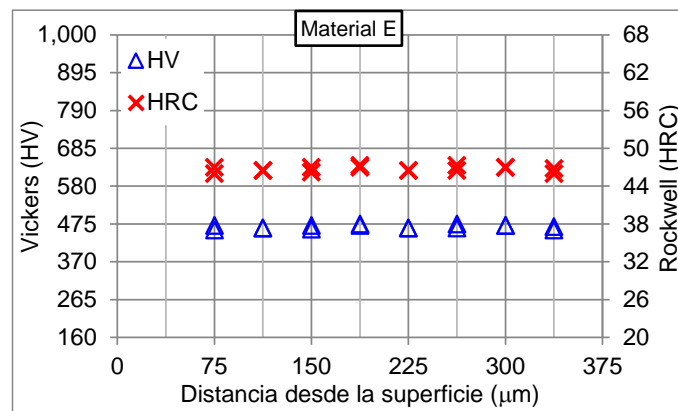


Figura 5.12. Perfil de microdureza del material E en el estado en que se recibieron las probetas.

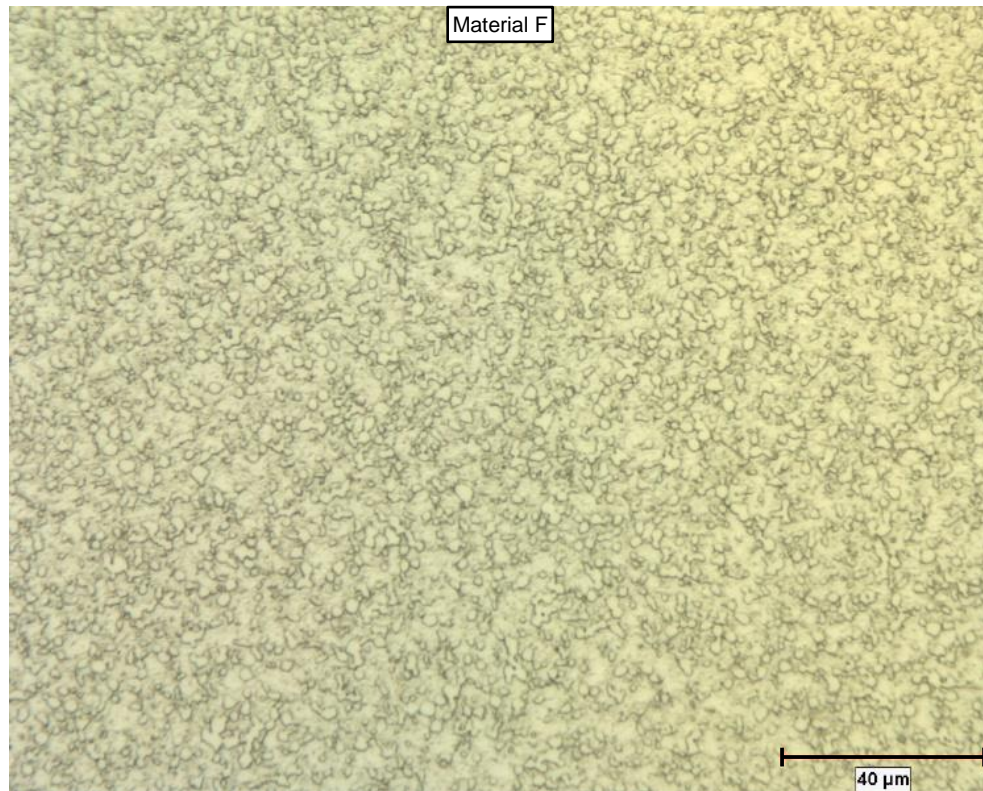


Figura 5.13. Micrografía óptica del material F a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Se observa martensita revenida con alto contenido de carburos finos globulares (típico de metalurgia de polvos).

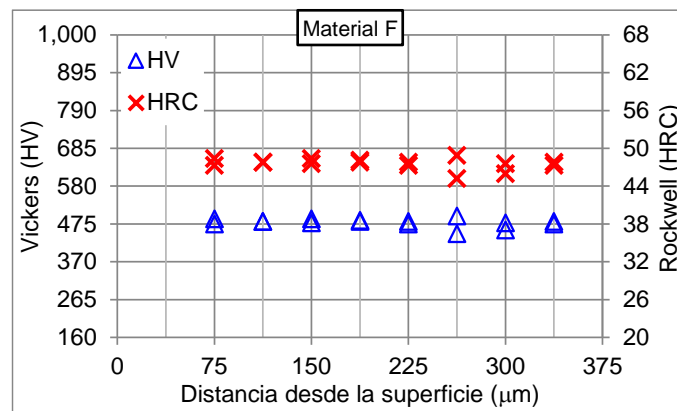


Figura 5.14. Perfil de microdureza del material F en el estado en que se recibieron las probetas.

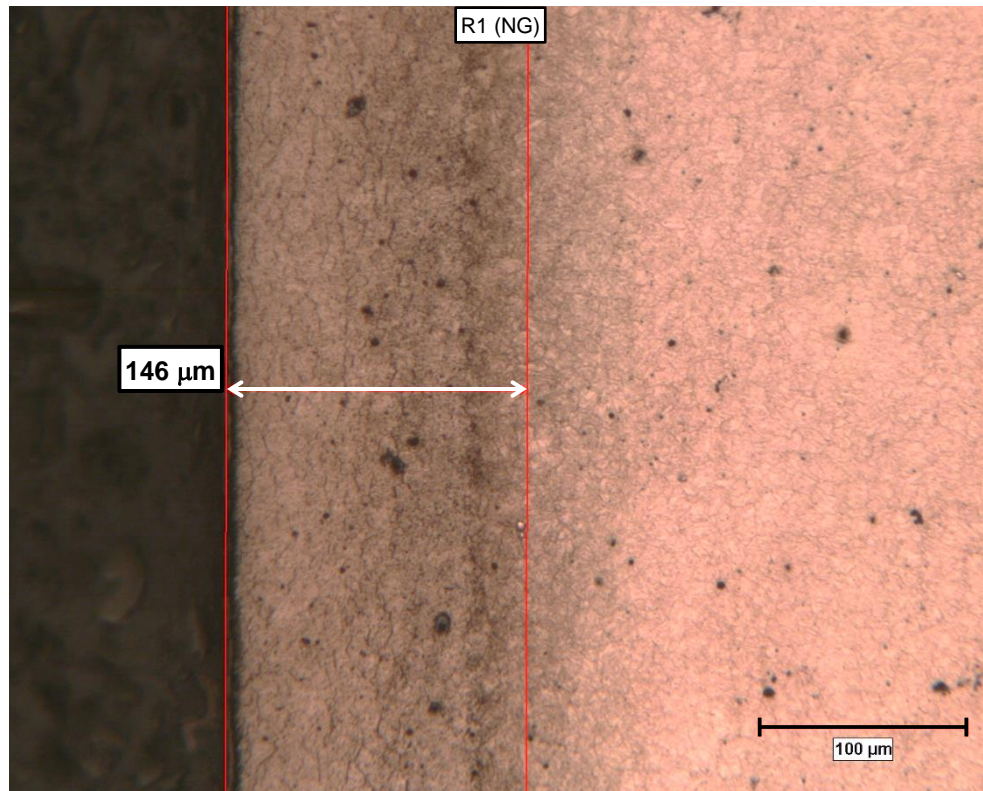


Figura 5.15. Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Profundidad de capa de 146 μm.

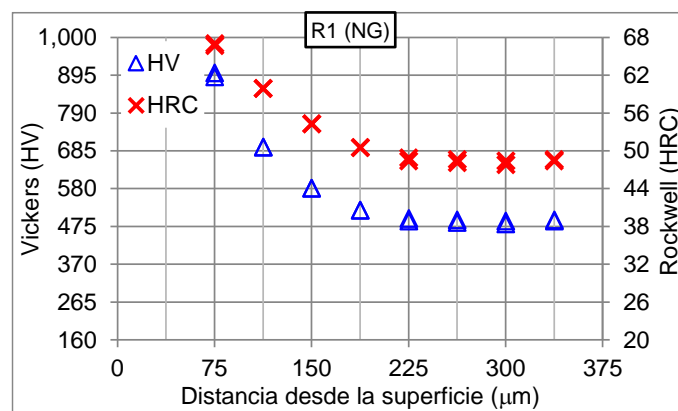


Figura 5.16. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación en el estado en que se recibieron las probetas.



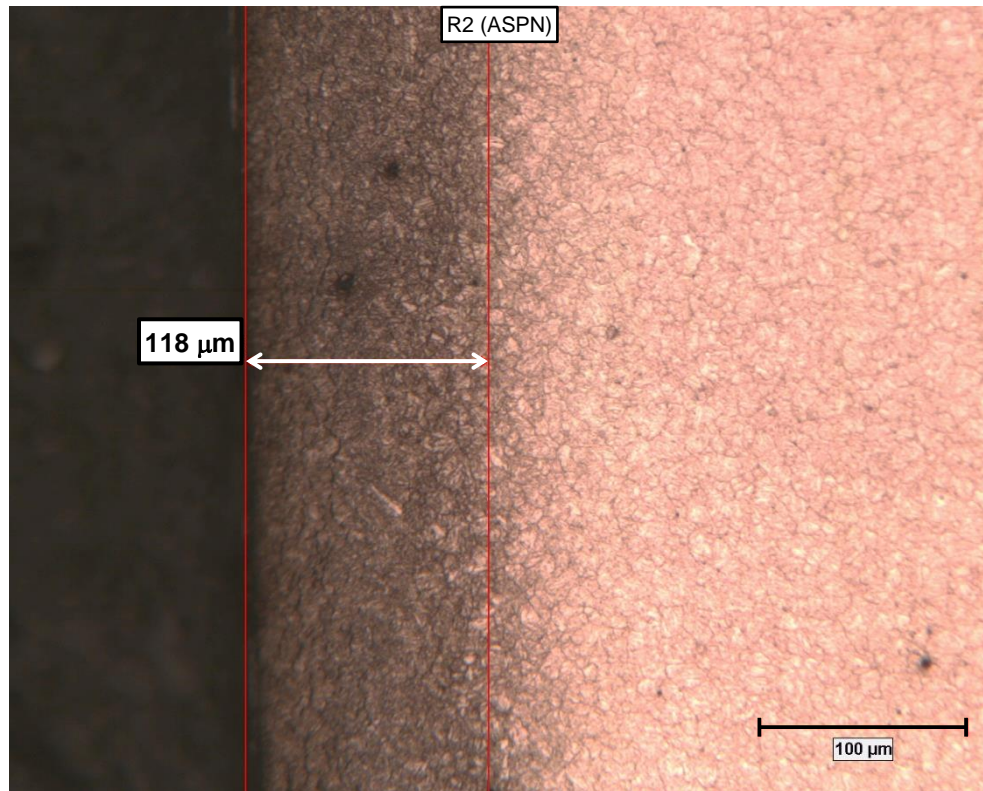


Figura 5.17. Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de ASPN (nitruración iónica con pantalla activa) a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Profundidad de capa de 118  $\mu\text{m}$ .

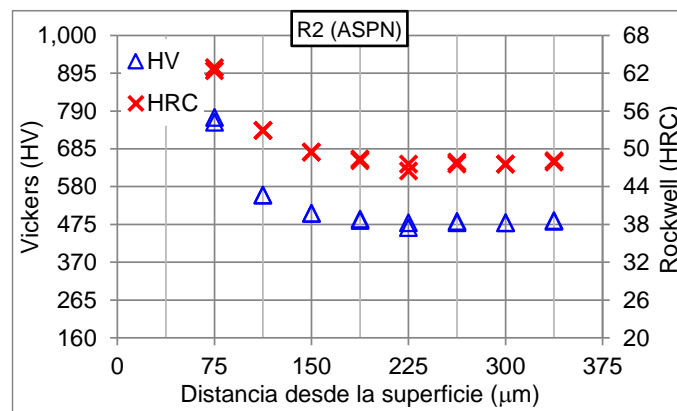


Figura 5.18. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN en el estado en que se recibieron las probetas.

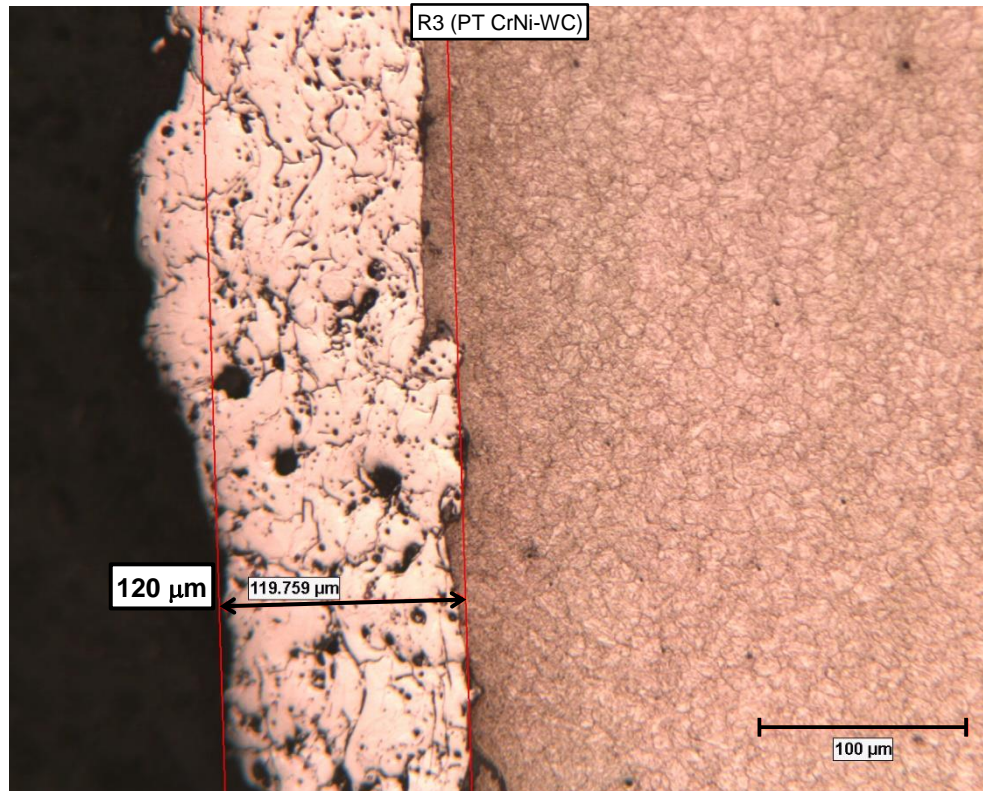


Figura 5.19. Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Profundidad de capa de 120 μm.

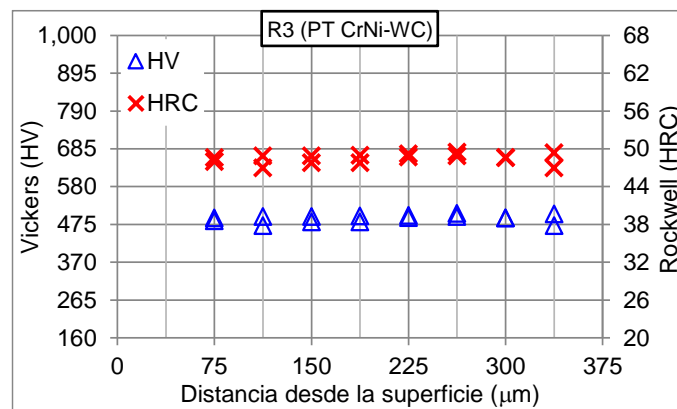


Figura 5.20. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC en el estado en que se recibieron las probetas.

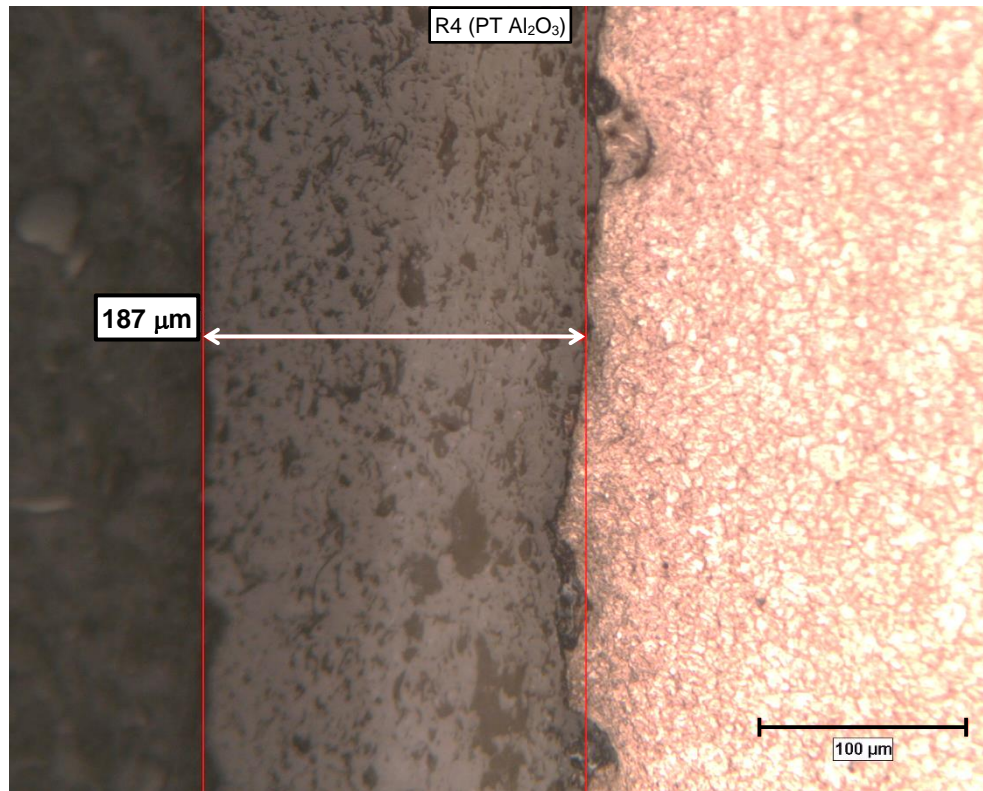


Figura 5.21. Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de proyección térmica con Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Profundidad de capa de 187 μm.

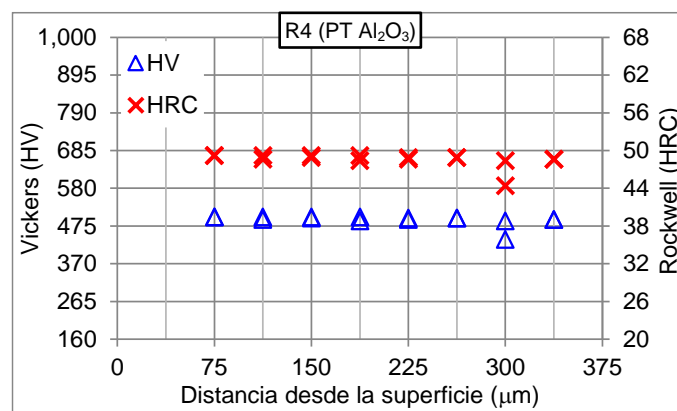


Figura 5.22. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en el estado en que se recibieron las probetas.



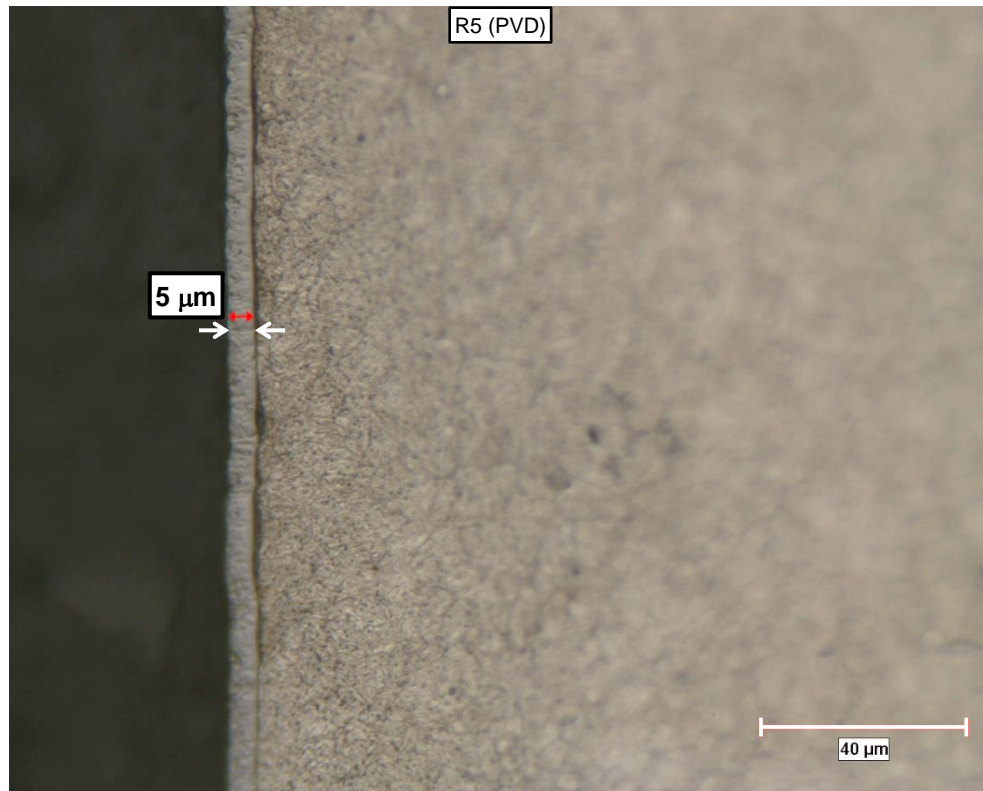


Figura 5.23. Micrografía del borde de la probeta de acero H13 con la condición de PVD con CrAIN a 500x después del ataque con Nital al 2 %. Profundidad de capa de 5  $\mu\text{m}$ .

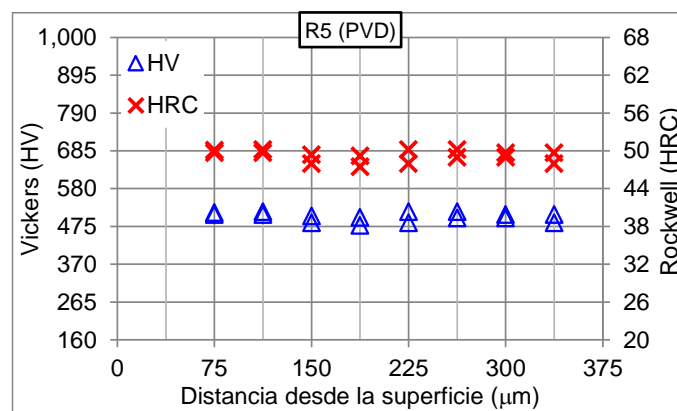


Figura 5.24. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de PVD con CrAIN en el estado en que se recibieron las probetas.

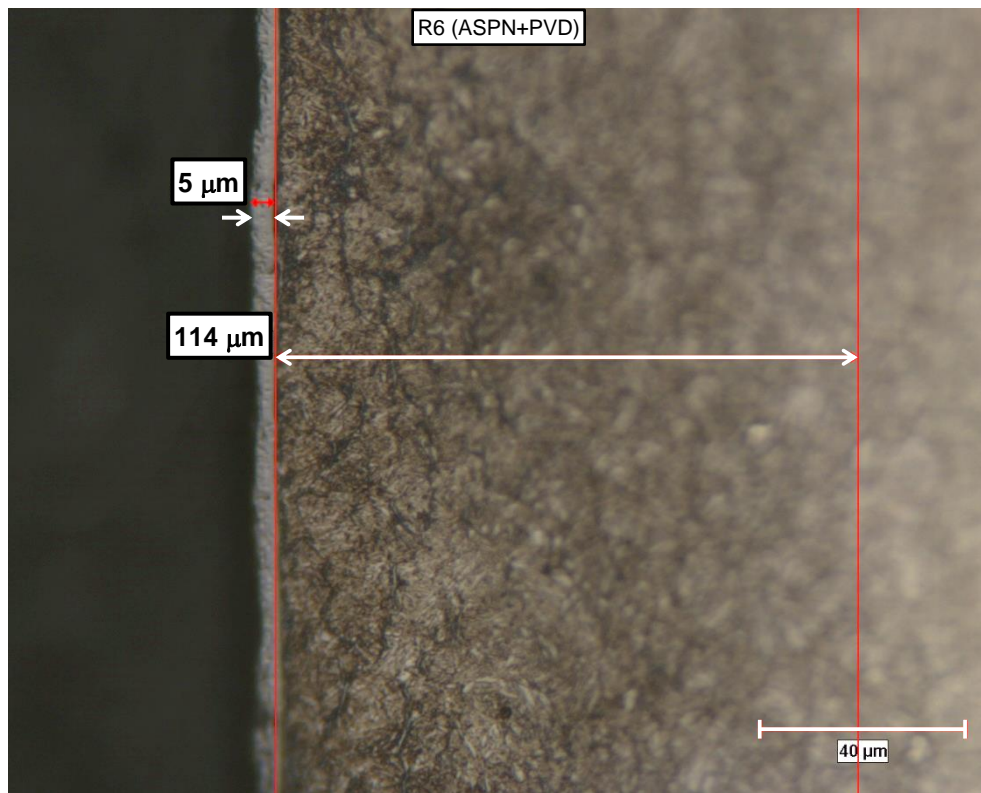


Figura 5.25. Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %. Profundidad de capa de PVD de 5  $\mu\text{m}$  y capa de ASPN de 114  $\mu\text{m}$ .

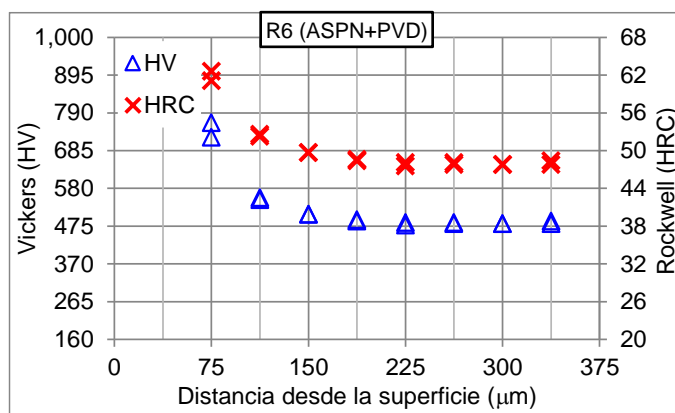


Figura 5.26. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN en el estado en que se recibieron las probetas.



### 5.3 Tratamiento de oxidación

El tratamiento de oxidación a 450°C durante 1.5 horas previo al ensayo de las probetas se hizo con la intención de reproducir el calentamiento al que se someten los moldes con el propósito de aplicación de pinturas refractarias. De esta manera las probetas eran sometidas a las mismas condiciones que los moldes antes de entrar en contacto con el aluminio líquido. En las Figuras 5.27 y 5.28 se muestran fotografías de las probetas de cada una de las condiciones mostrando su apariencia superficial después del tratamiento de oxidación. Se observa que la tonalidad de la superficie de las probetas cambia en la mayoría de las condiciones al comparar contra su estado inicial en que fueron recibidas, mostrado anteriormente en las Figuras 5.1 y 5.2.



Figura 5.27. Probetas de los distintos materiales sin recubrimiento después del tratamiento de oxidación.

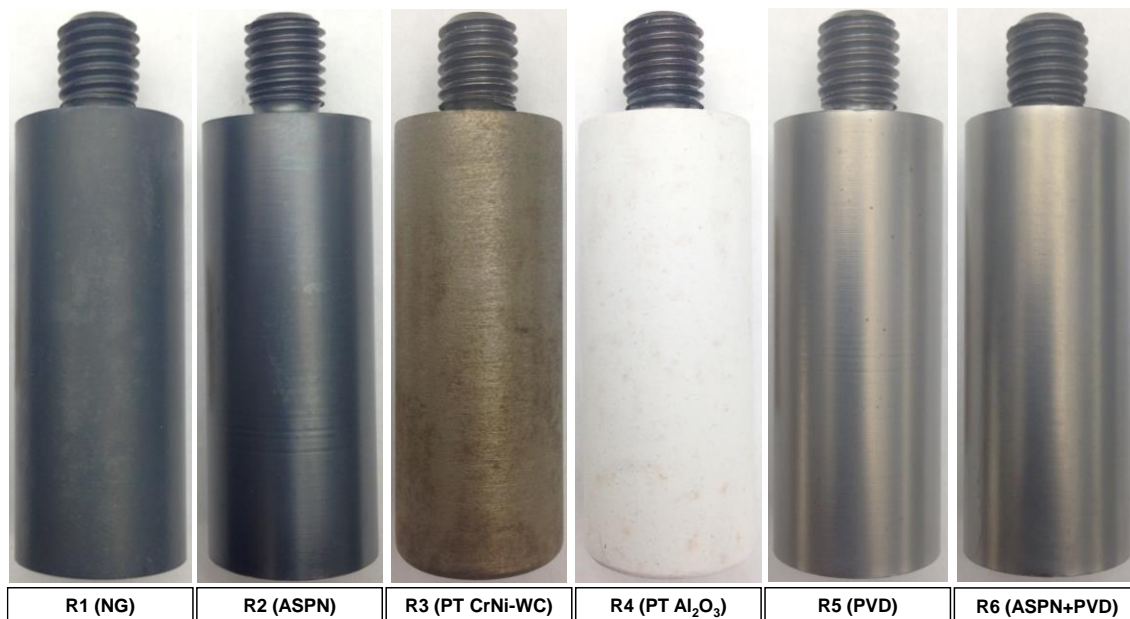


Figura 5.28. Probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales después del tratamiento de oxidación.

Las otras mitades de las probetas cortadas longitudinalmente, tal como se explicó en la sección 5.2, fueron sometidas al tratamiento de oxidación y preparadas para obtener los perfiles de microdureza, esto se hizo sólo para los materiales sin recubrimiento con el objetivo de comparar contra los perfiles obtenidos del estado en que se recibieron las probetas e identificar si el tratamiento de oxidación tenía una afectación sobre la dureza. En las Figuras 5.29 a 5.34 se presentan estos resultados.

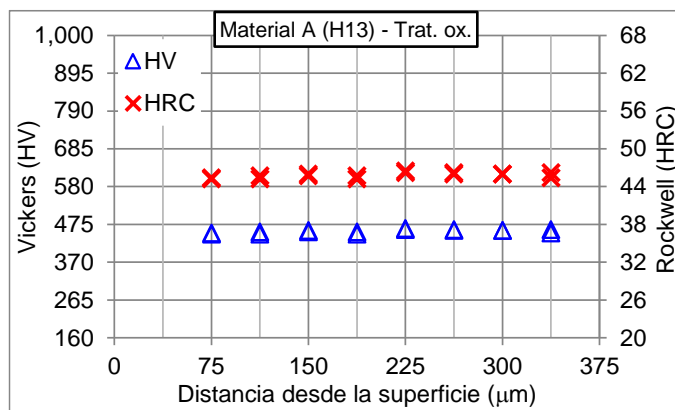


Figura 5.29. Perfil de microdureza del acero H13 después del tratamiento de oxidación.

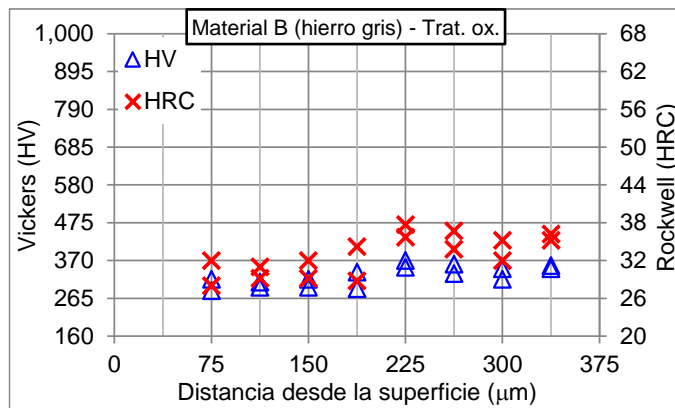


Figura 5.30. Perfil de microdureza del hierro gris después del tratamiento de oxidación.

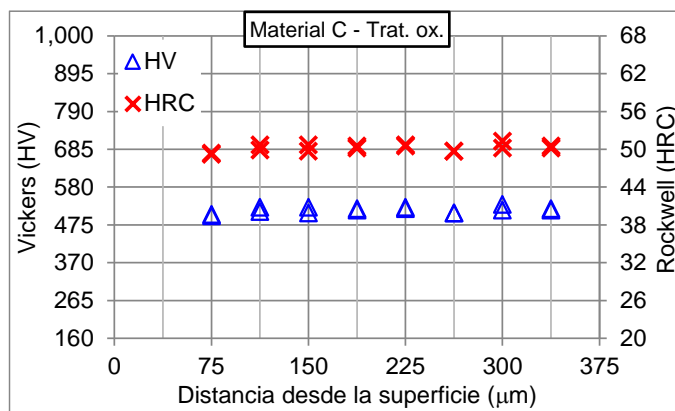


Figura 5.31. Perfil de microdureza del material C después del tratamiento de oxidación.

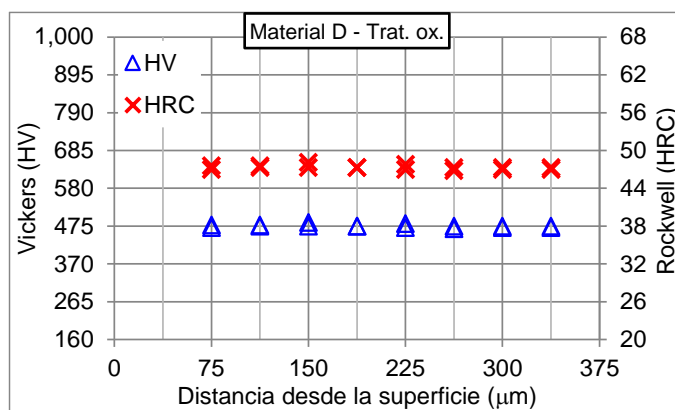


Figura 5.32. Perfil de microdureza del material D después del tratamiento de oxidación.

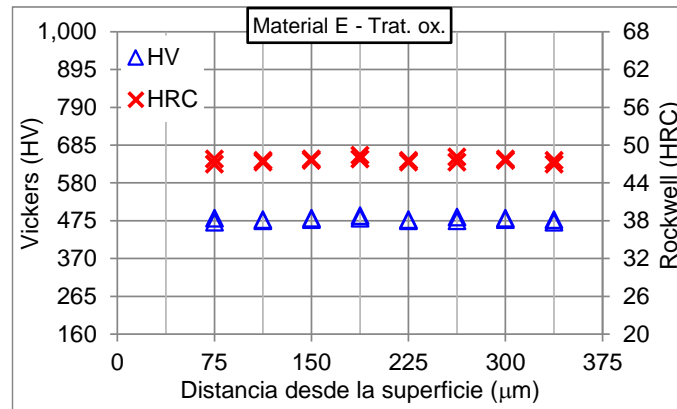


Figura 5.33. Perfil de microdureza del material E después del tratamiento de oxidación.

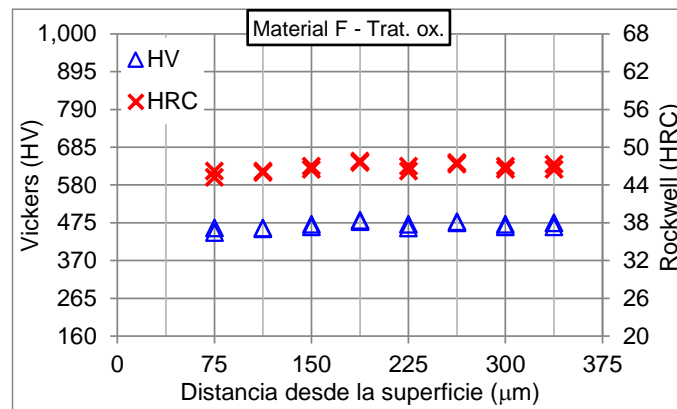


Figura 5.34. Perfil de microdureza del material F después del tratamiento de oxidación.

## 5.4 Ensayos de desgaste de las probetas de los materiales sin recubrimiento

En la Tabla 5.1 se presentan los resultados de la evaluación de masa perdida en las probetas ensayadas de los materiales sin recubrimiento. Se presentan los resultados tanto en masa perdida como en volumen perdido, para tomar en cuenta que debido a diferencias de densidad entre los materiales la misma masa perdida puede ocasionar cambios geométricos de diferente volumen, es decir cavidades o discontinuidades de diferente tamaño en las probetas. La masa perdida y el volumen perdido se muestran también por unidad de tiempo (g/h y

mm<sup>3</sup>/h) para poder comparar equitativamente entre probetas, ya que hay que considerar que su tiempo de duración dentro del aluminio líquido varía dependiendo del tiempo de inmersión y ciclos de cada ensayo. Se incluye también la tasa de desgaste, la cual considera la geometría de la probeta utilizada y el área expuesta al contacto con el aluminio líquido en los ensayos, de esta manera los resultados pueden ser comparados con otros trabajos de investigación.

La tasa de desgaste fue calculada utilizando la Ecuación 5.1, la cual es una adaptación de la Ecuación 3.1 presentada en el Capítulo 3, que a su vez está basada en la norma ASTM G119-04 [53]. El “tiempo total en Al” es el tiempo de exposición, es decir, el tiempo total acumulado que duró cada probeta sumergida dentro del aluminio líquido. El “área expuesta” es la superficie de la probeta que entra en contacto con el aluminio líquido, la cual considerando la geometría de la probeta y los 26 mm de inmersión utilizados en los ensayos, es de 1,947.79 mm<sup>2</sup>. Cabe aclarar que esta área es la inicial y se considera constante para fines del cálculo de la tasa de desgaste, es decir, no se toman en cuenta las modificaciones que sufra el área real en contacto con aluminio líquido por motivo del desgaste que se genere en las probetas a lo largo del ensayo. En la Tabla 5.1 se muestran los resultados de los cálculos de tasa de desgaste expresados en mm<sup>3</sup>/día-mm<sup>2</sup>.

$$\text{Tasa de desgaste} = \frac{\text{Volumen perdido}}{(\text{Tiempo total en Al}) (\text{Área expuesta})} \quad (5.1)$$

En la Tabla 5.1 se especifica cuáles fueron las probetas seccionadas con fines de evaluar la condición de microdureza después del ensayo y para caracterizar el mecanismo de desgaste presentado. Por lo cual, de estas probetas no se evaluó la masa perdida.

