

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS PARA RECUPERACIÓN DE ACEROS
HARDOX 450 MEDIANTE METAL DE APORTE MARTENSÍTICO (BASE Fe)
APLICADO POR PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)**

POR

JAIR IVAN DE LOS REYES SALOMÓN

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA 17 DE DICIEMBRE DE 2019

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTUDIO DE LOS PARÁMETROS PARA RECUPERACIÓN DE ACEROS
HARDOX 450 MEDIANTE METAL DE APORTE MARTENSÍTICO (BASE Fe)
APLICADO POR PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)**

ING. JAIR IVAN DE LOS REYES SALOMÓN

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA
EN TECNOLOGÍA DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL**

SALTILLO, COAHUILA 17 DE DICIEMBRE DE 2019

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía **Estudio de los parámetros para recuperación de aceros Hardox 450 mediante metal de aporte martensítico (base Fe) aplicado por proceso de plasma transferido por arco (PTA)**, realizada por el alumno **Jair Ivan De Los Reyes Salomón**, con número de matrícula **19ES-250** sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

Dr. Héctor Manuel Hernández

García

Director de Tesis

Dra. Rita Muñoz Arroyo

Co-Director

Dr. Juan Carlos Díaz Guillén

Asesor

Vo.Bo.

Dr. Pedro Pérez Villanueva

Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

Gerencia de Desarrollo Humano

División de Estudios de Posgrado

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de especialización del alumno **Jair Ivan De Los Reyes Salomón**, una vez leída y revisada la Monografía titulada **Estudio de los parámetros para recuperación de aceros Hardox 450 mediante metal de aporte martensítico (base Fe) aplicado por proceso de plasma transferido por arco (PTA)**, aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 17 de Diciembre de 2019.

Dr. Isidro Guzmán Flores
Presidente

Dr. José Jorge Ruiz Mondragón
Secretario

Dr. Héctor Manuel Hernández García
Vocal

AGRADECIMIENTOS

A Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por abrirme las puertas a la institución, de igual manera a cada integrante que la conforman, a mis maestros por su disposición y apoyo constante en mi aprendizaje y crecimiento personal.

Al consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada a lo largo del año, permitiéndome continuar día a día con mi especialidad (CVU No. 966523).

Agradezco a mi asesor Dr. Héctor Manuel Hernández por todo el apoyo brindado en la realización de este trabajo, por su paciencia en asesorías individuales compartiendo su conocimiento y experiencia para el enriquecimiento de mi trabajo y finalización del mismo.

A mis padres Higinio De Los Reyes y Herlinda Salomón quienes siempre me han llevado de la mano en la búsqueda de mi realización y crecimiento en cada área de mi vida, de igual manera a mis hermanos Osiris Enrique y Norma Berenice por todo su apoyo.

A Valeria Infante por su apoyo en cada momento y a lo largo de esta especialidad, sobre todo por su comprensión y amor incondicional.

A Dios por darme salud y voluntad para llegar hasta la culminación de este trabajo de especialidad, porque siempre pone frente a mí a las personas correctas que me apoyan e iluminan el camino para la realización de mis objetivos.

INDICE

CAPÍTULO 1	1
I. INTRODUCCIÓN	1
1.1 Antecedentes	1
1.2 Planteamiento del problema.....	3
1.3 Objetivos	4
1.3.1 Objetivo General	4
1.3.2 Objetivos Específicos	4
1.4 Justificación.....	5
1.5 Alcance y delimitaciones	5
1.6 Aportación Industrial.....	5
CAPÍTULO 2	6
II. MARCO TEÓRICO	6
2.1 Tecnologías de proyección térmica.....	6
2.2 Procesos de soldadura utilizados para aplicación de recubrimientos	7
2.2.1 Soldadura por arco sumergido (SAW).....	7
2.2.2 Soldadura por haz laser (LBW)	8
2.2.3 Proceso de soldadura por arco de metal y gas (GMAW)	9
2.2.4 Proceso de plasma transferido por arco (PTA)	10
2.2.4.1 Equipo	11
2.2.4.2 Parámetros de operación	13
2.2.4.3 Determinación de la tasa de alimentación.....	14
2.2.4.4 Aplicaciones del proceso PTA.....	15
2.2.4.5 Metales de aporte utilizados en el proceso PTA	15
2.3 Herramientales utilizados en la industria minera.....	17
2.4 Aceros Hardox	18
2.4.1 Generalidades.....	18
2.4.2 Composición química	18
2.4.3 Propiedades mecánicas	19
2.4.4 Soldabilidad.....	19

2.5	Tribología	21
2.5.1	Fricción de dos cuerpos	23
2.5.2	Desgaste	25
2.5.2.1	Mecanismos de desgaste.....	25
2.5.2.2	Desgaste adhesivo.....	25
2.5.2.3	Desgaste abrasivo.....	26
2.5.2.4	Desgaste por impacto	27
2.6	Mecanismos de endurecimiento de los metales.....	27
2.6.1	Refinamiento de grano	27
2.6.2	Deformación en frío	28
2.6.3	Endurecimiento por solución sólida.....	28
2.6.4	Transformación Martensítica	29
2.7	Efecto del calor y temperatura en uniones soldadas.....	29
2.7.1	Distribución de temperatura	29
2.7.2	Influencia de las propiedades físicas en las uniones soldadas.	30
2.7.2.1	Conductividad térmica.....	30
2.7.2.2	Dilatación térmica.....	31
2.8	Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC)	32
CAPÍTULO 3		33
III. ESTADO DEL ARTE		33
3.1	Compartimiento del desgaste por fatiga y desgaste por impacto abrasivo de recubrimientos base Fe-Cr-C aplicados por PTA [27].....	34
3.2	Microestructura y comportamiento al desgaste de recubrimientos compuestos de Fe-Cr-C depositados por plasma transferido por arco (PTA) en acero AISI 5115 [28].	37
3.3	Cambios de estructura y dureza en juntas soldadas de aceros Hardox 600 [29].....	42
3.4	Microestructura y rendimiento de desgaste abrasivo de recubrimientos Ni-WC depositados por PTAW utilizando diferente composición química de Ni [30].....	46
3.5	Características de desgaste abrasivo en recubrimiento con carburos complejos (CCO) en comparación con aceros al boro baja aleación [31].....	50
CAPÍTULO 4		54

IV. CASO DE ESTUDIO	54
4.1 Desarrollo Experimental	55
4.2 Caracterización química del metal base.....	55
4.3 Caracterización microestructural de los aceros por técnicas de microscopía óptica.....	55
4.4 Caracterización microestructural de los aceros por técnicas de microscopía electrónica de barrido.	56
4.5 Evaluación tribológica de los aceros.....	56
4.6 Evaluación de las propiedades mecánicas y microdurezas por la técnica de nanoindentación.....	57
CAPÍTULO 5	58
V. RESULTADOS Y DISCUSIONES	58
5.1 Microestructura del material base Hardox 450.....	59
5.2 Ensayo de desgaste del material base Hardox 450	61
5.3 Evaluación de las propiedades mecánicas y microdureza por la técnica de nanoindentación.....	67
CAPÍTULO 6	70
VI. DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA	70
CAPÍTULO 7	73
VII. CONCLUSIONES	73
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	75
LISTADO DE FIGURAS	79
LISTADO DE TABLAS	82
CRONOGRAMA ANUAL DE ACTIVIDADES	83

CAPÍTULO 1

I. INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

Los aceros Hardox pertenecen al grupo de aceros al boro de baja aleación. Estos aceros son ampliamente utilizados en la industria minera, principalmente en la manufactura de trituradoras y equipos para construcción, debido a que presentan buenas propiedades como conformabilidad, resistencia al desgaste e impacto y soldabilidad. Sin embargo, al estar sometidos constantemente bajo condiciones severas de desgaste superficial, sus dimensiones se ven afectadas y su funcionalidad disminuye. Por lo tanto, se ha optado por técnicas de recuperación de componentes y herramientas fabricados de acero Hardox. Una de estas técnicas es el proceso de plasma transferido por arco (PTA), la cual es una técnica que consiste, en aplica recubrimientos duros con buena interacción metalúrgica en el sustrato, con el fin de obtener depósitos con buena resistencia al desgaste. No obstante, la aplicación de los recubrimientos va a depender directamente de los parámetros utilizados en el proceso PTA como son: voltaje, amperaje, velocidad de avance, flujo de gas y tasa de alimentación. Básicamente, el proceso PTA funde un polvo metálico por medio de un arco de plasma, el cual genera un charco y deposita un recubrimiento sobre la superficie de la pieza. El resultado es un deposito denso resistente al desgaste con espesores que van desde 0.2 mm a 5 mm, siendo posible depositar múltiples capas. Por otro lado, una de las principales ventajas de esta técnica es que los niveles de dilución son mínimos, así como la zona afectada por el calor. El enfriamiento en la zona es más rápido por lo que se obtienen microestructuras más refinadas con buenas propiedades mecánicas.

La efectividad de esta técnica ha sido comprobada en piezas de acero que han estado sometidas a mecanismos de desgaste. Así mismo, los recubrimientos obtenidos tienen excelente resistencia al desgaste abrasivo. Obviamente, el éxito de este proceso son los parámetros y el tipo de material de aporte seleccionado para recubrimientos en aceros utilizados en la industria minera.

1.2 Planteamiento del problema

Los metales de aporte empleados en los procesos de rehabilitación de componentes para la industria minera, requieren de alta resistencia al desgaste y que sean económicos, ya que los empleados en estos componentes oscilan entre 1200.00 y 1400.00 dólares. El problema que se plantea en el presente trabajo, es la viabilidad de aplicar recubrimientos martensíticos base Fe (< \$ 800.00 dólares) sobre aceros Hardox 450 por medio del proceso de plasma transferido por arco (PTA). Con el fin de que mejore la resistencia al desgaste de herramientas utilizados en la industria minera, para ayudar a la reducción de costos por remplazo y reparación de dichos herramientas. Por lo tanto, este trabajo se enfoca en la revisión del estado del arte para la recopilación de información que ayude a la identificación de los parámetros adecuados para aplicar dichos recubrimientos sobre aceros Hardox 450, así como las características microestructurales, propiedades mecánicas que presenta este acero antes y después del recubrimiento.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo General

Determinar y analizar el estado del arte sobre los metales de aporte base Fe, así como los parámetros empleados para recuperar componentes de acero Hardox 450 utilizados en la industria minera.

1.3.2 Objetivos Específicos

1. Revisar el estado del arte de la técnica del proceso de soldadura por plasma trasferido por arco (PTA) aplicado a aceros Hardox 450. Así como, los mecanismos involucrados en el desgaste y correlacionarlos con las propiedades del metal de aporte y metal base.
2. Establecer comparativamente las resistencias tribológicas que se obtienen en los aceros Hardox 450 bajo diferentes parámetros para PTA. Este objetivo se basa en conocer los mecanismos involucrados en el desgaste y parámetros.
3. Realizar una búsqueda en el estado del arte para determinar los metales de aporte base Fe o martensíticos que son utilizados en la recuperación de aceros Hardox 450.
4. Realizar un caso de estudio para determinar la resistencia al desgaste del acero Hardox 450 como una información complementaria para considerar un criterio de selección del material de aporte comercial.

1.4 Justificación

El desgaste de herramientas en la industria minera, se debe a la fricción e impacto que se realiza sobre la tierra, piedra y roca, por lo tanto son reemplazados con frecuencia. Debido a la pérdida de resistencia a la abrasión que sufren estos materiales las empresas han optado por la recuperación de estos herramientas por medio de técnicas que permitan reutilizarlos con las mismas o similares propiedades mecánicas al acero original. Siendo así una opción el uso de recubrimientos martensíticos (base Fe) aplicados por medio de la técnica PTA, ya que se tienen altas durezas (48-56 HRC). Por lo tanto, en este trabajo monográfico se plantea realizar una revisión del estado del arte para establecer los parámetros para depositar recubrimientos resistentes al desgaste y abrasión sobre aceros Hardox 450 por PTA.