Tabla 5.1. Resultados de las mediciones de desgaste en las probetas ensayadas de los materiales sin recubrimiento.

Material	Probeta	Inmersión (s)	Ciclos	Tiempo total en Al (min)	Masa inicial (g)	Masa final (g)	Masa perdida		Volumen perdido		Tasa desgaste (mm <sup>3</sup> /día-mm <sup>2</sup> )
							(g)	(g/h)	(mm <sup>3</sup> )	(mm <sup>3</sup> /h)	
A (acero H13)	A-1	90	30	45	128.8885	123.1741	5.7144	7.6192	737.34	983.12	12.1137
	A-2	120	10	20	128.5716	128.1980	0.3736	1.1208	48.21	144.62	1.7820
	A-3	130	30	65	128.9808	105.5781	23.4027	21.6025	3,019.70	2,787.42	34.3457
	A-4	180	10	30	128.3139	116.3613	11.9526	23.9052	1,542.27	3,084.54	38.0067
	A-5	180	10	30	128.8331	124.6754	4.1577	8.3154	536.48	1,072.95	13.2206
	A-6	180	10	30	128.5460	106.7803	21.7657	43.5314	2,808.48	5,616.95	69.2103
	A-7	180	10	30	128.7626	Seccionada					
	A-8	180	5	15	128.6972	128.1368	0.5604	2.2416	72.31	289.24	3.5639
B (hierro gris)	B-1	120	50	100	119.4043	119.1553	0.2490	0.1494	34.58	20.75	0.2557
	B-2	130	30	65	119.3934	119.3890	0.0044	0.0041	0.61	0.56	0.0070
	B-3	130	40	87	119.4061	Seccionada					
	B-4	180	30	90	119.1143	113.5036	5.6107	3.7405	779.26	519.51	6.4012
	B-5	180	20	60	119.3658	118.6913	0.6745	0.6745	93.68	93.68	1.1543
C	C-1	90	30	45	125.8068	58.0046	67.8022	90.4029	8,380.99	11,174.65	143.5804
	C-2	120	10	20	125.5994	Seccionada					
	C-3	130	30	65	126.0665	48.0525	78.0140	72.0129	9,643.26	8,901.47	114.3729
	C-4	180	10	30	126.1578	85.8612	40.2966	80.5932	4,981.04	9,962.08	128.0004
	C-5	180	5	15	126.1487	112.7961	13.3526	53.4104	1,650.51	6,602.03	84.8279
D	D-1	90	30	45	129.8664	Seccionada					
	D-2	120	10	20	129.9806	129.8047	0.1759	0.5277	22.55	67.65	0.8336
	D-3	130	40	87	130.0352	75.6300	54.4052	37.6651	6,975.03	4,828.86	59.4997
	D-4	130	30	65	130.3167	128.2465	2.0702	1.9110	265.41	244.99	3.0187
	D-5	180	15	45	130.0608	110.1157	19.9451	26.5935	2,557.06	3,409.42	42.0097
E	E-1	90	30	45	133.6498	133.4245	0.2253	0.3004	27.95	37.27	0.4592
	E-2	120	30	60	133.4976	Seccionada					
	E-3	130	40	87	132.2344	126.7172	5.5172	3.8196	684.52	473.90	5.8392
	E-4	130	30	65	133.2724	132.5280	0.7444	0.6871	92.36	85.25	1.0505
	E-5	180	10	30	132.5410	117.5563	14.9847	29.9694	1,859.14	3,718.29	45.8155
F	F-1	90	30	45	125.8363	113.4747	12.3616	16.4821	1,626.53	2,168.70	26.7220
	F-2	120	10	20	126.1688	122.9484	3.2204	9.6612	423.74	1,271.21	15.6634
	F-3	130	30	65	127.1661	116.8071	10.3590	9.5622	1,363.03	1,258.18	15.5029
	F-4	180	40	120	125.6593	Seccionada					
	F-5	180	10	30	127.0811	117.9388	9.1423	18.2846	1,202.93	2,405.87	29.6443

En las Figuras 5.35 y 5.36 se muestran imágenes de probetas de los distintos materiales que fueron ensayadas con tiempos de inmersión de 130 s y 180 s respectivamente. Estas imágenes se obtuvieron después de remover los residuos de aluminio adherido mediante la limpieza con hidróxido de sodio. Puede observarse a simple vista que en ambos casos el material C es el que presenta el mayor nivel de desgaste y el hierro gris el que menos se desgastó. En el Apéndice A se encuentran imágenes del resto de las probetas en la condición en que terminaron después de ser ensayadas en el dispositivo de desgaste.

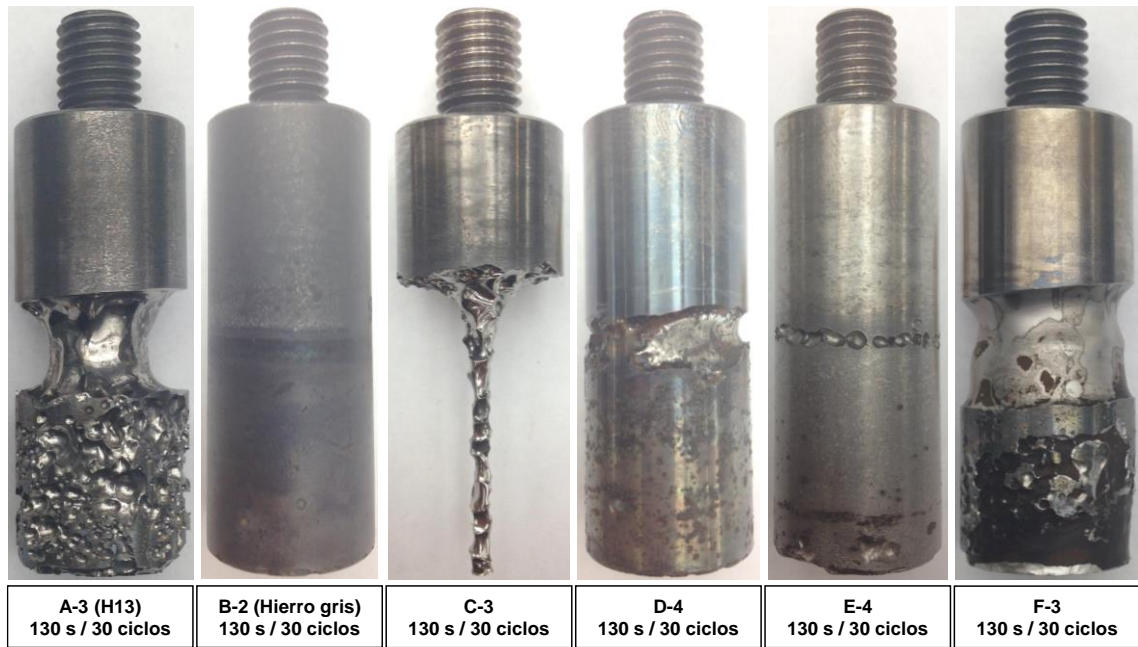


Figura 5.35. Probetas ensayadas con 130 segundos de tiempo de inmersión durante 30 ciclos (tiempo total en Al de 65 minutos).

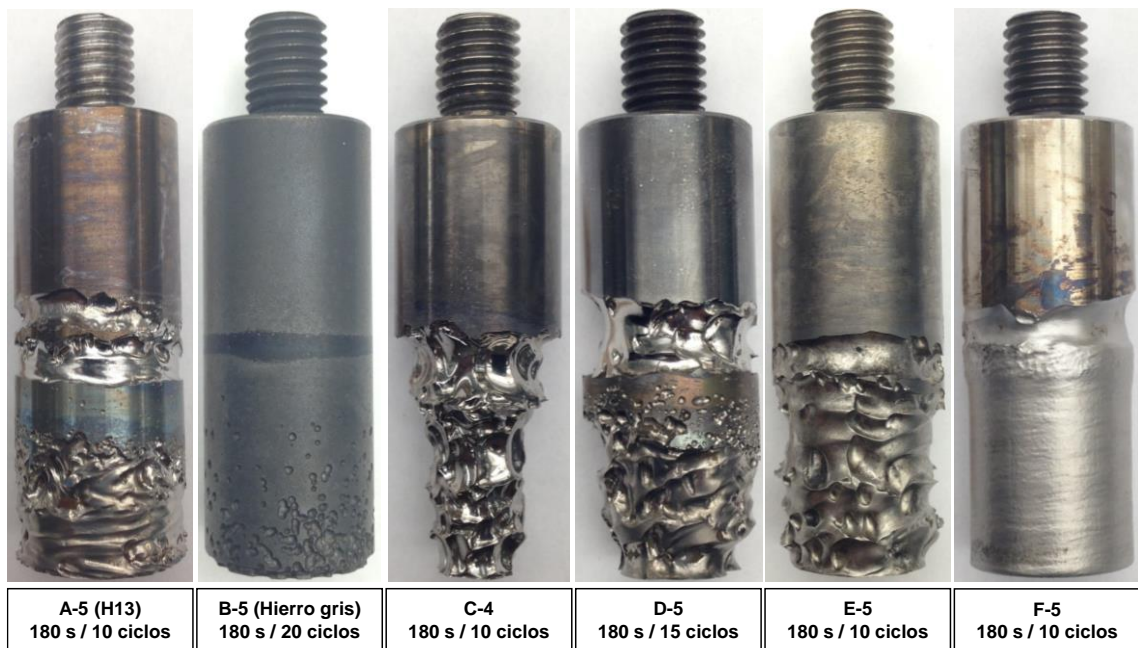


Figura 5.36. Probetas ensayadas con 180 segundos de tiempo de inmersión durante 10 a 20 ciclos (tiempo total en Al de 30 a 60 minutos).



## 5.5 Ensayos de desgaste de las probetas de acero H13 con recubrimientos y tratamientos superficiales

En la Tabla 5.2 se presentan los resultados de los cálculos de masa perdida, volumen perdido y la tasa de desgaste obtenidos de las probetas ensayadas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales. Se especifica en la tabla cuáles fueron las probetas seccionadas para evaluar la condición de microdureza después del ensayo y para caracterizar el mecanismo de desgaste presentado.

Tabla 5.2. Resultados de las mediciones de desgaste en las probetas ensayadas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales.

Superficie	Probeta	Inmersión (s)	Ciclos	Tiempo total en Al (min)	Masa inicial (g)	Masa final (g)	Masa perdida		Volumen perdido		Tasa desgaste (mm <sup>3</sup> /día-mm <sup>2</sup> )
							(g)	(g/h)	(mm <sup>3</sup> )	(mm <sup>3</sup> /h)	
NG (R1)	R1-1	180	120	360	129.9357	122.6706	7.2651	1.2109	937.43	156.24	1.9251
	R1-2	180	120	360	129.4751	126.5003	2.9748	0.4958	383.85	63.97	0.7883
	R1-3	180	120	360	129.4279	95.3068	34.1211	5.6869	4,402.72	733.79	9.0415
	R1-4	180	90	270	129.0843	101.0473	28.0370	6.2304	3,617.68	803.93	9.9057
	R1-5	180	100	300	128.7010	Seccionada					
ASPN (R2)	R2-1	180	120	360	128.9226	125.6227	3.2999	0.5500	425.79	70.97	0.8744
	R2-2	180	120	360	130.0669	129.9488	0.1181	0.0197	15.24	2.54	0.0313
	R2-3	180	60	180	130.5741	124.0084	6.5657	2.1886	847.19	282.40	3.4796
	R2-4	180	60	180	129.7616	124.8096	4.9520	1.6507	638.97	212.99	2.6244
	R2-5	180	50	150	130.1395	Seccionada					
PT CrNi-WC (R3)	R3-1	180	180	540	131.7296	131.4963	0.2333	0.0259	30.10	3.34	0.0412
	R3-2	180	180	540	131.5307	131.4882	0.0425	0.0047	5.48	0.61	0.0075
	R3-3	180	60	180	134.0399	133.5407	0.4992	0.1664	64.41	21.47	0.2646
	R3-4	180	80	240	132.2570	114.4643	17.7927	4.4482	2,295.83	573.96	7.0721
	R3-5	180	120	360	132.1602	Seccionada					
PT Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (R4)	R4-1	180	240	720	131.9319	131.9118	0.0201	0.0017	2.59	0.22	0.0027
	R4-2	180	240	720	129.9169	129.8783	0.0386	0.0032	4.98	0.42	0.0051
	R4-3	180	240	720	131.5772	131.5457	0.0315	0.0026	4.06	0.34	0.0042
	R4-4	180	240	720	131.7856	131.7576	0.0280	0.0023	3.61	0.30	0.0037
	R4-5	180	240	720	130.7608	Seccionada					
PVD (R5)	R5-1	180	180	540	130.9501	130.9226	0.0275	0.0031	3.55	0.39	0.0049
	R5-2	180	60	180	129.6113	127.7205	1.8908	0.6303	243.97	81.32	1.0021
	R5-3	180	60	180	129.0499	123.9484	5.1015	1.7005	658.26	219.42	2.7036
	R5-4	180	60	180	130.5150	93.1317	37.3833	12.4611	4,823.65	1,607.88	19.8118
	R5-5	180	60	180	130.6498	Seccionada					
ASPN+PVD (R6)	R6-1	180	180	540	129.4780	129.4131	0.0649	0.0072	8.37	0.93	0.0115
	R6-2	180	120	360	129.9219	123.1039	6.8180	1.1363	879.74	146.62	1.8066
	R6-3	180	60	180	129.3390	128.4712	0.8678	0.2893	111.97	37.32	0.4599
	R6-4	180	60	180	128.5534	123.8243	4.7291	1.5764	610.21	203.40	2.5063
	R6-5	180	60	180	129.3590	Seccionada					



En la Figura 5.37 se muestran imágenes de las probetas con los distintos recubrimientos y tratamientos superficiales ensayadas con un tiempo de inmersión de 180 s durante diferente cantidad de ciclos después de la limpieza con hidróxido de sodio. En esta imagen la probeta con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina (PT Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) es la única en la que no se observa desgaste a simple vista a pesar de ser la que tuvo el ensayo más prolongado con 240 ciclos. Además, esta probeta mantuvo su coloración original blanca en su superficie, lo cual hace suponer que conserva su recubrimiento. Por su parte la probeta con el recubrimiento de PVD con CrAIN es la que muestra el mayor nivel de desgaste.

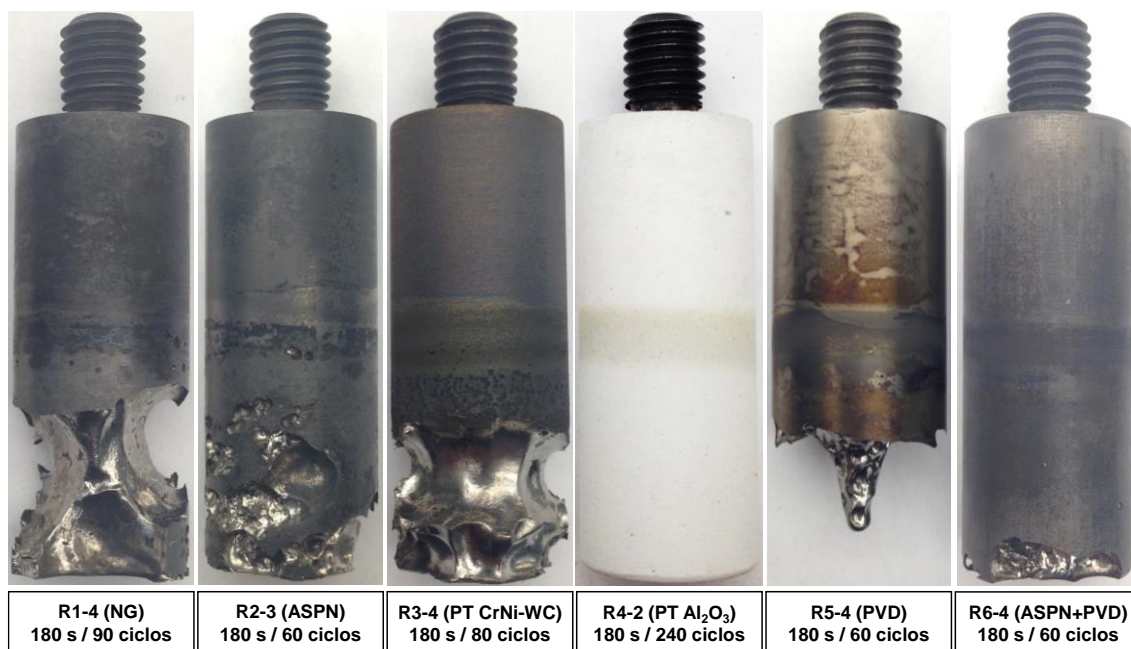


Figura 5.37. Probetas ensayadas con 180 segundos de tiempo de inmersión durante 60 a 240 ciclos (tiempo total en Al de 180 a 720 minutos).

En la Figura 5.38 se muestran todas las probetas ensayadas de la condición de proyección térmica con alúmina y se observa que presentan un comportamiento consistente, ya que en ninguna se percibe desgaste a simple vista y todas conservan la coloración blanca del recubrimiento en la mayoría de su superficie. Si bien se observan algunas zonas que terminaron con una coloración oscura (principalmente a mediación de las probetas), no se aprecia

degradación aparente del recubrimiento. Se estableció que los ensayos durarían lo necesario para provocar desgaste cuantificable en las probetas. Sin embargo, las probetas con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina prácticamente no se desgastaron y se consideraron suficientes los 240 ciclos aplicados (duración del ensayo aproximada de 19 horas) para discernir el desempeño de este recubrimiento del resto. En el Apéndice A se incluyen imágenes del resto de las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales en la condición en que terminaron después de ser ensayadas en el dispositivo de desgaste.

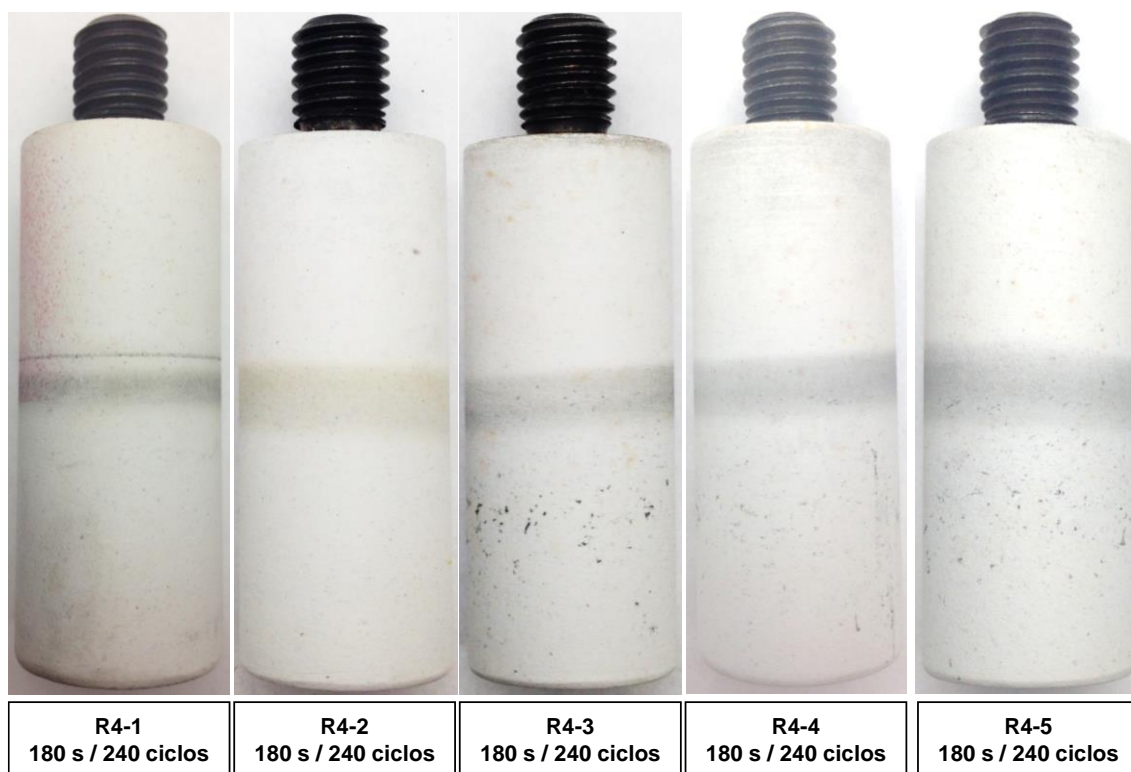


Figura 5.38. Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con  $Al_2O_3$ . Tiempo de inmersión de 180 segundos durante 240 ciclos (tiempo total en Al de 720 minutos).

## 5.6 Microdureza después de los ensayos de desgaste

Como se estableció anteriormente, de las probetas ensayadas en el dispositivo de desgaste se seleccionó una de cada condición para seccionarse y analizar las afectaciones sufridas a raíz del ensayo. Parte de este análisis fue realizar mediciones de microdureza en zonas atacadas por el aluminio líquido. En las probetas con tratamientos superficiales se midió en zonas que conservaran la capa endurecida para ver su afectación por el ensayo. En las Figuras 5.39 a 5.50 se muestran los perfiles de microdureza Vickers obtenidos y la equivalencia en la escala de dureza Rockwell C según la norma ASTM E140-07 [62].

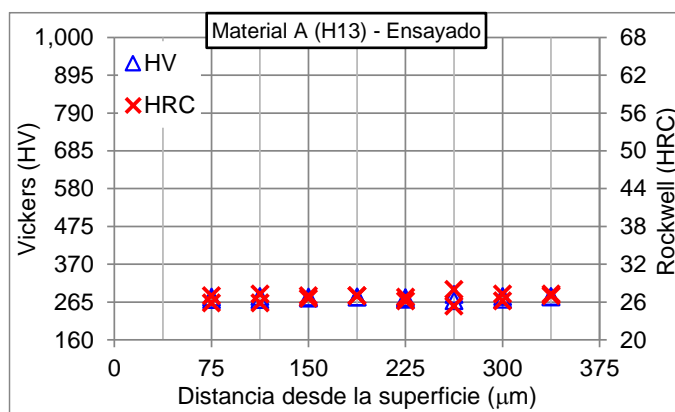


Figura 5.39. Perfil de microdureza del acero H13 después del ensayo de desgaste.

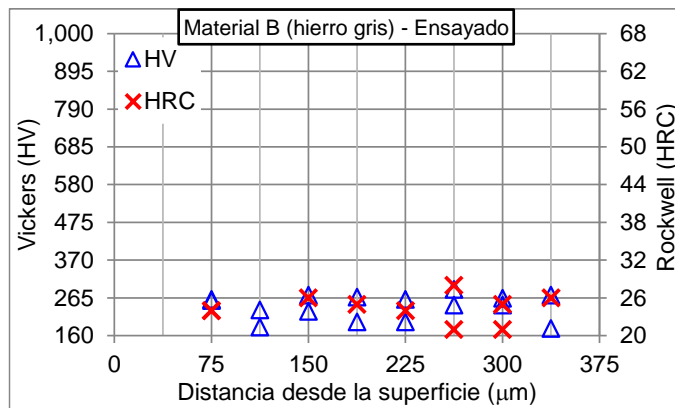


Figura 5.40. Perfil de microdureza del hierro gris después del ensayo de desgaste.

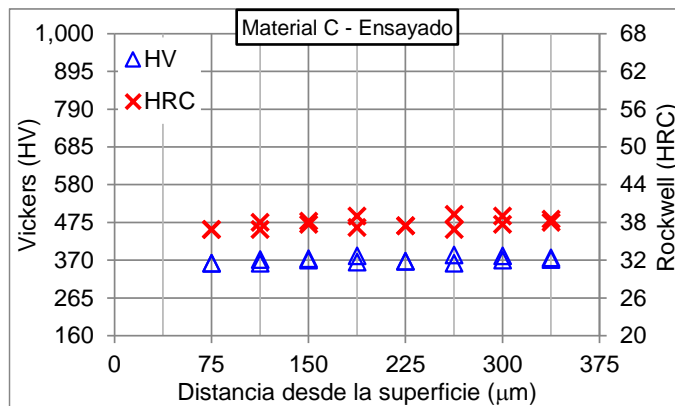


Figura 5.41. Perfil de microdureza del material C después del ensayo de desgaste.

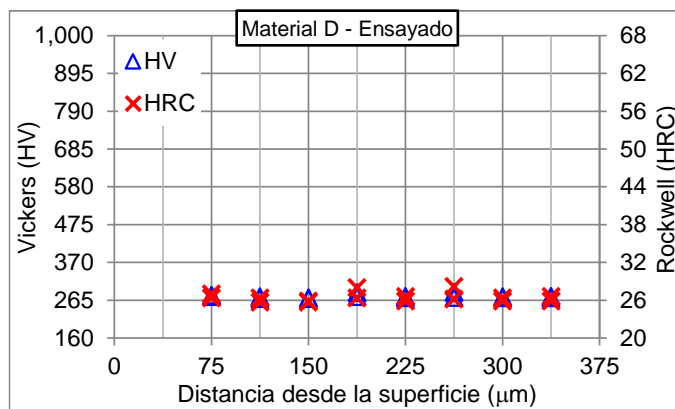


Figura 5.42. Perfil de microdureza del material D después del ensayo de desgaste.

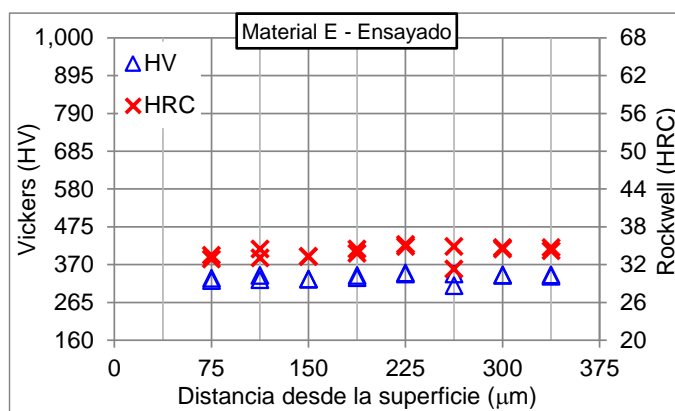


Figura 5.43. Perfil de microdureza del material E después del ensayo de desgaste.

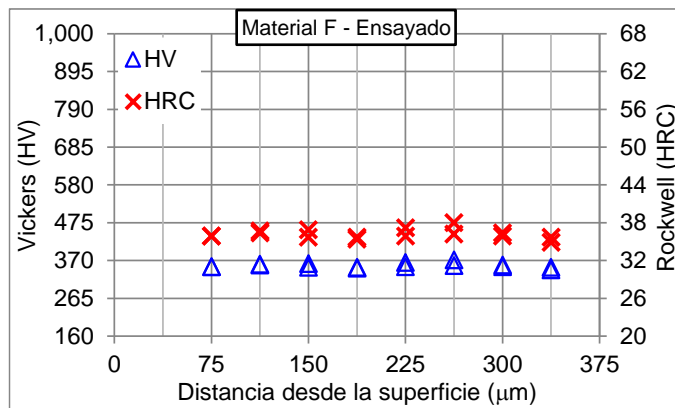


Figura 5.44. Perfil de microdureza del material F después del ensayo de desgaste.

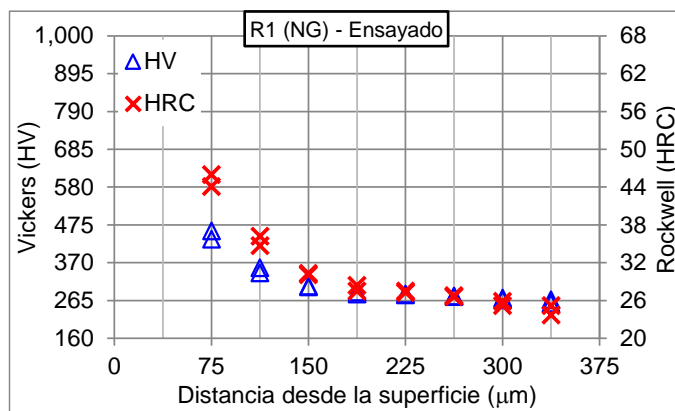


Figura 5.45. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación después del ensayo de desgaste.

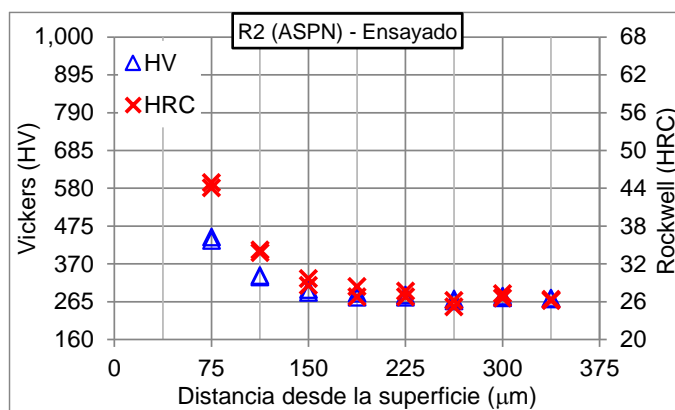


Figura 5.46. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN después del ensayo de desgaste.

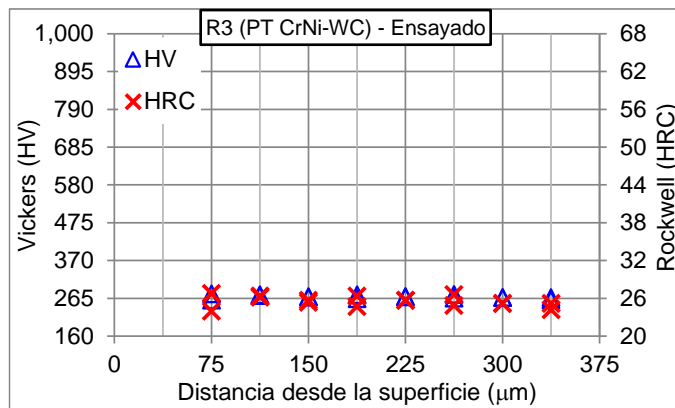


Figura 5.47. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC después del ensayo de desgaste.

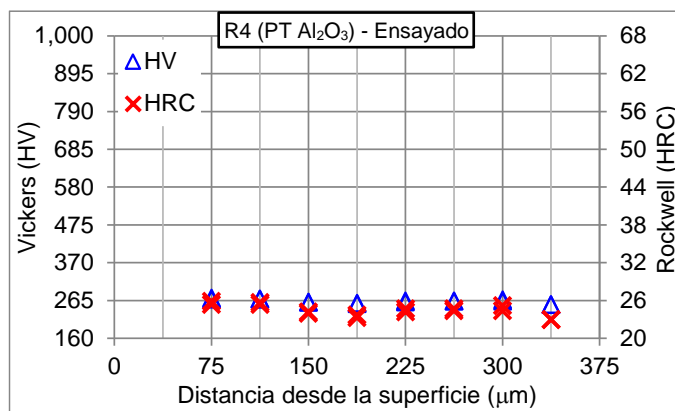


Figura 5.48. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> después del ensayo de desgaste.

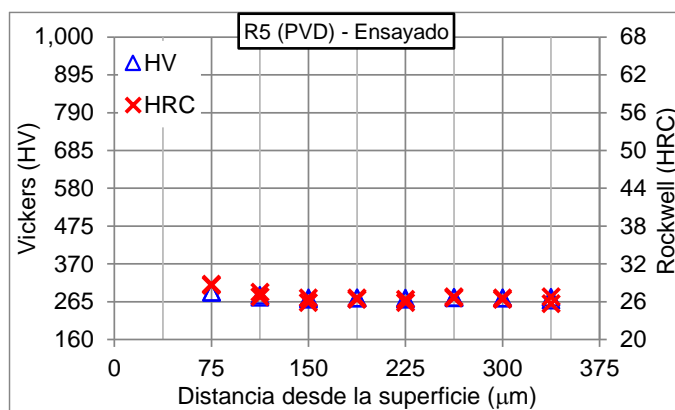


Figura 5.49. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de PVD con CrAlN después del ensayo de desgaste.

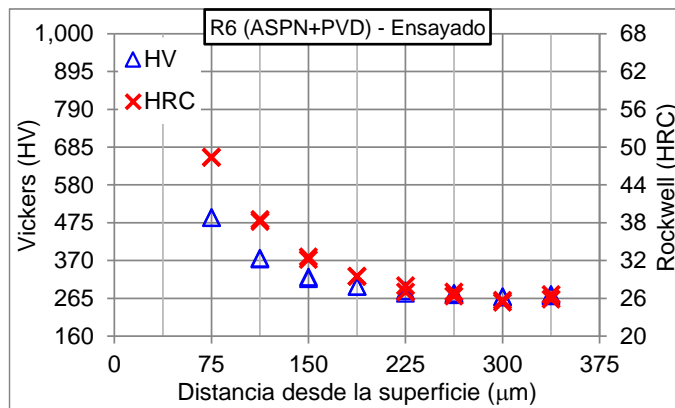


Figura 5.50. Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN después del ensayo de desgaste.

Se obtuvieron también mediciones de microdureza en el inserto de la zona de la “copa” analizado en el Capítulo 4, recordando que este inserto se usó para determinar el mecanismo de desgaste presentado en los moldes de acero H13. Se realizaron mediciones en zonas aledañas al desgaste causado por el aluminio líquido y también en zonas de la cara posterior del inserto, la cuales no entran en contacto con el metal líquido. El objetivo de estas mediciones es conocer la afectación de la dureza en el inserto por motivo del calentamiento por el contacto con el aluminio líquido para comparar contra lo sucedido en las probetas ensayadas de acero H13. Las mediciones en la cara posterior del inserto se hicieron para verificar si en las zonas alejadas del metal líquido, donde se estima que el calentamiento producido deber ser menor, se mantiene la dureza original con la que el inserto fue fabricado. En la Figura 5.51 se muestran los resultados de estas mediciones de microdureza realizadas en el inserto de acero H13 de la zona de la “copa”, se señala con una línea punteada la dureza original de fabricación de 40 HRC.

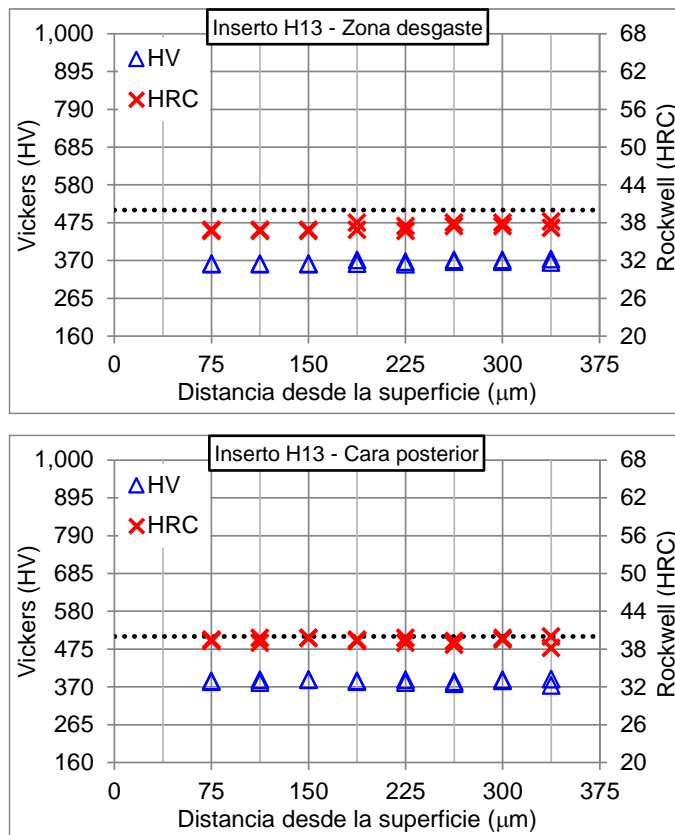


Figura 5.51. Perfiles de microdureza del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” después de la prueba en molde operativo. Mediciones en zona con desgaste y cara posterior del inserto. La línea punteada refleja la dureza original de fabricación del inserto cuantificada en 40 HRC.

## 5.7 Mecanismos de desgaste encontrados en las probetas

A continuación se muestran los resultados del análisis de los mecanismos de desgaste que se presentaron en las probetas ensayadas en el dispositivo de desgaste considerando las condiciones más relevantes, el resto de los resultados de este análisis se encuentran en el Apéndice B. Este análisis se hizo en las probetas seleccionadas para seccionar (una de cada condición), las cuales no se sometieron al procedimiento de limpieza con hidróxido de sodio para que conservaran el aluminio adherido. Las probetas se seccionaron en zonas donde presentaban desgaste y se analizaron mediante técnicas de microscopía óptica,



MEB y EDX con el fin de estudiar la interfase entre el material de la probeta y el aluminio adherido y caracterizar los intermetálicos formados.

### 5.7.1 Desgaste en el material A (acero H13)

Del acero tipo AISI H13, al ser el material de referencia, se obtuvo evidencia del mecanismo de desgaste en insertos de trabajo, previamente analizados en el Capítulo 4, y también en probetas durante las pruebas de validación del dispositivo de desgaste. A continuación se presentan los resultados obtenidos de las probetas de los ensayos de desgaste de la etapa experimental de este trabajo de investigación, donde fue observado el mismo comportamiento detectado anteriormente. En la Figura 5.52 se muestra una imagen por microscopía óptica del desgaste que se presenta, se observa el acero H13, el aluminio adherido y la interfase entre ellos con los intermetálicos de Al, Fe y Si. La Figura 5.53 muestra una vista muy similar a la Figura 5.52, pero adquirida mediante MEB.

Se realizaron análisis por EDX en un área con presencia de desgaste para evaluar cómo varía la composición química en diferentes zonas a lo largo de la interfase entre el acero H13 y el aluminio que permaneció adherido, en la Figura 5.54 se numeran las zonas analizadas (encerradas en círculos) y se muestra la tabla con los resultados de concentración de los elementos detectados. Se observa una franja de intermetálicos de aproximadamente 13  $\mu\text{m}$  de espesor, la cual está formada por dos zonas, una más “compacta” de 3  $\mu\text{m}$  (zona 2) y otra “dispersa” de 10  $\mu\text{m}$  (zona 3). Muy cercanas a esta franja se observan algunas partículas de intermetálicos dentro del aluminio con dimensiones de hasta 8  $\mu\text{m}$  (zona 4), las cuales parecen haberse desprendido de la parte dispersa de la franja de intermetálicos, ya que presentan una composición química muy similar a la misma.

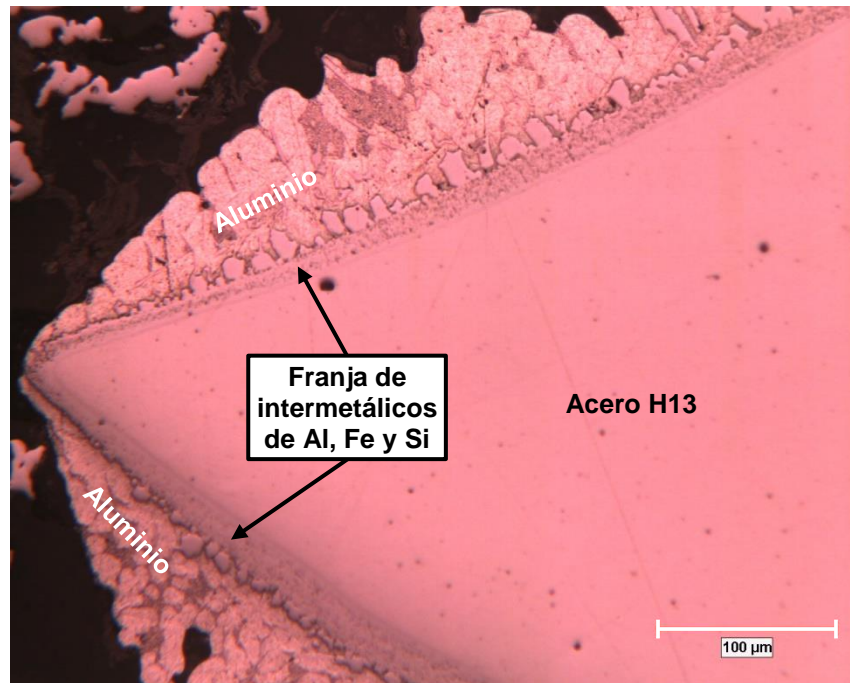


Figura 5.52. Imagen por microscopía óptica a 200x del desgaste presentado en las probetas de acero H13.

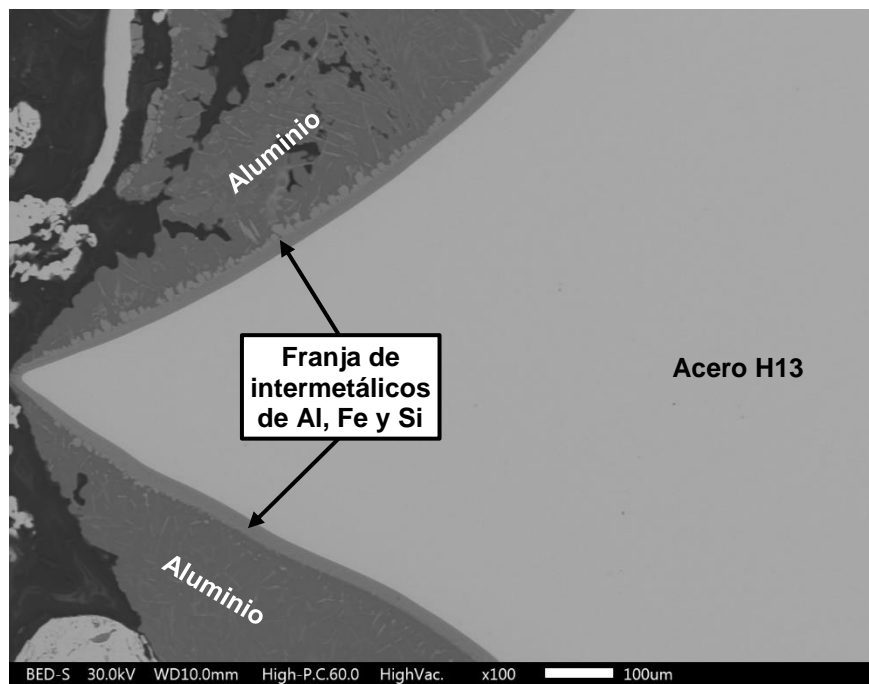
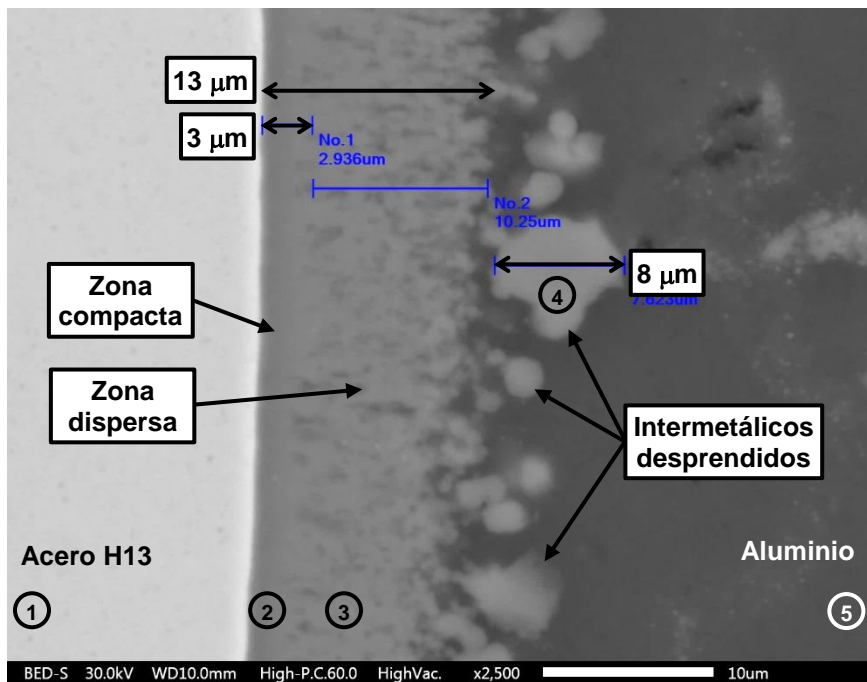


Figura 5.53. Imagen por MEB a 100x del desgaste presentado en las probetas de acero H13.



Zona	1		2		3		4		5	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	51.23	65.51	64.52	75.11	68.39	78.22	97.46	97.81
Fe	89.98	89.03	38.70	23.91	23.26	13.08	21.26	11.75	0.54	0.26
Si	1.25	2.47	6.87	8.44	8.67	9.70	7.73	8.49	2.00	1.93
Cr	5.41	5.75	2.65	1.76	2.77	1.67	1.22	0.72	-	-
Mo	1.67	0.96	-	-	-	-	-	-	-	-
V	1.13	1.23	0.55	0.37	-	-	0.52	0.31	-	-
Mn	0.55	0.55	-	-	0.78	0.44	0.88	0.50	-	-

Figura 5.54. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13. Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zona 2) y otra dispersa (zona 3), además de intermetálicos desprendidos (zona 4).

Cabe señalar que en algunas áreas analizadas se observó que la franja de intermetálicos puede variar en su espesor, algunas veces teniendo una zona dispersa más amplia (16  $\mu\text{m}$ ), ver Figura 5.55. Otro aspecto observado fue que en algunas áreas la franja de intermetálicos se encontraba separada del acero H13, ver Figura 5.56, esta separación se cree se debe a las fuerzas experimentadas durante la contracción del aluminio al solidificar en la superficie de las probetas y también durante la preparación metalográfica de las muestras. En este espacio de separación se encontraron algunas partículas de los residuos

generados durante la preparación metalográfica, los cuales no hay que confundir con productos del desgaste sujeto de estudio en este trabajo de investigación.

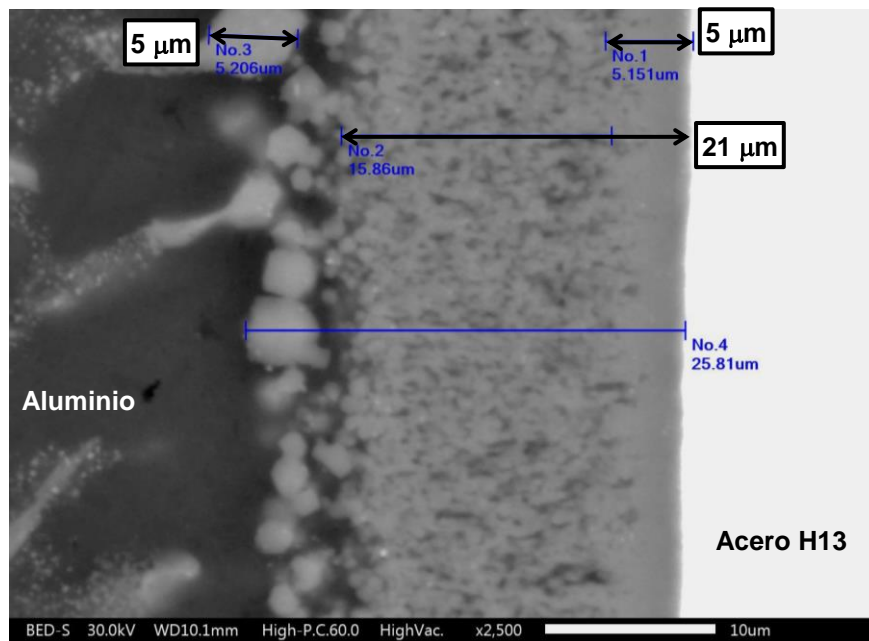


Figura 5.55. Franja de intermetálicos de Al, Fe y Si observada en áreas con desgaste en las probetas de acero H13.

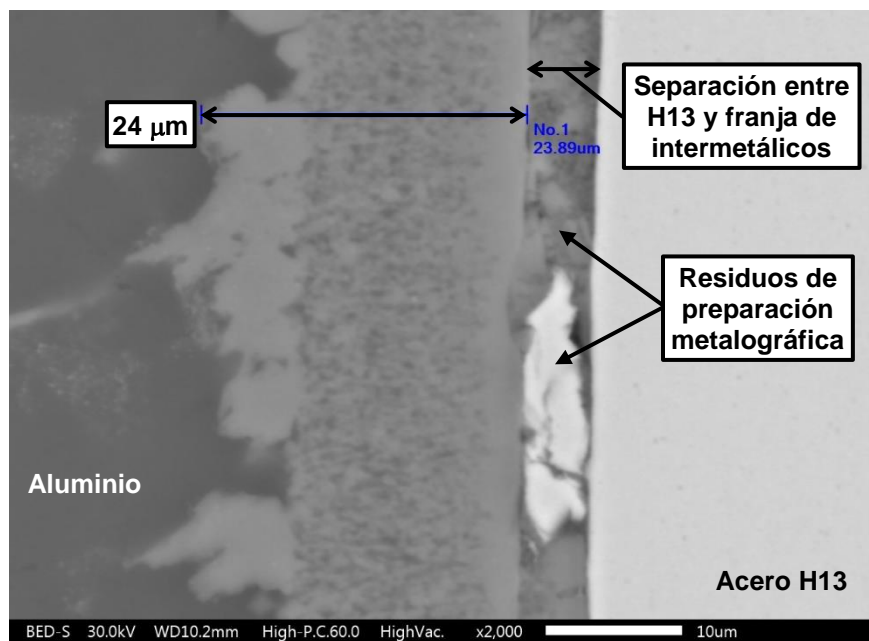


Figura 5.56. Separación entre acero H13 y la franja de intermetálicos. Se observa contaminación con residuos generados durante la preparación metalográfica.

De acuerdo a estos resultados se concluye que el desgaste se produce mediante la formación de intermetálicos de Al, Fe y Si en la superficie del acero H13 en contacto con el aluminio líquido y su posterior desprendimiento. Este desprendimiento de intermetálicos se cree es favorecido por el flujo de aluminio líquido provocado con el giro de la probeta, ya que al existir un movimiento relativo entre la franja de intermetálicos y el aluminio se generan fuerzas de fricción. Debido a estas observaciones fue que se denominó al mecanismo de desgaste presentado como disolución química asistida por flujo.

### **5.7.2 Desgaste en el material B (hierro gris)**

El hierro gris fue el material que menos se desgastó en los ensayos, durante su análisis se observó que el desgaste presentado tiene características diferentes a las encontradas en el acero H13. Una de estas diferencias es que el área de transición entre el aluminio y el material atacado, en este caso el hierro gris, es más grande. En la Figura 5.57 puede verse un área con desgaste donde la zona de transición abarca desde el borde de la probeta hasta 1,460  $\mu\text{m}$  hacia adentro del hierro gris. Puede verse además que el ataque es muy localizado en el borde de la probeta y se expande una vez dentro del hierro gris. Esto último se aprecia también en la Figura 5.58, donde se observa una zona del borde la probeta donde el desgaste estaba comenzando. Otro aspecto importante a comentar de la Figura 5.58 es que las hojuelas de grafito parecieran no ser atacadas por el aluminio líquido, ya que en el aluminio que permaneció adherido a la probeta se observan fases con la geometría de las hojuelas, con lo cual se deduce que conforme avanza el ataque al interior del hierro gris las hojuelas de grafito se pierden hacia el aluminio líquido. Por esta razón en la Figura 5.58 es posible ver dos zonas con diferentes características en el aluminio que permaneció adherido, una zona más “limpia” con la apariencia normal de la aleación de aluminio y otra zona donde se aprecia el aluminio mezclado con hojuelas de grafito.



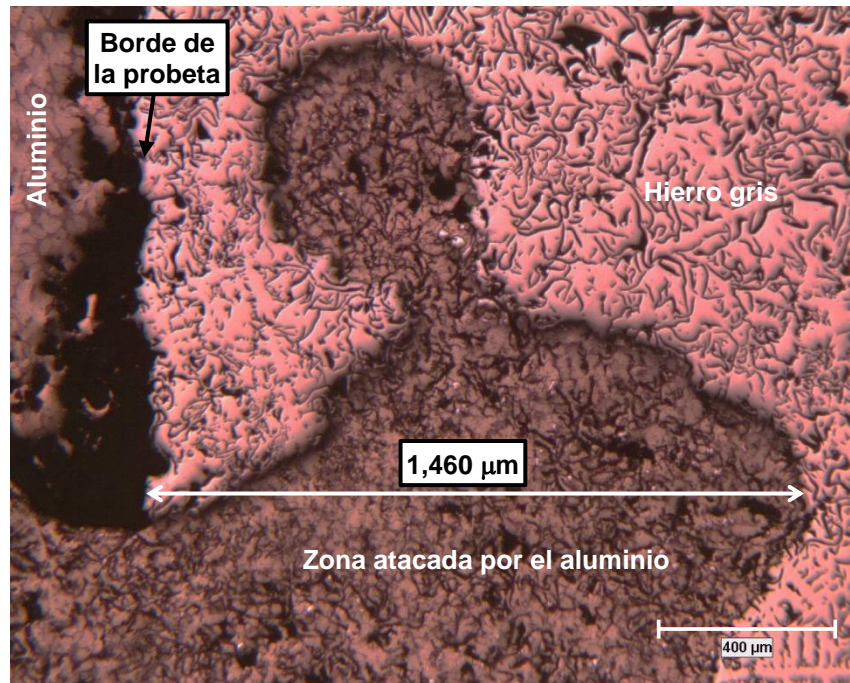


Figura 5.57. Micrografía óptica a 50x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris. Se observa la penetración del ataque desde el borde hacia el interior.

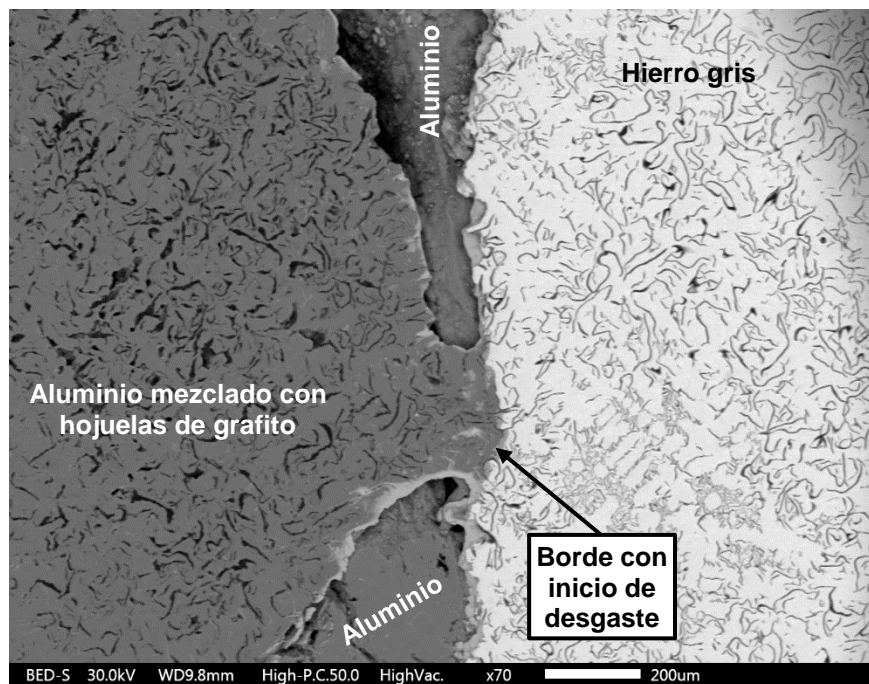


Figura 5.58. Imagen por MEB a 70x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris. Área con inicio de desgaste y evidencia de pérdida de hojuelas de grafito hacia el aluminio líquido.

La Figura 5.59 muestra el mismo comportamiento descrito del desgaste en el hierro gris. Se observa el ataque localizado y preferencial sobre la matriz del hierro gris, sin ataque aparente a las hojuelas de grafito. Pueden verse también la zona del aluminio y la zona del aluminio mezclado con hojuelas de grafito.

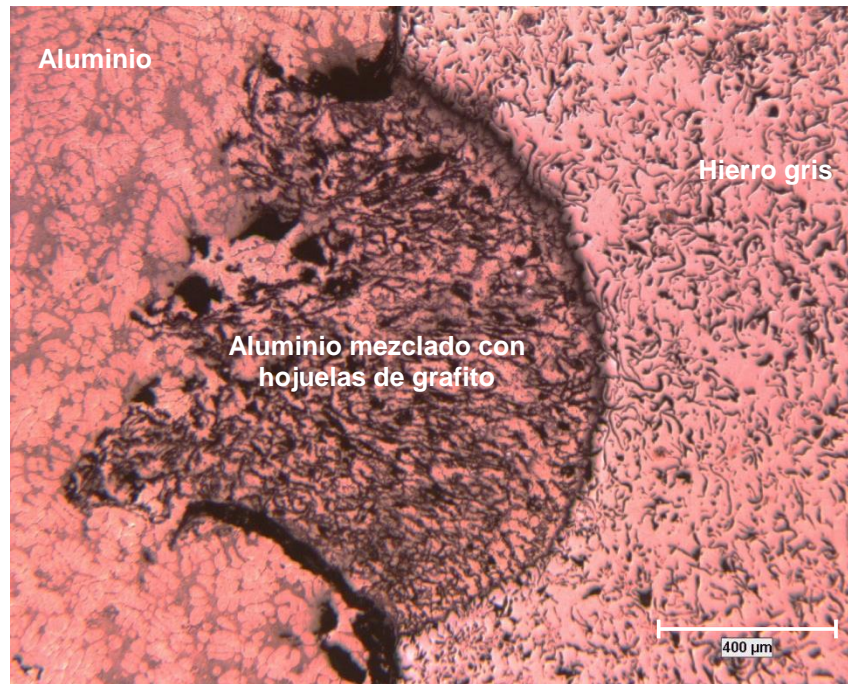


Figura 5.59. Micrografía óptica a 50x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris. Ataque localizado causado por el aluminio líquido.

La Figura 5.60 muestra una imagen por MEB de la misma área de la Figura 5.57. En esta imagen se alcanza a percibir que en la interfase del frente de ataque por aluminio líquido existe una franja de intermetálicos y también que hay partículas de intermetálicos desprendidas hacia el aluminio. La Figura 5.61 presenta estos detalles a mayores aumentos y el análisis por EDX de diferentes zonas, se observa una franja de intermetálicos compacta de 23  $\mu\text{m}$  de espesor (zona 5) y partículas de intermetálicos desprendidos (zona 6). En el borde de la probeta en contacto con el aluminio se observa una capa irregular de óxido de hierro (zona 3). Adicionalmente se observó dentro del hierro gris algunas zonas donde al parecer las hojuelas de grafito fueron sustituidas por fases ricas en hierro (zona 2).



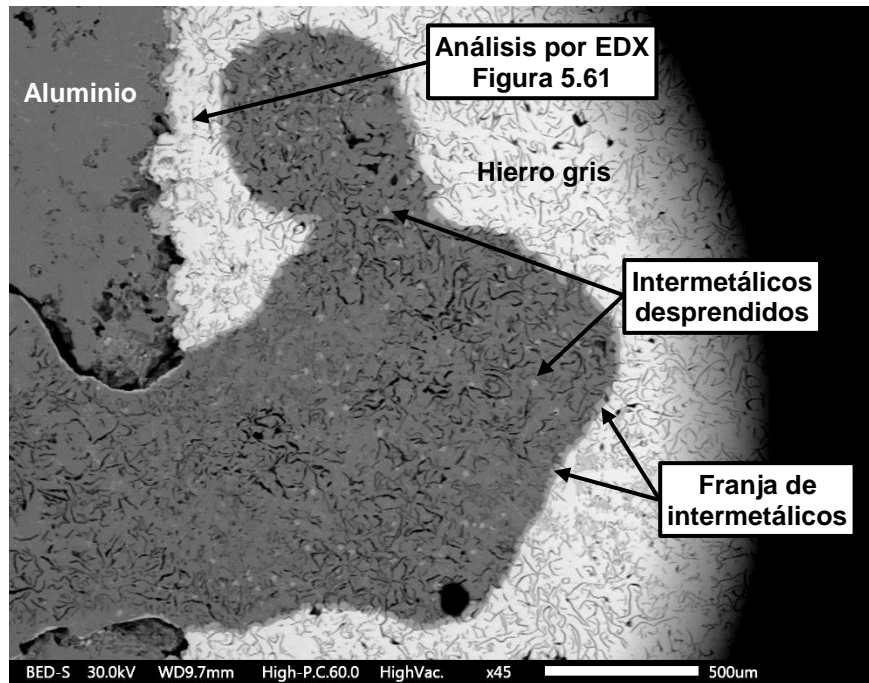
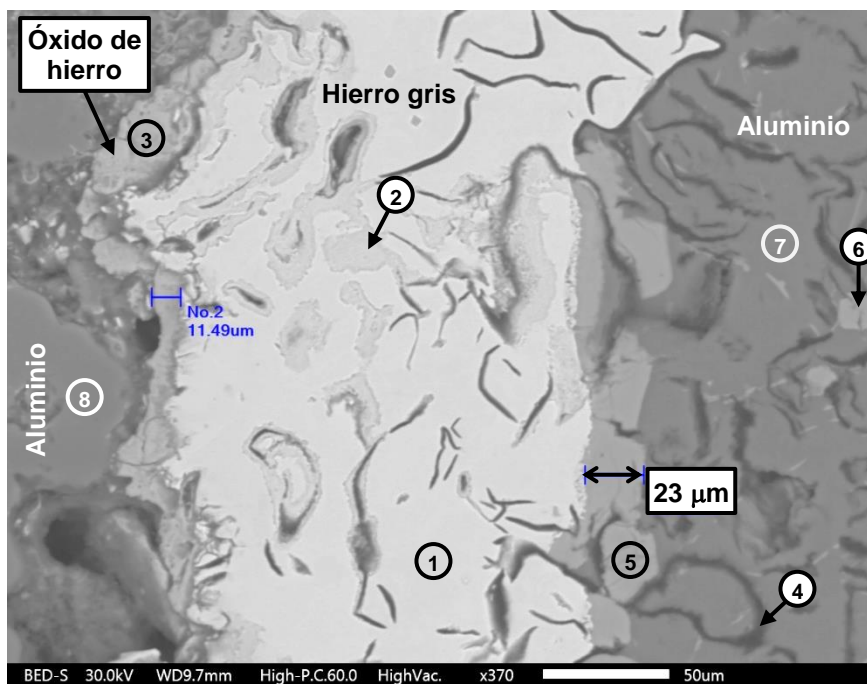


Figura 5.60. Imagen por MEB a 45x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris. Área con inicio de desgaste y evidencia de pérdida de hojuelas de grafito hacia el aluminio líquido.

Con la evidencia observada, se concluye que en el hierro gris el desgaste se produce mediante el ataque preferencial sobre la matriz (perlita y ferrita) y con afectación mínima sobre las hojuelas de grafito. El desgaste en la matriz se lleva a cabo por la formación de intermetálicos de Al, Fe y Si que posteriormente se desprenden hacia el aluminio líquido. Este mecanismo es similar al observado en el acero H13, con la diferencia de que la franja de intermetálicos se compone únicamente de la zona compacta y no cuenta con una zona dispersa previa al desprendimiento de los intermetálicos. Aunque el mecanismo de desgaste sea muy similar al presentado en el acero H13, denominado como disolución química asistida por flujo, se deduce que el mejor comportamiento al desgaste mostrado por el hierro gris es gracias a que las hojuelas de grafito al no verse atacadas, funcionan como barreras contra el avance del desgaste.



Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	0.27	0.44	0.21	0.30	8.07	9.59	9.62	4.70
Fe	89.40	68.96	84.56	59.34	64.51	37.00	1.73	0.41
Si	2.51	3.85	2.71	3.78	1.02	1.16	0.31	0.14
Mn	0.46	0.36	0.22	0.15	0.43	0.25	0.27	0.06
Mg	-	-	-	-	-	-	0.70	0.38
C	7.36	26.40	7.70	25.13	-	-	81.30	89.29
O	-	-	4.61	11.29	25.97	51.99	6.07	5.01

Zona	5		6		7		8	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	56.51	69.94	60.52	72.04	97.62	97.89	97.83	98.10
Fe	36.12	21.60	28.29	16.27	0.23	0.11	0.28	0.14
Si	6.84	8.14	7.01	8.01	1.60	1.54	1.59	1.53
Mn	0.53	0.32	1.63	0.95	-	-	-	-
Mg	-	-	1.20	1.59	0.32	0.36	0.16	0.18
Cu	-	-	0.44	0.22	0.23	0.10	0.14	0.06
S	-	-	0.91	0.92	-	-	-	-

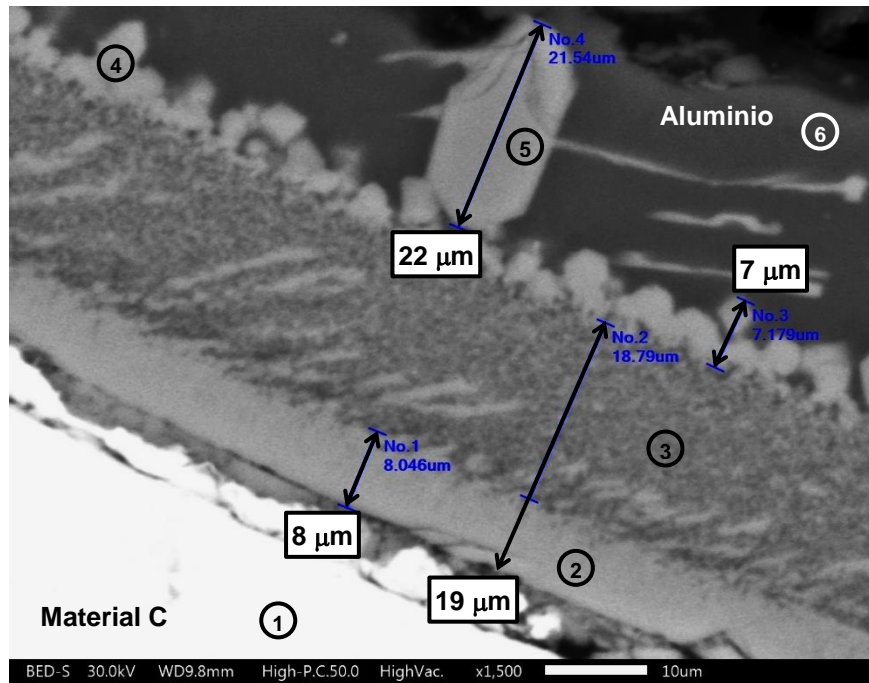
Figura 5.61. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el hierro gris. Se observa una franja de intermetálicos (zona 5) y partículas de intermetálicos desprendidos (zona 6). En el borde en contacto con el aluminio líquido se observan capas de óxido de hierro (zona 3).

### 5.7.3 Desgaste en el material C

A continuación se muestran los resultados del material C, el cual fue el que presentó el mayor nivel de desgaste en los ensayos. En la Figura 5.62 se muestran los resultados del análisis por EDX de un área con desgaste. Como puede verse, se presentan características similares a las observadas en el desgaste del acero H13, ya que existe una franja de intermetálicos compacta de 8  $\mu\text{m}$  de espesor (zona 2) seguida de una zona de intermetálicos dispersos de 11  $\mu\text{m}$  (zona 3) y finalmente intermetálicos que se desprenden hacia el aluminio líquido con tamaño de hasta 22  $\mu\text{m}$  (zonas 4 y 5), todos estos intermetálicos compuestos principalmente por Al, Fe y Si.

Algunas de las diferencias que se observaron en el material C con respecto al desgaste presentado en el acero H13 fue que las franjas de intermetálicos llegaban a tener espesores mayores, como puede observarse en la Figura 5.63 donde se muestra una franja de intermetálicos con espesor de 63  $\mu\text{m}$ . Adicional a esto se observa que existe el desprendimiento de franjas completas de intermetálicos. En la Figura 5.64 se observa como este fenómeno se produce incluso de manera continua, ya que se aprecian dos franjas de intermetálicos desprendidas una detrás de la otra, una de las cuales todavía presenta zonas compactas. Adicionalmente se observaron capas de óxido de hierro fracturadas en algunas zonas en contacto con el aluminio líquido, ver Figura 5.65.

De acuerdo al fenómeno de deterioro observado se concluye que el mecanismo de desgaste generado en el material C es muy similar a la disolución química asistida por flujo que se presenta en el acero H13. Sin embargo, en el material C el desgaste se produce de manera más acelerada, ya que el desprendimiento de intermetálicos se muestra en mayor cantidad, incluso llegando a perder franjas continuas de intermetálicos hacia la aleación líquida de aluminio.



Zona	1		2		3	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	59.20	73.38	70.43	79.72
Fe	69.90	72.22	27.80	16.65	15.29	8.36
Si	-	-	4.74	5.65	9.59	10.43
Mo	4.62	2.78	1.69	0.59	4.68	1.49
Ni	14.34	14.09	2.70	1.54	-	-
Co	11.14	10.91	3.87	2.20	-	-

Zona	4		5		6	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	63.05	73.87	61.41	73.75	98.07	98.15
Fe	25.42	14.39	27.86	16.16	-	-
Si	9.97	11.22	7.28	8.40	1.93	1.85
Mo	1.57	0.52	1.10	0.37	-	-
Mn	-	-	0.60	0.36	-	-
Co	-	-	1.75	0.96	-	-

Figura 5.62. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material C. Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zona 2) y otra dispersa (zona 3), además de intermetálicos desprendidos (zonas 4 y 5) hacia el aluminio.

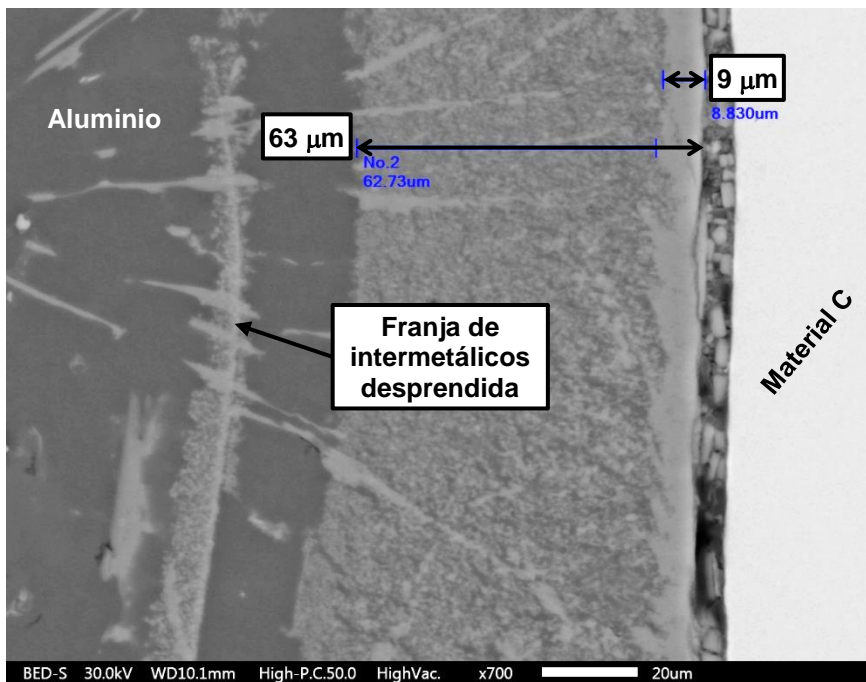


Figura 5.63. Espesor de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si observada en áreas con desgaste en las probetas del material C.

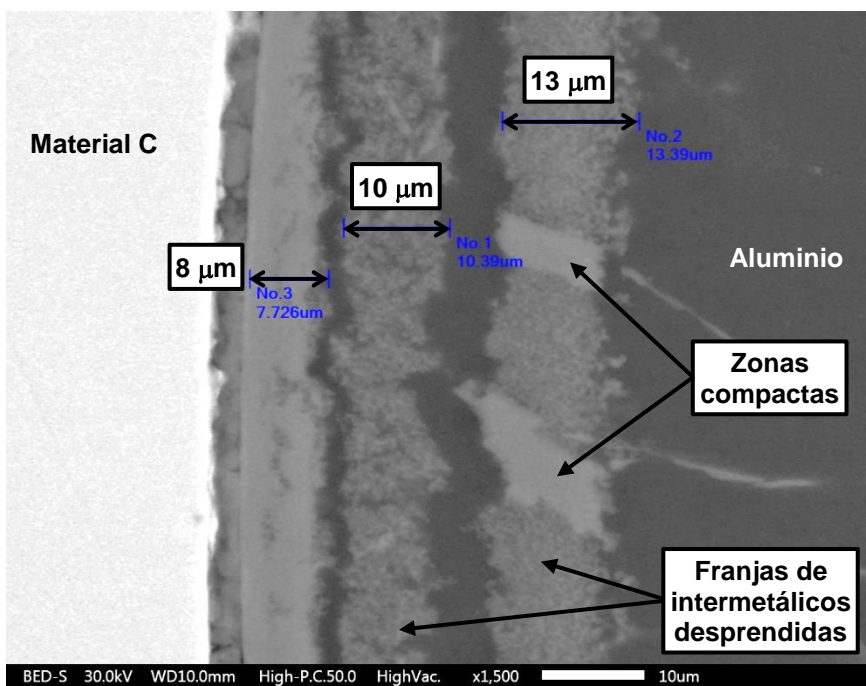
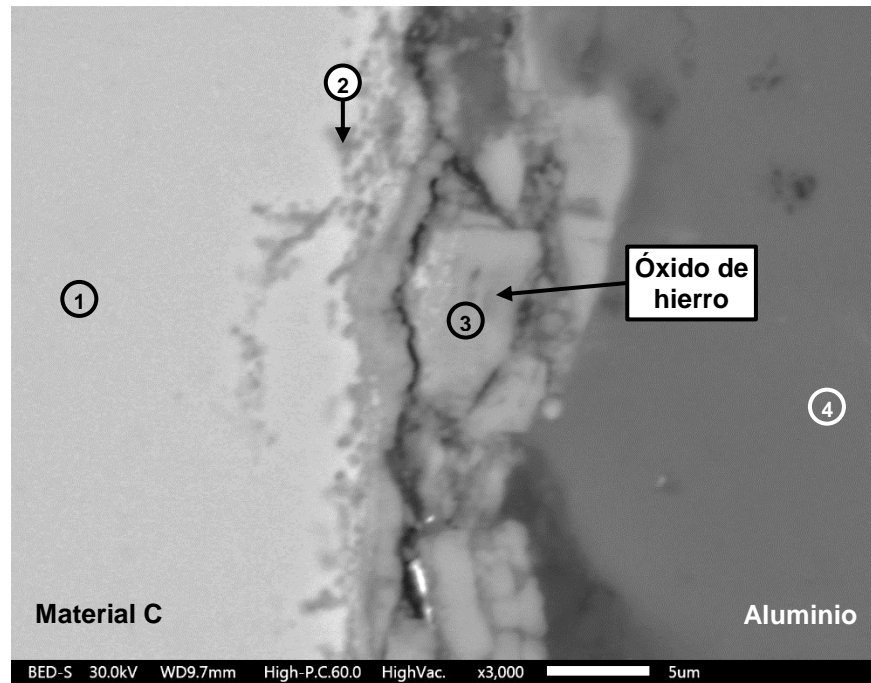


Figura 5.64. Desprendimientos de franjas completas de intermetálicos observados en zonas con desgaste en las probetas del material C.



Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	-	-	0.79	0.99	95.63	96.37
Fe	69.80	72.10	53.07	44.13	70.69	42.71	-	-
Si	-	-	-	-	-	-	2.32	2.25
Mo	4.56	2.74	6.78	3.28	-	-	-	-
Ni	14.44	14.19	16.64	13.16	1.27	0.73	-	-
Co	11.21	10.97	13.63	10.74	-	-	-	-
Mg	-	-	-	-	2.64	3.66	0.73	0.81
Cu	-	-	-	-	-	-	1.32	0.57
O	-	-	9.88	28.69	24.62	51.92	-	-

Figura 5.65. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el material C. En el borde se observan capas fracturadas de óxido de hierro (zona 3).

#### 5.7.4 Desgaste en el acero H13 con el tratamiento superficial de nitruración gaseosa con post-oxidación

De las probetas ensayadas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales, la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación fue la que mostró consistentemente el mayor deterioro. Pudo observarse en estas probetas que el tratamiento superficial ayuda a retrasar el ataque del aluminio



líquido, sin embargo, una vez el desgaste logra iniciar a través de la capa endurecida en algún punto del borde de la probeta, la formación de la franja de intermetálicos se produce en el interior, lo cual puede verse en la Figura 5.66.