1.5 Alcance y delimitaciones

El alcance de este trabajo, es la recopilación de información por medio de una búsqueda en el estado del arte referente al proceso de plasma transferido por arco (PTA) y, su relación con los mecanismos y parámetros necesarios para la aplicación de recubrimientos martensíticos aplicado por dicho proceso, de ser factible se realizará un caso de estudio basado en los parámetros analizados en la revisión bibliográfica.

1.6 Aportación Industrial

Proporcionar información referente a la recuperación de acero Hardox 450 empleado metal de aporte martensítico por el proceso PTA, con el fin de proponer una alternativa para recuperar herramientas para la industria minera de bajo costo (compra del metal de aporte base Fe (martensítico)).

CAPÍTULO 2

II. MARCO TEÓRICO

2.1 Tecnologías de proyección térmica

Actualmente, la tecnología de proyección térmica está relacionada con diferentes tipos de procesos que proporcionan superficies eficientes cuando se requiere aumentar sus propiedades físicas y químicas, (resistencia al desgaste, abrasión, mayor dureza y resistencia a la corrosión). No obstante, éstas técnicas están siendo empleadas para la rehabilitación y reparación de componentes por medio de recubrimientos. Debido a que mejoran sus propiedades bajo operación y evitan el remplazo total de la pieza.

Las tecnologías de proyección térmica se agrupan en tres categorías: Proyección a la llama, por arco eléctrico y por plasma, los cuales aplican recubrimientos en forma de polvos, alambres y varillas. Con el objetivo de depositarse sobre la superficie formando capas delgadas y películas laminares [1].

En la figura 2.1 se esquematiza el mecanismo de deposición de las capas formadas por el recubrimiento sobre el sustrato (metal base).



Figura 2.1: Esquema de formación de capa [2]

2.2 Procesos de soldadura utilizados para aplicación de recubrimientos

El proceso de soldadura transferido por arco (PTA), la soldadura por arco sumergido (SAW), soldadura por haz de láser (LBW) y la soldadura para metales con gas de protección (GMAW) son los algunos de los procesos más utilizados para aplicar recubrimientos eficientes resistentes al desgaste y abrasión, sin embargo, algunos presentan mayores ventajas respecto a otros según sea el tipo de aplicación que se requiera [3]. A continuación se describen los procesos:

2.2.1 Soldadura por arco sumergido (SAW)

El proceso SAW (Figura 2.2), es un proceso que permite depositar grandes volúmenes de soldadura con buenas propiedades, también es conocido por su velocidad de deposición con tasas de hasta 50 kg/h. El arco eléctrico se establece entre el electrodo y el metal base, dicho electrodo no puede ser observado, ya que está cubierto por un polvo granulado, el cual forma una escoria que protege a la zona de soldadura del ambiente. El material de aporte en elementos de aleación como cromo, manganeso, molibdeno se coloca por delante del cabezal de soldadura, el cual avanza sobre éste con una función de oscilación que aumenta el espesor del cordón de soldadura. Una de las principales desventajas de este proceso es la gran cantidad de dilución en el cordón de soldadura así como la gran distorsión en placas soldadas [4].

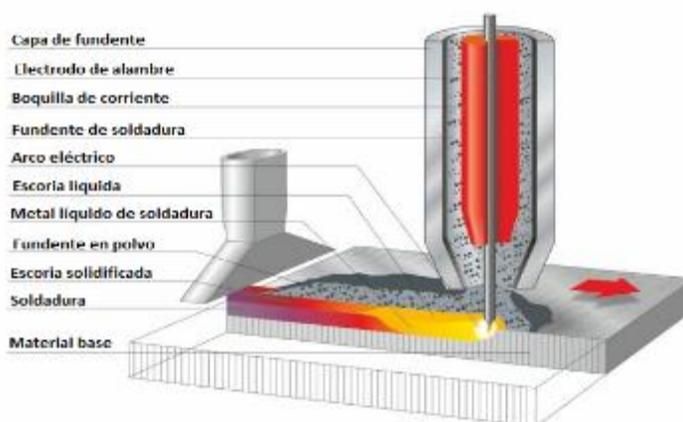


Figura 2.2: Proceso de soldadura por arco sumergido (SAW) [5].

2.2.2 Soldadura por haz láser (LBW)

El proceso de soldadura láser LBW por sus siglas en inglés (Laser Beam Welding) consiste en la fusión por láser de un polvo o varilla sobre un metal base o sustrato que forma un recubrimiento resistente a la abrasión y al desgaste. El transporte del material de aporte se lleva a cabo por medio de tubos o boquillas coaxiales que transportan el material hasta la zona de fusión por medio de un gas protector inerte como se muestra en la figura 2.3. Las piezas recubiertas por este proceso de soldadura presentan una baja distorsión debido a la mínima entrada de calor por lo que presenta una baja dilución entre el metal base y las partículas. Sin embargo, este proceso es un proceso difícil de controlar debido a las interacciones entre el haz láser, las partículas de polvo y el charco de soldadura, por ende, los parámetros deben de ser muy precisos [6].

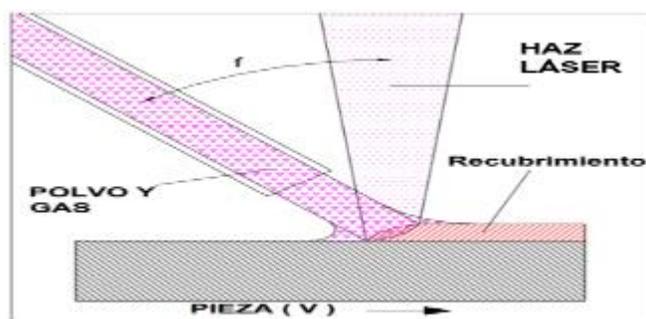


Figura 2.3: Esquema del proceso LBW [7]

En la figura 2.4 se muestra placa de acero medio carbono con dos capas sucesivas de acero inoxidable martensítico antes y después de ser mecanizado.



Figura 2.4: Placa con deposición de capas de acero inoxidable martensítico por medio de proceso LBW [7].

2.2.3 Proceso de soldadura por arco de metal y gas (GMAW)

El proceso de soldadura GMAW (Soldadura de Arco Metálico con Gas) fue desarrollado para soldar metales de espesores mayores a $\frac{1}{4}$ de pulgada mediante el uso de un gas inerte para la protección del charco de soldadura, por cual también se le conoce a este proceso como MIG (Metal Inert Gas). El proceso consiste en mantener un arco de electrodo consumible de alambre sólido y la pieza que se va a soldar (figura 2.5). Éste proceso ha sido utilizado para la deposición de recubrimientos resistentes a la abrasión y al desgaste, donde el material de aporte es alimentado por medio de una boquilla hacia la antorcha. Además, éste proceso es eficiente, ya que la capacidad de rendimiento es mayor debido a que utiliza un electrodo continuo que no debe ser cambiado.

El proceso GMAW utiliza un alambre sólido o tubular de deposición de eficiencia entre un 80 y 95%. Se pueden realizar soldaduras de manera continua, sin necesidad de que se hagan empalmes entre cordón y cordón por lo que hay grandes tasas producción de recubrimientos, de igual manera los instrumentos para su operación como cables y la pistola, son ligeros, haciendo más fácil su transporte y manipulación. [8].

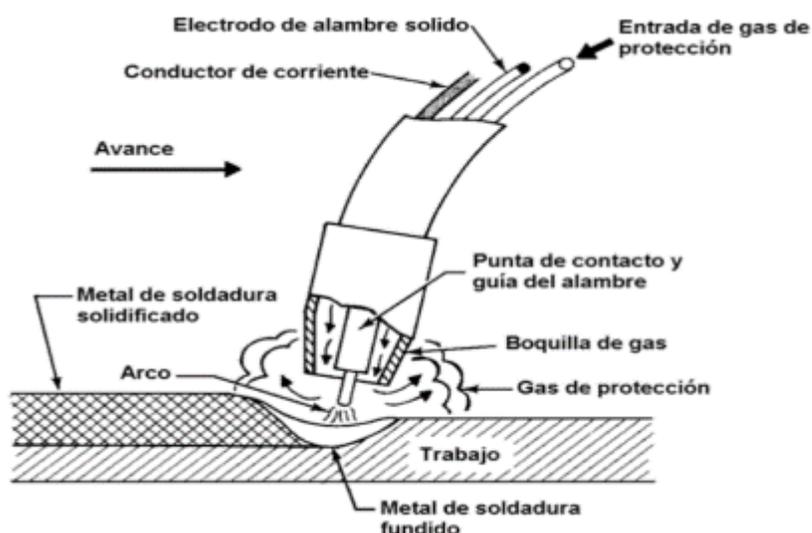


Figura 2.5: Antorcha utilizada en el proceso de soldadura GMAW [9].

2.2.4 Proceso de plasma transferido por arco (PTA)

El proceso de plasma transferido por arco es una variación del proceso de soldadura por arco de plasma por sus siglas en inglés PAW (Plasma Arc Welding), con la única diferencia que el proceso PTA usa material de aporte en polvo a diferencia del material de aporte en alambre que utiliza el proceso PAW, dicha similitud se puede observar en la figura 2.6, donde se observa que ambos utilizan un electrodo no consumible de tungsteno dentro de la antorcha, así como un gas protector que protege al charco fundido generado por el plasma. Una de las principales ventajas del proceso PTA respecto a otros procesos para aplicar recubrimientos, es que produce valores de dilución del 6 al 10% respecto a otros procesos, los cuales arrojan valores de dilución del orden de 20 a 25%. En este sentido, se tienen microestructuras refinadas con buenas propiedades mecánicas y de resistencia al desgaste. Por medio del proceso PTA, se pueden obtener depósitos de 0.01" de espesor por 3/16" de ancho y un máximo de 0.25" de espesor por 1.5" de ancho con la variación de los parámetros tales como; la velocidad a la que se agrega el material, los caudales en función al flujo de gas (gas de protección, gas de plasma, gas portador), la corriente de soldadura y la distancia de la boquilla al sustrato o la pieza de trabajo donde se realizará el depósito [10].

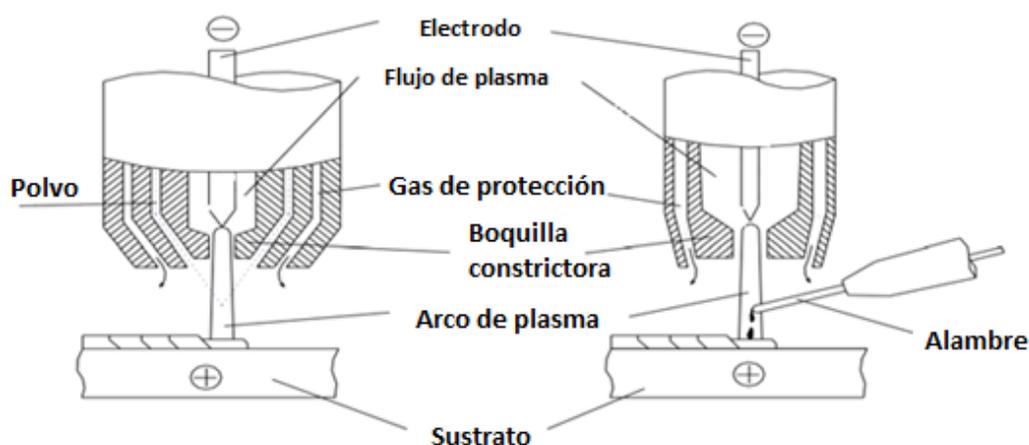


Figura 2.6: Comparación esquemática de antorcha de proceso PTA y el proceso PAW [10].

2.2.4.1 Equipo

En la figura 2.7 se muestra el equipo PTA (en COMIMSA), se observa el generador de corriente el cual proporciona la energía necesaria para el funcionamiento del equipo de soldadura, además, se aprecia el sistema de enfriamiento, el cual tiene la función de evitar sobrecalentamientos en el equipo. El contenedor de polvo almacena el material de aporte granulado con un tamaño que va de los 5 y 60 μm , también se observa el cilindro de gas de protección, así como interruptores, flujómetros reguladores y accesorios. El equipo PTA requiere de tres flujos de gas para su funcionamiento; el gas inerte de protección, el gas de arrastre del polvo y el gas generador del plasma, los gases de protección tienen como objetivo proteger el metal fundido del ambiente.



Figura 2.7: Equipo PTA; 1.- Generador de corriente. 2.- Sistema de enfriamiento. 3.-Contenedor de polvo. 4.- Cilindro de gas de protección.

En la figura 2.8 se muestra una representación de la boquilla del proceso PTA. Se observa el electrodo de tungsteno dentro de la boquilla del constrictor de la antorcha, por lo que es difícil abrir el arco. Debido a esto es necesario el uso de un dispositivo llamado módulo de plasma, el cual establece una chispa entre el electrodo de tungsteno y la boquilla donde se encuentra el flujo del gas, lo que da lugar a la formación de un arco eléctrico de baja intensidad. Éste se conoce como arco piloto o también conocido como arco no transferido. La función de este arco piloto es de facilitar el mantenimiento del arco principal cuando se utiliza una fuente de energía. Por otro lado, se utiliza un gas inerte el cual pasa a través de la boquilla constrictora concéntrica, este gas protege a la zona de fusión del ambiente durante el proceso. La función del flujo es transportar el material de aporte en forma de polvo a la boquilla por medio de mangueras permitiendo su entrada en el arco de plasma, cabe mencionar que se hace circular un flujo de agua por los conductos internos de la boquilla como medio de enfriamiento.

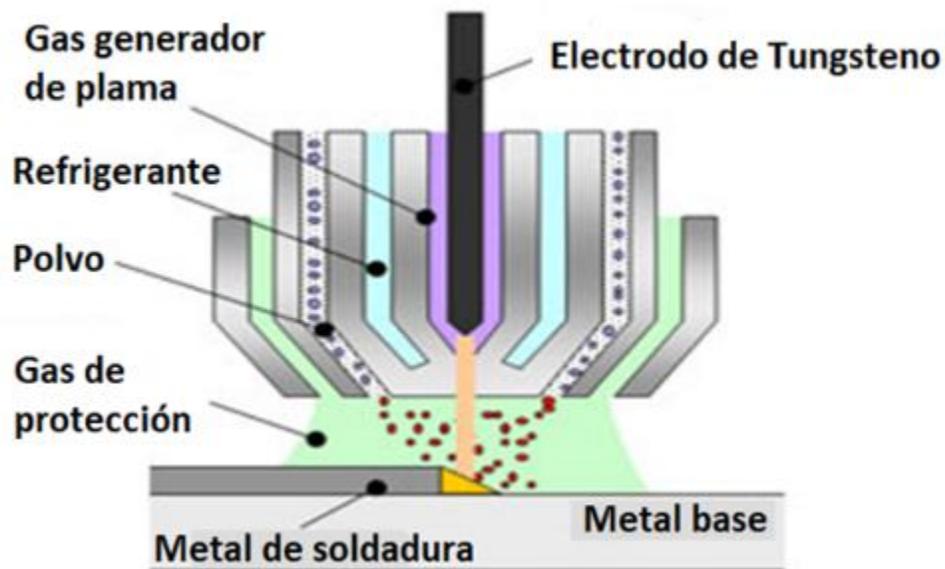


Figura 2.8: Esquema de la boquilla utilizada en el proceso PTA.

2.2.4.2 Parámetros de operación

Los parámetros van a determinar la calidad del recubrimiento, estos a su vez van a depender de las características propias del material base como del material de aporte, en la práctica industrial los parámetros que controlan la calidad de los recubrimientos son:

- Tasa de alimentación
- La velocidad del flujo de gas (protección, alimentación y generación del plasma)
- La corriente del arco
- La distancia de la boquilla a la pieza de trabajo

Otro factor a tomar en cuenta, es el tamaño de la boquilla constrictora, ya que está conformada por un orificio central por donde pasa el arco, así como todo el volumen del gas que genera el plasma, por lo que el diámetro de la boquilla tendrá un efecto significativo en la calidad, ancho y profundidad de los recubrimientos.

Cuando se aplican recubrimientos, la distancia de la boquilla constrictora a la pieza de trabajo es fundamental para controlar el ancho y penetración de los depósitos, cuanto mayor sea la distancia de separación, el área incidida aumentara por lo que tendremos depósitos más anchos pero con una menor penetración. El PTA utiliza un arco columnar estrecho, por lo que la entrada de calor es altamente localizada. Lo anterior permite una fusión completa del material de aporte al momento que se introduce una entrada de calor mínima a la pieza de trabajo. Éste bajo aporte de calor permite que el proceso sea efectivo cuando se requiere tener menos grado de distorsión en las piezas de trabajo, más aún cuando se trabajan con piezas que van a reensamblarse con precisión después de su recuperación. Las entradas de calor comparables al láser se logran con una cuidadosa optimización y control de parámetros [10].

2.2.4.3 Determinación de la tasa de alimentación

Como ya se mencionó anteriormente en el proceso PTA, el material de aporte es llevado hacia la boquilla por medio de un gas de arrastre. La deposición del polvo fundido sobre la pieza de trabajo se logra con un 95% de efectividad, alcanzando velocidades de depósito de 0.70 m/min, sin embargo, esto dependerá de las características y morfología de la pieza de trabajo [10].

Se puede determinar teóricamente el porcentaje del material que se ha depositado utilizando la siguiente ecuación de proporcionalidad.

$$\% \text{ teorico de material depositado} = \frac{P_f * 100}{P_i}$$

Donde:

P_i = *Peso inicial del polvo en el contenedor*

P_f = *Peso final del polvo en el contenedor*

Sin embargo, esta ecuación da un resultado teórico aproximado de la cantidad de polvo depositado y, no considera las pérdidas del polvo de aporte rezagado en mangueras, boquilla o que simplemente que no se depositó. La cantidad real se puede determinar por una diferencia de peso en la pieza de trabajo antes y después de haberse realizado en depósito con exactitud, además, se podrá determinar un porcentaje más exacto de la cantidad real que quedó como recubrimiento en el metal base.

2.2.4.4 Aplicaciones del proceso PTA

Como se ha estado mencionado, mediante esta técnica se pueden realizar uniones metalúrgicas con una baja dilución entre el material de aporte y el sustrato, por lo que este proceso es comúnmente utilizado para aplicar recubrimientos resistentes a la corrosión y al desgaste, las aplicaciones típicas por medio de esta técnica es en recubrimientos de bombas, tornillos extrusores, cuchillas de corte, moldes, herramientas de agricultura y minería, rodillos de laminación continua entre muchos otros sea el caso de aplicar un recubrimiento metalúrgico que aumente la vida útil del componente [10].

2.2.4.5 Metales de aporte utilizados en el proceso PTA

El proceso PTA utiliza material de aporte en forma de polvos metálicos, estos pueden ser aleaciones base níquel, cobalto, tungsteno o combinaciones de estas como base níquel-cobalto y, aquellas que incorporan partículas de carburo de tungsteno y boro como refuerzo. El término de recubrimientos martensíticos está relacionado a la microestructura que se obtiene una vez que los depósitos han solidificado, la composición química juega un papel muy importante, pues en base a esta y las condiciones de enfriamiento, se podrán determinar las propiedades mecánicas de los depósitos.

Algunas de estas aleaciones usan como principal aditivo entre un 10% y un 18% de cromo en su composición química, con alta dureza y buena respuesta a los tratamientos térmicos, así como una moderada resistencia a la oxidación, contienen hasta un rango de 0.1 – 1.2% de carbono, lo cual es suficiente para obtener una buena respuesta al endurecimiento. Una desventaja de estas aleaciones, es que no todas presentan una buena soldabilidad, esto dependerá de la variación de carbono [11]. En la actualidad hay empresas que manejan diferentes tipos de aleaciones en forma de polvo en su mayoría presentan buenas propiedades de resistencia al desgaste cuando se trabajan a altas temperaturas.

En la tabla 2.1 se observan materiales de aporte utilizados en el proceso PTA, COLMONOY® es uno de los proveedores que maneja polvos metálicos, este los clasifica en base a su composición química y proceso, la mayoría de estas aleaciones tienen una temperatura de fusión de entre 950 °C y 1100 °C.

Tabla 2.1: Polvos metálicos COLMONOY® utilizados en proceso PTA [12].

Aleación Base Níquel	Composición Nominal % e.p.								Dureza HRc
	C	Cr	B	Si	Fe	Ni	Mo	W	
6 _{PTA (Cr)}	1.1	20	2.1	5.6	5.7	Bal			56 - 62
56 _{PTA (Cr)}	0.9	18	1.9	5.3	5.4	Bal			53 - 58
5 _{PTA (Cr)}	0.7	14.3	1.6	4.8	4.9	Bal			47 - 52
57 _{PTA (Cr,W)}	0.5	11.5	2.5	3.5	3.5	Bal		16	52 - 57
88 ¹ _{PTA (Cr,W)}	0.7	15	3	4	3.5	Bal		15.5	59 - 64
7403- 60P4 (60 % partículas de carburo de tungsteno)	3.8	5.2	0.6	1.6	1.6	Bal		56.3	40- 45
83 _{PTA 2} (60 % partículas de carburo de tungsteno)	1.9	20.3	1	1.7		Bal		34.1	50 - 55
Base Cobalto	C	Cr	B	Si	Fe	Ni	Otros		Dureza HRc
40 _{P4}	0.6	16.2	2	1.9	2	23.5	Co: Bal		41 - 46

En la tabla 2.2 se muestran las aplicaciones específicas de los polvos metálicos COLMONOY® que se mostrados en la tabla 2.1. Cabe mencionar que estos metales de aporte tienen un elevado costo.

Tabla 2.2: Aplicación de los polvos metálicos COLMONOY® [12].

Aleación Base Níquel	Aplicación
6 _{PTA (Cr)}	Resistente al desgaste en ambientes corrosivos.
56 _{PTA (Cr)}	Para herramientas de rectificadas, tornillos de extrusión.
5 _{PTA (Cr)}	Para anillos de desgaste, émbolos y matrices.
57 _{PTA (Cr,W)}	Cuchillas rascadoras, tornillos de alimentación, tornillos de moldeo.
88 ¹ _{PTA (Cr,W)}	Émbolos, moldes de vidrio, tornillos de extrusión.
7403- 60P4 (60 % partículas de carburo de tungsteno)	Combinación de resistencia al impacto y dureza, para equipos de minería, tornillos de impacto y equipo de movimiento de tierra.
83 _{PTA 2} (60 % partículas de carburo de tungsteno)	Contiene carburos de cromo, con adición de partículas de carburo de tungsteno. Excelente protección contra el desgaste abrasivo.
Base Cobalto	Aplicación
40 _{P4}	Para herramientas de rectificado de carburo de Tungsteno.

2.3 Herramientales utilizados en la industria minera

Los materiales sometidos a desgaste progresivo, corte y trituración en la industria minera son las partes metálicas de excavadoras, perforadoras, trituradoras, cucharas, palas, placas y troqueles que están en contacto directo con el mineral en roca en constante abrasión y desgaste, cada día la ingeniería de superficies busca el desarrollo de nuevas tecnologías que ayuden a la recuperación de estos por medio de recubrimientos eficientes para evitar costos en remplazo totales de los herramentales, en la figura 2.9 se puede observar algunos de los herramentales anti desgaste que se encuentran en piezas para minería.