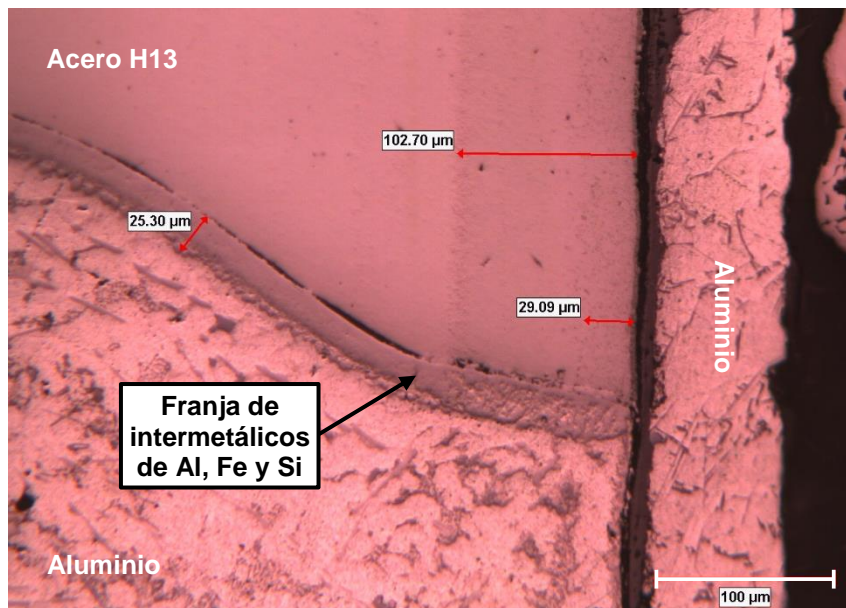
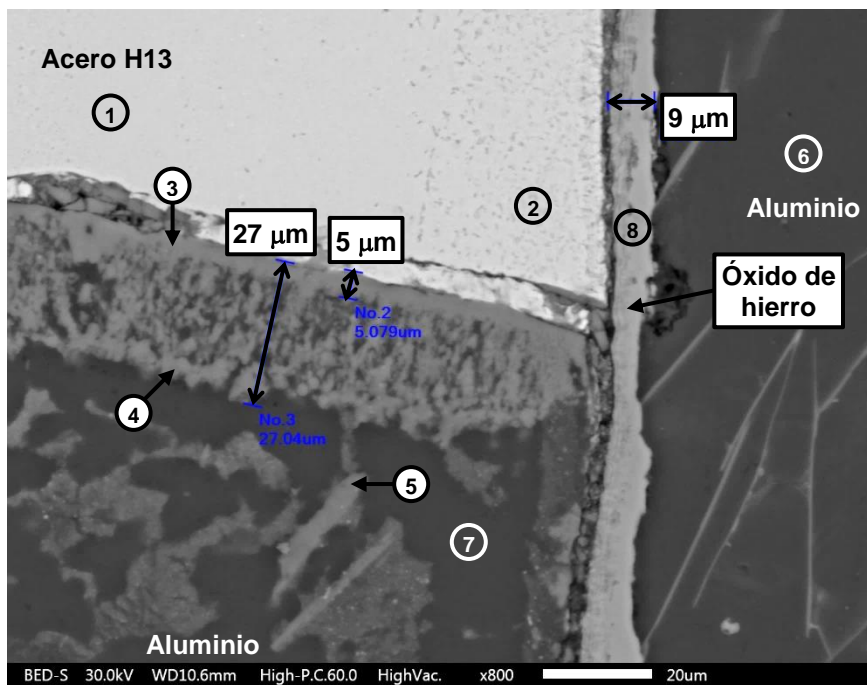


Figura 5.66. Micrografía óptica a 200x del desgaste presentado en las probetas de acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación. Se observa la penetración del ataque por aluminio desde el borde hacia el interior de la probeta.

La Figura 5.67 muestra los resultados del análisis por EDX de la misma área con desgaste mostrada en la figura anterior. Se observa que se formó una capa de óxido de hierro en el borde de la probeta de aproximadamente  $9\ \mu\text{m}$  de espesor (zona 8), la cual se prolonga incluso al área donde el ataque por aluminio líquido ya penetró, al parecer por un plano distinto al de la imagen. Con esto se deduce que esta capa de óxido de hierro no es atacada químicamente por el aluminio líquido, por lo que el desgaste comienza en áreas donde el aluminio logre entrar en contacto con el acero. Una vez que el desgaste inicia puede observarse la formación de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si (zona 3) y su desprendimiento (zona 4), es decir el mecanismo de desgaste ya descrito anteriormente para el acero H13 denominado como disolución química asistida por flujo. Es importante recalcar que la formación de intermetálicos de Al, Fe y Si



se observó tanto cerca del borde de la probeta, en la capa endurecida por la nitruración gaseosa, como hacia el interior del acero H13, ver Figura 5.68.



Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	-	-	50.87	64.41	64.15	74.73
Fe	90.99	90.08	90.91	90.12	34.73	21.25	20.98	11.81
Si	1.04	2.05	0.96	1.89	9.15	11.13	9.25	10.35
Cr	5.71	6.08	5.66	6.03	2.90	1.91	3.04	1.84
Mo	1.26	0.73	1.43	0.82	0.86	0.31	0.97	0.32
V	0.99	1.08	1.04	1.13	1.50	1.00	0.57	0.35
Mn	-	-	-	-	-	-	1.04	0.60

Zona	5		6		7		8	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	64.60	73.27	98.06	98.24	98.11	98.33	1.10	1.41
Fe	16.25	8.90	0.29	0.14	0.39	0.19	67.59	41.86
Si	13.04	14.21	1.44	1.38	1.29	1.24	0.63	0.77
Cr	5.05	2.97	-	-	-	-	3.35	2.23
Mo	-	-	-	-	-	-	0.92	0.33
V	1.06	0.64	-	-	-	-	0.64	0.43
Mg	-	-	0.21	0.24	0.22	0.24	3.75	5.33
O	-	-	-	-	-	-	22.03	47.63

Figura 5.67. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación.

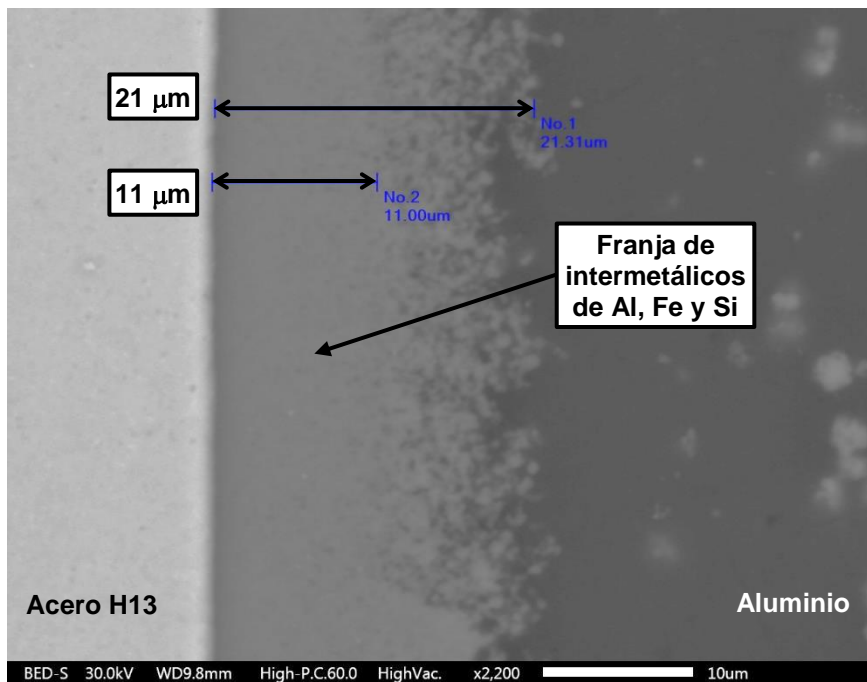


Figura 5.68. Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste a mayor profundidad que la capa endurecida por nitruración gaseosa con post-oxidación.

### 5.7.5 Desgaste en el acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con $\text{Al}_2\text{O}_3$

Las probetas de acero H13 con el proceso de recubrimiento por proyección térmica con alúmina fueron las que presentaron la mayor resistencia al desgaste de todas las condiciones evaluadas. Después de los ensayos de desgaste en aluminio líquido todas las probetas de esta condición conservaron su coloración blanca en su superficie, lo que hacía suponer a simple vista que el recubrimiento no presentaba degradación, sin embargo, después del análisis mediante microscopía se encontró evidencia de que el espesor de la capa del recubrimiento disminuyó. En la Figura 5.69 se muestra que el espesor de la capa de alúmina es de aproximadamente 55  $\mu\text{m}$ , mientras que el espesor observado en las probetas antes del ensayo fue de 187  $\mu\text{m}$ , ver Figura 5.21.

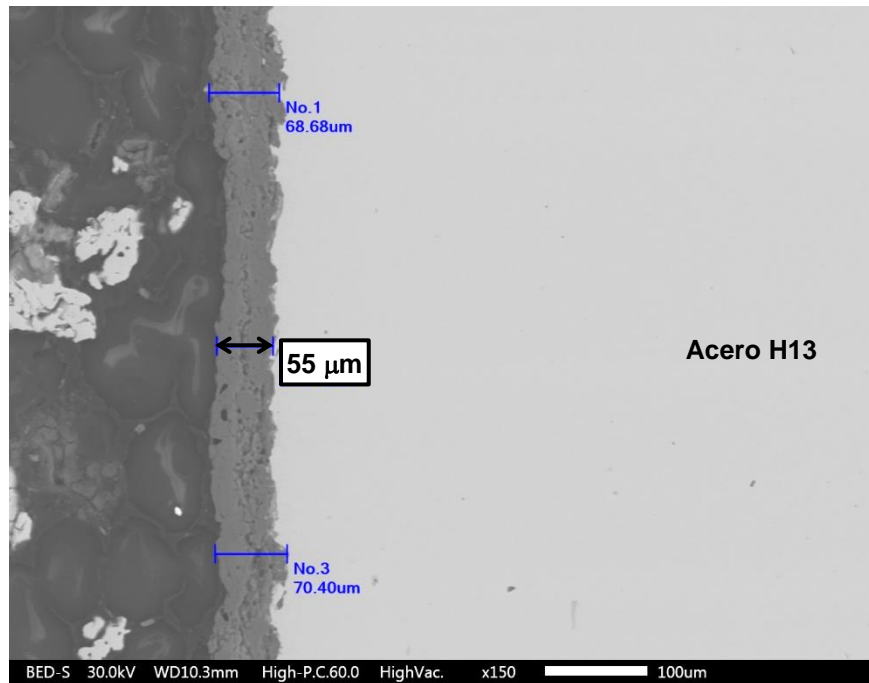
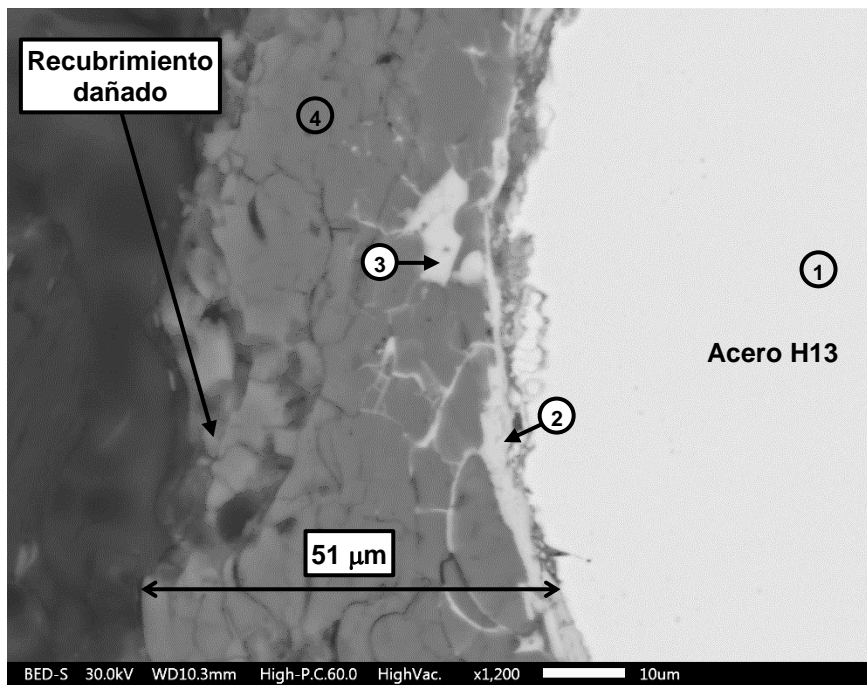


Figura 5.69. Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de alúmina en la probeta después del ensayo.

Debido a que el aluminio líquido no alcanzó a penetrar el recubrimiento de alúmina, de las probetas de esta condición no se obtuvieron imágenes del desgaste sobre el acero H13. En este caso se analizaron zonas que entraron en contacto con el metal líquido para buscar evidencia de la degradación del recubrimiento. En la Figura 5.70 se muestran los resultados del análisis por EDX de un área atacada por el aluminio líquido. Puede observarse que la capa de recubrimiento muestra algunas zonas dañadas, fracturadas y porosas. También se observa la formación de algunos óxidos de hierro en la interfase entre el recubrimiento y el acero H13, al parecer alojados entre los huecos del recubrimiento de alúmina.

Aunque el recubrimiento de proyección térmica con alúmina muestra una disminución en su espesor, no se encontró evidencia de que fuera atacado químicamente por el aluminio líquido. De acuerdo a la morfología observada se deduce que la degradación de este recubrimiento es por motivo de que se fractura progresivamente durante el ensayo.



Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	6.85	7.96	9.01	10.21	52.45	39.97
Fe	91.44	90.64	48.69	27.33	61.66	33.75	1.18	0.43
Si	0.88	1.74	1.45	1.61	-	-	-	-
Cr	5.60	5.96	12.30	7.42	-	-	-	-
Mo	1.17	0.68	1.62	0.53	-	-	-	-
V	0.90	0.98	1.39	0.85	-	-	-	-
O	-	-	27.71	54.29	29.33	56.04	46.37	59.60

Figura 5.70. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el acero H13 con proyección térmica con alúmina. Se observa evidencia de degradación en el recubrimiento y presencia de óxido de hierro (zonas 2 y 3).

### 5.7.6 Desgaste en el acero H13 con la condición de ASPN+PVD

Otra de las condiciones que mostró buenos resultados en su comportamiento al desgaste fue el tratamiento de nitruración por el proceso de ASPN combinado con el recubrimiento de PVD con CrAlN. En la Figura 5.71 se observa que el recubrimiento de PVD muestra evidencia de daño por agrietamiento. El espesor

del recubrimiento observado es de alrededor de  $7\ \mu\text{m}$ , muy similar al presentado en las probetas antes del ensayo de  $5\ \mu\text{m}$ , ver Figura 5.25.

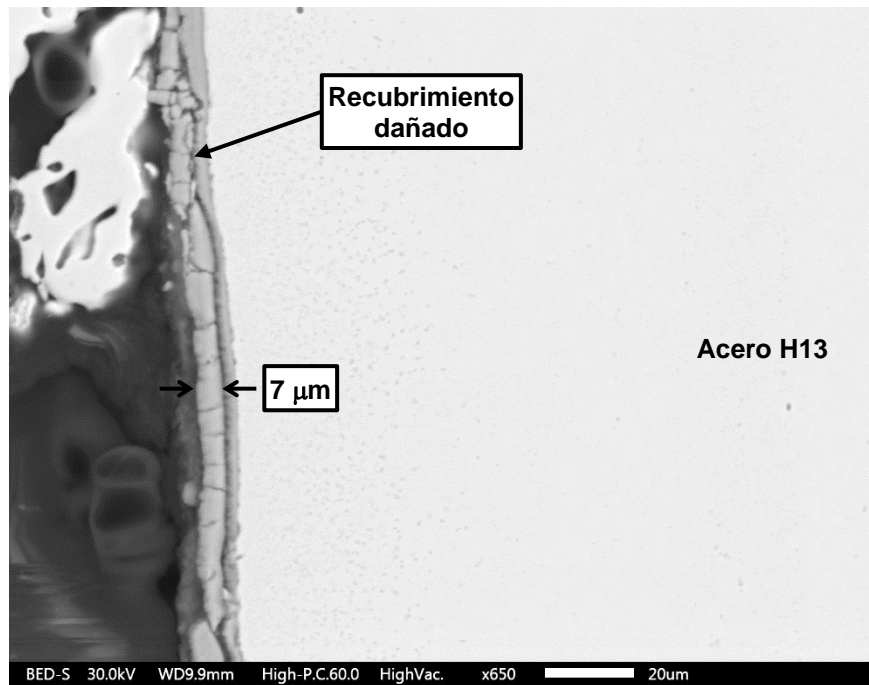
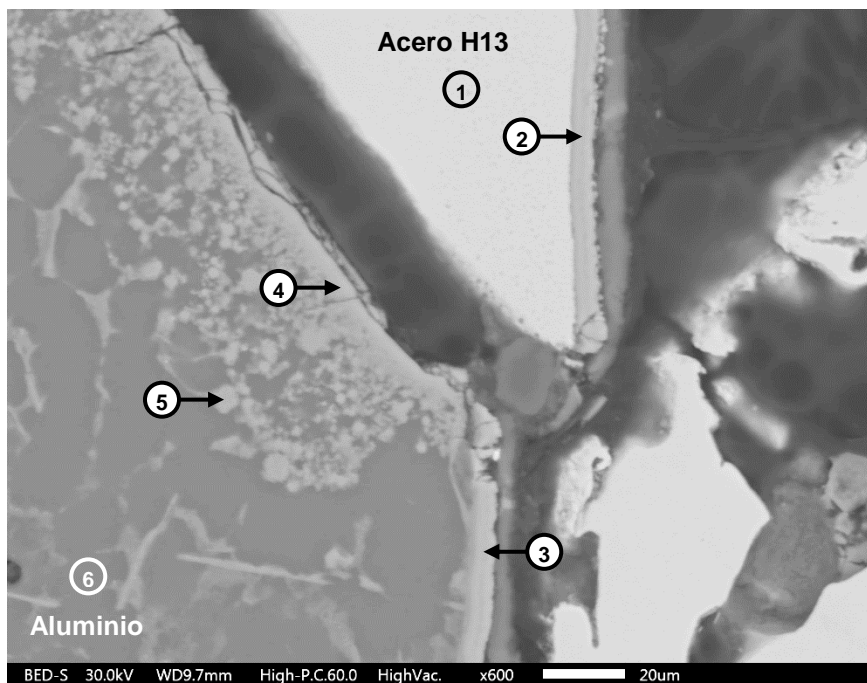


Figura 5.71. Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de PVD con CrAlN en la probeta después del ensayo. Se observa daño en el recubrimiento.

En estas probetas el recubrimiento de PVD ayudó a proteger del ataque por el aluminio líquido, sin embargo, en áreas donde el recubrimiento se dañó se encontró evidencia del desgaste en el acero H13 por el mecanismo denominado disolución química asistida por flujo, incluso en la capa endurecida por el tratamiento de nitruración por ASPN. En la Figura 5.72 se muestran los resultados del análisis por EDX de un área con desgaste de estas características. Se observa que la capa de PVD, aunque está fracturada, se mantiene en composición y espesor (zonas 2 y 3). En el área donde el aluminio logró penetrar y atacar el acero H13 se observa la formación de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si (zona 4) y su desprendimiento (zona 5) hacia el aluminio. La formación de estos intermetálicos se observó por igual tanto en la capa endurecida con la

nitruración por ASPN como hacia el interior del acero H13, un ejemplo de esto se muestra en la Figura 5.73.



Zona	1		2		3	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	9.43	11.03	9.19	10.80
Fe	91.06	90.34	2.49	1.40	1.86	1.06
Si	0.92	1.81	-	-	-	-
Cr	5.56	5.93	67.34	40.86	68.43	41.71
Mo	1.48	0.85	-	-	-	-
V	0.99	1.08	-	-	-	-
N	-	-	20.74	46.71	20.52	46.44

Zona	4		5		6	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	58.55	70.53	81.44	86.75	97.17	97.41
Fe	28.35	16.50	10.22	5.26	0.27	0.13
Si	9.29	10.75	7.19	7.36	2.56	2.46
Cr	2.42	1.51	1.15	0.63	-	-
Mo	-	-	-	-	-	-
V	-	-	-	-	-	-
Cu	1.39	0.71	-	-	-	-

Figura 5.72. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAlN. Se observa evidencia de la formación de intermetalicos de Al, Fe y Si (zona 4) y su desprendimiento (zona 5) hacia el aluminio líquido.

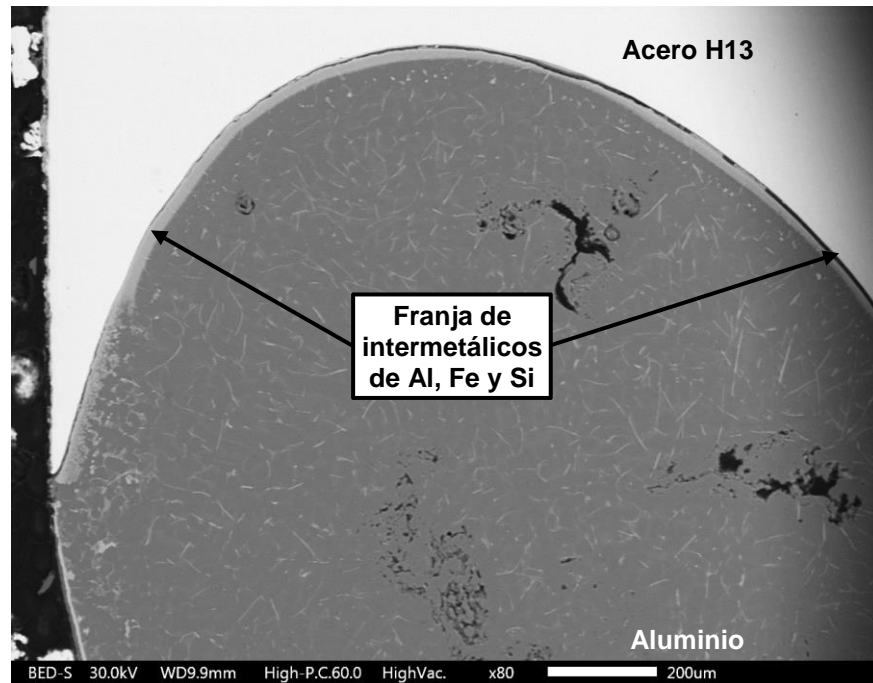


Figura 5.73. Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste a mayor profundidad que la capa endurecida por ASPN.

## 5.8 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción

Se realizaron pruebas en moldes operativos instalando insertos de la zona de la “copa” fabricados combinando las condiciones que mostraron el mejor comportamiento al desgaste durante la etapa de experimentación con las probetas. Fueron cuatro las condiciones evaluadas, el hierro gris sin recubrimiento y con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina, y el acero H13 con la condición de ASPN+PVD y con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina. En la Figura 5.74 se presentan fotografías de estos insertos. La Tabla 5.3 muestra la cantidad de cabezas de aluminio que fue posible vaciar con cada condición. Se incluye para fines de comparación y referencia las piezas vaciadas con el inserto de acero H13 sin recubrimiento, ver Tabla 4.1 del Capítulo 4. Para cada caso la prueba terminó cuando se alcanzaba en el inserto un nivel de desgaste crítico que requiriera que el inserto fuera sustituido.



Los resultados de las pruebas con insertos muestran, que al igual que en las probetas, el recubrimiento de proyección térmica con alúmina tiene los mejores beneficios. Especialmente al combinar este recubrimiento con el hierro gris como material base se obtuvieron muy buenos resultados alargando la vida útil del inserto, con casi el triple de piezas vaciadas en comparación contra el mismo recubrimiento de alúmina aplicado sobre el inserto de acero H13.

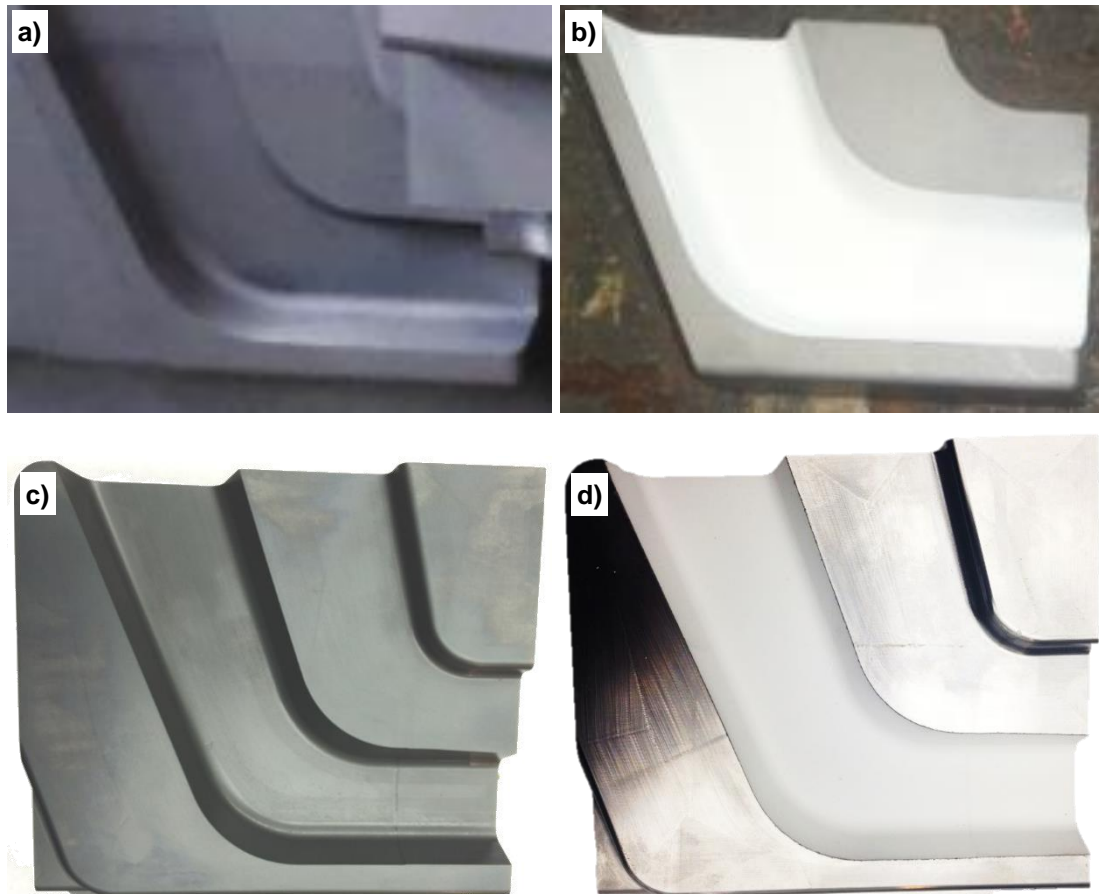


Figura 5.74. Insertos de la zona de la “copa” fabricados para hacer pruebas en moldes operativos. a) Hierro gris (sin recubrimiento). b) Hierro gris con recubrimiento de proyección térmica con alúmina. c) Acero H13 con la condición de ASPN+PVD. d) Acero H13 con recubrimiento de proyección térmica con alúmina.

Tabla 5.3. Piezas que fue posible vaciar usando insertos de la zona de la “copa” de diferentes condiciones antes de alcanzar un nivel de desgaste crítico.

Inserto	Piezas vaciadas
Acero H13	685
Acero H13 con ASPN+PVD	2,566
Acero H13 con PT Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4,529
Hierro gris	5,890
Hierro gris con PT Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	13,036

# CAPÍTULO 6

## ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

### 6.1 Introducción

En este capítulo se analizan los resultados generados y se presenta una discusión de manera conjunta de los mismos para exponer las conclusiones que pueden ser obtenidas. Primeramente, se realiza una caracterización de la microestructura observada en las probetas de los distintos materiales y las capas de los recubrimientos y tratamientos superficiales. Posteriormente, se analiza el efecto causado en la microdureza de las probetas por motivo del tratamiento de oxidación aplicado y las condiciones alcanzadas en los ensayos de desgaste. Finalmente, se presenta una comparación de los mecanismos de desgaste encontrados en las probetas y la caracterización por medio de espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX) de los intermetálicos formados. Se logró validar que el dispositivo de desgaste construido reproduce el fenómeno de deterioro que se presenta en los moldes de acero H13 por contacto con aluminio líquido, aquí denominado como “disolución química asistida por flujo”. Se encontró que la combinación del hierro gris como material base, con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), es la condición que brinda los mejores resultados para contrarrestar el desgaste.

## 6.2 Evaluación microestructural del estado inicial de las probetas

El material A, correspondiente al acero H13, presenta una microestructura formada por una matriz de martensita fina revenida con carburos finos homogéneamente dispersos. Esta microestructura es la correspondiente a un acero herramienta H13 en estado de temple y revenido. En la inspección metalográfica a 500 aumentos en microscopio óptico, no se detectó austenita retenida, lo cual se debe a un cuidadoso tratamiento térmico de temple y a un doble o triple revenido. El tamaño de grano austenítico corresponde a un valor ASTM número 10 [61], lo cual indica que la temperatura de austenización para el tratamiento térmico fue la adecuada.

El material B correspondiente a una fundición de hierro gris con una matriz de perlita y ferrita, con hojuelas de grafito tipo VII con distribución tipo A y B de acuerdo a la norma ASTM A247-16 [28,63]. Esta microestructura es la esperada para este tipo de hierro gris.

El material C es un acero tipo “*maraging*” de bajo contenido de carbono (menor a 0.03 % en peso) y alto contenido de níquel y cobalto (14 y 10.5 % en peso, respectivamente). La microestructura está formada por una matriz de martensita con precipitados muy finos de Ni y Mo. Este tipo de aceros no son templados en la forma tradicional de un enfriamiento rápido. Se calientan a la temperatura de austenización y se dejan enfriar lentamente. El alto contenido de níquel inhibe la formación de ferrita y perlita, produciendo una estructura tipo martensita. Subsecuentemente se realiza un tratamiento de precipitación o envejecimiento (“*thermal ageing*”) a una temperatura de entre 480 y 500° para formar los precipitados de Ni<sub>3</sub>Mo, los cuales son los responsables de las propiedades mecánicas de este tipo de aceros [64,65]. La microestructura observada es la esperada para un acero tipo “*maraging*”.

Los materiales D y E presentan una microestructura formada por una matriz de martensita revenida con carburos dispersos. Esta microestructura es muy similar a la del acero H13 (material A). Esta microestructura es la esperada para este tipo de aceros herramienta en estado templado y con doble o triple revenido.

El material F presenta una microestructura formada por una matriz de martensita fina revenida con una gran cantidad de carburos finos globulares. Debido a su composición química de alto cromo (18 %) y alto carbono (1.70 %) se espera una gran cantidad de carburos complejos de cromo. La fracción de área de los carburos es aproximadamente 40 %. Por el tipo de microestructura, la cantidad de carburos y su distribución, este acero es de la familia de pulvimetalurgia, o aceros procesados a partir de polvos, sinterizados y posterior tratamiento térmico de temple y doble o triple revenido.

En las probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales logró observarse el espesor de las capas. En las probetas con la nitruración gaseosa con post-oxidación se observa una profundidad de capa endurecida de aproximadamente 146  $\mu\text{m}$  mientras que con la nitruración iónica con pantalla activa (ASPN) esta capa es de máximo 118  $\mu\text{m}$ . Las probetas protegidas por el proceso de proyección térmica muestran un espesor de capa aproximado de 120  $\mu\text{m}$  en el recubrimiento con CrNi-WC y 187  $\mu\text{m}$  cuando se aplicó  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Para el caso del recubrimiento de deposición física de vapor (PVD) con CrAlN se observan espesores de alrededor de 5  $\mu\text{m}$ . Cabe señalar que se encontraron algunas zonas donde se presentan separaciones entre el recubrimiento de PVD y la superficie del acero H13 de la probeta, con lo cual se deduce que su adherencia no es buena.

### 6.3 Tratamiento de oxidación

Las probetas de los distintos materiales mostraron un cambio en su tonalidad superficial con el tratamiento de oxidación. Esta apariencia característica de cada material se debe a su diferente composición química que repercute en el tipo de óxido y espesor de capa formado. En el caso de las probetas con recubrimientos, no todas presentaron un cambio evidente en su tonalidad, con lo cual se deduce que algunas condiciones no son afectadas por el tratamiento de oxidación. Es importante también comentar que la generación de óxidos o el incremento de su espesor de capa en la superficie de las probetas pueden afectar de manera favorable en su resistencia al desgaste al agregar una barrera más de protección [66,67], lo cual pudo ser observado durante las pruebas exploratorias del dispositivo de ensayos cuando se estaba desarrollando su correcto funcionamiento.

Para el alcance de este trabajo se decidió que no era relevante medir el espesor de capa de los óxidos presentes en la superficie de las probetas. Con la temperatura de 450°C utilizada en el tratamiento de oxidación se requeriría de técnicas de microscopía electrónica de transmisión para poder medir el espesor de los óxidos [68]. Se ha encontrado que la superficie de un material metálico se compone, además de óxidos, de diferentes capas de transición hacia el interior del material (sustrato metálico) y que la condición de estas capas depende de los procesos de manufactura (formado, maquinado, etc.) a los que se someta el material y la atmosfera a la que se exponga. Una de estas capas es conocida como capa Beilby, la cual está compuesta de material deformado, puede ser amorfa, nano o micro-cristalina y tener propiedades fisicoquímicas diferentes a las del material base. En la Figura 6.1 se muestra un esquema de esta superficie de transición hacia el sustrato metálico y las capas que la componen [9,19,69]. Cabe señalar que en algunas ocasiones estas capas serán removidas en las primeras etapas del desgaste y posteriormente no tendrán ningún efecto [12].

La evidencia de la variación en la tonalidad superficial de las probetas con el tratamiento de oxidación se consideró como la confirmación de la afectación de este tratamiento y la importancia de realizarlo para buscar reproducir en el ensayo de las probetas las condiciones superficiales que se presentan en los moldes.

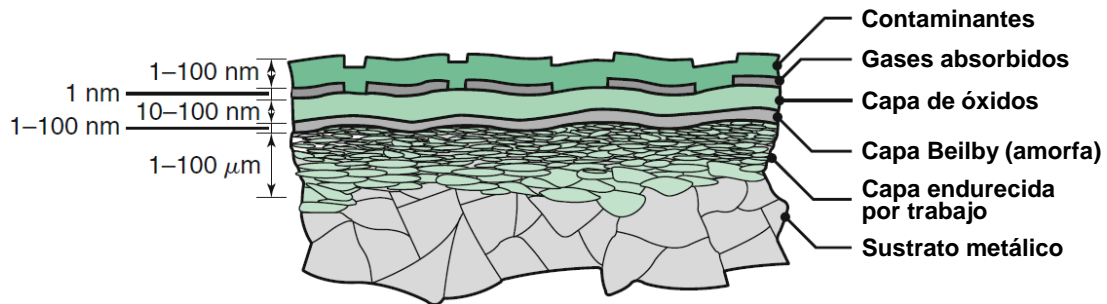


Figura 6.1. Esquema de las capas de transición que pueden existir desde la superficie hacia el interior de un material [19].

## 6.4 Evaluación de microdureza

En la condición inicial de las probetas de acero H13 sin recubrimiento la microdureza osciló entre 445 y 478 HV (45 y 48 HRC equivalente). En las probetas de los otros 4 aceros (materiales C, D, E y F) la microdureza inicial osciló entre 448 y 528 HV (45 y 51 HRC). Para el hierro gris se obtuvo una microdureza inicial entre 286 y 370 HV (28 y 38 HRC). En las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales la microdureza en el material base, es decir el acero H13, osciló entre 438 y 516 HV (44 y 50 HRC). Las capas afectadas por los tratamientos superficiales presentaron microdureza de hasta 901 HV (67 HRC) con la nitruración gaseosa con post-oxidación y hasta 772 HV (63 HRC) con el tratamiento de ASPN.

Al comparar la condición inicial de microdureza de las probetas de los distintos materiales contra las mediciones después del tratamiento de oxidación, no se encontraron cambios significativos, por lo que se concluye que este tratamiento a 450°C durante 1.5 horas no genera una caída en la dureza de los materiales



analizados, toda vez que no se superó las temperaturas de revenido de los diferentes materiales tratados.

Por el contrario, las mediciones obtenidas en las probetas después de ser ensayadas en el dispositivo de desgaste, muestran una caída considerable en la dureza en todos los materiales analizados. Esto se observa más claramente en las gráficas de las Figuras 6.2 a 6.7, donde se comparan los perfiles de microdureza obtenidos en las probetas antes y después de los ensayos. Puede verse que en el acero H13 la microdureza cayó a valores de entre 269 y 286 HV (25 y 28 HRC), ver Figura 6.2, siendo el material que presentó la mayor caída de dureza. Por su parte, el hierro gris fue el material que presentó la menor caída de dureza, con valores de entre 180 y 289 HV después del ensayo, ver Figura 6.3.