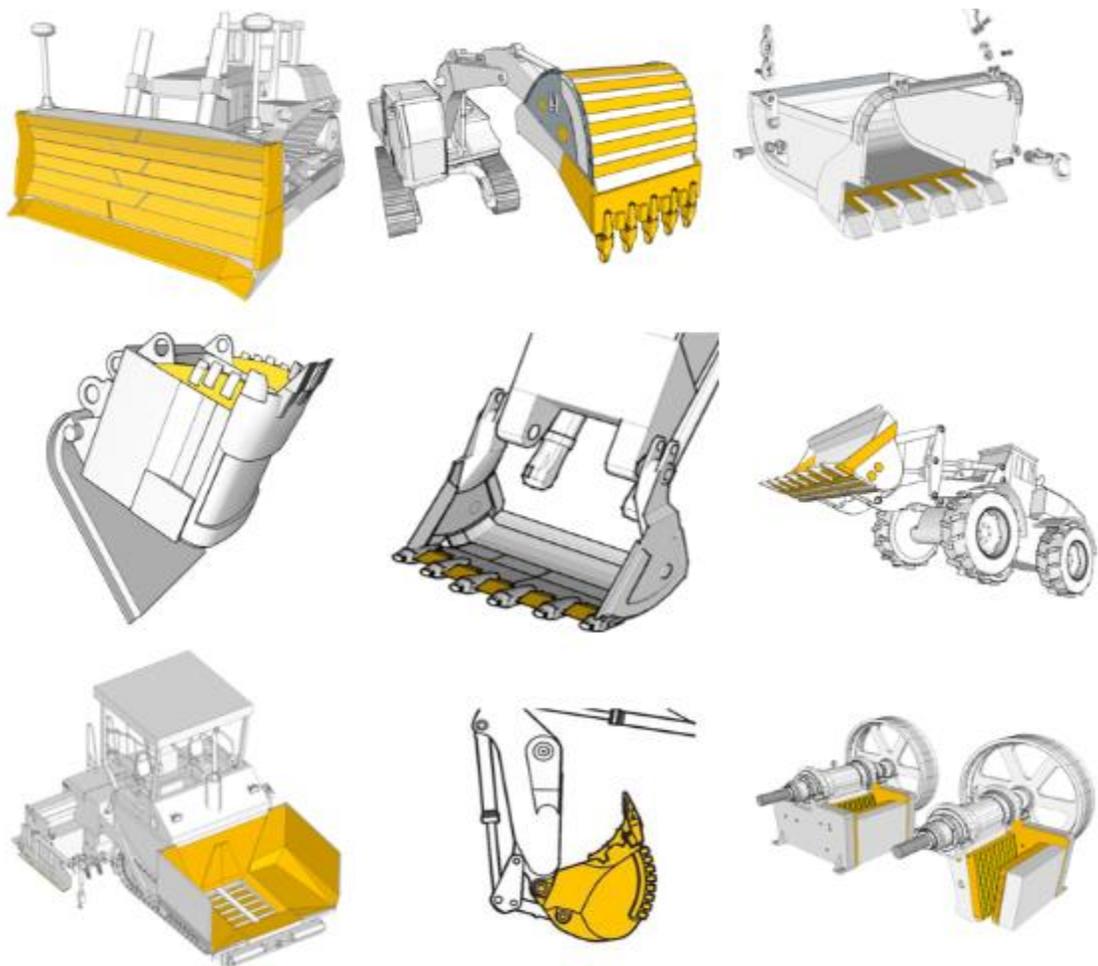


Figura 2.9: Parte y herramentales utilizados en la industria minera [13].

2.4 Aceros Hardox

2.4.1 Generalidades

Los aceros Hardox conocidos por su nombre comercial son aceros al boro de baja aleación, los cuales son generalmente preferidos en la industria marina y minera, así como en equipos de construcción, trituradoras y en aplicaciones de desgaste continuo y abrasión. Debido a su alta resistencia, buena conformabilidad y soldabilidad. Actualmente, en la industria minera se utilizan aceros Hardox 400 y Hardox 500. Debido a su buena resistencia tanto en uniones soldadas en placas y partes que estén sometidas al desgaste abrasivo como son: cucharas, tolvas, volquetes y herramientas [14].

2.4.2 Composición química

Es importante conocer la composición química del metal base, ya que está permitirá predecir las propiedades mecánicas de estos aceros. En la tabla 2.3 se muestran los porcentajes en peso de los diferentes elementos de aleación para aceros Hardox 400 y 500, respectivamente. Mientras tanto en la tabla 2.4 se muestran las propiedades microestructurales.

Tabla 2.3: Composición química de aceros Hardox 400 y Hardox 500

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
	% en peso								
Hardox 400	0.12	1.05	0.34	0.006	0.001	0.24	0.04	0.017	0.002
Hardox 500	0.26	0.75	0.2	0.005	0.005	0.7	0.05	–	0.001

Tabla 2.4: Propiedades microestructurales para aceros Hardox 400 y 500 [14].

Material	Estructura
Hardox 400	Martensítica
Hardox 500	Martensítica

Específicamente, en este tipo de aceros el boro aumenta la capacidad de endurecimiento cuando el acero se encuentra en estado desoxidado. Debido a que cantidades de 0.001% de boro se combinan con el carbono para formar carburos de boro que le confieren al acero propiedades de dureza superficial. Este compuesto precipita en los límites de grano y da como resultado un efecto retardante de la ferrita y, así la austenita da lugar a aparición de fases bainíticas y martensíticas, las cuales tienen alta dureza. [15]

2.4.3 Propiedades mecánicas

El acero Hardox presenta buenas propiedades mecánicas de resistencia al desgaste y abrasión. Estos aceros se caracterizan por su buena combinación de tenacidad y dureza. No obstante, cabe mencionar que algunos fabricantes clasifican sus propiedades mecánicas en función del espesor de placa; esto relacionado a su composición química, las principales propiedades mecánicas para un acero Hardox 450 en placa de 19 mm de espesor se mencionan en la tabla 2.5 [16].

Tabla 2.5: Propiedades mecánicas para una placa de acero Hardox 450

Propiedades Mecánicas	Hardox 450
Límite elástico Re (MPa)	1206
Carga de rotura Rm (MPa)	1413
Elongación (%)	14
Dureza (HBW)	425-475

2.4.4 Soldabilidad

Se define como soldabilidad a aquellas características de continuidad metalúrgica que cumplan con las propiedades mecánicas adecuadas para mantener unión de buena resistencia entre el metal y el cordón de soldadura. Se ha demostrado que soldar componentes en este tipo de aceros y ajustando los parámetros adecuados en las condiciones correctas, se puede llegar a

alcanzar propiedades similares a las del metal base en las zonas afectadas por el calor. Los aceros Hardox son aceros que adquieren sus propiedades mecánicas producto de un tratamiento térmico de temple y revenido, las fichas técnicas de muchos fabricantes mencionan que no deben calentarse a más de 250°C pues esto generara una disminución en sus propiedades mecánicas, por lo que, será necesario una mínima entrada de calor cuando se apliquen depósitos de soldadura [17].

Un parámetro útil para evaluar la soldabilidad de los aceros, es el cálculo del carbono equivalente (CEQ). La norma API 1104 presenta una ecuación desarrollada por el Instituto Internacional de soldadura, esta ecuación relaciona los elementos principales de aleación respecto al contenido de carbono [18]:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

Para una placa de acero Hardox 450 de 2 cm de espesor, el carbono equivalente es de 0.45 por lo que entra dentro del rango de aceros con buena soldabilidad en base a la tabla 2.6.

Tabla 2.6: Soldabilidad del acero en función del carbono equivalente [19].

Carbono equivalente CE	Soldabilidad
CE < 0.40	Excelente
0.41 < CE ≤ 0.45	Buena
0.46 < CE ≤ 0.52	Regula
CE > 0.52	Pobre

2.5 Tribología

La palabra tribología se deriva de la palabra “tribos” que significa frotar, por tanto una primera definición de tribología: “La ciencia del frotamiento”, sin embargo, los diccionarios definen a la tribología como la ciencia que estudia la fricción, el desgaste y la lubricación que tienen lugar superficies sólidas en movimiento. Las interacciones superficiales sin lubricación se estudian debido a la aparición de recubrimientos duros que están en contacto con superficies expuestas a ambientes abrasivos y, bajo condiciones donde se compromete el rendimiento del material [20].

En tribología existen ensayos o estándares que miden la interacción entre dos superficies solidadas en contacto con lubricación o sin ella. El tribómetro pin-on-disk (figura 2.10), es el estándar para la determinación del coeficiente de fricción y desgaste de un cuerpo sólido respecto a otro en función de un número de ciclos, tiempo o distancia. Además, este equipo cuenta con parámetros de comprobación que simulan las condiciones de operación de superficies sólidas sometidas a fricción y desgaste continuo [21].



Figura 2.10: Equipo de tribología Pin-on-disk [21].

El ensayo de tribología por pin-on-disk cumple con los requerimientos del estándar *ASTM G99-Metodo de prueba estándar para examen de desgaste en equipo Pin-on-disk*, por lo que los ensayos realizados en equipos de tribología asegura la confiabilidad de los resultados en aplicaciones industriales [21]. En la figura 2.11 se observa una curva típica obtenida en un ensayo Pin-on-disk, la

curva se divide en cuatro etapas esenciales, las cuales se explican a continuación [20].

Etapa I: En esta etapa el coeficiente de fricción varía aumentando o disminuyendo por acción de las asperezas o rugosidad de la superficie, en este punto ocurre el mayor desprendimiento de volumen de la pieza por acción de la carga aplicada.

Etapa II: Después de cierto número de ciclos la pista de desgaste forma superficies estables, por lo que el coeficiente de fricción se estabiliza dando lugar al coeficiente de fricción del ensayo.

Etapa III: Debido a que en la etapa II la pista de desgaste continúa generando asperezas el coeficiente de fricción puede cambiar repentinamente.

Etapa IV: El coeficiente se estabiliza una vez más pero el volumen de material deprendido ocasiona fluctuaciones en el coeficiente de fricción.

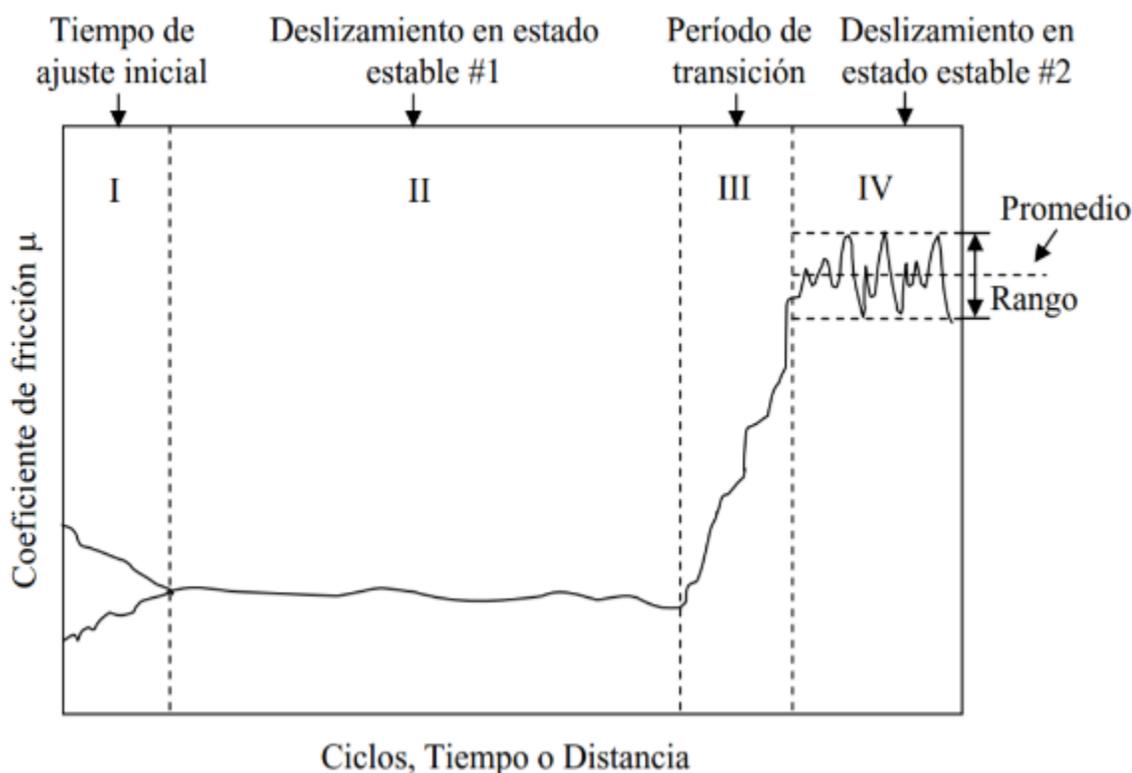


Figura 2.11: Curva típica de ensayo tribológico [20].

Para que un ensayo tribológico tenga mayor certeza en los resultados, es importante que se cuente con los parámetros de operación adecuados en base a lo que se esté estudiando. En la actualidad, la mayoría de los equipos cuentan con software de operación que simulan la interacción de las superficies solidas en condiciones similares al ambiente al cual están expuestos, tales como: temperatura, humedad, lubricación o si se encuentran en un entorno altamente corrosivo.

2.5.1 Fricción de dos cuerpos

La fricción se define como la resistencia al movimiento durante el deslizamiento de dos cuerpos, la fuerza tangencial actúa en sentido opuesto a la dirección del movimiento del cuerpo como se muestra en la figura 2.12 [20].

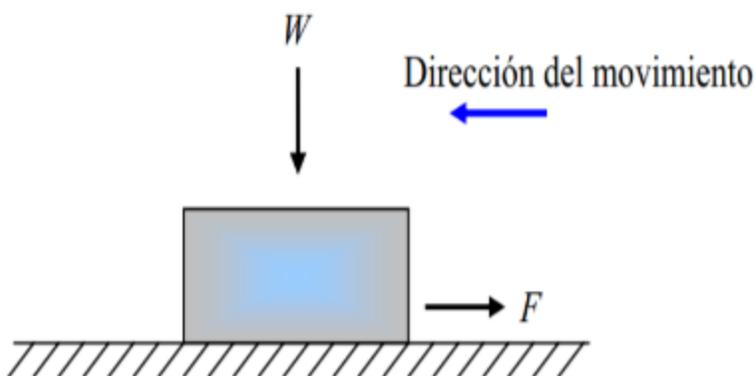


Figura 2.12: Esquema de deslizamiento de un cuerpo libre sobre una superficie [19].

Cuando dos cuerpos se colocan en contacto, la fuerza requerida para iniciar el movimiento es la fuerza estática, una vez que inicia este movimiento la fuerza que toma lugar es la fuerza cinética o dinámica. La fuerza de fricción estática es mayor a la fuerza de fricción cinética. Cabe mencionar que la fricción no se considera una propiedad del material, si no del sistema [20].

En el caso de que un material se desliza sobre otro hay interacciones que generan adhesión entre los cuerpos en deslizamiento. Estos puntos la mayoría de las veces generan fragmentación entre estos puntos de contacto los cuales contribuyen a un aumentar la fuerza de oposición entre las superficies, tal y como se muestra en la figura 2.13 [20].

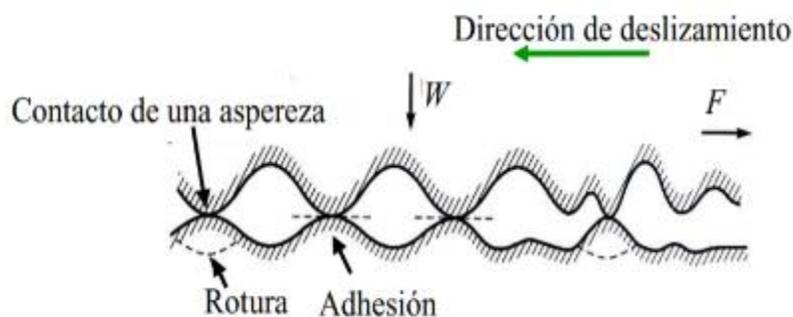


Figura 2.13: Esquema de mecanismo de fricción por adhesión [20].

Un fenómeno muy común en el desgaste de herramientas utilizadas en la industria de la minería y construcción, es aquel que se produce cuando una superficie entra en contacto con otra superficie generando o desprendiendo fragmentos, ya que estos contribuyen a aumentar la fricción entre las superficies. Generando un desgaste prematuro en el material, a este fenómeno se lo conoce como fricción por impurezas abrasivas como se muestra en la figura 2.14 [19].

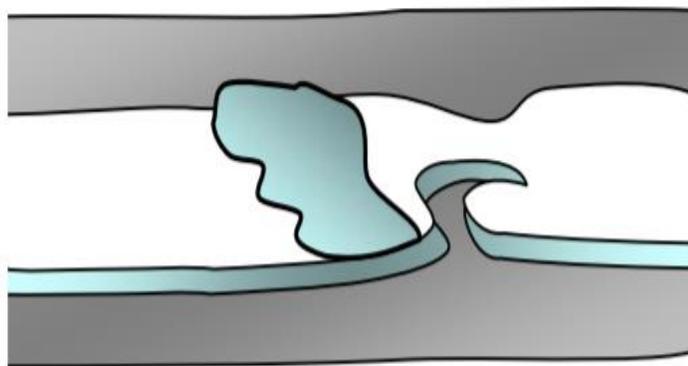


Figura 2.14: Fricción por impurezas abrasivas [20].

2.5.2 Desgaste

Se define como desgaste al fenómeno de remoción de material de una superficie sólida con respecto a un sólido en movimiento. En este fenómeno el material o volumen removido es transferido de una superficie a otra o simplemente se fragmenta y desprende del cuerpo sólido. En un proceso de contacto tribológico sin lubricación, la fuerza de fricción se asocia directamente a la evolución del desgaste, algunas veces se asume que a mayor carga estática aplicada, la cantidad de material o volumen desprendido de la superficie es mayor que al aplicar una carga menor, sin embargo, esto dependerá de la naturaleza del material y las variables del ensayo [20].

2.5.2.1 Mecanismos de desgaste

En la mayoría de los casos la pérdida de volumen de una superficie se lleva a cabo por un mecanismo de desgaste. En la remoción de material por roce de superficies se distinguen tres mecanismos de desgaste principal: adhesivo, abrasivo y por impacto [20].

2.5.2.2 Desgaste adhesivo

En este caso dos superficies se encuentran en contacto y pueden adherirse formando uniones entre ellas. El efecto del deslizamiento provoca desprendimiento del material más suave respecto al otro, el material con mayor ductilidad presentará una mayor deformación en el lugar del desprendimiento. Un deslizamiento continuo provocará que las uniones en contacto presenten asperezas cizalladas y nuevas uniones adhesivas sean formadas. Provocando nuevos desprendimientos del material y una deformación continua de la superficie. Se ha observado el comportamiento de recubrimientos duros por medio de ensayo tribológico y, se ha determinado que el volumen desprendido en un desgaste adhesivo es proporcional a la carga aplicada y, la distancia del deslizamiento por medio de fotografías se ha observado superficies continuas después de retirar partículas que fueron desprendidas del material [20].

2.5.2.3 Desgaste abrasivo

Este mecanismo de desgaste se presenta cuando partículas duras entran en contacto con una superficie más blanda, estas partículas libres producen daño en la superficie del material por deformación plástica y fisuras provocando una pérdida de volumen, existen dos formas en las que se puede presentar el desgaste abrasivo [20]:

Abrasión de un cuerpo sobre otro: Tiene lugar cuando dos superficies se encuentran en contacto y una de ellas presenta mayor rugosidad y dureza respecto a la otra, la pérdida de volumen será mayor en la superficie con rugosidad y dureza menor (figura 2.15).

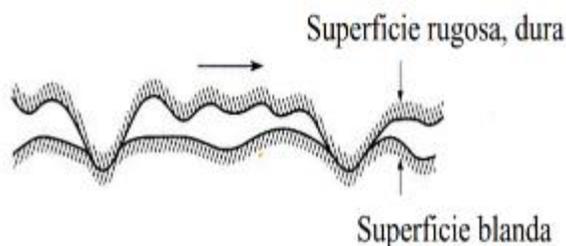


Figura 2.15: Esquema de desgaste abrasivo [20].

Abrasión por tercer cuerpo: Tiene lugar cuando la parte más dura se presenta en forma de partícula libre entre dos superficies suaves produciendo abrasión en una o ambas superficies en contacto con este tercer cuerpo (figura 2.16) [20].

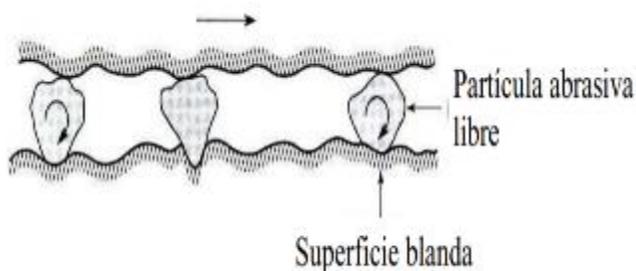


Figura 2.16: Esquema de desgaste por tercer cuerpo [20].

2.5.2.4 Desgaste por impacto

Es uno de los mecanismos de desgaste que se presenta con mayor frecuencia en la industria de la construcción y minería, es el desgaste por impacto el cual se puede explicar por medio de dos fenómenos:

Erosivo: Por medio de impacto de partículas de diferente naturaleza, el cual involucra partículas duras inmersas en un fluido como agua y aire o fluidos pastosos como lodo con piedras. Específicamente en este tipo de fenómeno los materiales que presenten bajas propiedades mecánicas de dureza e impacto presentaran una mayor deformación por impacto [20].

Percusivo: Por medio de impacto de cuerpos sólidos grandes de manera repetida en un punto (martilleo). En la industria de la construcción y minerías los herramientas están expuestas a impacto y este está asociado a deslizamientos ejercidos por fuerzas compuestas. El desgaste percusivo combina otros mecanismos de desgaste como adhesivo, abrasivo y fatiga superficial [20].

2.6 Mecanismos de endurecimiento de los metales

La microestructura es un factor que determina las propiedades de un material, sin embargo esto a su vez está en función de la composición química, procesamientos térmicos y mecánicos, de los cuales se engloban: trabajado en caliente o en frío, fundición y tratamientos térmicos posteriores. Todo esto tendrá un efecto en las propiedades mecánicas de los materiales debido a cambio en el tamaño de grano, inclusiones, huecos, cambios de fase así como imperfecciones o defectos cristalinos [22].

2.6.1 Refinamiento de grano

Es un tipo de mecanismo de endurecimiento que se da cuando los límites de grano impiden el movimiento de las dislocaciones, ya que estos actúan como puntos de fijación impidiendo la propagación de estas a lo largo de los planos

de deslizamiento. En metalurgia la relación de Hall-Pech nos dice que la resistencia mecánica de un material es inversamente proporcional a al tamaño de grano, en otras palabras a menor tamaño de grano una mayor resistencia a la deformación. En muchas de las aplicaciones industriales de prefieren metales con tamaño de grano pequeño, ya que estos presentan mayor dureza y resistencia a la tracción [23].

2.6.2 Deformación en frío

El mecanismo de endurecimiento de deformación en frío se da cuando un material es sometido a deformación bajo una carga aplicada, aproximadamente el 90% de la energía se disipa como calor y el 10% restante se almacena dentro de la estructura cristalina del material. Después de un determinado tiempo y bajo acción de dicha carga la energía interna aumenta hasta un punto de saturación, parte de este almacenamiento de energía provocan formación de maclas o vacancias en la red cristalina, sin embargo, el endurecimiento es atribuido principalmente a la generación e interacción de dislocaciones [22].

2.6.3 Endurecimiento por solución sólida

Este mecanismo de endurecimiento se logra añadiendo impurezas al metal, estas forman soluciones sólidas sustituciones e intersticiales. Estas impurezas distorsionan la estructura cristalina debido a la diferencia de tamaños que presentan dando como resultado que los átomos presentes se alejen o acerquen entre sí, estas impurezas también provocan que las dislocaciones presentes queden adheridas a la estructura cristalina, si una dislocación intenta moverse a lo largo de un plano de deslizamiento, las impurezas impedirán que estas se desplacen libremente causando un aumento gradual en la estructura y así aumentado la resistencia del material. Los metales puros son menos resistentes porque estos presentan átomos de una sola especie y tamaño en la red cristalina mientras que las aleaciones con tamaño de átomos diferentes producen una ligera distorsión de la red haciéndolos más resistentes [22].

2.6.4 Transformación Martensítica

La transformación martensítica es una reacción por cizallamiento producto de un enfriamiento rápido desde una fase austenítica por encima de los 723°C (temperatura de austenización) hasta enfriarse por debajo de una temperatura M_s y terminando su transformación a una temperatura inferior a M_f [24].

El crecimiento de las placas presenta gran velocidad de reacción a casi un tercio de la velocidad del sonido y su morfología depende principalmente del contenido de carbono, siendo en placas para aceros por encima de 0.6% C y en listones por debajo de 0.6% C. Presenta dureza de hasta 68 Rockwell C. La transformación martensítica está presente en un gran número de aleaciones dentro de las cuales se incluyen, Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C, Fe-Mn, Cu-Zn, Au-Cd así como metales puros como Li, Zr y Co. Se requiere que el contenido de carbono sea mayor a 0.2% para una buena respuesta al endurecimiento [24].