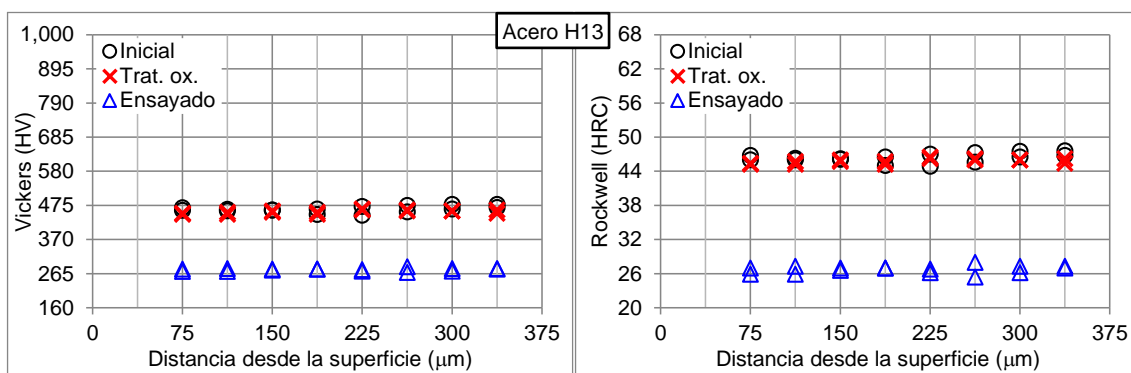


Figura 6.2. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

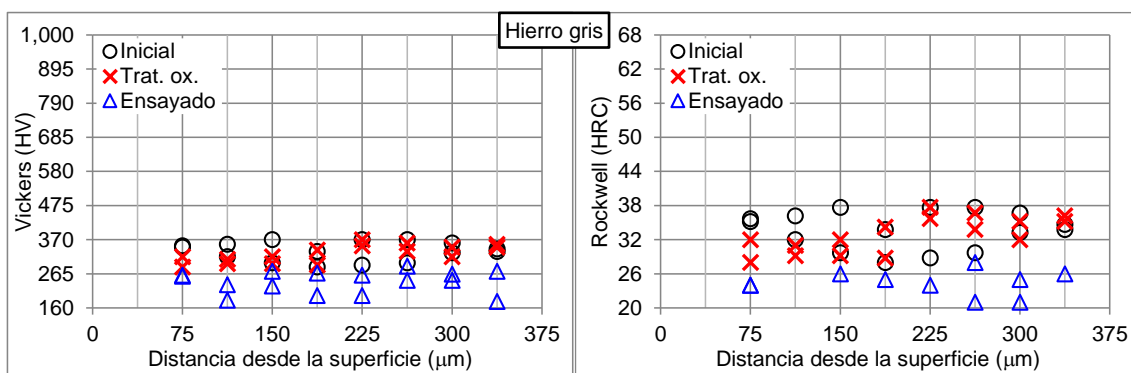


Figura 6.3. Cambios en el perfil de microdureza del hierro gris presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

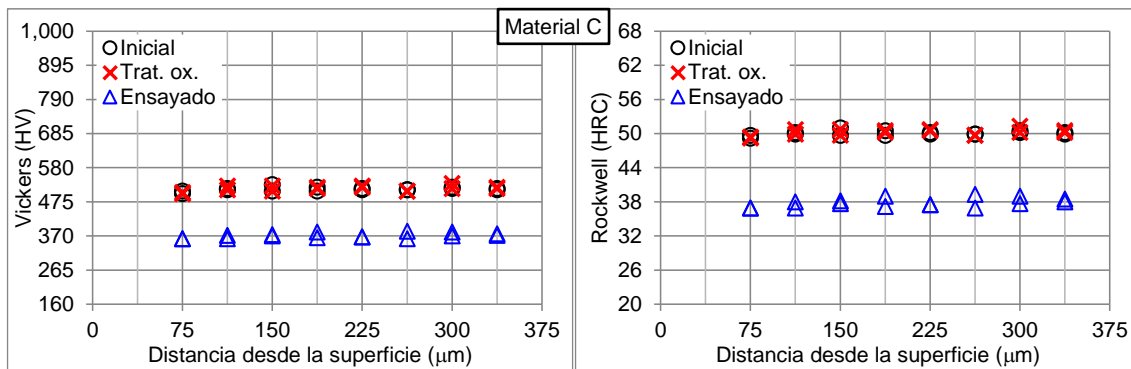


Figura 6.4. Cambios en el perfil de microdureza del material C presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

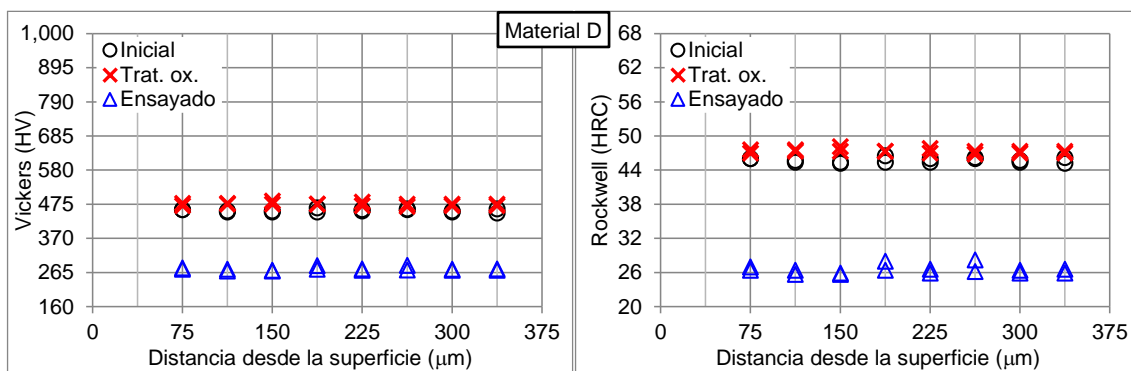


Figura 6.5. Cambios en el perfil de microdureza del material D presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

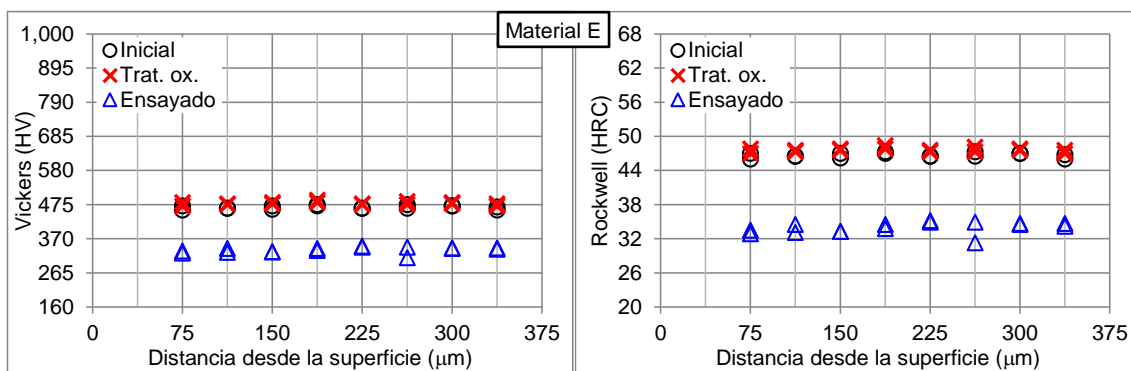


Figura 6.6. Cambios en el perfil de microdureza del material E presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

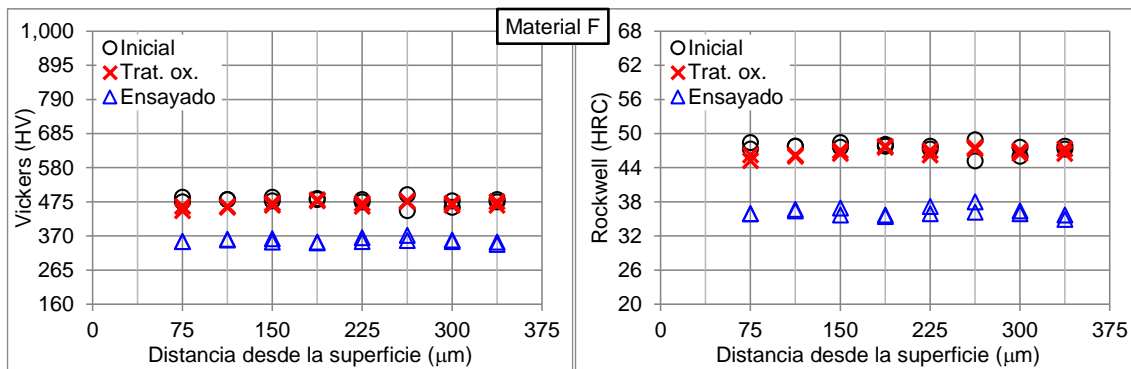


Figura 6.7. Cambios en el perfil de microdureza del material F presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

Para el caso de las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales también se observó una caída considerable en los resultados de microdureza obtenidos después de los ensayos de desgaste en comparación con su condición inicial. Este comportamiento se observó tanto en el material base (acero H13) como en las capas endurecidas por nitruración, recordando que no se realizaron mediciones en las capas de los recubrimientos. En las gráficas de las Figuras 6.8 a 6.13 se muestra la comparación de los perfiles de microdureza antes y después de los ensayos de desgaste, se observa la caída de dureza que se presentó en las probetas de cada condición. Cabe señalar que las probetas con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina fueron las que presentaron la mayor caída de dureza, ver Figura 6.11.

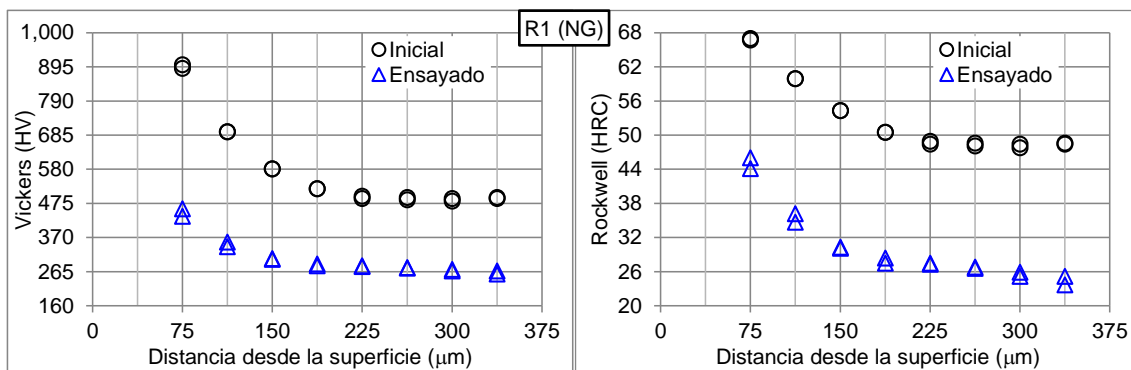


Figura 6.8. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

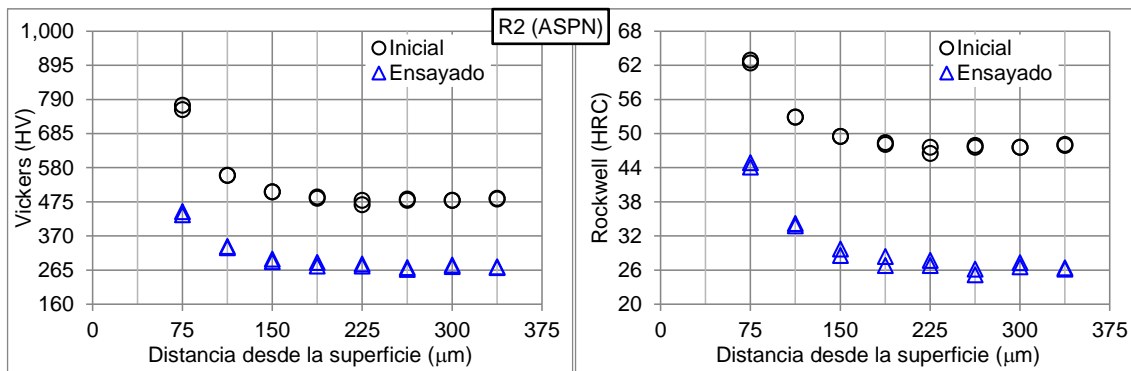


Figura 6.9. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con ASPN presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

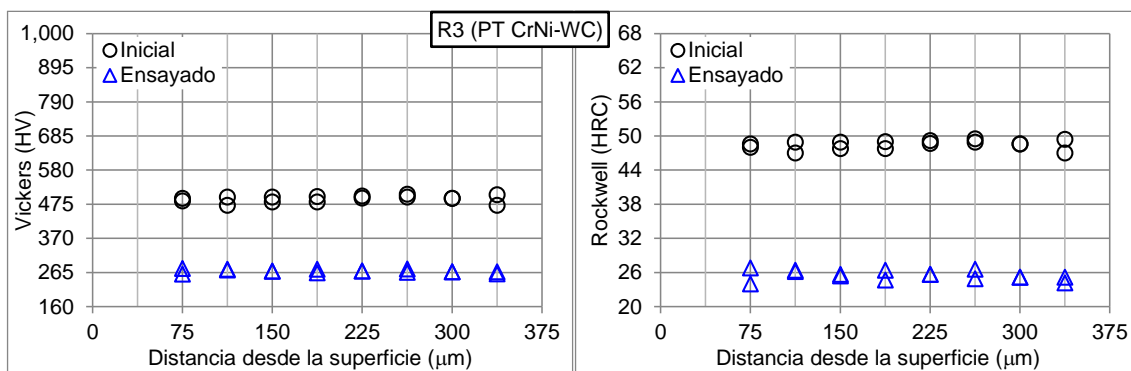


Figura 6.10. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con proyección térmica con CrNi-WC presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

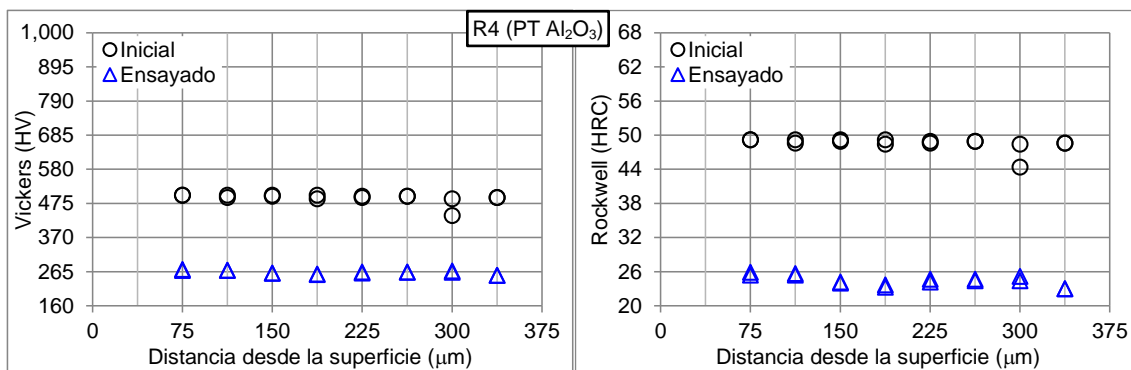


Figura 6.11. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con proyección térmica con alúmina presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

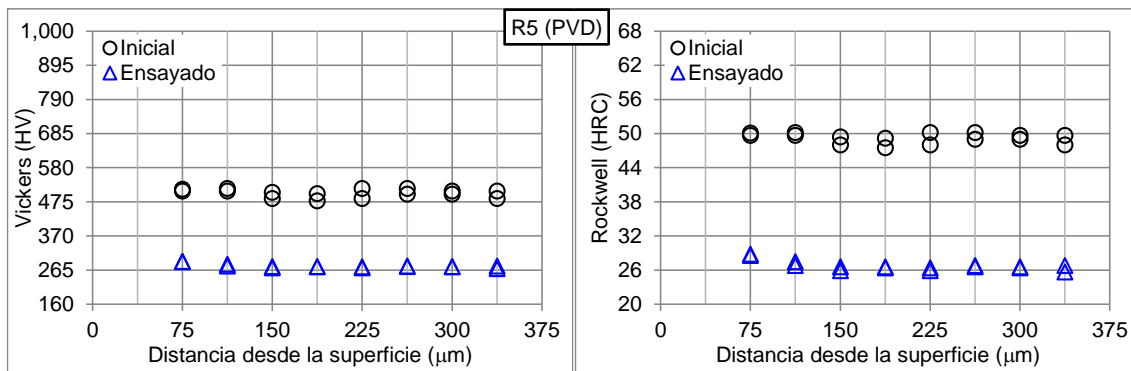


Figura 6.12. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con PVD presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

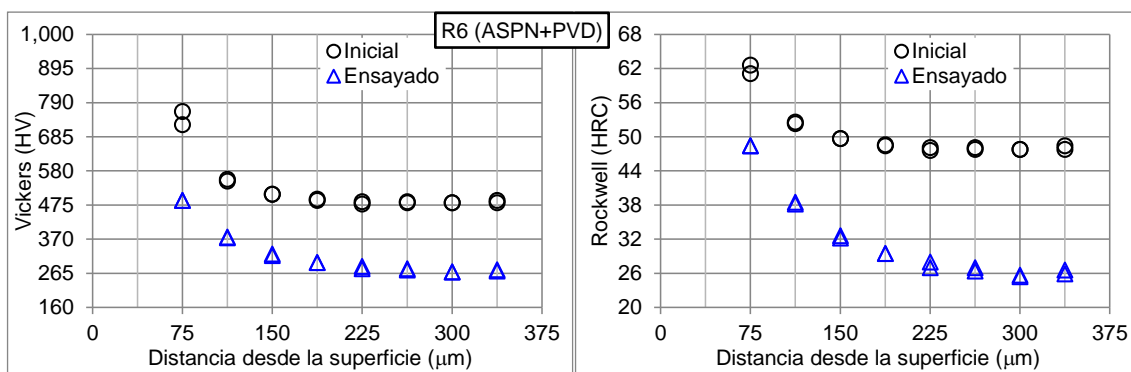


Figura 6.13. Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con ASPN+PVD presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.

Por su parte en el inserto de acero H13 de la zona de la “copa” utilizado para hacer las pruebas en molde de producción se encontró que la dureza no tuvo una caída tan pronunciada como en las probetas. En la Figura 6.14 se observa la comparación del perfil de microdureza obtenido en una cara posterior del inserto, la cual no estuvo en contacto con el aluminio líquido, contra el perfil obtenido en una zona aledaña al desgaste; se muestra además una línea punteada que indica la dureza original de fabricación del inserto. Puede verse que la microdureza en la cara posterior oscila entre 374 y 392 HV (38 y 40 HRC equivalente), prácticamente la misma que la dureza original de fabricación del inserto de 40 HRC. La microdureza en la cara posterior del inserto puede considerarse análoga a la microdureza después del tratamiento de oxidación de las probetas. El perfil de microdureza en la zona aledaña al desgaste, en cambio, sí presentó una ligera caída en relación a la dureza original del inserto, con valores obtenidos entre 360

y 374 HV (37 y 38 HRC). La microdureza en esta zona con desgaste puede considerarse análoga a la microdureza obtenida en las probetas después de los ensayos.

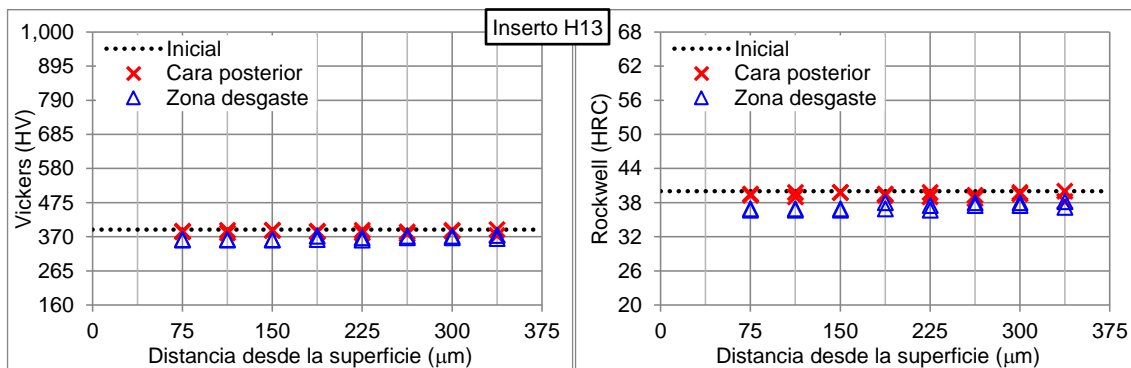


Figura 6.14. Cambios en el perfil de microdureza del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” presentados a raíz de las pruebas en molde operativo.

La causa de la caída de dureza en las probetas puede explicarse con la curva de revenido de la Figura 6.15, donde se observa que para una temperatura de revenido por arriba de 700°C la dureza esperada en el acero H13 está por debajo de 30 HRC. Tomando en cuenta que la temperatura del aluminio líquido en donde se sumergieron las probetas es de 710°C, es de esperarse la caída en la dureza que se observó después de los ensayos en el dispositivo de desgaste. Recordando que en la gráfica de la Figura 4.33 del Capítulo 4 se mostró evidencia de que las probetas llegan a calentarse a temperaturas cercanas a las del metal líquido durante el ensayo. Por lo tanto se concluye que la caída de dureza en las probetas, tanto de acero H13, como de los otros aceros, se debe a que la temperatura a la que están expuestos los materiales en las pruebas de desgaste supera la temperatura de revenido a que fueron tratados térmicamente. Por su parte, en el hierro gris, al no estar tratado térmicamente, el efecto es menor. En el caso del inserto de acero H13, a pesar de que al igual que las probetas estuvo en contacto con aluminio líquido a 710°C, la caída de dureza es muy ligera, ya que la temperatura que se alcanza no es tan alta como en las probetas. Lo anterior puede verse en la gráfica de la Figura 2.6 del Capítulo 2, donde se mostró evidencia de que la temperatura máxima detectada en el molde en la zona donde

se localiza el inserto está por debajo de los 350°C. Esto es consecuencia de que la proporción de masa aluminio/acero es muy distinta en el proceso de vaciar el aluminio líquido en el molde en comparación con los ensayos de desgaste. En el molde la masa de acero H13 es capaz de absorber más calor del aluminio líquido, además de que cuenta con canales de enfriamiento, en cambio en la probeta la masa de acero es de menor proporción, no cuenta con canales de enfriamiento y se sumerge en aluminio líquido con calentamiento constante.

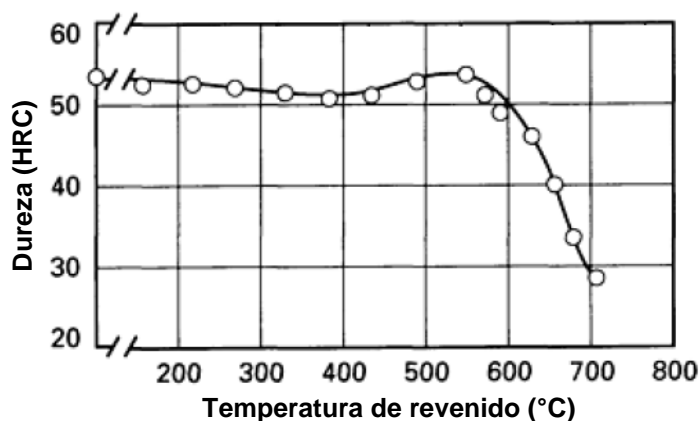


Figura 6.15. Curva de revenido del acero H13. Obtenida con muestras sometidas a temple de aire desde 1,025°C y 2 horas de tiempo de revenido [29].

Como se comentó anteriormente, las probetas con proyección térmica con alúmina fueron las que tuvieron la mayor caída en su dureza, esto se debe a que fueron las que se sometieron a los ensayos más prolongados (aproximadamente 19 horas), es decir, estuvieron expuestas durante más tiempo a la temperatura de 710°C del aluminio líquido.

## 6.5 Ensayos de desgaste

En la Figura 6.16 se muestra una gráfica comparando el desgaste presentado en las probetas de los diferentes materiales sin recubrimiento. Se observa claramente que el hierro gris fue el que presentó el mejor desempeño con una tasa de desgaste promedio de 1.95 mm<sup>3</sup>/día-mm<sup>2</sup>, un orden de magnitud menor



a lo mostrado por el acero H13, el cual mostró una tasa promedio de  $24.61 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$ . Por su parte, el material C fue el que presentó la peor resistencia al desgaste con una tasa promedio de  $117.70 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$ , siendo aproximadamente dos órdenes de magnitud mayor que la del hierro gris. Las probetas del material D mostraron un comportamiento muy similar a las probetas de acero H13, teniendo una tasa de desgaste promedio de  $26.34 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$ . Cabe señalar que el material D tiene una composición química similar al acero H13, lo cual puede verse en la Tabla 4.6 del Capítulo 4. Los materiales E y F tuvieron tasa de desgaste promedio menor que el acero H13,  $13.29$  y  $21.88 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$  respectivamente.

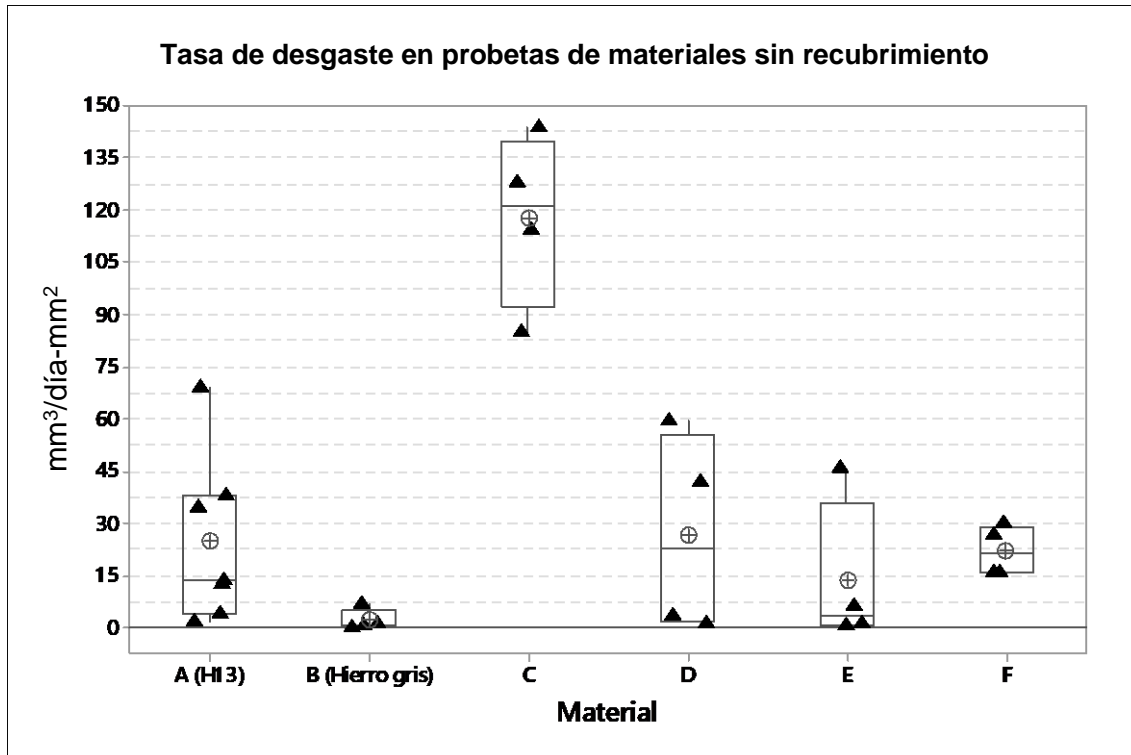


Figura 6.16. Comparativo de los resultados de desgaste obtenidos en las probetas de los materiales sin recubrimiento.

En la Figura 6.17 se muestra una gráfica que compara el desempeño al desgaste de cada recubrimiento y tratamiento superficial aplicado a probetas de acero H13. Se observa que el recubrimiento que más resistió fue el de proyección térmica con alúmina (PT  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), el cual presentó una tasa de desgaste promedio

de  $0.0039 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$ , aproximadamente tres órdenes de magnitud menor que para el resto de los recubrimientos y tratamientos superficiales, misma situación al compararla contra la del hierro gris. La siguiente mejor condición se presentó en las probetas con la combinación de ASPN+PVD, las cuales tuvieron una tasa de desgaste promedio de  $1.20 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$ . Por su parte, las peores condiciones fueron el recubrimiento únicamente con PVD y la nitruración gaseosa con post-oxidación, con tasa de desgaste promedio de  $5.88$  y  $5.42 \text{ mm}^3/\text{día-mm}^2$  respectivamente, en ambos casos incluso más alta que la del hierro gris sin recubrimiento.

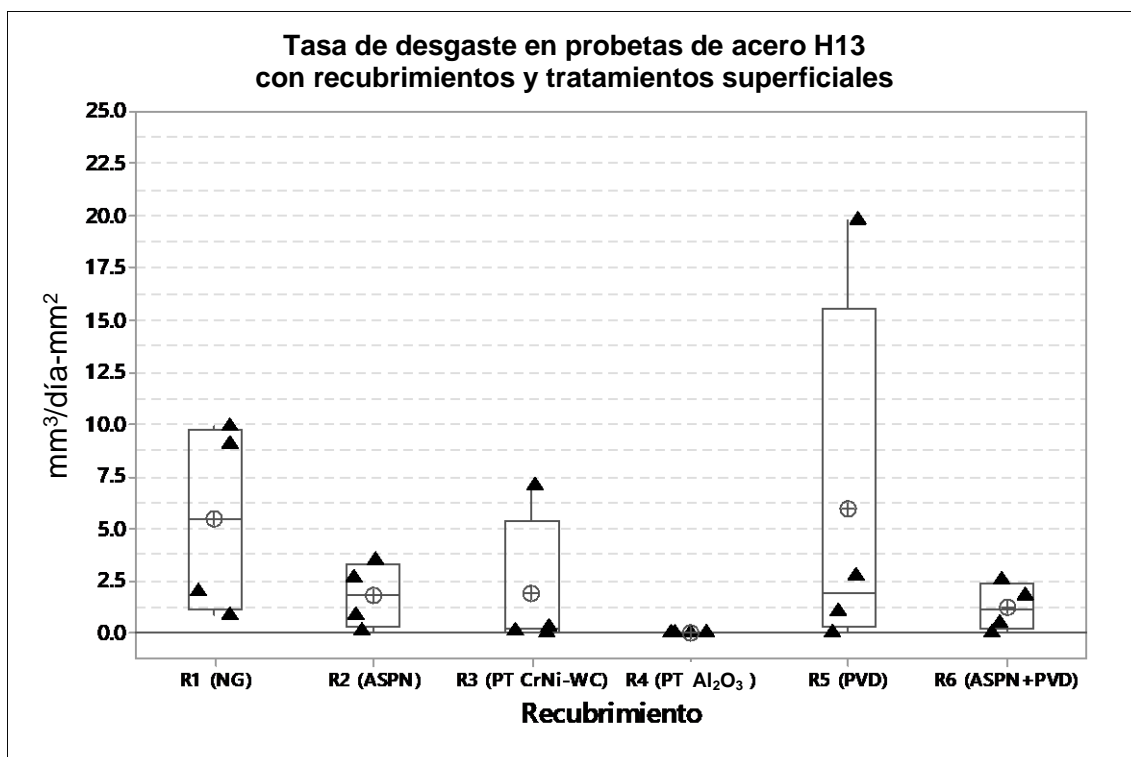


Figura 6.17. Comparativo de los resultados de desgaste obtenidos en las probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales.

## 6.6 Disolución química asistida por flujo

Del análisis del deterioro de los insertos de acero H13 durante la operación de los moldes, se determinó que el desgaste observado se debe a la disolución del

hierro del acero mediante la formación de fases intermetálicas de Al, Fe y Si en la superficie en contacto con el aluminio líquido. Este fenómeno se acelera cuando el aluminio líquido fluye sobre la superficie del acero H13, lo cual promueve el desprendimiento de estas fases intermetálicas que posteriormente son sustituidas por otras de igual composición. A este mecanismo de desgaste se le denominó como disolución química asistida por flujo.

Este tipo de mecanismo ha sido reportado anteriormente en la literatura con los términos en inglés "*washout*" y "*soldering*", como una de las causas del desgaste en moldes utilizados para producir piezas de aluminio principalmente por el proceso de HPDC ("*high pressure die casting*") [33,66]. El término de "*soldering*" se asocia normalmente a la formación de intermetálicos en la superficie del acero del molde en contacto con el aluminio líquido, lo cual después de la solidificación puede generar una adhesión metalúrgica o anclaje mecánico de la pieza de aluminio al molde, que al momento de extraer la pieza provoca un arranque en la superficie del molde generando el desgaste [70]. Por su parte, el término "*washout*" se emplea para describir el efecto incremental que tiene en el desgaste el movimiento del aluminio líquido sobre la superficie del molde, lo cual ocasiona que la disolución del hierro del molde sea más rápida al generar la remoción de las fases intermetálicas formadas [36]. Algunos investigadores señalan incluso que debido a las altas velocidades de llenado del aluminio líquido que se presentan en el proceso de HPDC, el fenómeno de "*washout*" es debido a erosión causada por el flujo del metal líquido sobre la superficie del molde [71]. A esta erosión se le atribuye que la capa de óxido inherente al material del molde, los recubrimientos, pinturas protectoras y lubricantes aplicados, sean removidos de la superficie, dando lugar al contacto directo del aluminio líquido con el material base [47,70,72]. Otros investigadores agrupan estos dos términos ("*soldering*" y "*washout*") y llaman a este tipo de mecanismo de desgaste como "corrosión asistida por erosión" [36,73,74,75], "desgaste corrosivo" [18,52,76], "desgaste triboquímico" [16] o "tribocorrosión" [20]. Se considera como un fenómeno de corrosión debido a que la formación de las fases intermetálicas en

la superficie del molde de acero, es en parte resultado de reacciones químicas de disolución [8,75,77,78] promovidas por la afinidad que tiene el aluminio líquido por el hierro y otros elementos presentes en el molde [79,80,81,82,83]. En la Tabla 6.1 se presenta la solubilidad en el aluminio líquido a 700°C de algunos elementos [4,84,85], puede verse que para el hierro la solubilidad es de 2.5 % en peso, mientras que en el aluminio sólido es muy baja, máximo 0.05 % en peso, por lo que durante la solidificación del aluminio el hierro tiende a formar las fases intermetálicas [86]. Otro proceso que contribuye para la formación de las fases intermetálicas es la difusión [84,87,88,89], la cual es resultado de las diferencias en concentración entre la composición química del acero del molde y la aleación de aluminio [90,91].

Tabla 6.1. Solubilidad de algunos elementos en el aluminio puro en estado líquido a 700°C [4,84,85].

Elemento	Solubilidad (% en peso)
Ni	9.0
Fe	2.5
Co	1.6
Cr	0.72
V	0.28
W	0.23
Mo	0.22

Como se comentó anteriormente, los fenómenos de “*soldering*” y “*washout*” han sido ligados mayormente al proceso de HPDC y las altas velocidades que experimenta el flujo del aluminio líquido en este proceso (entre 50 y 100 m/s [34]), sin embargo, también se encontraron estudios donde reporta este tipo de desgaste en el proceso de LPDC (“*low pressure die casting*”), a pesar de que en este proceso las velocidades del flujo del aluminio líquido son mucho menores [92]. Para el caso del proceso de vaciado por gravedad no se encontraron estudios previos de este tipo de desgaste, sin embargo, con el análisis de los insertos en el presente trabajo de investigación, se concluye que los fenómenos de “*soldering*” y “*washout*”, aquí denominados conjuntamente como disolución

química asistida por flujo, también se producen en este proceso de vaciado a pesar de que presenta velocidades de flujo de aluminio líquido considerablemente menores que el proceso de HPDC. De lo anterior se deduce que, aunque altas velocidades del flujo de aluminio líquido pueden provocar el efecto erosivo que se asocia al “*washout*” sobre la superficie del acero del molde [18,36], el simple hecho de que el aluminio esté en movimiento, aun a velocidades bajas, favorece la disolución del hierro debido a que el aluminio líquido que entra en contacto con una determinada zona del molde se renueva constantemente. Este mismo efecto sucede durante el proceso de producción cuando se vacía una pieza, se extrae del molde y se vacía la siguiente con metal líquido “nuevo” [93]. El movimiento y renovación del aluminio líquido evita que se alcance la saturación de hierro disuelto y permite que el proceso de disolución continúe, causando el deterioro progresivo del acero del molde.

Del análisis de las probetas ensayadas de los distintos materiales sin recubrimiento, se concluyó que el deterioro presentado en todos los materiales se atribuye al mecanismo de disolución química asistida por flujo. Aunque el mecanismo de desgaste es el mismo, las franjas de fases intermetálicas formadas en cada material varían ligeramente en morfología y composición, en la mayoría de los casos se observó que la franja se componía de dos zonas, una zona compacta y una zona dispersa, de las cuales se desprendían intermetálicos hacia el aluminio.

A continuación se presenta una comparación de la composición química detectada por medio de EDX en las fases intermetálicas observadas en los distintos materiales. La Tabla 6.2 muestra un resumen de los principales elementos encontrados en la zona compacta de la franja de intermetálicos. De acuerdo a su composición, se concluye que en esta zona de morfología compacta, los intermetálicos en el acero H13, el hierro gris y los materiales C, D y F, son del tipo  $Al_7Fe_2Si$  y  $Al_7(Fe,M)_2Si$ , donde M puede ser Cr, Mn y Cu [52,94].

En el material E la composición presentada se asemeja más a intermetálicos del tipo  $Al_5Fe_2$  y  $Al_{12}Fe_6Si_5$  [37,66].

Tabla 6.2. Comparación del análisis de concentración por EDX en la zona compacta de la franja de intermetálicos formada en los distintos materiales.

Material	Acero H13		Hierro gris		Material C		Material D		Material E		Material F	
Elemento	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.
Al	51.23	65.51	56.51	69.94	59.20	73.38	59.58	71.61	45.63	61.19	58.21	70.19
Fe	38.70	23.91	36.12	21.60	27.80	16.65	27.53	15.99	43.09	27.92	23.81	13.87
Si	6.87	8.44	6.84	8.14	4.74	5.65	8.83	10.19	6.97	8.98	9.28	10.76
Cr	2.65	1.76	-	-	-	-	2.48	1.54	-	-	6.22	3.89
Mn	-	-	0.53	0.32	-	-	-	-	0.83	0.55	-	-
Ni	-	-	-	-	2.70	1.54	-	-	-	-	-	-
Co	-	-	-	-	3.87	2.20	-	-	-	-	-	-
Otros	0.55	0.38	0.00	0.00	1.69	0.58	1.58	0.67	3.48	1.36	2.48	1.29

En la Tabla 6.3 se presentan los principales elementos encontrados en la zona de morfología dispersa de la franja de intermetálicos en los distintos materiales analizados, los cuales de acuerdo a su composición se concluye que corresponden al tipo  $Al_7(Fe,M)_2Si$  (donde M es Cr, Mn o Cu) en el acero H13 y los materiales D y E y al tipo  $Al_7Fe_2Si$  en el material C [52,94]. Es importante comentar que en el hierro gris y el material F no se observó la formación de la zona dispersa en la franja de intermetálicos.

Tabla 6.3. Comparación del análisis de concentración por EDX en la zona dispersa de la franja de intermetálicos formada en los distintos materiales.

Material	Acero H13		Material C		Material D		Material E	
Elemento	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.
Al	64.52	75.11	70.43	79.72	75.56	83.08	65.26	75.40
Fe	23.26	13.08	15.29	8.36	13.94	7.40	20.35	11.36
Si	8.67	9.70	9.59	10.43	7.49	7.92	10.74	11.92
Cr	2.77	1.67	-	-	1.29	0.74	-	-
Mn	0.78	0.44	-	-	0.80	0.43	0.80	0.45
Otros	0.00	0.00	4.69	1.49	0.92	0.43	2.85	0.87

La Tabla 6.4 muestra los resultados obtenidos del análisis de los intermetálicos desprendidos hacia el aluminio. Como puede observarse, en todos los materiales estos intermetálicos muestran una composición muy parecida, la

cual se asemeja a la de los intermetálicos del tipo  $Al_7(Fe,M)_2Si$  (donde M es Cr, Mn o Cu) [52,94].

Tabla 6.4. Comparación del análisis de concentración por EDX en los intermetálicos desprendidos hacia el aluminio en los distintos materiales.