2.7 Efecto del calor y temperatura en uniones soldadas

Para que se lleve a cabo una interacción metalúrgica entre los metales a unir es necesario la aplicación de calor para elevar la temperatura de estos tal manera que haya una coalescencia y una unión metalúrgica, es indispensable tener en cuenta que cuando ocurre esto se producen fenómenos característicos de cada material como una expansión térmica y contracción de este durante el enfriamiento, que van a resultar en generación de esfuerzos residuales y cambios microestructurales [25].

2.7.1 Distribución de temperatura

Debido a que los metales son buenos conductores de calor, cuando un material es soldado la distribución del calor viaja a través de los átomos del material distribuyendo el calor a lo largo de la pieza, si se colocaran termopares para medir la temperatura en cada punto de la pieza, tendríamos como resultado un curvas de distribución de temperatura. Estas en soldadura son de gran importancia para predecir las zonas afectadas por el calor [25].

Estas curvas de temperatura dependen de los siguientes factores:

- El baño fundido que es el foco de calor permanente en el proceso, aquí es importante la intensidad de corriente, el voltaje y velocidad de avance.
- El espesor del metal y el tipo de junta, ya que a mayor espesor el calor es absorbido hacia el interior de la pieza.
- Si hay un precalentamiento antes de la soldadura o no, el cual tendrá efecto directo en el gradiente de temperatura.

Los enfriamientos rápidos pueden conducir a cambios microestructurales no deseados, sin embargo esto está directamente relacionado a la composición química del material [25].

2.7.2 Influencia de las propiedades físicas en las uniones soldadas.

La influencia del calor se entrada en es un factor de gran importancia en metalurgia de la soldadura ya que esta afecta las características de los materiales, como ya se mencionaba anteriormente el calor depende del voltaje y amperaje, por lo que es importante tener en cuenta el comportamiento de las propiedades físicas características de cada material a soldar durante y después del proceso de soldadura [25].

2.7.2.1 Conductividad térmica

La conductividad térmica es una propiedad que tienen los materiales para conducir el calor, no todos los materiales tienen una buena conductividad térmica los cerámicos por ejemplo oponen resistencia al paso del calor y la mayoría de este queda en forma de energía almacenada que se va disipando lentamente, los metales en cambio conducen el calor más rápido y por ende tardan menos en enfriarse, desde el punto de vista de la soldadura cuando se suelda un metal, este recibe calor en un determinado punto, si hay una diferencia en las conductividades térmicas de los materiales uno disipara el

calor más rápido que otro, por lo que habrá una diferencia en la velocidad de enfriamiento de este [25].

2.7.2.2 Dilatación térmica

La dilatación térmica es el cambio de longitud de un cuerpo cuando se incrementa su temperatura. Al igual que la conductividad térmica el coeficiente de expansión depende de la cantidad de calor que entra al sistema, si los materiales que se van a soldar presentan diferencia en su coeficiente de expansión térmica se tendrá como resultado una expansión no uniforme, es importante considerar esto ya que el calentamiento hará que el material presente expansiones térmicas en ciertas zonas del material y esto promueva a la generación de esfuerzos o tensiones residuales. La dilatación térmica del material viene dada por la siguiente expresión [25].

$$\varepsilon = \alpha \Delta T$$

Donde:

ε = Elongación lineal (elongación térmica)

ΔT = Incremento de la temperatura que ha experimentado el material

α = Coeficiente de dilatación térmica ($^{\circ}\text{C}^{-1}$)

Además de la conductividad, y el coeficiente de dilatación existen otras propiedades que influyen directamente en la soldadura como: el punto de fusión, el calor específico y el límite elástico [25].

2.8 Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC)

La calorimetría diferencial de barrido es una técnica experimental de gran utilidad en el campo de la ingeniería de materiales debido a su gran sensibilidad, exactitud y velocidad de análisis [26].

Para este trabajo es fundamental tener conocimiento del principio básico del DSC ya que por medio de esta técnica se determinara la estabilidad térmica del material de aporte y las transiciones que esté presente a una determinada temperatura [26].

Entre las diversas utilidades del DSC se destacan las siguientes:

- Medidas de capacidad calorífica.
- Determinación de temperaturas de transformación como: Puntos de fusión, ebullición, sublimación cristalización, descomposición entre otras.
- Estabilidad térmica y cinética de cristalización de materiales.

CAPÍTULO 3

III. ESTADO DEL ARTE

En este capítulo III se analizan una serie de trabajos de investigación de la literatura, que permiten enriquecer el conocimiento sobre este tema. Considerando la aplicación de metales de aporte base Fe (martensíticos), el uso del acero Hardox y la aplicación de recubrimientos empleando el proceso PTA. Cabe mencionar que hasta el momento en la búsqueda bibliográfica existe escasa información sobre el PTA aplicado sobre acero Hardox. Esto indica un área de oportunidad exploratoria para futuras investigaciones, ya que éste metal de aporte puede ser combinado con modificadores de grano o sistemas de precipitación durante el enfriamiento para incrementar las propiedades tribológicas. A continuación se describen investigaciones sobre metales de aporte base Fe, PTA y acero Hardox:

3.1 Compartimiento del desgaste por fatiga y desgaste por impacto abrasivo de recubrimientos base Fe-Cr-C aplicados por PTA [27].

La presente investigación estudia el comportamiento al desgaste por impacto abrasivo y desgaste por fatiga de recubrimientos aplicados por la técnica de plasma de arco transferido.

Las aleaciones base Fe-Cr-C se prefieren en aplicaciones donde la erosión y la abrasión son los principales mecanismos de desgaste, sin embargo, se ha estudiado que al adicionar a estas aleaciones martensíticas contenidos de carburos de niobio, se obtienen precipitados de alta resistencia al impacto. Además, estas en estos metales de aporte se les adicionaron porcentajes de cromo entre 11 % y 35 % y de carbono entre 1.8 % y 6 %.

Por otro lado, en este trabajo de investigación [27], se empleó un equipo PTA modelo EuTronic® Gap 3001 DC. Se depositó un metal de aporte base Fe-Cr-C (> 4% C; 20–22% Cr; máx. 2% Si, S, P; resto Fe) sobre superficies de tres muestras de acero estructural al carbono designado como St 37-2 (C < 0.20 y Mn < 1.40). Cabe mencionar que estas muestras se etiquetaron como K1, K2, K3 en base el tipo de enfriamiento de 800 a 500°C por tiempos de enfriamiento de 88 s:

- **K1:** Enfriamiento al aire, tiempo de enfriamiento por 88 s
- **K2:** Enfriamiento pasivo con placa de cobre; 63 s
- **K3:** Enfriamiento activo; 15 s

Los parámetros de operación para los tres depósitos fueron los mismos sólo se varió el tiempo de enfriamiento por cada uno. Adicionalmente, se realizó ensayo de desgaste por fatiga superficial, así como ensayo por impacto abrasivo. En las figuras 3.1 y 3.2 se observan los esquemas característicos de cada ensayo.

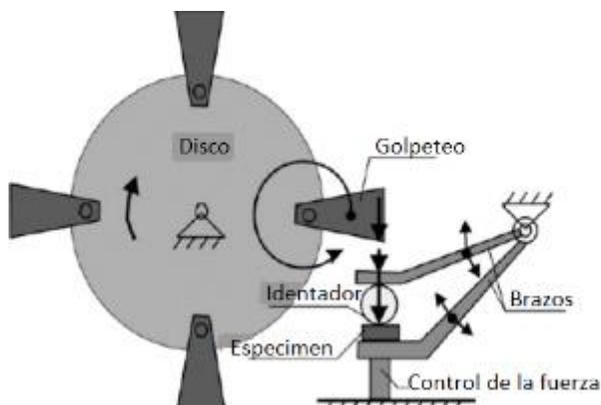


Figura 3.1: Fatiga superficial.

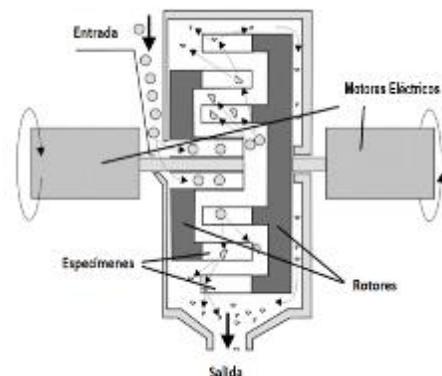


Figura 3.2: Impacto abrasivo.

Las microestructuras por microscopía óptica para los diferentes tiempos de enfriamiento se observan en la figura 3.3, donde se aprecia una magnificación en las mismas zonas de enfriamiento. Se determinó, que la microestructura depende del tiempo de enfriamiento, ya que la microestructura se refina a tiempos de 63 s y 15 s.

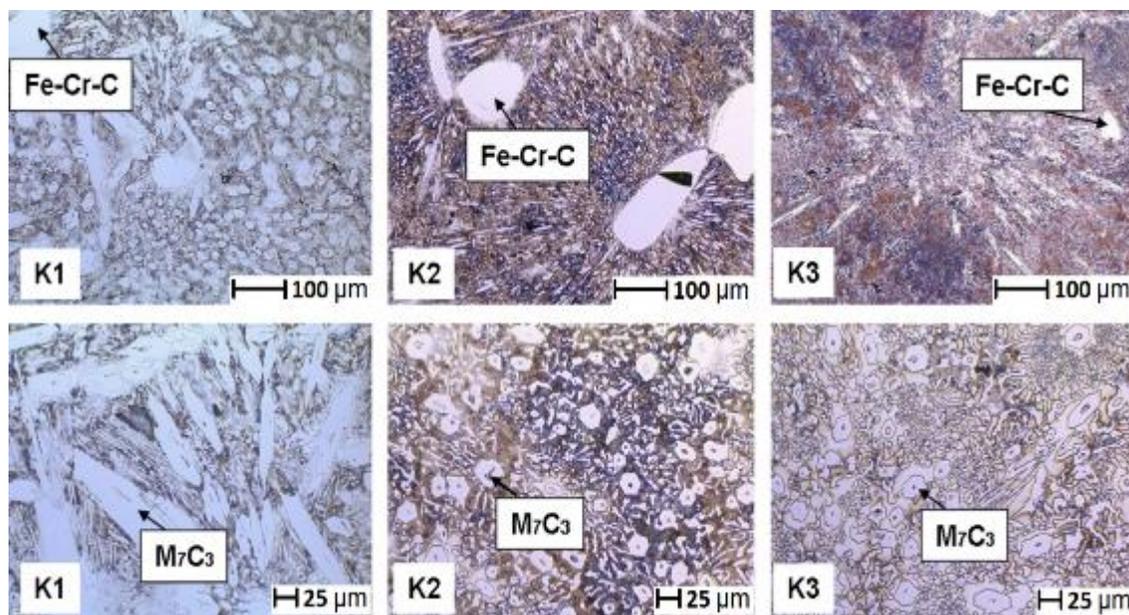


Figura 3.3: Micrografías de recubrimientos Fe-Cr-C a diferentes tiempos de enfriamiento.

Por otro lado, los autores sugieren [27] que para la muestra K3 la microestructura presentó un grano más fino y un menor tamaño en los carburos

primarios (M_7C_3), esto atribuido al tiempo de enfriamiento, la cual fue mucho mayor respecto a K2 y K3. Así mismo, se determinó que la cantidad de partículas de recubrimiento Fe-Cr-C por DRX de la muestra K3 fue de 16 % en peso.

Aunque, se esperaba que la muestra K3 tuviera un mejor comportamiento frente a la deformación, sin embargo, el ensayo de fatiga superficial (SFW) evidenció que la muestra K1 tenía menor daño visible (Figura 3.4). Este mismo hecho se confirmó en el ensayo de desgaste por impacto abrasivo (AIW), donde la tasa de desgaste en K3 fue de 15 % más alta con respecto a K1 y K2. Los autores [27] sugieren que se atribuyó al enfriamiento en K3. Debido al alto contenido de partículas de Fe-Cr-C (16% en peso) no disueltas en la microestructura. Asimismo, la presencia de M_7C_3 en menor contenido (39 % en peso) con respecto a K1 y K2 (55 % y 51 % en peso, respectivamente).