Material	Acero H13		Hierro gris		Material C		Material D		Material E		Material F	
Elemento	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.	%peso	%at.
Al	68.39	78.22	60.52	72.04	61.41	73.75	62.81	74.40	67.74	74.88	68.45	78.27
Fe	21.26	11.75	28.29	16.27	27.86	16.16	26.28	15.04	17.30	9.24	20.70	11.43
Si	7.73	8.49	7.01	8.01	7.28	8.40	7.47	8.50	14.96	15.88	7.92	8.70
Cr	1.22	0.72	-	-	-	-	1.87	1.15	-	-	0.90	0.54
Mn	0.88	0.50	1.63	0.95	0.60	0.36	1.57	0.92	-	-	0.41	0.23
Co	-	-	-	-	1.75	0.96	-	-	-	-	-	-
Otros	0.52	0.32	2.55	2.73	1.10	0.37	0.00	0.00	0.00	0.00	1.62	0.83

De acuerdo a esta caracterización de los intermetálicos formados, se concluye que, en todos los materiales analizados, los intermetálicos de Al, Fe y Si producidos durante el mecanismo de disolución química asistida por flujo son de una composición muy parecida y en su mayoría del tipo  $Al_7(Fe,M)_2Si$  (donde M es Cr, Mn o Cu). Sin embargo, como se observó en los resultados de masa perdida en los ensayos de desgaste, la rapidez con la que se presenta este mecanismo en cada material es variable, ocasionando que tengan diferente resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido. En el caso de los materiales sin recubrimiento, el hierro gris fue el que mostró el mejor desempeño, ya se comentó que este comportamiento se atribuye a que las hojuelas de grafito sirven como barrera contra el avance del desgaste, lo cual es debido a que el grafito es inerte al ataque por aluminio líquido [50,52,78]. Adicionalmente, algunos investigadores señalan que la presencia de silicio en los materiales ferrosos contribuye a disminuir el crecimiento de la franja de intermetálicos formada al entrar en contacto con aluminio líquido [52,95], lo cual favorece al hierro gris, siendo el de mayor contenido de silicio de los materiales analizados. Por su parte, el material C fue el que presentó la mayor tasa de desgaste, la explicación a esto se asocia con la alta solubilidad que tiene el níquel en el aluminio líquido [52,57,78] (ver Tabla 6.1) y al alto contenido de níquel que tiene este material (aproximadamente 14 % en peso). Aunado a esto, este acero es de



la familia de aceros “*maraging*” de bajo contenido de carbono (< 0.008 %), por lo que prácticamente es una solución sólida substitucional de Fe-Co-Mo, sin formación de carburos, los cuales también promueven cierta resistencia a la disolución química.

En las probetas ensayadas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales se observó que las capas en la superficie logran retardar el mecanismo de disolución química asistida por flujo. Pero se encontró que, una vez que este mecanismo inicia, la franja de intermetálicos formada es de una composición química muy similar a la que se observó en los materiales sin recubrimiento (ver Tablas 6.2 a 6.4), por lo que se concluye que igualmente son intermetálicos del tipo  $Al_7(Fe,M)_2Si$  (donde M es Cr, Mn o Cu). En las probetas con los tratamientos superficiales de nitruración se observó la formación de intermetálicos incluso en la capa endurecida, mientras que, en las probetas con los recubrimientos, los intermetálicos se formaron hasta que el aluminio líquido logró atravesar las capas en la superficie. En el caso de las probetas con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina, no se generó la franja de intermetálicos debido a que el aluminio líquido no alcanzó a penetrar la capa de alúmina y tener contacto directo con el acero H13.

De los tres recubrimientos que fueron evaluados, sólo el de proyección térmica con CrNi-WC mostró evidencia de ser afectado químicamente (diluido o corroído) por el aluminio líquido, lo cual puede verse en la Figura B.7 del Apéndice B, donde se observa que la capa del recubrimiento en contacto con el aluminio cambió su composición, ya que se enriqueció en aluminio y disminuyó en níquel. Se concluye que esto es debido a la alta solubilidad del níquel en el aluminio líquido comentada anteriormente, ver Tabla 6.1. Por el contrario, los recubrimientos de PVD con CrAlN y proyección térmica con alúmina, no mostraron afectación en su composición química después del ensayo, lo cual es debido a que estos materiales son inertes al ataque por aluminio líquido [78,80,96]. Sin embargo, a pesar de que no son atacados por el aluminio líquido, estos recubrimientos sí

mostraron degradación después de los ensayos. El recubrimiento de proyección térmica con alúmina mostró un adelgazamiento de su capa, se concluye que esto es debido a su estructura porosa y a fracturas causadas por los ciclos de calentamiento/enfriamiento durante el ensayo, lo cual ocasiona que se resquebraje. Por su parte, el recubrimiento de PVD no mostró reducción en su espesor, pero se observaron agrietamientos y desprendimientos de la capa, ambos provocados por esfuerzos mecánicos producidos por las diferencias en expansión térmica entre el recubrimiento y el material base [80,96].

En los ensayos de las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales, la mejor condición para retardar el mecanismo de disolución química asistida por flujo se logró con el proceso de proyección térmica con alúmina, mientras que la peor situación se obtuvo con el proceso de PVD. Ya que ambos recubrimientos, como se dijo, son inertes al ataque por aluminio líquido, esta diferencia en desempeño se atribuye a que en el recubrimiento con PVD se observó una mala adherencia al material base [97] y un menor espesor de capa en comparación con el recubrimiento de alúmina. La nitruración por el proceso de ASPN mostró un mejor desempeño que la nitruración gaseosa con post-oxidación, esto a pesar de tener un menor espesor de capa endurecida.

Es importante señalar que en algunas de las probetas ensayadas se encontró la presencia de capas de óxido de hierro de entre 5 a 12  $\mu\text{m}$  de espesor. Estas capas se atribuyen a un proceso de oxidación a alta temperatura [36,68,79], el cual se favorece cuando las probetas después de salir de inmersión del aluminio líquido a 710°C entran en contacto con el ambiente. En las probetas de los materiales sin recubrimiento, las de acero H13 y los materiales con contenido de cromo similar o mayor a éste (materiales D y F), no presentaron evidencia de oxidación a alta temperatura, comportamiento que se asocia a que estos materiales forman preferencialmente una capa de óxido de cromo, la cual tiene una mayor estabilidad y menor tasa de crecimiento que el óxido de hierro [98]. En algunas de las probetas con los recubrimientos y tratamientos superficiales, a

pesar de ser acero H13 el material base, sí se detectó la formación de óxido de hierro. Este comportamiento se atribuye a que en estas probetas el tiempo de ensayo fue más prolongado que en las probetas sin recubrimiento. El proceso de oxidación a alta temperatura sucede al mismo tiempo que el mecanismo de disolución química durante los ensayos y también contribuye al desgaste de las probetas.

## **6.7 Pruebas de validación con insertos en moldes de producción**

Los resultados obtenidos de las pruebas realizadas con insertos en moldes operativos sirvieron para validar que los materiales y recubrimientos/tratamientos superficiales que mostraron el mejor desempeño en los ensayos con probetas en el dispositivo de desgaste, también podían funcionar bajo las condiciones reales de operación que suceden en el proceso de vaciado de piezas automotrices de aluminio. La Figura 6.18 muestra una gráfica con estos resultados donde puede verse claramente que, al igual que en las probetas, el hierro gris presenta una mayor resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido en comparación con el acero H13. También se observa en esta gráfica que el recubrimiento por el proceso de proyección térmica con alúmina logró incrementar considerablemente la vida de los insertos de acero H13 y que el beneficio es mucho mayor si se aplica sobre insertos de hierro gris.

Un punto importante a señalar en la gráfica de la Figura 6.18 es que el inserto de hierro gris sin recubrimiento mostró mejor desempeño que los insertos de acero H13 con los recubrimientos tanto de ASPN+PVD como de proyección térmica con alúmina, lo cual no sucedió en los ensayos con probetas, como se vio en la sección 6.5. La explicación de este comportamiento se atribuye a que los insertos se ven sometidos a situaciones del proceso que no son reproducidas en los ensayos de las probetas, por ejemplo, la limpieza por ultrasonido en sosa, con proyección de arena (*"sand blast"*) y empleando algunas herramientas

abrasivas manuales. Estas operaciones repercuten en el deterioro de las capas de los recubrimientos de manera adicional al ataque con el aluminio líquido. Con esto se concluye que, aunque los recubrimientos y tratamientos superficiales brindan una protección adicional, el material base seleccionado para fabricar un inserto es el factor principal que determina su resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido.

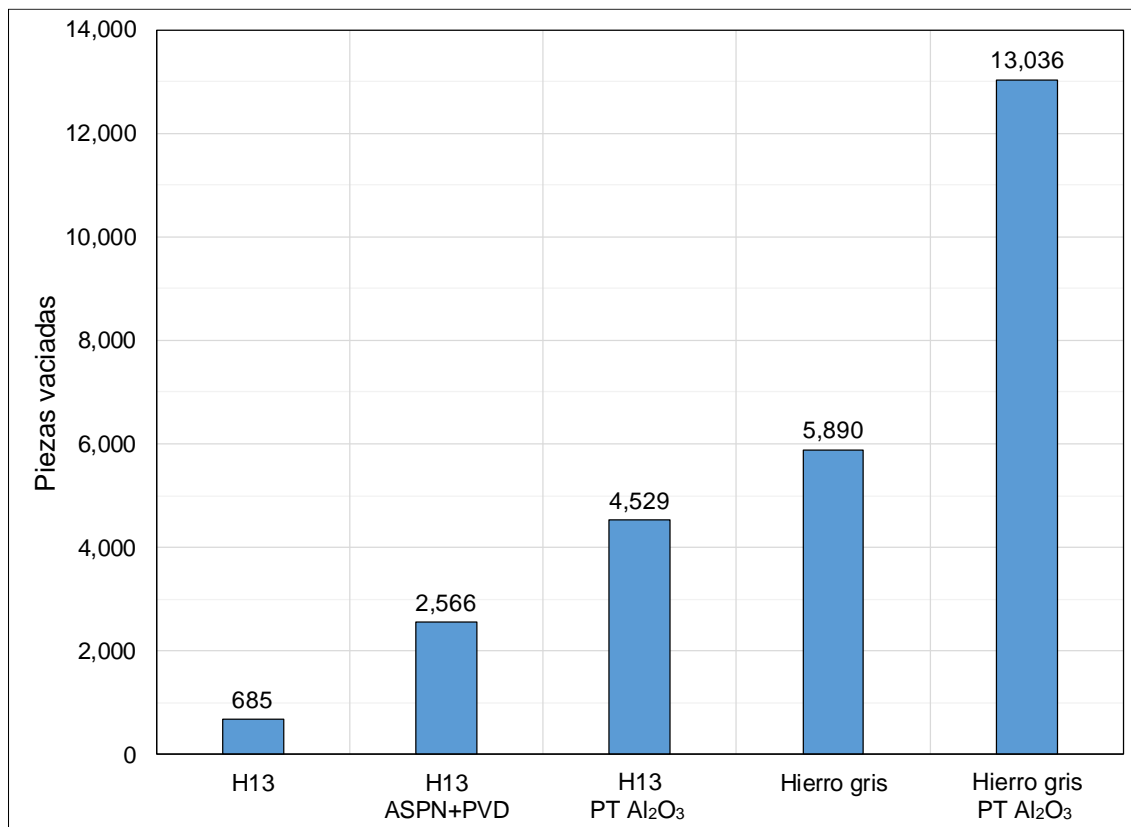


Figura 6.18. Comparativo de piezas vaciadas usando insertos de la zona de la “copa” de diferentes condiciones antes de alcanzar un nivel de desgaste crítico.

Con los resultados obtenidos de las pruebas con insertos se encontró que la combinación del hierro gris como material base protegido con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina, es la mejor opción de las condiciones analizadas para ser usada en la fabricación de los insertos utilizados en los canales de alimentación de aluminio líquido de los moldes para la producción de cabezas automotrices de aluminio. Es importante comentar que en algunas investigaciones orientadas al estudio de materiales para moldes del proceso de

HPDC se ha reportado que, a pesar de su resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido, no se recomienda el uso de hierro gris debido a que muestra tendencia a fracturarse por motivo de los ciclos de calentamiento/enfriamiento [36]. Cabe aclarar que en el proceso de HPDC, las presiones a que están sometidos los componentes mecánicos del sistema de alimentación (bujes o “*sleeves*”) son mucho más altas, además de poder presentarse fenómenos de fatiga mecánica, donde las fundiciones de hierro podrían estar comprometidas. Otros materiales que pueden ser alternativas para ser usados en la fabricación de insertos, y han demostrado tener la mejor resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido, muy superior a la que presentan el acero H13 y el hierro gris, son las aleaciones con alto contenido de tungsteno (mayor al 90 % en peso) [36,83,97,99,100], sin embargo, su aplicación en la industria se ha visto limitada debido a su muy alto costo [52].

## **6.8 Dispositivo para ensayos de desgaste**

El dispositivo para ensayos de desgaste construido mostró ser un buen instrumento para reproducir en probetas de laboratorio el mecanismo de disolución química asistida por flujo detectado en los moldes de acero H13, el cual es el principal responsable del desgaste presentado en los canales para alimentación del aluminio líquido hacia la cavidad del molde que forma las piezas automotrices. De acuerdo a las características con que cuenta este dispositivo y basándose en la norma DIN 50-322 [54] descrita en la sección 3.3, ver Figura 3.16 del Capítulo 3, se puede clasificar como categoría V o de “prueba de muestra”, ya que cuenta con la capacidad de evaluar muestras o secciones de componentes reales bajo condiciones reales simplificadas a escala y permite hacer comparaciones cualitativas y cuantitativas del comportamiento tribológico entre diferentes materiales. Debido a que es muy complicado reproducir en el dispositivo de desgaste todas las condiciones que experimenta un molde durante el proceso de producción, es difícil usar los resultados obtenidos de los ensayos

con probetas para predecir la vida útil que tendrá una cierta condición de prueba al implementarla en insertos para moldes de producción. Sin embargo, este dispositivo es una excelente herramienta para comparar bajo condiciones experimentales controladas el desempeño al desgaste por contacto con aluminio líquido entre distintos materiales base, recubrimientos y tratamientos superficiales. De esta manera es posible discernir cual condición es mejor que otra y optar por la solución más viable, evitando así realizar las pruebas en moldes de producción, lo cual normalmente conlleva mayor tiempo de ejecución y un mayor costo.

# CAPÍTULO 7

## CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

### 7.1 Introducción

En este capítulo se exponen las principales conclusiones a las que se ha llegado en el presente estudio. Uno de los resultados más relevantes fue el establecer el mecanismo de desgaste que se presenta en los moldes de acero H13 para el proceso de vaciado por gravedad, como consecuencia del contacto con el flujo de aluminio líquido, el cual fue denominado como “disolución química asistida por flujo”. Se concluyó que para retrasar este mecanismo de deterioro, una excelente opción es el uso de insertos de hierro gris con recubrimiento por el proceso de proyección térmica con  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (alúmina), en las zonas de los canales de alimentación del metal líquido más propensas al desgaste.

Adicionalmente se hacen algunas recomendaciones para investigadores que deseen continuar con esta línea de investigación, se plantean temas para dar respuestas a algunas de las cuestiones que surgieron durante el desarrollo del presente trabajo y otros temas que pudieran ayudar a generar otras alternativas para solucionar el problema de desgaste objeto de estudio.



## 7.2 Conclusiones

A continuación se presenta un resumen de las conclusiones que se obtuvieron después de los experimentos realizados, los resultados observados y el análisis y discusión de los mismos:

- 1.- El uso de insertos fabricados en hierro gris y con el recubrimiento de proyección térmica con alúmina, mostró ser la mejor opción, de las condiciones evaluadas, para contrarrestar el problema de desgaste por contacto con aluminio líquido que presentan los moldes de acero H13 en los canales de alimentación del metal durante el proceso de vaciado por gravedad de cabezas automotrices de aluminio. En las pruebas con insertos en moldes de producción, la combinación de hierro gris con el recubrimiento de alúmina permitió vaciar cerca de 20 veces más piezas que con insertos de acero H13.
- 2.- El desgaste observado en los canales para la alimentación del metal líquido en los moldes de acero H13 utilizados en el proceso de vaciado por gravedad, es causado por un mecanismo que consiste en la disolución del hierro del molde al entrar en contacto con el aluminio líquido, la formación de franjas de compuestos intermetálicos de Al, Fe y Si y el posterior desprendimiento de éstos hacia el aluminio. Este mecanismo de desgaste fue denominado en este trabajo de investigación como “disolución química asistida por flujo” de metal líquido.
- 3.- El mecanismo de desgaste observado en los moldes de acero H13 en el proceso de vaciado por gravedad, es equivalente a los fenómenos conocidos como “*soldering*”, “*washout*”, “corrosión asistida por erosión” y “desgaste triboquímico”, los cuales han sido reportados en la literatura como causantes de desgaste mayormente en moldes para el proceso de HPDC (“*high pressure die casting*”) y en menor medida para el proceso de LPDC (“*low pressure die casting*”).

- 4.- El dispositivo para ensayos de desgaste diseñado y construido, logró reproducir de manera acelerada en las probetas de laboratorio el mecanismo de disolución química asistida por flujo que se presenta en los moldes de acero H13. Por lo tanto, este dispositivo es una excelente herramienta para comparar la resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido entre diferentes materiales, recubrimientos y tratamientos superficiales bajo condiciones experimentales controladas.
- 5.- En las probetas de los seis materiales evaluados en el dispositivo, acero H13, hierro gris, materiales C, D, E y F, el desgaste se generó mediante el mecanismo de disolución química asistida por flujo. En todos estos materiales los intermetálicos formados presentaron una composición química muy similar en el análisis por EDX (espectroscopía de dispersión de energía de rayos X), correspondiendo mayormente a intermetálicos del tipo  $Al_7(Fe,M)_2Si$ , donde M puede ser Cr, Mn y Cu.
- 6.- En las probetas sin recubrimiento, el hierro gris fue el material que presentó la mayor resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido (tasa de desgaste un orden de magnitud menor que el acero H13). Este comportamiento se debe principalmente a que las hojuelas de grafito funcionan como barrera contra el avance del desgaste gracias a que son inertes al ataque por aluminio líquido, adicionalmente, su mayor contenido de silicio, en comparación con el resto de los materiales evaluados, también contribuye. Por su parte, las probetas del material C mostraron la menor resistencia al desgaste (tasa de desgaste un orden de magnitud mayor que el acero H13), consecuencia de su alto contenido de níquel, elemento que tiene una alta solubilidad en el aluminio líquido, y su bajo contenido de carbono que se traduce en bajo contenido de carburos.
- 7.- En las probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales, la condición que mostró el mejor desempeño al desgaste fue el recubrimiento de proyección térmica con alúmina (tasa de desgaste cuatro órdenes de magnitud menor que el acero H13). Por su parte, el recubrimiento

de PVD (deposición física de vapor) con CrAIN fue la condición que tuvo el desempeño más bajo (tasa de desgaste un orden de magnitud menor que el acero H13). Ambos recubrimientos son inertes al ataque por aluminio líquido, su degradación es más bien consecuencia de agrietamientos causados por esfuerzos térmicos, la diferencia en su desempeño radica principalmente en la mala adherencia que tiene el recubrimiento de PVD al material base.

- 8.- Aunque los recubrimientos y tratamientos superficiales brindan una protección adicional, se concluye que la selección del material base para la fabricación de un inserto es el principal factor que determina su resistencia al desgaste por aluminio líquido. Esto es debido a que los moldes se someten a operaciones de limpieza por ultrasonido en sosa, proyección de arena ("*sand blast*") y usando herramientas abrasivas manuales, procesos que pueden propiciar el deterioro de las capas de los recubrimientos y la exposición del material base de los insertos.
- 9.- El calentamiento a 450°C por 1.5 horas, aquí denominado "tratamiento de oxidación", realizado en las probetas para reproducir lo que se hace a los moldes durante la aplicación de pinturas refractarias, provoca un cambio en la tonalidad de las probetas asociado al crecimiento de óxidos en su superficie, lo cual repercute de manera favorable en su resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido, ya que la capa de óxido incrementa la barrera natural de protección del material. Se espera que en los moldes se produzca este mismo fenómeno, por lo cual se concluye que es indispensable aplicar el tratamiento de oxidación a las probetas antes de ensayarlas para reproducir la condición superficial que presentan los moldes al entrar al proceso de vaciado de aluminio líquido.
- 10.- El tratamiento de oxidación (450°C por 1.5 horas) no afectó la dureza de las probetas, sin embargo, la temperatura que alcanzan durante los ensayos de desgaste, alrededor de 700°C, sí provocó una disminución en la dureza. Se concluye que esto es consecuencia de un fenómeno de revenido que se

presenta en el material de las probetas durante el tiempo que transcurre el ensayo.

- 11.-El objetivo del presente trabajo de incrementar en un 100 % la vida útil de los moldes metálicos para el proceso de vaciado por gravedad para la producción de piezas cabezas automotrices de aluminio, se cumplió con creces. Tomando como referencia el acero AISI H13 como material base de estos moldes, los insertos producidos con este acero H13 y el recubrimiento de ASPN+PVD, logran un incremento en vida en términos de piezas vaciadas en cerca de 4 veces (300 %). Usando acero H13 y el recubrimiento de proyección térmica con  $Al_2O_3$  se incrementa en 6.6 veces (560 %). Con insertos de hierro gris se incrementa en 8.6 veces (760 %). Finalmente, utilizando hierro gris con el recubrimiento de proyección térmica con  $Al_2O_3$ , se incrementa la vida útil en cerca de 20 veces (1,900 %).

### **7.3 Recomendaciones**

En seguida se mencionan algunas cuestiones que surgieron durante el desarrollo experimental del presente estudio y se hacen recomendaciones para trabajos futuros que pudieran complementar esta línea de investigación:

- 1.- Realizar ensayos en el dispositivo de desgaste utilizando probetas de acero H13 y hierro gris revestidas con diferentes tipos de pinturas refractarias. Esto con el fin de comparar su capacidad para retrasar el desgaste por contacto con aluminio líquido. Se pueden incluir también probetas que tengan el recubrimiento de proyección térmica con alúmina, para evaluar la adherencia de las pinturas tanto a los materiales base como a este recubrimiento.
- 2.- Evaluar otras alternativas de materiales, recubrimientos y tratamientos superficiales en el dispositivo de desgaste para comparar contra las condiciones analizadas en esta investigación. Se recomienda considerar

materiales con alto contenido de tungsteno, recubrimientos con nitruros de boro y circonio y tratamientos superficiales como la nitruración en sales y el boronizado.

- 3.- Realizar pruebas en el dispositivo de desgaste, con algunos de los materiales evaluados en este estudio, variando parámetros de ensayo como la velocidad tangencial de la probeta y la temperatura del aluminio líquido. Esto con el objetivo de cuantificar los efectos que tienen sobre el desgaste los cambios en la velocidad de flujo de llenado del molde y las variaciones en la temperatura de vaciado en el proceso.
- 4.- Caracterizar los intermetálicos de Al, Fe y Si formados en las zonas de desgaste, mediante el uso de técnicas de EBSD (difracción de electrones retrodispersados) y EBSPs (patrones de difracción de electrones retrodispersados), las cuales brindan una mayor precisión en la identificación de fases que la técnica de EDX utilizada en esta investigación.
- 5.- Realizar ensayos en el dispositivo de desgaste, con probetas de algunos de los materiales empleados en este estudio, utilizando otras aleaciones de aluminio, por ejemplo, aleaciones tipo A319 y A380. Se pueden incluir variaciones en el contenido de hierro de la aleación para cuantificar el efecto sobre la tasa de desgaste.
- 6.- Caracterizar las capas de óxidos presentes en la superficie de las probetas después del tratamiento de oxidación (450°C por 1.5 horas). Estudiar la posibilidad de aumentar de manera controlada el espesor de las capas de óxidos y mejorar su adherencia al material base, en la búsqueda de incrementar la protección natural de los materiales y, por consecuencia, su resistencia al desgaste por contacto con aluminio líquido.

## 7.4 Contribución científica y tecnológica

La mayor contribución científica de esta investigación es la caracterización del fenómeno de desgaste responsable del deterioro observado en los canales de alimentación de los moldes de acero H13 utilizados en el proceso de vaciado por gravedad de cabezas automotrices de aluminio. Otra aportación importante es el saber cómo se comporta este mecanismo de desgaste en los diferentes materiales evaluados y su interacción con los recubrimientos y tratamientos superficiales utilizados. Esta información resulta muy relevante para investigaciones en la búsqueda de desarrollar materiales, condiciones superficiales y recubrimientos de mayor resistencia al desgaste por contacto con metal líquido. Finalmente, se tiene como aportación científica y social la formación de recurso humano altamente especializado, gracias a la colaboración entre empresas y las universidades nacionales, y como consecuencia, generando empleos.

Como contribución tecnológica del presente estudio, se logró diseñar un dispositivo y desarrollar la metodología para realizar ensayos tribológicos que reproducen en probetas de laboratorio, el mecanismo de desgaste presentado en los moldes. Este equipo facilita realizar comparaciones de desempeño entre diferentes materiales, tratamientos superficiales, recubrimientos y pinturas refractarias a nivel laboratorio, información muy valiosa para ser tomada en cuenta durante la etapa de diseño de los moldes e insertos para el proceso de vaciado por gravedad, ya que permite una selección más adecuada de los materiales y su condición superficial. Gracias a esta información, se tiene además como contribución tecnológica, ayudar a posicionar a la empresa Nematik México y a la industria nacional como líderes mundiales en la industria de la fundición de piezas automotrices en aleaciones de aluminio.

# REFERENCIAS

- [1] European Aluminium Association. The Aluminium Automotive Manual: Applications - Powertrain. European Aluminium Association. 2011.
- [2] European Aluminium Association. The Aluminium Automotive Manual: Manufacturing - Casting methods. European Aluminium Association. 2002.
- [3] J. Campbell. Castings. Second Edition. Butterworth-Heinemann. Oxford, UK, 2003. pp. 210.
- [4] ASM International. ASM Handbook: Volume 3, Alloy Phase Diagrams. ASM International. USA, 1992.
- [5] H. Czichos. Tribology Series, Vol. 1: Tribology: A systems approach to the science and technology of friction lubrication and wear. Elsevier. Amsterdam, The Netherlands, 1978. pp. 2,8.
- [6] K.H. Zum Gahr. Tribology Series, Vol. 10: Microstructure and Wear of Materials. Elsevier. Amsterdam, The Netherlands, 1987. pp. 3-4,80,84-86,99,104,109,132,532-534.
- [7] G.W. Stachowiak, A.W. Batchelor. Engineering Tribology. Butterworth-Heinemann. 1993. pp. 2,483,554,571,579,593.
- [8] ASTM International. ASTM G40-02 Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2002.
- [9] ASM International. ASM Handbook: Volume18, Friction, Lubrication, and Wear Technology. ASM International. USA, 1995.
- [10] DIN. DIN 50-320 Wear; Terms, Systematic Analysis of Wear Processes, Classification of Wear Phenomena. DIN. Berlin, Germany, 1979.
- [11] R.D. Arnell, P.B. Davies, J. Halling, T.L. Whomes. Tribology: Principles and Design Applications. Macmillan. London, UK, 1991. pp. 68,72,86,90-92.
- [12] B. Bhushan. Modern Tribology Handbook: Volume1, Principles of Tribology. CRC Press. Florida, USA, 2001. pp. 49-50,273.
- [13] B. Bhushan. Principles and Applications of Tribology. Second Edition. Wiley. New York, USA, 2013. pp. 447-448,484-485,489-491,494-497.
- [14] N.P. Suh, H.C. Sin. The Genesis of Friction. Wear, Vol. 69 (1981), pp. 91-114.
- [15] I. Iliuc. Tribology Series, Vol. 4: Tribology of Thin Layers. Elsevier. Bucharest, Romania, 1980. pp. 1,17.

- [16] B. Bhushan. Introduction to Tribology. Second Edition. Wiley. New York, USA, 2013. pp. 316,349,360.
- [17] J.T. Burwell. Survey of Possible Wear Mechanisms. *Wear*, Vol. 1 (1957), pp. 119-141.
- [18] J. Halling. Principles of Tribology. Macmillan. London, UK, 1978. pp. 95-96,100,106,109.
- [19] S. Kalpakjian, S.R. Schmid. Manufacturing Engineering and Technology. Sixth Edition. Pearson-Prentice Hall. New Jersey, USA, 2010. pp. 952-953,962-963,977-981.
- [20] I. Hutchings, P. Shipway. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Second Edition. Butterworth-Heinemann. Oxford, UK, 2017. pp. 107,165-166,366.
- [21] J.O. González. Desarrollo de un sistema tribológico con movimiento lineal recíprocante. Tesis de Doctorado. UANL. FIME. Nuevo León, México, 2013. pp. 14.
- [22] J.F. Archard. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. *Journal of Applied Physics*, Vol. 24, No. 8 (1953), pp. 981-988.
- [23] S. Kalpakjian, S.R. Schmid. Manufactura, Ingeniería y Tecnología. Quinta Edición. Pearson-Prentice Hall. México, 2008. pp. 1037-1038,1047-1048,1063-1066.
- [24] K.H. Zum Gahr. Wear by hard particles. *Tribology International*, Vol. 31, No. 10 (1998), pp. 587-596.
- [25] Taller de Herramientales de la empresa Nematik México. Información técnica de moldes para fabricación de piezas automotrices. Comunicación privada. Nematik México, Nuevo León, México. Marzo de 2021.
- [26] J.G. Kaufman, E.L. Rooy. Aluminum Alloys Castings: Properties, Processes, and Applications. ASM International. Ohio, USA, 2004. pp. 10.
- [27] J. Campbell. Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design. Butterworth-Heinemann. Oxford, UK, 2011. pp. 743,789.
- [28] S.H. Avner. Introducción a la Metalurgia Física. Segunda Edición. McGraw-Hill. México, 1988. pp. 328,437-440.
- [29] ASM International. ASM Handbook: Volume 4, Heat Treating. ASM International. USA, 1995.
- [30] A. Nishimoto, A. Tokuda, K. Akamatsu. Effect of Through Cage on Active Screen Plasma Nitriding Properties. *Materials Transactions*, Vol. 50, No. 5 (2009), pp. 1169-1173.



- [31] K. Lin, X. Li, Y. Sun, X. Luo, H. Dong. Active Screen Plasma Nitriding of 316 stainless steel for the application of bipolar plates in proton exchange membrane fuel cells. *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 39 (2014), pp. 21470-21479.
- [32] ALD France. Plasma nitriding. Consultado en: <https://www.ald-france.eu/processes/nitriding/plasma-nitriding/>. Consultado el 2 de Marzo de 2021.
- [33] R. Shivpuri, M. Yu, K. Venkatesan, Y.L. Chu. A Study of Erosion in Die Casting Dies by a Multiple Pin Accelerated Erosion Test. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 4, No. 2 (1995), pp. 145-153.
- [34] Z.W. Chen. Formation and progression of die soldering during high pressure die casting. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 397 (2005), pp. 356-369.
- [35] Z.W. Chen, M.Z. Jahedi. Die erosion and its effect on soldering formation in high pressure die casting of aluminium alloys. *Materials and Design*, Vol. 20 (1999), pp. 303-309.
- [36] Y. Zhu, D. Schwam, J.F. Wallace, S. Birceanu. Evaluation of soldering, washout and thermal fatigue resistance of advanced metal materials for aluminum die-casting dies. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 379 (2004), pp. 420-431.
- [37] M. Yu, R. Shivpuri, R.A. Rapp. Effects of Molten Aluminum on H13 Dies and Coatings. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 4, No. 2 (1995), pp. 175-181.
- [38] Y. Wang. A study of PVD coatings and die materials for extended die-casting die life. *Surface and Coating Technology*, Vol. 94-95 (1997), pp. 60-63.
- [39] K. Bouché, F. Barbier, A. Coulet. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 249 (1998), pp. 167-175.
- [40] Q. Han, E.A. Kenik, S. Viswanathan. Die soldering in aluminum die casting. *Light Metals* (2000), pp. 765-770.
- [41] K.A. Nazari, S.G. Shabestari. Effect of micro alloying elements on the interfacial reactions between molten aluminum alloy and tool steel. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 478 (2009), pp. 523-530.
- [42] S. Shankar, D. Apelian. Soldering tendencies of alternate non-ferrous die materials. *Transactions of NADCA Congress* (2000). Illinois, USA, 2000.
- [43] M. Yan, Z. Fan. The erosion of H21 tool steel in molten A380 alloy. *Journal of Materials Science*, Vol. 35 (2000), pp. 1661-1667.

- [44] A. Persson, J. Bergström, C. Burman, S. Hogmark. Influence of deposition temperature and time during PVD coating of CrN on corrosive wear in liquid aluminium. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 146-147 (2001), pp. 42-47.
- [45] A. Bouayad, Ch. Gerometta, A. Belkebir, A. Ambari. Kinetic interactions between solid iron and molten aluminium. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 363 (2003), pp. 53-61.
- [46] D. Ugues, M. Rosso, M. Albertinazzi, F. Raimondi, A. Silipigni. The influence of plasma nitriding and post oxidising treatment on the resistance of AISI H11 to cycling immersion in molten aluminium alloy. *Metallurgical Science and Technology* (2004), pp. 22-32.
- [47] A.E. Miller, D.M. Maijer. Investigation of erosive-corrosive wear in the low pressure die casting of aluminum A356. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 435-436 (2006), pp. 100-111.
- [48] S.H. Chang, T.P. Tang, Y.C. Chen, J.K. Chen. Enhancement of Erosion Resistance on AISI H13 Tool Steel by Oxynitriding Treatment. *ISIJ International*, Vol. 49, No. 3 (2009), pp. 421-424.
- [49] Q. Han, H. Xu, P.P. Ried, P. Olson. Accelerated method for testing soldering tendency of core pins. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 23, No. 5 (2010), pp. 296-302.
- [50] M.S. Sidhu, M.V. Kral. Erosion of ferrous alloys by liquid aluminum. *Light Metals* (2010), pp. 325-330.
- [51] G. Pasche, A. Hessler-Wyser, C. Hébert, R. Schäublin, J. Osowiecki, N. Pieri, D. Schafer, D. Purdy, P. Robbins. Degradation Mechanisms of High Pressure Aluminium Die Casting Tools: A Testing Facility. *Transactions of NADCA Congress* (2012). Indiana, USA, 2012.
- [52] X. Zhang, W. Chen. Review on corrosion-wear resistance performance of materials in molten aluminum and its alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 25 (2015), pp. 1715-1731.
- [53] ASTM International. *ASTM G119-04 Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion*. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2004.
- [54] DIN. *DIN 50-322 Wear; Wear Testing Categories*. DIN. Berlin, Germany, 1986.
- [55] F. Morales. Estudio tribológico de una aleación de alto contenido de silicio para aplicaciones automotrices. Tesis de Doctorado. UANL. FIME. Nuevo León, México, 2016. pp. 120.

- [56] H. Al-Maliki, L. Zsidai, G. Kalácska, R. Keresztes, Z. Szakál. Friction test of different polymers tested by plasma technology. International Scientific Conference on Advances in Mechanical Engineering (2016). Debrecen, Hungary, 2016.
- [57] R. Baboian. Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation. Second Edition. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2005.
- [58] ASTM International. ASTM E18-15 Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2015.
- [59] ASTM International. ASTM-E384-17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2017.
- [60] D.N. Tsipas, G.K. Triantafyllidis, J. Kipkemoi Kiplagat, P. Psillaki. Degradation behaviour of boronized carbon and high alloy steels in molten aluminium and zinc. Materials Letters, Vol. 37 (1998), pp. 128-131.
- [61] ASTM International. ASTM E112-10 Standard Test Method for Determining Average Grain Size. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2010.
- [62] ASTM International. ASTM E140-07 Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2007.
- [63] ASTM International. ASTM A247-16 Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. ASTM International. Pennsylvania, USA, 2016.
- [64] D.R. Askeland, P.P. Fulay, W.J. Wright. The Science and Engineering of Materials. Sixth Edition. CENGAGE Learning. Connecticut, USA, 2010. pp. 515.
- [65] A.P. Mouritz. Introduction to Aerospace Materials. Woodhead Publishing Limited. Cambridge, UK, 2012. pp. 244-245.
- [66] M. Sundqvist, S. Hogmark. Effects of liquid aluminium on hot-work tool steel. Tribology International, Vol. 26, No. 2 (1993), pp. 129-134.
- [67] Y. Min, X. Wu, R. Wang, L. Li, L. Xu. Prediction and Analysis on Oxidation of H13 Hot Work Steel. Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 13, No. 1 (2006), pp. 44-49.
- [68] N. Birks, G.H. Meier, F.S. Pettit. Introduction to the High Temperature Oxidation of Metals. Second Edition. Cambridge University Press. New York, USA, 2006. pp. 83.

- [69] T.M. Arift. Impact of tribosystem compatibility on tool wear and surface integrity. Master's degree thesis. McMaster University. Ontario, Canada, 2015. pp. 21-22.
- [70] Q. Han, S. Viswanathan. Analysis of the Mechanism of Die Soldering in Aluminum Die Casting. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34A (2003), pp. 139-146.
- [71] R. Shivpuri, Y.L. Chu, K. Venkatesan, J.R. Conrad, K. Sridharan, M. Shamim, R.P. Fetherston. An evaluation of metallic coatings for erosive wear resistance in die casting applications. Wear, Vol. 192 (1996), pp. 49-55.
- [72] V. Joshi, A. Srivastava, R. Shivpuri. Intermetallic formation and its relation to interface mass loss and tribology in die casting dies. Wear, Vol. 256 (2004), pp. 1232-1235.
- [73] D.M. Rishel, F.S. Pettit, N. Birks. Some principal mechanisms in the simultaneous erosion and corrosion attack of metals at high temperatures. Materials Science and Engineering, Vol. A143 (1991), pp. 197-211.
- [74] N. Birks, F. Pettit, D. Rishel. Erosion-corrosion and wear. Journal of Physique IV, Vol. 3 (1993), pp. 667-678.
- [75] W.F. Smith, J. Hashemi. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. Cuarta Edición. McGraw-Hill. México, 2006. pp. 719,756.
- [76] A.A. Seireg. Friction and Lubrication in Mechanical Design. Marcel Dekker, Inc. New York, USA, 1998. pp. 333.
- [77] ASM International. ASM Handbook: Volume13, Corrosion. ASM International. USA, 1992.
- [78] M. Yan, Z. Fan. Review: Durability of materials in molten aluminum alloys. Journal of Materials Science, Vol. 36 (2001), pp. 285-295.
- [79] C. Mitterer, F. Holler, F. Üstel, D. Heim. Application of hard coatings in aluminium die casting - soldering, erosion and thermal fatigue behavior. Surface and Coatings Technology, Vol. 125 (2000), pp. 233-239.
- [80] A. Molinari, M. Pellizzari, G. Straffelini, M. Pirovano. Corrosion behaviour of a surface-treated AISI H11 hot work tool steel in molten aluminium alloy. Surface and Coatings Technology, Vol. 126 (2000), pp. 31-38.
- [81] S. Shankar, D. Apelian. Die soldering: Effect of process parameters and alloy characteristics on soldering in the pressure die casting process. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 15 (2002), pp. 103-116.
- [82] J.A. Taylor. The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys. 35th Australian Foundry Institute National Conference. South Australia, Australia, 2004.