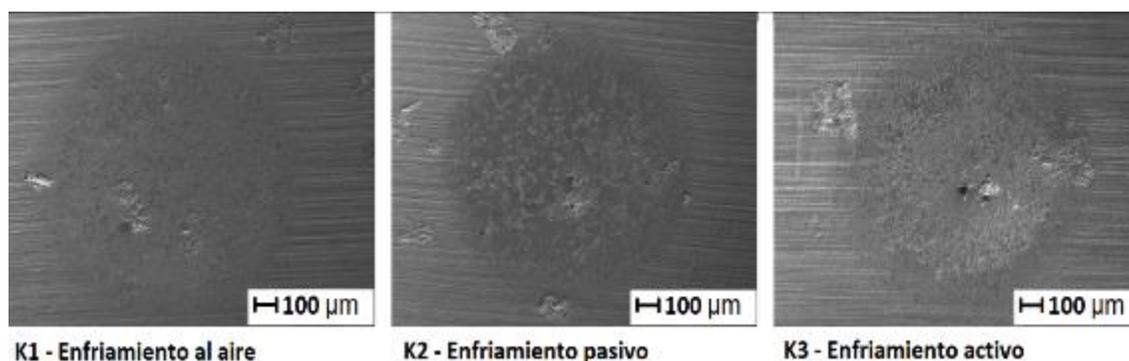


Figura 3.4: Fractografías de ensayo de desgaste por impacto abrasivo.

Por lo que, los autores concluyen que por medio de PTA y utilizando polvos Fe-Cr-C es factible aplicar recubrimientos eficientes a la abrasión y desgaste. Sin embargo, es evidente considerar que el enfriamiento en estos sistemas está relacionado a la resistencia al desgaste de cada recubrimiento, y a su vez con el contenido disuelto de partículas Fe-Cr-C, así como la formación de carburos primarios M_7C_3 , ya que estos contribuyen en el incremento de la dureza del material.

3.2 Microestructura y comportamiento al desgaste de recubrimientos compuestos de Fe-Cr-C depositados por plasma transferido por arco (PTA) en acero AISI 5115 [28].

En este estudio se empleó el proceso PTA para aplicar un recubrimiento duro sobre el canal de un cilindro de rodamiento en acero de alta resistencia AISI 5115. Este fue sometido a desgaste continuo, comúnmente estos aceros se utilizan en engranes y piezas duras de maquinaria en general. El material de aporte utilizado fue un polvo Fe-Cr-C. En la tabla 3.1 resume las composiciones químicas en % en peso de ambos materiales.

Tabla 3.1: Composición química en % e.p. para el material de aporte y sustrato.

Acero AISI 5115	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
	0.16	0.3	1.15	0.008	0.027	0.96	Bal.
Polvo Fe-Cr-C	6.64	1.53	–	0.024	0.054	61.71	29.03

En este caso, se cortaron muestras de acero en dimensiones 40 x 10 x 20 mm, y se maquinó un canal de 3 mm de ancho y 1 mm de profundidad, con el fin de obtener una morfología similar al cilindro de rodamiento (ver figura 3.5).

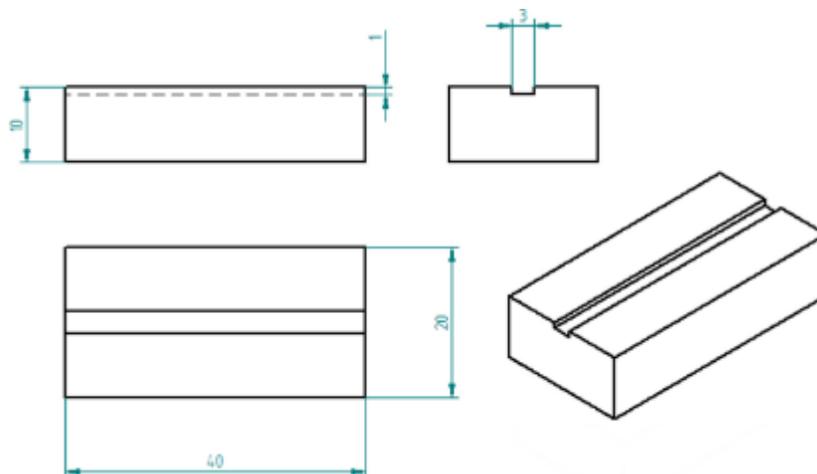


Figura 3.5: Dimensiones de la muestra.

El polvo se mezcló con alcohol y se depositó en los canales. Posteriormente, se introdujo en un horno a 150 °C. Por otro lado, se utilizó una máquina de soldadura PTA Fronius con electrodo de W-2%Th para obtener los recubrimientos. Cabe mencionar que se utilizaron cinco corrientes de amperaje (80, 90, 100, 110 y 120 A), los otros parámetros de operación del equipo se resumen en la tabla 3.2.

Tabla 3.2: Parámetros de operación del PTA.

Parámetros	Valor	Unidad
Diámetro del electrodo de tungsteno al 2% de torio	Ø 3.2	mm
Corriente de arco	80–90–100–110–120	A
Voltaje de arco	18 - 25	V
Caudal de gas protector	6 – 7	l / min
Flujo de gas de plasma	0.4 – 0.5	l / min
Tasa de alimentación de recubrimiento	40	mm / s
Distancia de trabajo	2.5	mm

Los recubrimientos de las muestras se acondicionaron por técnicas metalográficas para caracterizar los depósitos por medio de MO, MEB y DRX, así como para realizar ensayos de fricción por pin-on-disk y microdureza Vickers (HV).

En la imagen 3.6 se observa que la microestructura del sustrato está compuesta de ferrita y perlita, la cual fue afectada debido a la diferencia de amperaje que resultó de diferentes entradas de calor.

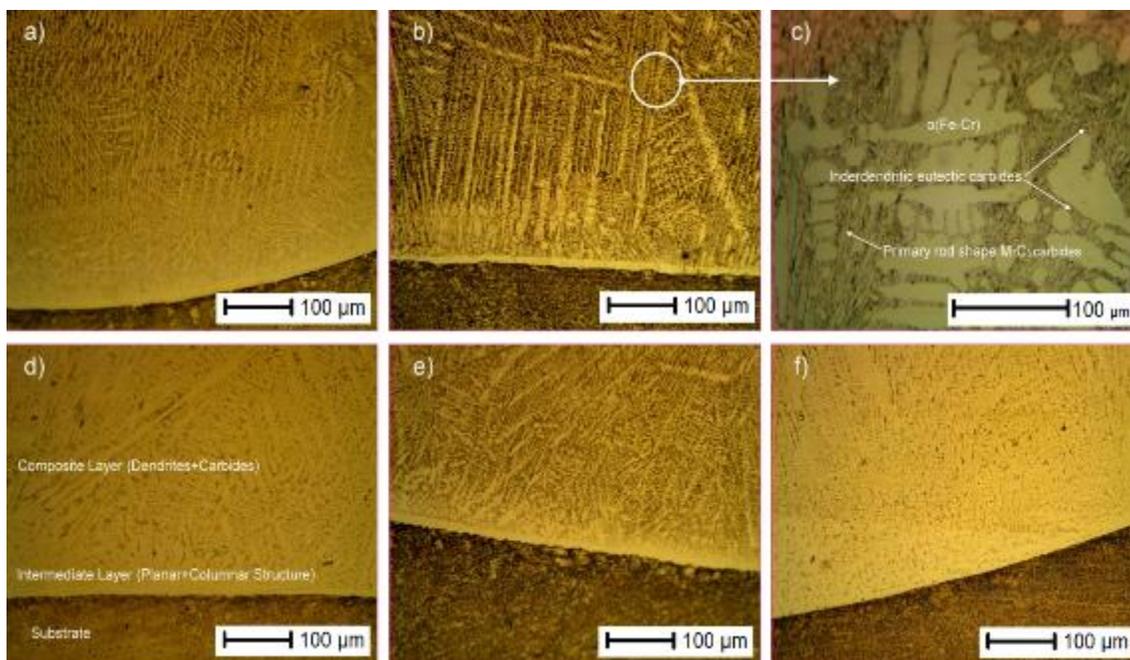


Figura 3.6: Micrografías de los recubrimientos (a) 80 A, (b) 90 A, (c) 90 A, (d) 100 A, (e) 110 A y (f) 120 A.

En este caso, se observó una integración metalúrgica entre el sustrato y el recubrimiento con estructura dendrítica de crecimiento vertical en el brazo primario del sustrato hasta el recubrimiento. Los brazos dendríticos terciarios no se formaron en muestras de enfriamiento relativamente rápido, sin embargo, el tamaño de las dendritas tiene relación al tipo de enfriamiento y a la entrada de calor, ya que se observaron dendritas con brazos gruesos en las muestras con mayor amperaje. Cabe mencionar que en los brazos dendríticos se detectó presencia de Cr pero no de C, sin embargo, el C estuvo presente en las zonas interdendríticas formando carburos de M_2C , M_3C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ ($M = Fe, Cr$) con diferentes composiciones químicas elementales debido a la relación ternaria entre el Fe-Cr-C. En la muestra realizada a 80 A dominó la presencia del carburo M_7C_3 (Figura 3.7 a) debido al Cr no disuelto. Mientras tanto con amperajes de 100, 110, 120 A, tuvieron una mayor entrada de calor y enfriamiento lento, se observaron a mayores aumentos compuestos de Fe-Cr-C formando estructuras dendríticas columnares bien definidas y gruesas (Figura 3.7 e).

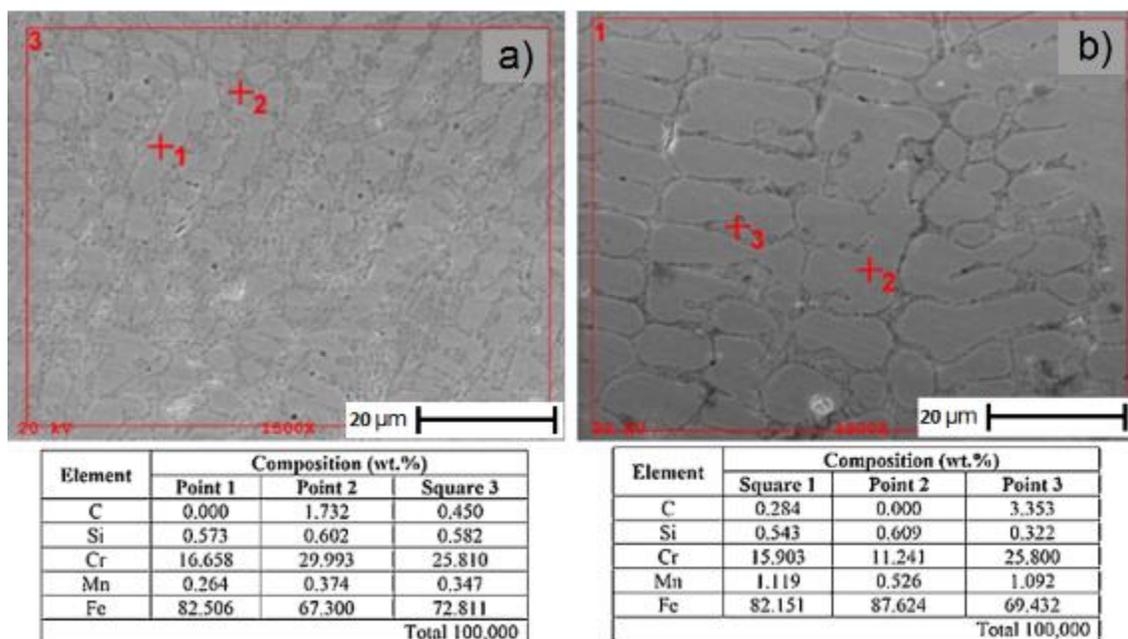


Figura 3.7: Micrografías obtenidas por MEB de los recubrimientos (a) 80 A y (b) 120 A, 5000x.

La combinación y presencia de microestructuras martensíticas y de carburos interdendríticos alcanzaron durezas máximas de 886 HV y, mínimas de 469 HV en las zonas de transición cerca del sustrato.