- [83] H. Zhu. Dissolution rate and mechanism of metals in molten aluminum alloy A380. Master's degree thesis. Purdue University. Indiana, USA, 2014. pp. 40,49.
- [84] V.I. Dybkov. Reaction diffusion and solid state chemical kinetics. The IPMS Publications. Kyiv, Ukraine, 2002. pp. 222.
- [85] X. Li, A. Scherf, M. Heilmaier, F. Stein. The Al-rich part of the Fe-Al phase diagram. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, Vol. 37, No. 2 (2016), pp. 162-173.
- [86] J.A. Taylor. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys. *Procedia Materials Science*, Vol. 1 (2012), pp. 19-33.
- [87] V. Joshi, K. Kulkarni, R. Shivpuri, R.S. Bhattacharya, S.J. Dikshit, D. Bhat. Dissolution and soldering behavior of nitrided hot working steel with multilayer LAFAD PVD coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 146-147 (2001), pp. 338-343.
- [88] H.R. Shahverdi, M.R. Ghomashchi, S. Shabestari, J. Hejazi. Kinetics of interfacial reaction between solid iron and molten aluminium. *Journal of Materials Science*, Vol. 37 (2002), pp. 1061-1066.
- [89] A.P. Savitskii. Diffusion interaction between two metals, one of which is in liquid state. *Materials Science Forum*, Vol. 575-578 (2008), pp. 1477-1482.
- [90] W.D. Callister. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Editorial Reverté. Barcelona, España, 1995. pp. 95.
- [91] H. Mehrer. *Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Process*. Springer. Berlin, Germany, 2007. pp. 10.
- [92] A.E. Miller. Investigation of erosive-corrosive wear in the low pressure die casting of aluminum A356. Master's degree thesis. The University of British Columbia. British Columbia, Canada, 2005.
- [93] S. Shankar, D. Apelian. Die soldering: Mechanism of the interface reaction between molten aluminum alloy and tool steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 33B, No. 3 (2002), pp. 465-476.
- [94] W.J. Cheng, C.J. Wang. EBSD study of crystallographic identification of Fe-Al-Si intermetallic phases in Al-Si coating on Cr-Mo steel. *Applied Surface Science*, Vol. 257 (2011), pp. 4637-4642.
- [95] M.B. Lin, C.J. Wang. Microstructure and high temperature oxidation behavior of hot-dip aluminized coating on high silicon ductile iron. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 205 (2010), pp. 1220-1224.
- [96] C.S. Lin, C.S. Ke, H. Peng. Corrosion of CrN and CrN/TiN coated heat-resistant steels in molten A356 aluminum alloy. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 146-147 (2001), pp. 168-174.

- [97] E.K. Tentardini, A.O. Kunrath, C. Aguzzoli, M. Castro, J.J. Moore, I.J.R. Baumvol. Soldering mechanisms in materials and coatings for aluminum die casting. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202 (2008), pp. 3764-3771.
- [98] D. Young. *High Temperature Oxidation and Corrosion of Metals*. Elsevier. Oxford, UK, 2008.
- [99] Plansee. Aleaciones de metal pesado de tungsteno. Consultado en: <https://www.plansee.com/es/materiales/metal-pesado-de-tungsteno.html>. Consultado el 23 de Marzo de 2021.
- [100] S. Shankar, D. Apelian. Mechanism and Preventive Measures for Die Soldering during Al Casting in a Ferrous Mold. *Journal of Materials*, Vol. 54 (2002), pp. 47-54.

# APÉNDICE A

## **Registro fotográfico de las probetas ensayadas**

A continuación se presenta el registro fotográfico de todas las probetas que fueron ensayadas en el dispositivo de desgaste en este trabajo de investigación, esta información complementa las imágenes mostradas en las secciones 5.4 y 5.5. Las probetas utilizadas para la evaluación de masa perdida se muestran en la condición en que quedaron después de la limpieza con hidróxido de sodio para remover los residuos de aluminio adherido durante el ensayo.

Las probetas seleccionadas para ser seccionadas y caracterizar el mecanismo de desgaste se muestran aún con los residuos de aluminio, ya que a éstas no se les aplicó el procedimiento de limpieza para poder conservar y analizar la interfase entre el material de la probeta y la capa de aleación de aluminio adherida.

Se incluye en los recuadros la información referente a la identificación de la probeta de acuerdo al material, recubrimiento y tratamiento superficial, el tiempo de inmersión en el aluminio líquido de cada ciclo en segundos y el número de ciclos que duró el ensayo.



Figura A.1. Probetas ensayadas del material A (acero H13).





Figura A.2. Probetas ensayadas del material B (hierro gris).

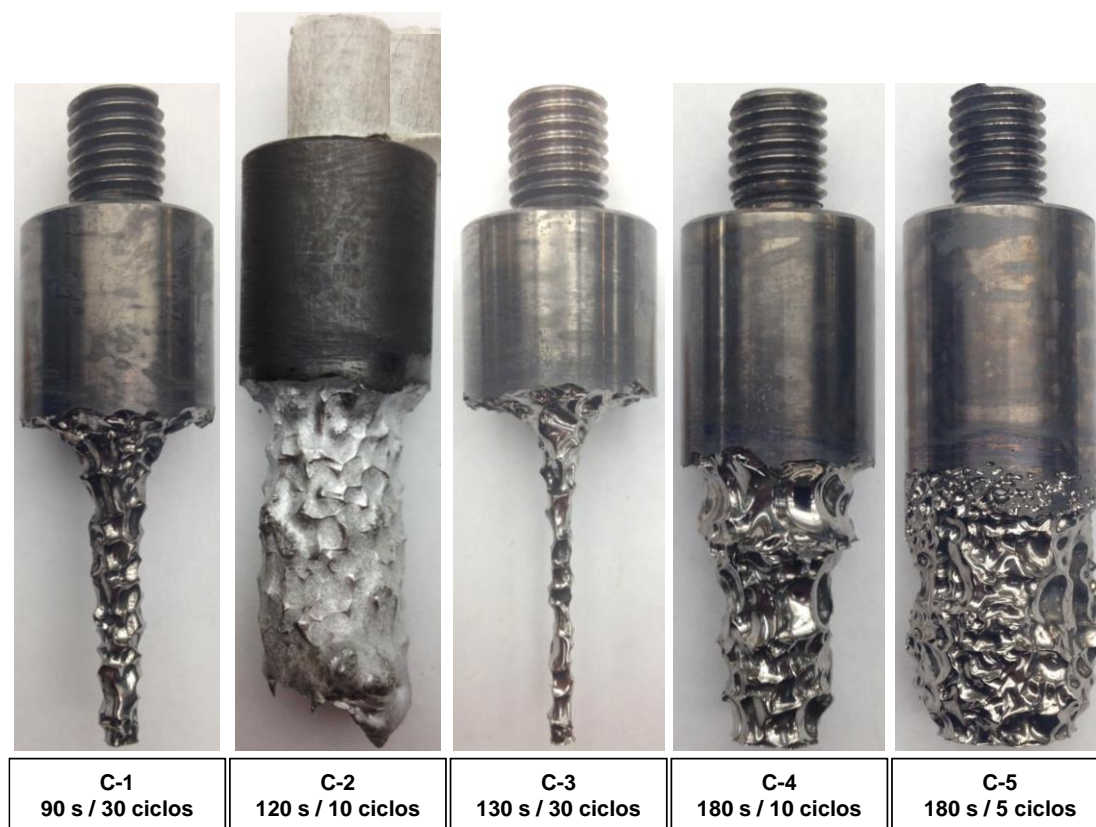


Figura A.3. Probetas ensayadas del material C.



Figura A.4. Probetas ensayadas del material D.

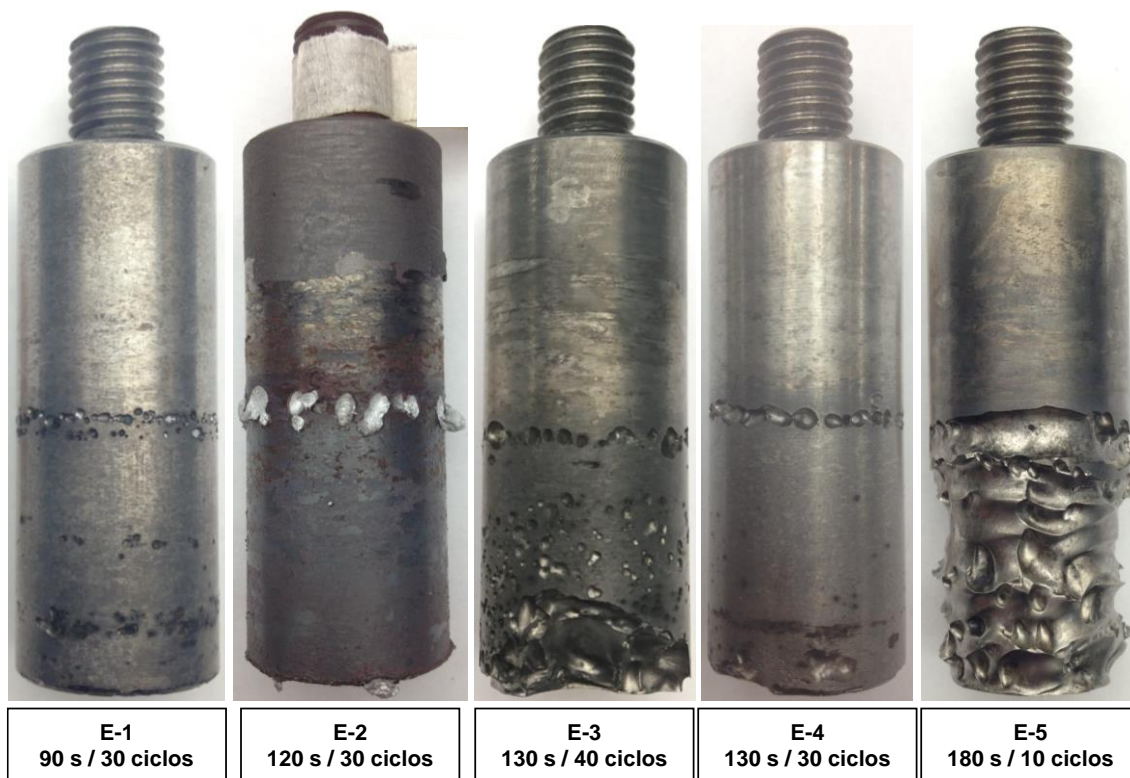


Figura A.5. Probetas ensayadas del material E.





Figura A.6. Probetas ensayadas del material F.

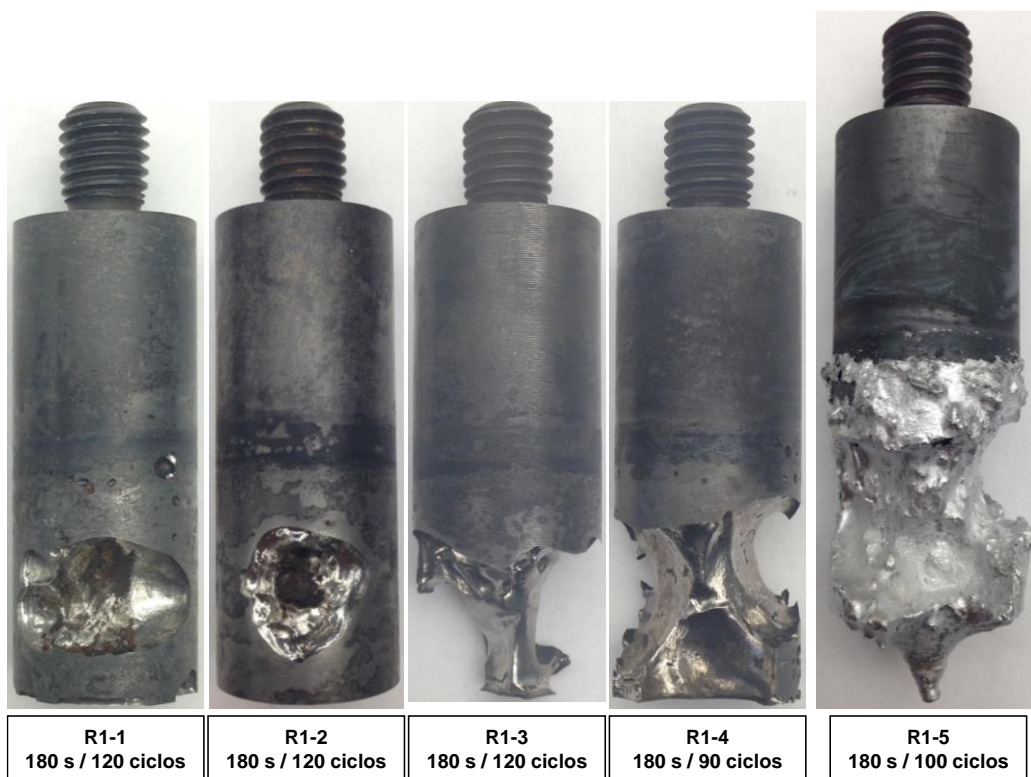


Figura A.7. Probetas ensayadas de acero H13 con el tratamiento superficial de nitruración gaseosa con post-oxidación.

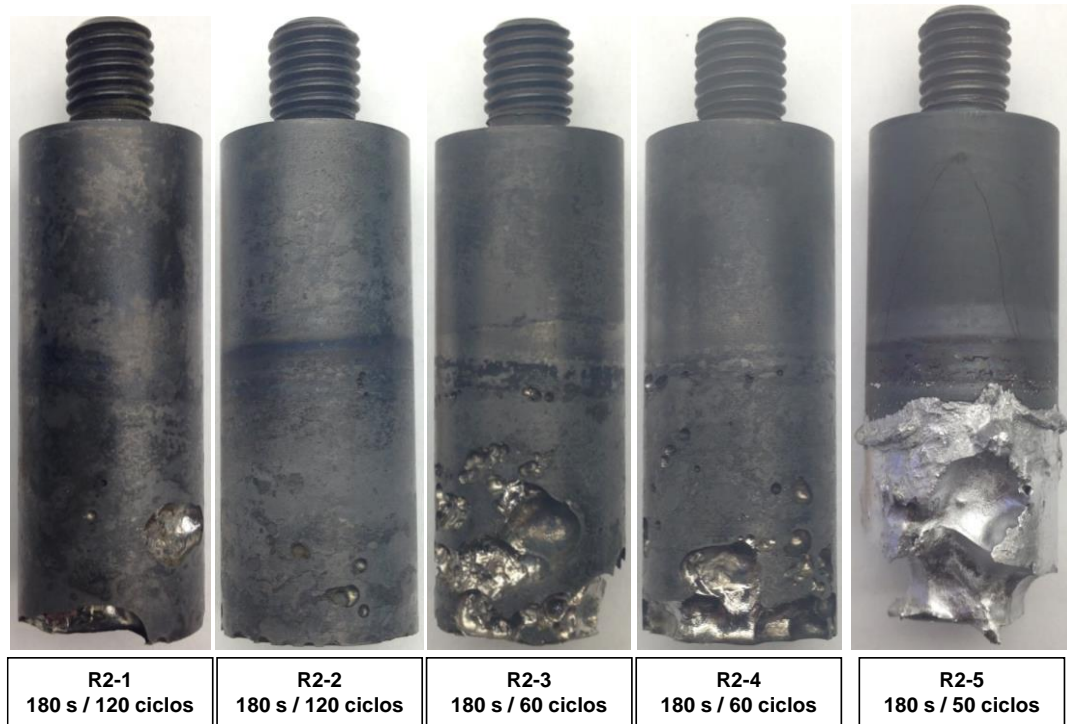


Figura A.8. Probetas ensayadas de acero H13 con el tratamiento superficial de ASPN (nitruración iónica con pantalla activa).

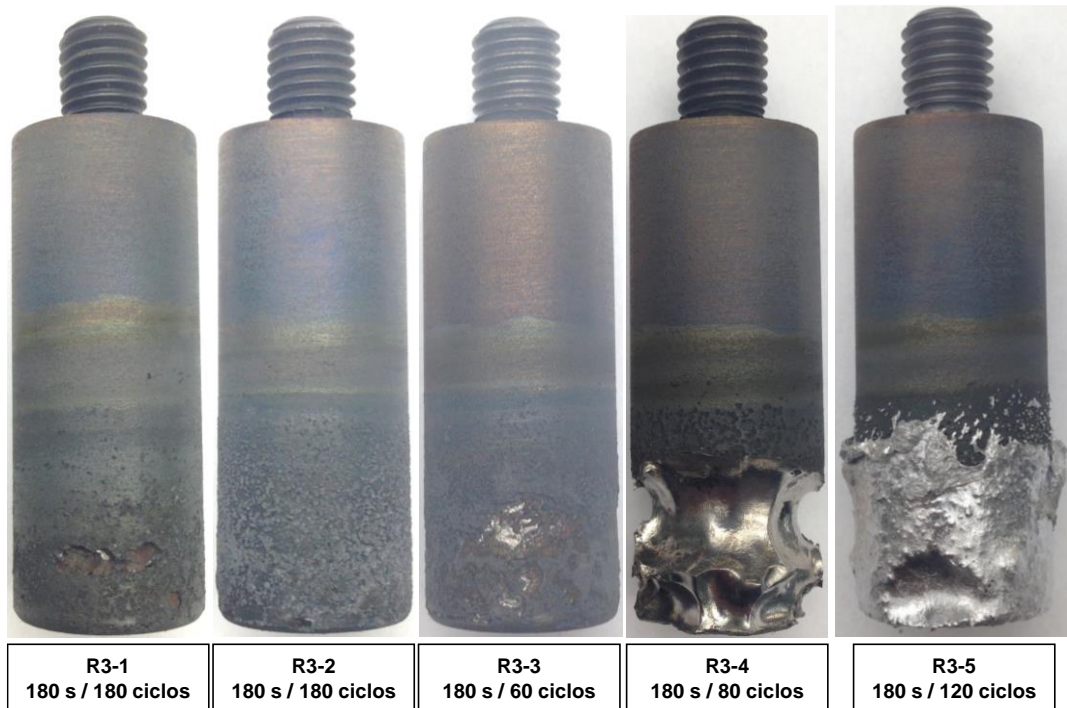


Figura A.9. Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con CrNi-WC.

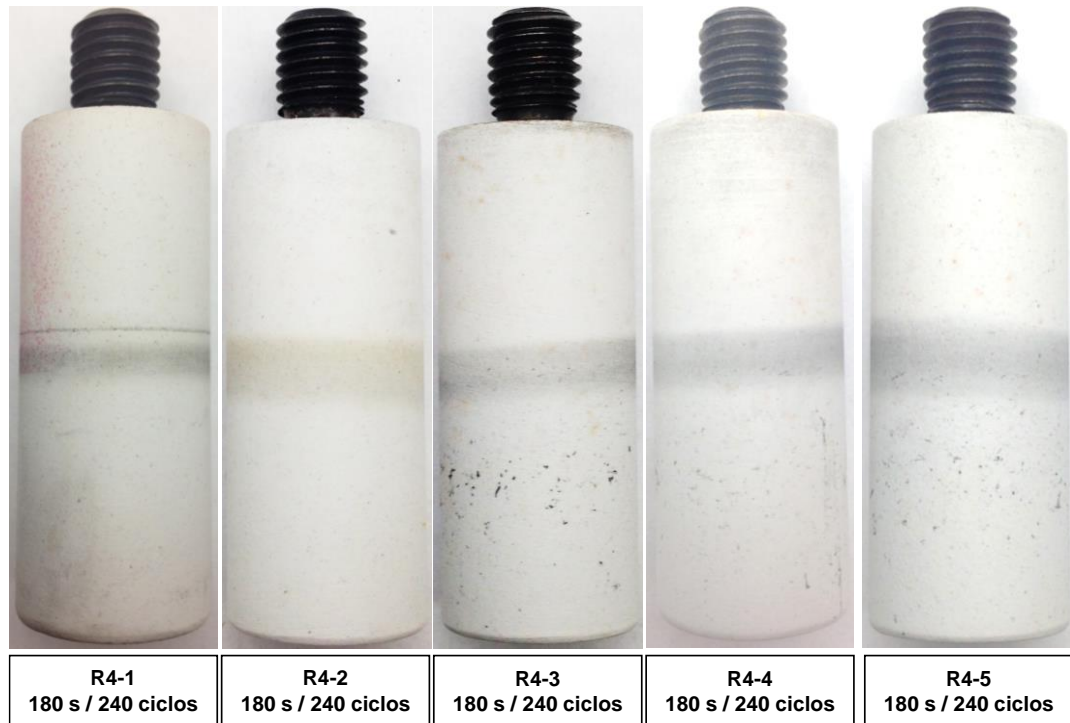


Figura A.10. Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

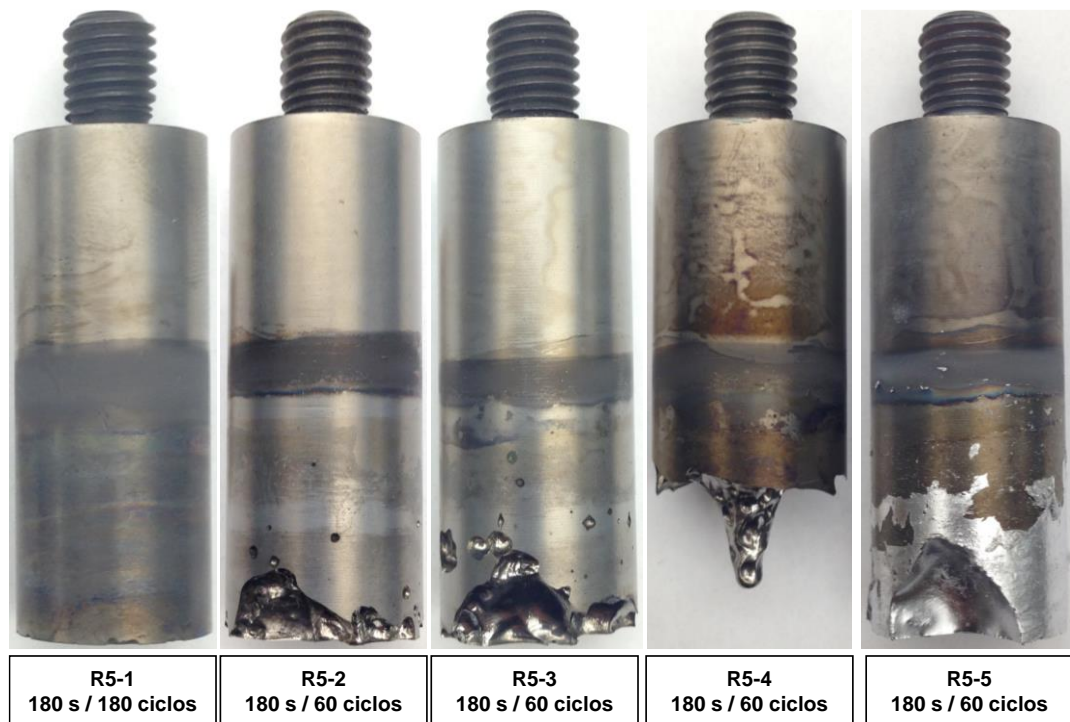


Figura A.11. Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de PVD (deposición física de vapor) con CrAlN.



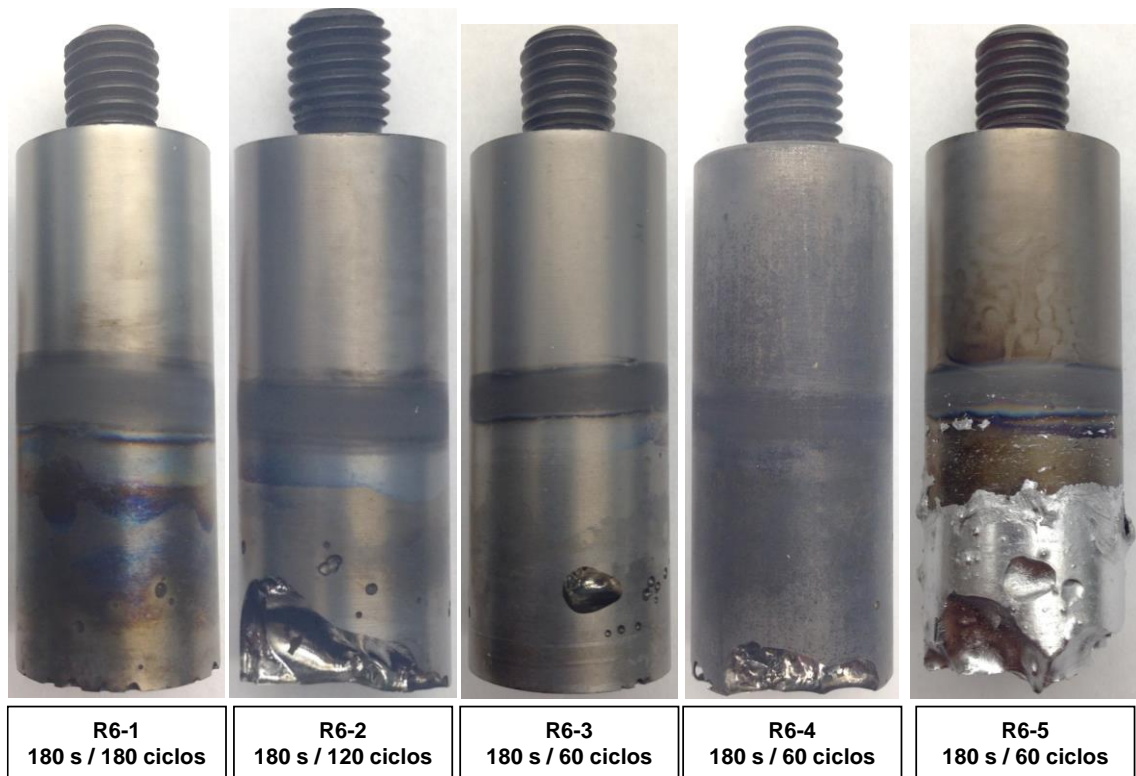


Figura A.12. Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de ASPN+PVD con CrAIN.

# APÉNDICE B

## Análisis del desgaste en probetas ensayadas

Se muestran los resultados del análisis del desgaste observado en las probetas que complementan la información de la sección 5.7. Se incluyen micrografías y análisis por EDX de zonas atacadas por el aluminio líquido de probetas ensayadas en el dispositivo de desgaste.

### Desgaste en el material D

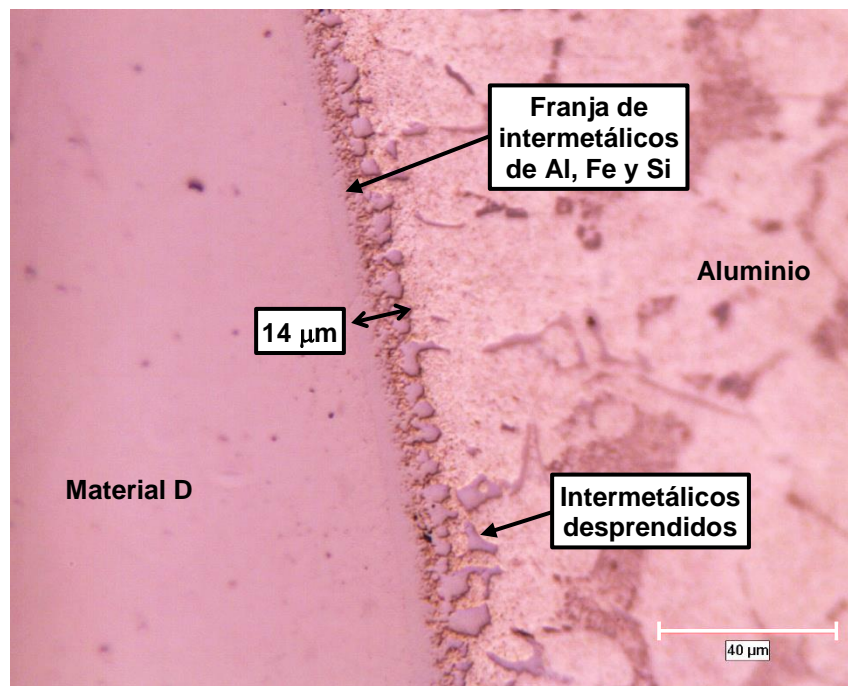
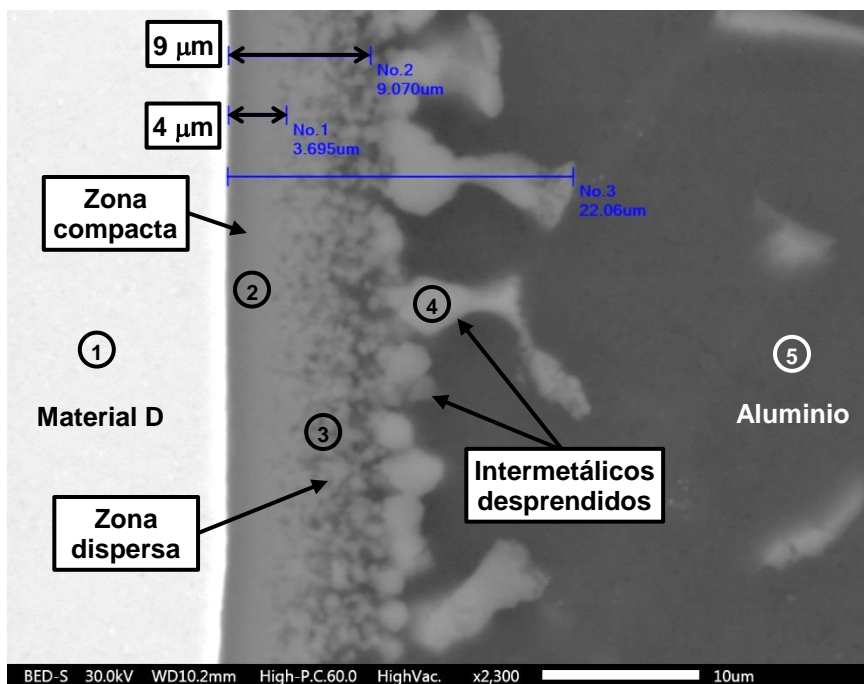


Figura B.1. Micrografía óptica a 500x del desgaste en el material D.

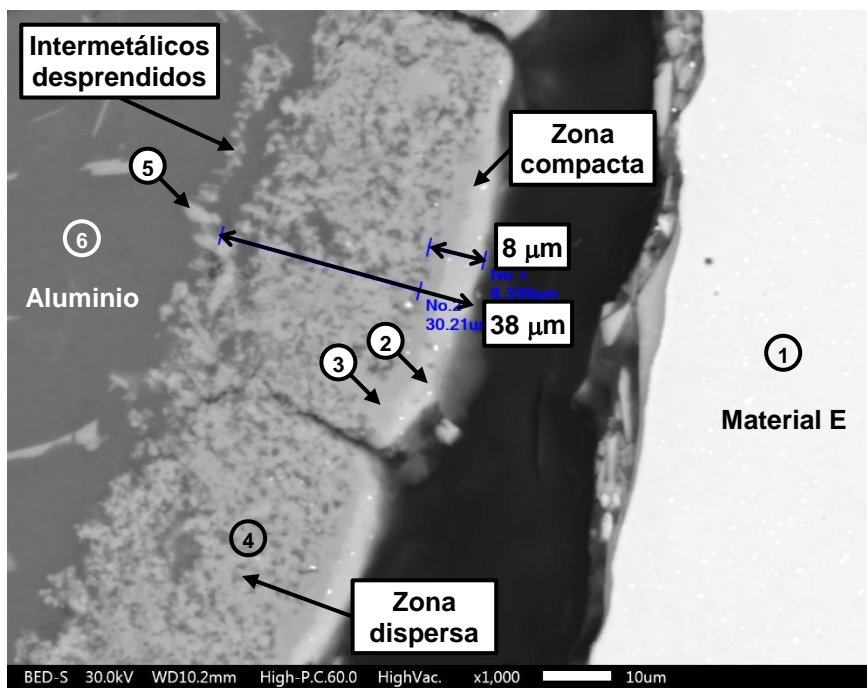


Zona	1		2		3		4		5	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	59.58	71.61	75.56	83.08	62.81	74.40	96.79	96.91
Fe	91.23	91.33	27.53	15.99	13.94	7.40	26.28	15.04	-	-
Si	0.36	0.72	8.83	10.19	7.49	7.92	7.47	8.50	3.21	3.09
Cr	5.57	5.99	2.48	1.54	1.29	0.74	1.87	1.15	-	-
Mo	2.25	1.31	0.85	0.29	-	-	-	-	-	-
V	0.60	0.65	-	-	-	-	-	-	-	-
Mn	-	-	-	-	0.80	0.43	1.57	0.92	-	-
Cu	-	-	0.74	0.38	0.91	0.43	-	-	-	-

Figura B.2. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material D. Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zona 2) y otra dispersa (zona 3), además de intermetálicos desprendidos (zona 4).



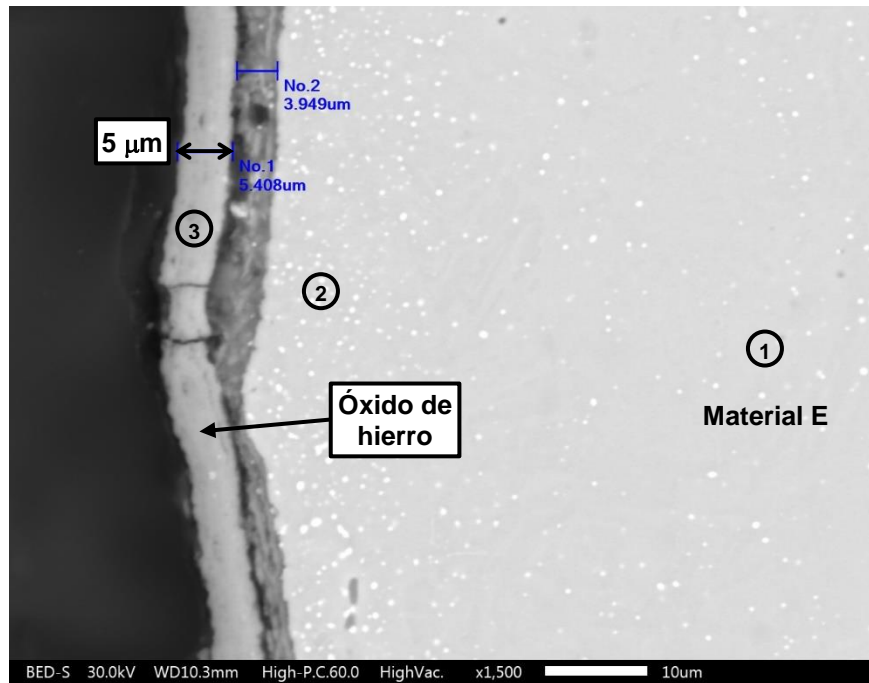
## Desgaste en el material E



Zona	1		2		3	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	44.84	61.55	45.63	61.19
Fe	94.64	96.76	47.90	31.77	43.09	27.92
Si	0.29	0.59	4.37	5.77	6.97	8.98
Mo	3.22	1.92	1.79	0.69	1.14	0.43
W	1.62	0.50	1.09	0.22	1.07	0.21
Mn	0.22	0.23	-	-	0.83	0.55
Cu	-	-	-	-	1.26	0.72

Zona	4		5		6	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	65.26	75.40	67.74	74.88	97.63	98.09
Fe	20.35	11.36	17.30	9.24	0.53	0.26
Si	10.74	11.92	14.96	15.88	1.61	1.55
Mo	1.39	0.45	-	-	-	-
W	0.94	0.16	-	-	-	-
Mn	0.80	0.45	-	-	-	-
Cu	0.52	0.26	-	-	0.23	0.10

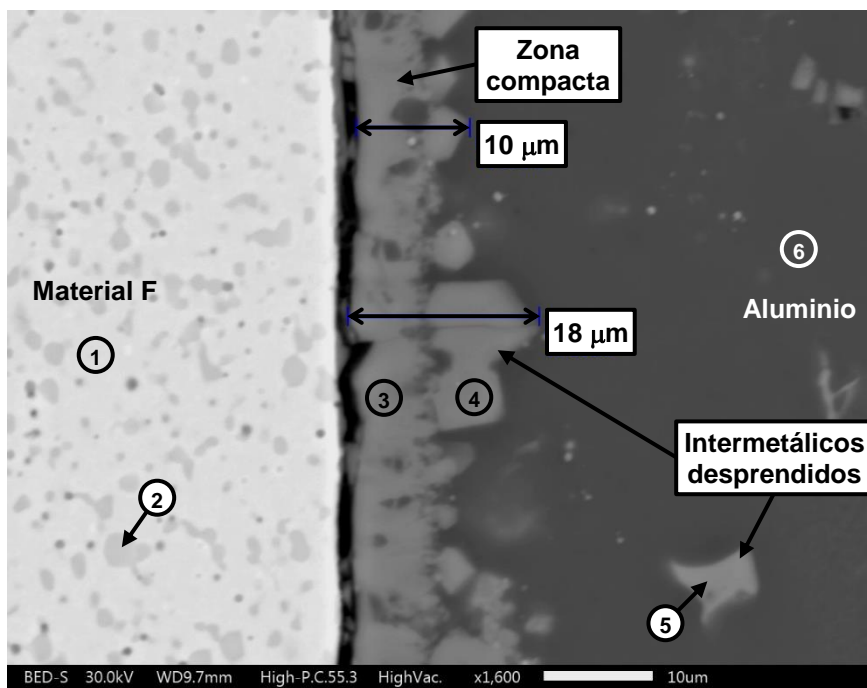
Figura B.3. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material E. Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zonas 2 y 3) y otra dispersa (zona 4), además de intermetálicos desprendidos (zona 5).



Zona	1		2		3	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Fe	95.56	97.77	94.15	97.03	66.55	38.54
Mo	2.98	1.78	3.98	2.39	2.38	0.80
W	1.46	0.45	1.88	0.59	1.16	0.20
O	-	-	-	-	29.91	60.45

Figura B.4. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el material E. En el borde se observan capas fracturadas de óxido de hierro (zona 3).

## Desgaste en el material F

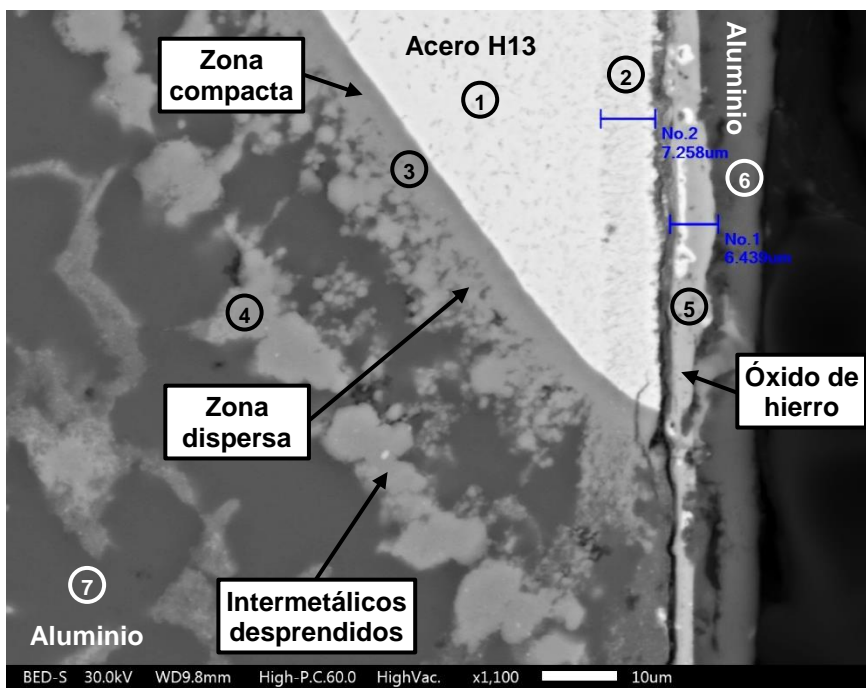


Zona	1		2		3	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	-	-	58.21	70.19
Fe	82.41	80.96	41.68	26.84	23.81	13.87
Si	0.93	1.82	0.24	0.31	9.28	10.76
Cr	14.29	15.08	35.17	24.33	6.22	3.89
Mo	0.82	0.47	1.19	0.45	0.71	0.24
V	1.55	1.67	7.40	5.23	1.17	0.74
Cu	-	-	-	-	0.60	0.31
C	-	-	14.31	42.86	-	-

Zona	4		5		6	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	73.92	81.77	68.45	78.27	98.40	98.47
Fe	13.29	7.10	20.70	11.43	-	-
Si	7.77	8.25	7.92	8.70	1.60	1.53
Cr	3.79	2.17	0.90	0.54	-	-
V	0.77	0.45	0.29	0.18	-	-
Mn	0.46	0.25	0.41	0.23	-	-
Cu	-	-	1.32	0.64	-	-

Figura B.5. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material F. Se observa una franja de intermetálicos compacta (zona 3) e intermetálicos desprendidos (zonas 4 y 5).

## Desgaste en el acero H13 con el tratamiento superficial de ASPN

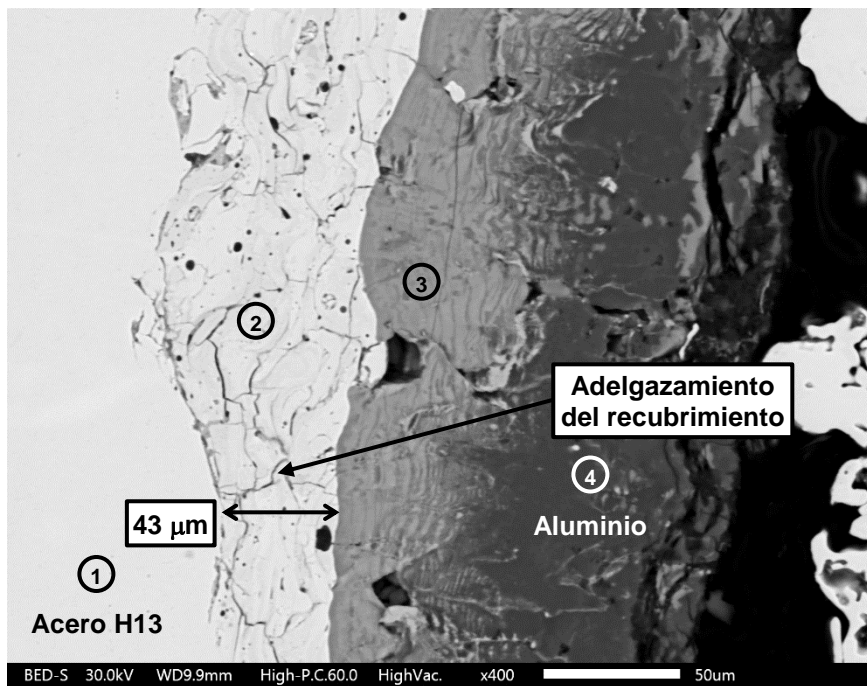


Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	-	-	56.44	69.29	59.27	71.27
Fe	90.51	89.78	85.76	75.19	32.68	19.38	26.15	15.19
Si	0.99	1.95	1.04	1.81	8.09	9.54	8.41	9.72
Cr	5.72	6.09	5.72	5.39	2.79	1.78	4.07	2.54
Mo	1.67	0.96	1.28	0.66	-	-	-	-
V	1.11	1.21	0.95	0.91	-	-	0.91	0.58
Mn	-	-	-	-	-	-	1.17	0.69
O	-	-	5.24	16.05	-	-	-	-

Zona	5		6		7	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	13.62	15.57	96.68	97.37	96.92	97.83
Fe	55.55	30.70	1.30	0.63	1.69	0.82
Si	0.96	1.06	1.71	1.65	1.39	1.34
Cr	-	-	-	-	-	-
Mn	-	-	-	-	-	-
Mg	7.50	9.52	0.31	0.34	-	-
O	22.37	43.15	-	-	-	-

Figura B.6. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con ASPN (nitruración iónica con pantalla activa). Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zona 3) y otra dispersa, además de intermetálicos desprendidos (zona 4). Se detecta una capa de óxido de hierro en el borde de la probeta.

## Desgaste en el acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con CrNi-WC



Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	-	-	27.69	28.30	92.24	92.91
Fe	91.25	90.43	-	-	-	-	0.39	0.19
Si	0.92	1.82	-	-	22.82	22.41	5.45	5.27
Cr	5.61	5.97	63.85	44.98	33.89	17.98	0.87	0.46
Mo	1.22	0.70	-	-	-	-	-	-
V	0.99	1.08	-	-	-	-	-	-
Ni	-	-	18.57	11.59	-	-	-	-
W	-	-	3.57	0.71	1.93	0.29	-	-
Mg	-	-	-	-	0.34	0.38	1.05	1.18
C	-	-	14.01	42.72	13.34	30.63	-	-

Figura B.7. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el acero H13 con proyección térmica con CrNi-WC. Se observa degradación del recubrimiento (zona 3) y su consecuente adelgazamiento.

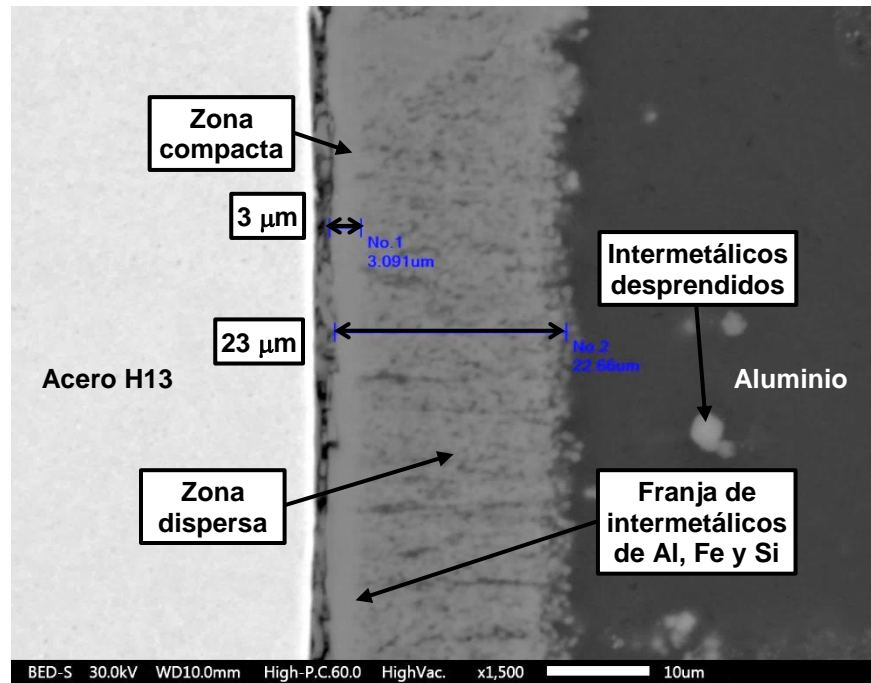


Figura B.8. Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste en el acero H13 una vez que el ataque penetra la capa del recubrimiento de proyección térmica con CrNi-WC.

## Desgaste en el acero H13 con el recubrimiento de PVD con CrAIN

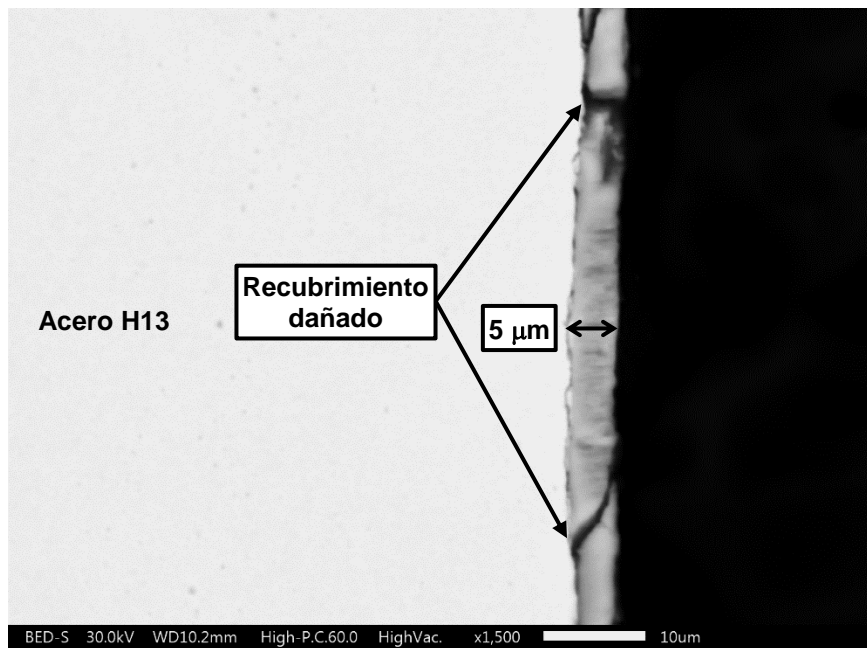


Figura B.9. Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de PVD (deposición física de vapor) en la probeta después del ensayo. Se observa daño en el recubrimiento.

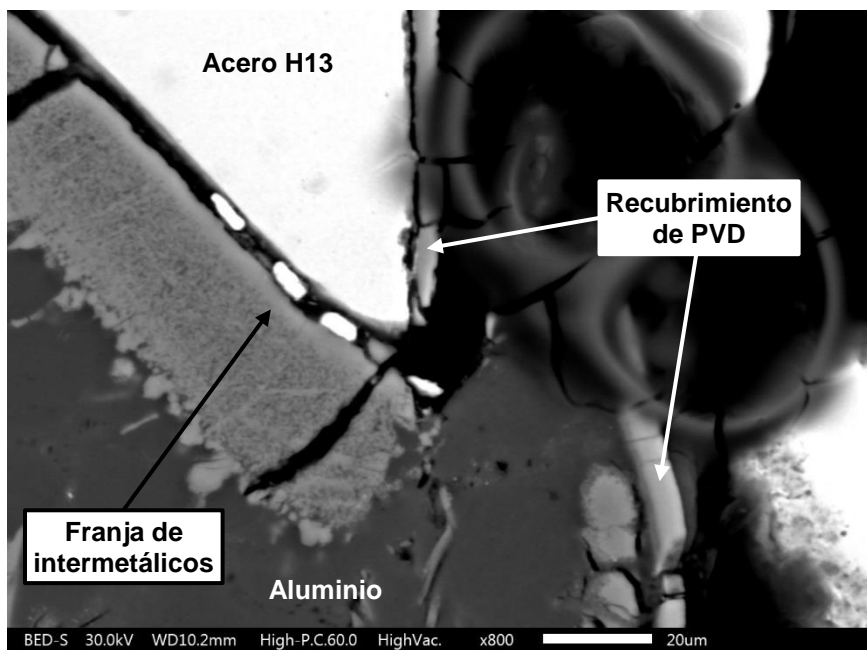
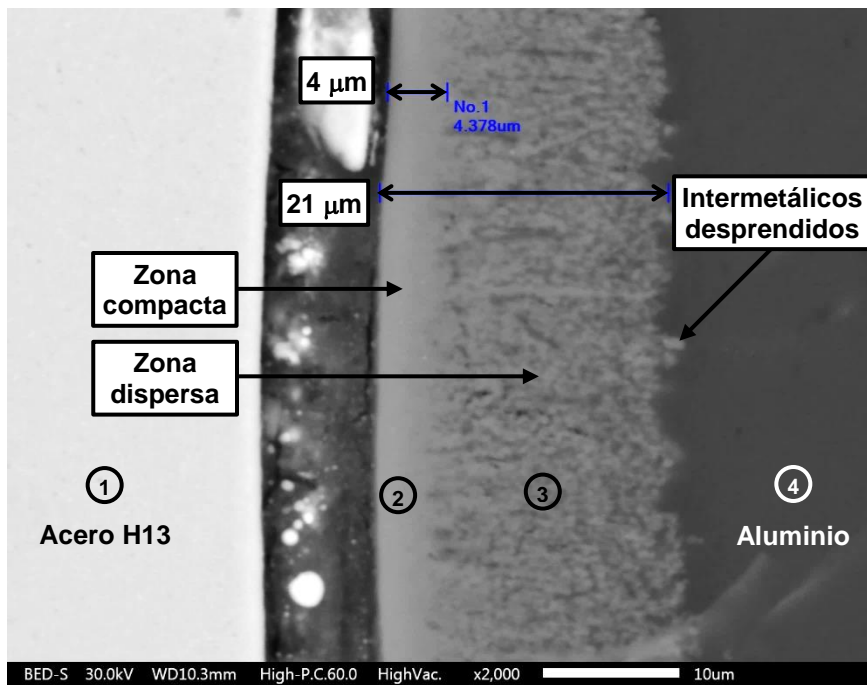


Figura B.10. Formación de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si en áreas con desgaste en el acero H13 una vez que la capa del recubrimiento de PVD es removida.





Zona	1		2		3		4	
Elemento	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico	%peso	%atómico
Al	-	-	58.18	70.45	65.34	72.73	97.79	98.03
Fe	91.83	90.98	28.67	16.77	15.34	8.25	0.35	0.17
Si	0.89	1.75	8.82	10.26	16.02	17.13	1.87	1.80
Cr	5.34	5.68	2.19	1.38	2.03	1.18	-	-
Mo	1.04	0.60	-	-	-	-	-	-
V	0.91	0.99	-	-	0.55	0.33	-	-
Mn	-	-	0.54	0.32	0.72	0.39	-	-
Cu	-	-	1.60	0.82	-	-	-	-

Figura B.11. Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 una vez removido el recubrimiento de PVD. Se observa una franja de intermetálicos formada por una zona compacta (zona 2) y otra dispersa (zona 3), además de intermetálicos desprendidos.

# LISTA DE TABLAS

<b>Tabla</b>	<b>Nombre</b>	<b>Página</b>
2.1	Precio de materiales, costo de fabricación de insertos y su vida útil de acuerdo a datos del taller de herramientas. Comparación en base a una unidad monetaria unitaria (UM) en proporción al precio del acero tipo AISI H13.	20
2.2	Composición química nominal de la aleación A356 (clasificación de acuerdo a " <i>The Aluminum Association</i> ").	21
4.1	Bitácora de piezas vaciadas estando instalado en el molde el inserto de acero H13 de la zona de la "copa".	50
4.2	Bitácora de piezas vaciadas estando instalado en el molde el inserto de acero H13 de la zona del " <i>drag</i> ".	52
4.3	Límites nominales utilizados para la composición química de la aleación tipo A356 usada para los ensayos de desgaste.	80
4.4	Parámetros para pruebas de validación del equipo.	81
4.5	Parámetros para ensayos de desgaste.	85
4.6	Identificación, composición química nominal (balance con Fe) y densidad de los materiales evaluados.	86
4.7	Recubrimientos y tratamientos superficiales aplicados en probetas de acero tipo AISI H13 seleccionados para evaluar y su identificación.	86
4.8	Parámetros y duración de los ensayos de las probetas de los distintos materiales sin recubrimiento.	88
4.9	Parámetros y duración de los ensayos de las probetas con las diferentes condiciones de recubrimientos y tratamientos superficiales.	89
5.1	Resultados de las mediciones de desgaste en las probetas ensayadas de los materiales sin recubrimiento.	113

- 5.2 Resultados de las mediciones de desgaste en las probetas ensayadas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales. 115
- 5.3 Piezas que fue posible vaciar usando insertos de la zona de la "copa" de diferentes condiciones antes de alcanzar un nivel de desgaste crítico. 146
- 6.1 Solubilidad de algunos elementos en el aluminio puro en estado líquido a 700°C. 162
- 6.2 Comparación del análisis de concentración por EDX en la zona compacta de la franja de intermetálicos formada en los distintos materiales. 164
- 6.3 Comparación del análisis de concentración por EDX en la zona dispersa de la franja de intermetálicos formada en los distintos materiales. 164
- 6.4 Comparación del análisis de concentración por EDX en los intermetálicos desprendidos hacia el aluminio en los distintos materiales. 165

# LISTA DE FIGURAS

<b>Figura</b>	<b>Nombre</b>	<b>Página</b>
1.1	Proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente para producción de cabezas automotrices.	4
1.2	Fotografías de cabezas automotrices de aluminio producidas por el proceso de vaciado por gravedad en molde semipermanente.	5
1.3	Esquema del mecanismo de desgaste por adhesión.	12
1.4	Esquema del mecanismo de desgaste por abrasión.	12
1.5	Esquema del proceso de erosión por impacto de partículas sólidas sobre una superficie.	12
1.6	Esquema del mecanismo de desgaste por fatiga superficial provocado por movimiento rotativo.	13
1.7	Esquema del mecanismo de desgaste por proceso triboquímico.	14
2.1	Desgaste observado en moldes para fabricación de cabezas automotrices por el proceso de vaciado por gravedad.	16
2.2	Pintura refractaria aplicada en los moldes.	17
2.3	a) Inserto para ser colocado en una zona del molde propensa a sufrir desgaste crítico. b) Inserto instalado en el molde.	19
2.4	a) Ejemplo de llenado de un molde con sólo un canal de alimentación del metal líquido. b) Ejemplo de llenado de un molde con dos canales de alimentación del metal líquido.	22
2.5	Insertos usados en el molde seleccionado para estudio.	23
2.6	Temperatura y velocidad en el canal de alimentación del molde.	24
2.7	Molde de acero H13 dentro de horno de precalentamiento previo a la aplicación de pintura refractaria.	27
2.8	Esquema del proceso de nitruración por el método de ASPN.	28

2.9	Representación esquemática del proceso de proyección térmica por arco de plasma.	29
2.10	Esquema del proceso de deposición física de vapor (PVD).	30
3.1	Dispositivo de desgaste desarrollado por M. Yu y colaboradores.	32
3.2	Dispositivo para ensayos de desgaste y fatiga térmica desarrollado por Y. Wang.	33
3.3	Dispositivo para ensayos con inmersión y cámara de vacío desarrollado por K. Bouché y colaboradores.	34
3.4	Dispositivo para ensayos con inmersión desarrollado por Q. Han y colaboradores.	35
3.5	Dispositivo para ensayos con inmersión de K.A. Nazari.	35
3.6	Dispositivo diseñado por S. Shankar y D. Apelian.	36
3.7	Dispositivo desarrollado por M. Yan y Z. Fan con probeta que gira sobre su propio eje.	37
3.8	Esquema del dispositivo de desgaste utilizado por A. Persson y colaboradores.	38
3.9	Dispositivo con atmosfera controlada de argón construido por A. Bouayad y colaboradores.	38
3.10	Dispositivo de desgaste/fatiga térmica desarrollado por D. Ugues y sus colaboradores.	39
3.11	Dispositivo desarrollado por A.E. Miller y D.M. Maijer con giro de probetas sobre su propio eje.	40
3.12	Dispositivo diseñado por S.H. Chang y colaboradores.	41
3.13	Dispositivo con vibración ultrasónica desarrollado por Q. Han y colaboradores.	41
3.14	Dispositivo diseñado por M.S. Sidhu y M.V. Kral.	42
3.15	Dispositivo con inmersiones cíclicas desarrollado por G. Pasche y colaboradores.	43
3.16	Categorización de las pruebas de desgaste de acuerdo a la norma DIN 50-322.	45

4.1	Diagrama de flujo del procedimiento experimental.	48
4.2	Inserto de acero H13 para la zona de la “copa”.	49
4.3	Inserto de acero H13 para la zona del “drag”.	50
4.4	Inserto de acero H13 en la zona de la “copa” después de 156 piezas vaciadas.	51
4.5	Inserto de acero H13 en la zona de la “copa” después de 685 piezas vaciadas.	51
4.6	Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 685 piezas vaciadas.	53
4.7	Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 866 piezas vaciadas.	53
4.8	Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 1,037 piezas vaciadas.	54
4.9	Inserto de acero H13 en la zona del “drag” después de 1,369 piezas vaciadas.	54
4.10	a) Fotografía del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” después de la prueba. b) Zona desgastada del inserto después de seccionar y preparar metalográficamente (imagen con MEB a 10x). c) Franja de fases intermetálicas formadas en la superficie del inserto en contacto con la aleación líquida de aluminio (imagen con MEB a 800x).	55
4.11	Análisis de líneas de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie del inserto de acero H13 de la “copa”.	56
4.12	Análisis puntual de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie del inserto de acero H13 de la zona de la “copa”.	56
4.13	Desprendimiento de intermetálicos en la interfase entre el acero H13 del inserto de la zona de la “copa” y la aleación de aluminio.	57
4.14	Análisis puntual de concentración por EDX de los intermetálicos que se desprenden de la interfase entre el acero H13 del inserto de la zona de la “copa” y la aleación de aluminio.	58
4.15	Esquema del ciclo térmico simplificado en la superficie del molde durante el vaciado de piezas.	59

4.16	Esquema del diseño conceptual del dispositivo para ensayos.	61
4.17	Dibujo del diseño ingenieril del dispositivo para ensayos de desgaste.	61
4.18	Dispositivo para ensayos de desgaste fabricado.	62
4.19	a) Horno eléctrico basculante con perforaciones en la tapa indicadas con flechas. b) Vista superior de la tapa del horno.	63
4.20	Termopar sumergido para control de temperatura del metal líquido.	64
4.21	Barras guía para movimiento lateral del sistema de rotación que permite posicionarlo en cualquiera de los dos hornos.	64
4.22	a) Motor eléctrico para generar el movimiento vertical. b) Motor eléctrico para generar la rotación de la probeta.	65
4.23	Algunas de las partes principales del dispositivo de desgaste.	65
4.24	Otras partes principales del dispositivo para ensayos de desgaste.	66
4.25	a) Tablero eléctrico de control del dispositivo para ensayos de desgaste. b) Interior del tablero de control.	67
4.26	a) Movimiento vertical para la inmersión de la probeta en el aluminio líquido a través de los orificios en la tapa del horno. b) Dirección de rotación de la probeta.	68
4.27	Configuración de los parámetros de prueba en la pantalla táctil del tablero de control.	68
4.28	Configuración de parámetros para precalentamiento de la probeta en la pantalla táctil.	69
4.29	a) Zona de incidencia del indicador láser del sensor infrarrojo de temperatura en la probeta. b) Residuos del aluminio líquido en la probeta.	70
4.30	Geometría y dimensiones definidas para las probetas a ser usadas en los ensayos de desgaste.	71
4.31	a) Dibujo de la distancia sumergida de las probetas en el metal líquido. b) Fotografía de inmersión de una probeta con la tapa del horno abierta.	71



4.32	Probeta instrumentada con termopares.	73
4.33	Temperaturas en la probeta con los termopares incrustados.	73
4.34	Probeta con pintura de grafito en la zona de incidencia del indicador láser del sensor infrarrojo de temperatura.	74
4.35	Gráficas de las ecuaciones de compensación de temperatura que relacionan la lectura del sensor infrarrojo con la temperatura en la parte inferior de la probeta de acuerdo a las pruebas con los termopares incrustados.	75
4.36	a) Cepillo para limpieza de residuos de aluminio líquido. b) Marcas en la probeta producidas por el cepillo.	76
4.37	Esquema del ciclo térmico del dispositivo de desgaste.	77
4.38	a) Fotografía de probeta de acero H13 desgastada en el dispositivo de ensayos. b) Franja de intermetálicos en la superficie desgastada de la probeta después de prepararla metalográficamente (imagen con MEB a 1,400x).	81
4.39	Análisis de línea de concentración por EDX en la franja de intermetálicos formada en la superficie desgastada de la probeta de acero H13.	82
4.40	Comparación de franjas de fases intermetálicas de Al, Fe y Si observadas en los insertos y en las probetas de acero H13 (imágenes con MEB a 1,400x).	83
5.1	Probetas de los distintos materiales sin recubrimiento en el estado en que fueron recibidas.	94
5.2	Probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales en el estado en que fueron recibidas.	95
5.3	Micrografía óptica del acero H13 a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	96
5.4	Perfil de microdureza del acero H13 en el estado en que se recibieron las probetas.	96
5.5	Micrografía óptica del hierro gris a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	97
5.6	Perfil de microdureza del hierro gris en el estado en que se recibieron las probetas.	97

5.7	Micrografía óptica del material C a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	98
5.8	Perfil de microdureza del material C en el estado en que se recibieron las probetas.	98
5.9	Micrografía óptica del material D a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	99
5.10	Perfil de microdureza del material D en el estado en que se recibieron las probetas.	99
5.11	Micrografía óptica del material E a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	100
5.12	Perfil de microdureza del material E en el estado en que se recibieron las probetas.	100
5.13	Micrografía óptica del material F a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	101
5.14	Perfil de microdureza del material F en el estado en que se recibieron las probetas.	101
5.15	Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	102
5.16	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación en el estado en que se recibieron las probetas.	102
5.17	Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de ASPN a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	103
5.18	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN en el estado en que se recibieron las probetas.	103
5.19	Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	104
5.20	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC en el estado en que se recibieron las probetas.	104

5.21	Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de proyección térmica con $Al_2O_3$ a 200x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	105
5.22	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con $Al_2O_3$ en el estado en que se recibieron las probetas.	105
5.23	Micrografía del borde de la probeta de acero H13 con la condición de PVD con CrAIN a 500x después del ataque con Nital al 2 %.	106
5.24	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de PVD con CrAIN en el estado en que se recibieron las probetas.	106
5.25	Micrografía óptica del borde de la probeta de acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN a 500x después del ataque con reactivo Nital al 2 %.	107
5.26	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN en el estado en que se recibieron las probetas.	107
5.27	Probetas de los distintos materiales sin recubrimiento después del tratamiento de oxidación.	108
5.28	Probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales después del tratamiento de oxidación.	109
5.29	Perfil de microdureza del acero H13 después del tratamiento de oxidación.	109
5.30	Perfil de microdureza del hierro gris después del tratamiento de oxidación.	110
5.31	Perfil de microdureza del material C después del tratamiento de oxidación.	110
5.32	Perfil de microdureza del material D después del tratamiento de oxidación.	110
5.33	Perfil de microdureza del material E después del tratamiento de oxidación.	111
5.34	Perfil de microdureza del material F después del tratamiento de oxidación.	111

5.35	Probetas ensayadas con 130 segundos de tiempo de inmersión durante 30 ciclos (tiempo total en Al de 65 minutos).	114
5.36	Probetas ensayadas con 180 segundos de tiempo de inmersión durante 10 a 20 ciclos (tiempo total en Al de 30 a 60 minutos).	114
5.37	Probetas ensayadas con 180 segundos de tiempo de inmersión durante 60 a 240 ciclos (tiempo total en Al de 180 a 720 minutos).	116
5.38	Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con $Al_2O_3$ . Tiempo de inmersión de 180 segundos durante 240 ciclos (tiempo total en Al de 720 minutos).	117
5.39	Perfil de microdureza del acero H13 después del ensayo de desgaste.	118
5.40	Perfil de microdureza del hierro gris después del ensayo de desgaste.	118
5.41	Perfil de microdureza del material C después del ensayo de desgaste.	119
5.42	Perfil de microdureza del material D después del ensayo de desgaste.	119
5.43	Perfil de microdureza del material E después del ensayo de desgaste.	119
5.44	Perfil de microdureza del material F después del ensayo de desgaste.	120
5.45	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de nitruración gaseosa con post-oxidación después del ensayo de desgaste.	120
5.46	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN después del ensayo de desgaste.	120
5.47	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con CrNi-WC después del ensayo de desgaste.	121
5.48	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de proyección térmica con $Al_2O_3$ después del ensayo de desgaste.	121

5.49	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de PVD con CrAIN después del ensayo de desgaste.	121
5.50	Perfil de microdureza del acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN después del ensayo de desgaste.	122
5.51	Perfiles de microdureza del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” después de la prueba en molde operativo. Mediciones en zona con desgaste y cara posterior del inserto.	123
5.52	Imagen por microscopía óptica a 200x del desgaste presentado en las probetas de acero H13.	125
5.53	Imagen por MEB a 100x del desgaste presentado en las probetas de acero H13.	125
5.54	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13.	126
5.55	Franja de intermetálicos de Al, Fe y Si observada en áreas con desgaste en las probetas de acero H13.	127
5.56	Separación entre acero H13 y la franja de intermetálicos.	127
5.57	Micrografía óptica a 50x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris.	129
5.58	Imagen por MEB a 70x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris.	129
5.59	Micrografía óptica a 50x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris.	130
5.60	Imagen por MEB a 45x del desgaste presentado en las probetas de hierro gris.	131
5.61	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el hierro gris.	132
5.62	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material C.	134
5.63	Espesor de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si observada en áreas con desgaste en las probetas del material C.	135
5.64	Desprendimientos de franjas completas de intermetálicos observados en zonas con desgaste en las probetas del material C.	135

5.65	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el material C.	136
5.66	Micrografía óptica a 200x del desgaste presentado en las probetas de acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación.	137
5.67	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación.	138
5.68	Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste a mayor profundidad que la capa endurecida por nitruración gaseosa con post-oxidación.	139
5.69	Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de alúmina en la probeta después del ensayo.	140
5.70	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el acero H13 con proyección térmica con alúmina.	141
5.71	Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de PVD con CrAIN en la probeta después del ensayo.	142
5.72	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con la condición de ASPN+PVD con CrAIN.	143
5.73	Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste a mayor profundidad que la capa endurecida por ASPN.	144
5.74	Insertos de la zona de la “copa” fabricados para hacer pruebas en moldes operativos.	145
6.1	Esquema de las capas de transición que pueden existir desde la superficie hacia el interior de un material.	151
6.2	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	152
6.3	Cambios en el perfil de microdureza del hierro gris presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	152
6.4	Cambios en el perfil de microdureza del material C presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	153

6.5	Cambios en el perfil de microdureza del material D presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	153
6.6	Cambios en el perfil de microdureza del material E presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	153
6.7	Cambios en el perfil de microdureza del material F presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	154
6.8	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con nitruración gaseosa con post-oxidación presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	154
6.9	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con ASPN presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	155
6.10	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con proyección térmica con CrNi-WC presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	155
6.11	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con proyección térmica con alúmina presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	155
6.12	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con PVD presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	156
6.13	Cambios en el perfil de microdureza del acero H13 con ASPN+PVD presentados a raíz de los ensayos de desgaste en las probetas.	156
6.14	Cambios en el perfil de microdureza del inserto de acero H13 de la zona de la “copa” presentados a raíz de las pruebas en molde operativo.	157
6.15	Curva de revenido del acero H13. Obtenida con muestras sometidas a temple de aire desde 1,025°C y 2 horas de tiempo de revenido.	158
6.16	Comparativo de los resultados de desgaste obtenidos en las probetas de los materiales sin recubrimiento.	159
6.17	Comparativo de los resultados de desgaste obtenidos en las probetas de acero H13 con los recubrimientos y tratamientos superficiales.	160

6.18	Comparativo de piezas vaciadas usando insertos de la zona de la “copa” de diferentes condiciones antes de alcanzar un nivel de desgaste crítico.	169
A.1	Probetas ensayadas del material A (acero H13).	188
A.2	Probetas ensayadas del material B (hierro gris).	189
A.3	Probetas ensayadas del material C.	189
A.4	Probetas ensayadas del material D.	190
A.5	Probetas ensayadas del material E.	190
A.6	Probetas ensayadas del material F.	191
A.7	Probetas ensayadas de acero H13 con el tratamiento superficial de nitruración gaseosa con post-oxidación.	191
A.8	Probetas ensayadas de acero H13 con el tratamiento superficial de ASPN.	192
A.9	Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con CrNi-WC.	192
A.10	Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de proyección térmica con Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .	193
A.11	Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de PVD con CrAlN.	193
A.12	Probetas ensayadas de acero H13 con el recubrimiento de ASPN+PVD con CrAlN.	194
B.1	Micrografía óptica a 500x del desgaste en el material D.	195
B.2	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material D.	196
B.3	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material E.	197
B.4	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el material E.	198
B.5	Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el material F.	199



- B.6 Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 con ASPN. 200
- B.7 Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área atacada por aluminio líquido en el acero H13 con proyección térmica con CrNi-WC. 201
- B.8 Imagen por MEB de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si formada en áreas con desgaste en el acero H13 una vez que el ataque penetra la capa del recubrimiento de proyección térmica con CrNi-WC. 202
- B.9 Imagen por MEB del espesor de la capa del recubrimiento de PVD en la probeta después del ensayo. 203
- B.10 Formación de la franja de intermetálicos de Al, Fe y Si en áreas con desgaste en el acero H13 una vez que la capa del recubrimiento de PVD es removida. 203
- B.11 Análisis de concentración por EDX en diferentes zonas en área con desgaste en el acero H13 una vez removido el recubrimiento de PVD. 204

# RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

## *Efrén Alejandro Carrera González*

Candidato al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales

**Tesis: “Estudio de los mecanismos de desgaste en moldes metálicos en contacto con aluminio líquido”.**

Efrén Alejandro Carrera González nació en la ciudad de Monterrey, Nuevo León el día 18 de Septiembre de 1979. Es hijo del Sr. Efrén Carrera Quintero y la Sra. Elida González Rodríguez. Se casó en 2016 con Cecilia González Pedroza y es padre de Naila Carrera González.

Inició sus estudios de Licenciatura en 1996 en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Electricista (IME) en el año 2001. Ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la FIME para cursar sus estudios de Maestría, finalizando en 2006. Posteriormente en 2008, comenzó sus estudios de Doctorado en el mismo programa.

A lo largo de su trayectoria laboral, ha participado en áreas de diseño de transformadores de potencia, soldadura, procesos y calidad. Desde 2002 se encuentra trabajando para la empresa Nematik México dentro del área de Investigación y Desarrollo, en donde ha adquirido experiencia en medición de esfuerzos residuales, tratamientos térmicos, análisis microestructural, caracterización de defectos, hornos mantenedores y procesos de fundición de piezas automotrices, además de participar en proyectos de investigación científica en colaboración con la Comunidad Europea.

# PUBLICACIONES CIENTÍFICAS

A continuación se muestra una lista de las publicaciones y presentaciones en congresos de divulgación científica y tecnológica donde el autor del presente trabajo de tesis ha colaborado:

1. E. Carrera, A. Rodríguez, R. Colás. Medición de esfuerzos residuales mediante el uso de galgas extensiométricas en monobloques de aluminio. IMEDAL - XIV Panel - Caribe Mexicano. Quintana Roo, México, 2006.
2. E. Carrera, A. Rodríguez, J. Talamantes, S. Valtierra, R. Colás. Measurement of residual stresses in cast aluminium engine blocks. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 189 (2007), pp. 206-210.
3. E. Carrera, A. González, J. Talamantes, R. Colás. Effect of the delay in time between cooling and aging in heat-treated cast aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 42B (2011), pp. 1023-1030.
4. E. Carrera, A. González, J. Vázquez, R. Colás, S. Valtierra. Influence of quenching rate on residual stresses in aluminum casting engine blocks. FUNDIEXPO - XVIII World Foundry Congress. Nuevo León, México, 2012.
5. A. Canales, E. Carrera, J. Talamantes, S. Valtierra, R. Colás. Mechanical properties in as-cast and heat treated Al-Si-Cu alloys. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, Vol. 7, No. 4 (2012), pp. 281-300.
6. E. Carrera, A. Rodríguez, J. Talamantes, D. Gloria, S. Valtierra, R. Colás. Study of residual stresses in complex aluminium castings. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 25, No. 5 (2012), pp. 264-269.
7. E. Carrera, J. González, A. González, A. Rodríguez, A. Pérez, J. Talamantes, R. Colás. Estudio del ataque químico de aceros por aluminio líquido. FUNDIEXPO - XIX Congreso y Exposición Internacional de la Industria de la Fundición. Nuevo León, México, 2014.
8. E. Carrera, J. González, A. González, A. Rodríguez, A. Pérez, J. Talamantes, R. Colás. Tooling attack by molten aluminium. 9th International Conference on Industrial Tools and Material Processing Technologies. Ljubljana, Slovenia, 2014.
9. E. Carrera, J. Ramírez, F. Pérez, A. González, I. Crespo, I. Braceras, I. Martínez, A. Larrañaga, N. Garza, A. Pérez, J. Talamantes, J. Cavazos, R. Colás. Molten aluminium attack on iron based alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 30, No. 3 (2017), pp. 171-179.