El ensayo de tribología evidenció diferencia en los coeficientes de fricción del metal del metal base y de los recubrimientos. Inspecciones y análisis sobre la superficie desgastada por MEB y EDS, se observó presencia de W sobre la mayor parte de la superficie de la huella de desgaste, así como la presencia de óxidos, los cuales dejaban huecos en la superficie provocando el desprendimiento de material, desgaste abrasivo y oxidativo, En el caso de los carburos contrarrestaron el desgaste abrasivo, sin embargo, no impidió un aumento en el coeficiente de fricción de 0.83 en el sustrato y a 0.62 en la muestra de 80 A. Por otro lado, los autores mencionan [28] que a una tasa de desgaste mayor es debido a la presencia de carburos finos que no están inmersos en la matriz del recubrimiento, por lo tanto, el valor de coeficiente de fricción es de 0.62. Aunque mencionan que los óxidos contribuyen a actuar como un lubricante durante la prueba de desgaste por pin-on-disk.

En base a los resultados expuestos por los autores [28], se llevó a cabo la aplicación industrial en un cilindro de rodamiento empleando parámetros de 100 A (Figura 3.8 (a)). En este caso se mejoró cinco veces la tasa de desgaste (Figura 3.8 (b)).

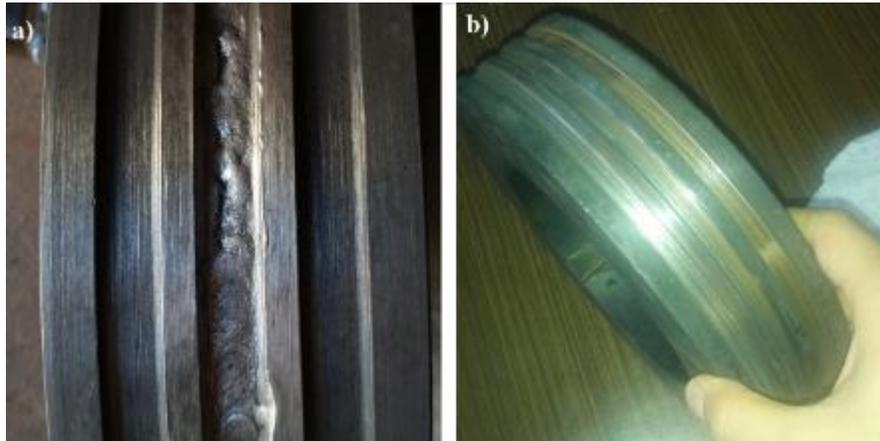


Figura 3.8: Cilindro (a) Después del recubrimiento, (b) Después de la pruebas de campo.

Por lo que se concluye que la presencia de carburos en la microestructura tiene una ventaja para aumentar la resistencia, así mismo está asociado al efecto de la entrada de calor, ya que un amperaje mayor con menor enfriamiento muestra una tendencia a una mayor disolución de carburos. En contraste, un amperaje menor involucra una menor disolución de carburos y presencia de partículas no disueltas en la matriz del recubrimiento.

3.3 Cambios de estructura y dureza en juntas soldadas de aceros Hardox 600 [29]

En este trabajo, se presenta la microestructura y propiedades de un acero Hardox después de ser soldado en condiciones de entrega, es decir, con estructura post-martensítica. Asimismo, se ha estudiado que los aceros Hardox 400 y 500 presentan una buena soldabilidad, sin embargo, sus propiedades mecánicas son afectadas severamente debido a las entradas de calor por descomposición de la martensita a 250°C. La soldabilidad de estos aceros está relacionada directamente con el contenido de carbono equivalente, así como su susceptibilidad al agrietamiento como se muestra en la figura 3.9.

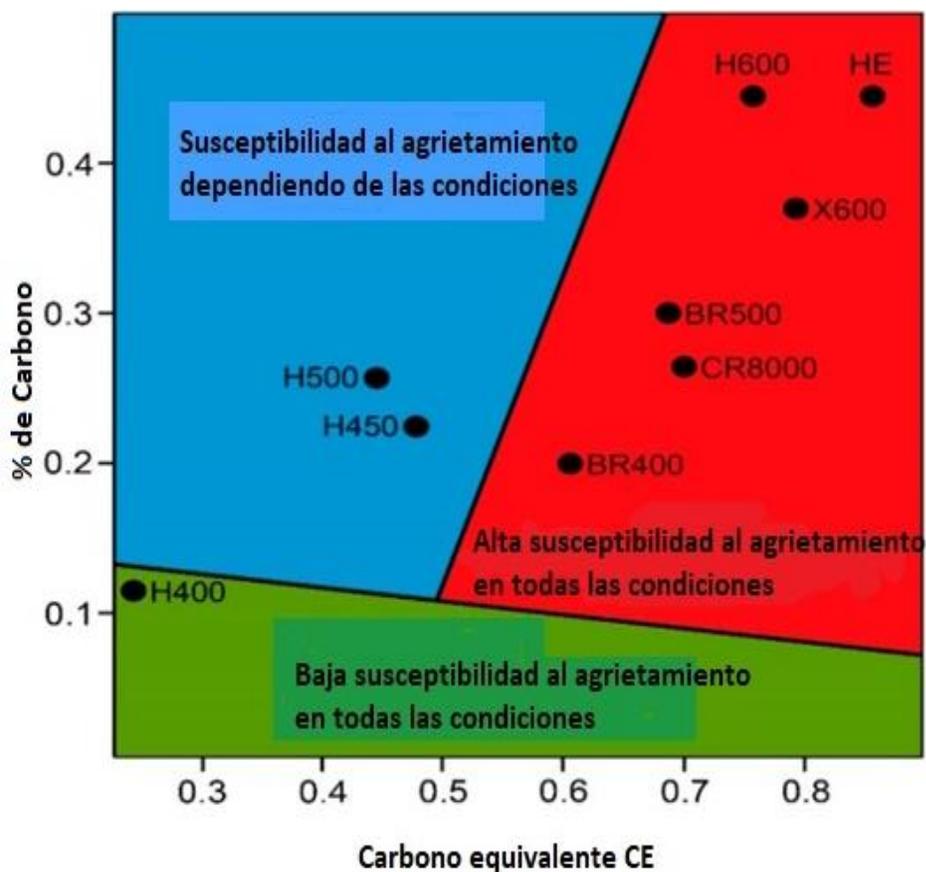


Figura 3.9: Susceptibilidad al agrietamiento de aceros Hardox 400, 450, 500 y 600.

Lo autores en este trabajo [29] emplearon el proceso GTAW para soldar dos placas de acero Hardox 600 con doble ranura en V y, una junta a tope con dos materiales de aporte diferentes (Figura 3.10).

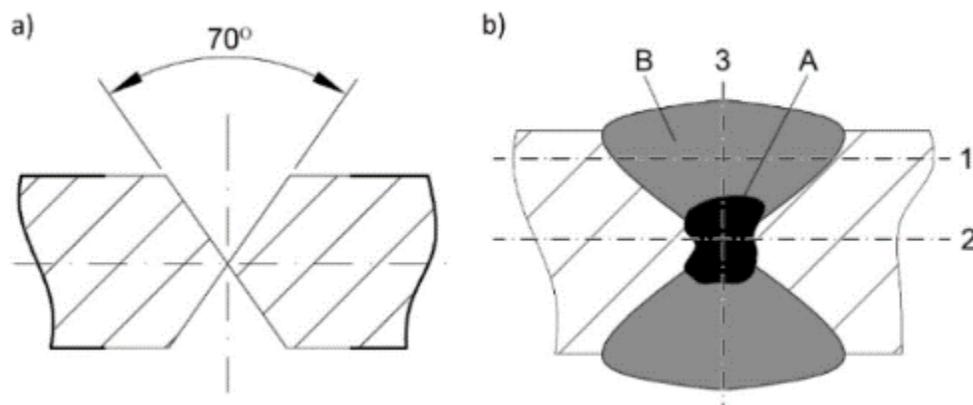


Figura 3.10: Diseño de juntas, A) Aporte Ultramag B) Aristorod 89.

Las juntas soldadas se sometieron a tratamiento térmico de temple a 930°C por 15 min y se enfriaron en aceite a 200°C como medio de enfriamiento. En este caso, se muestra en la figura 3.11 las macrografías obtenidas por estereoscopio.

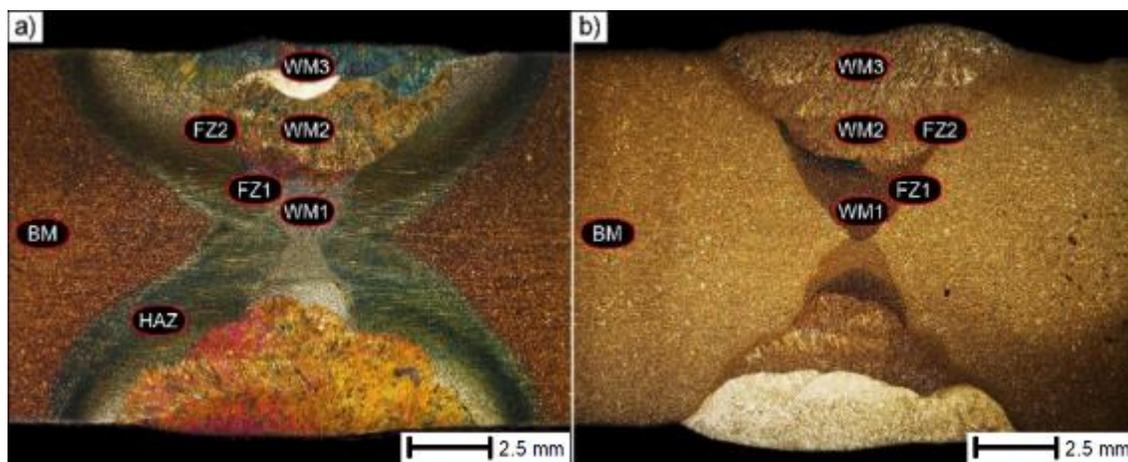


Figura 3.11 Macrografías: a) después de soldar, b) después del tratamiento térmico.

En la Figura 3.12 se muestran las micrografías tomadas por microscopía óptica. Se aprecia a detalle el cambio de microestructura después de la soldadura y del tratamiento térmico en la zona de la soldadura. En la imagen 3.12 a) se observa F= ferrita, P=Perlita, B=bainita, M=martensita. En este caso, el tratamiento térmico dio como resultado en la soldadura una microestructura similar a la del Hardox 600 en estado de entrega con una ligera variación en su dureza.

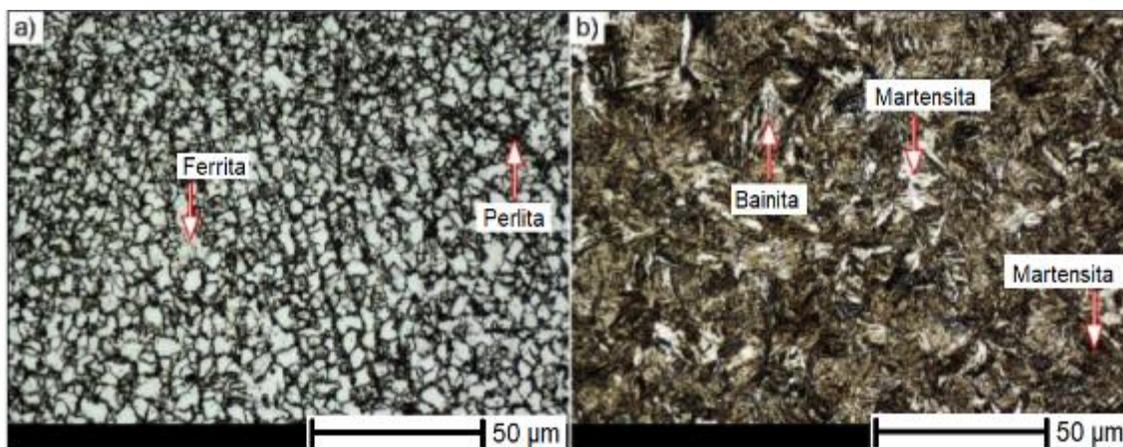


Figura 3.12 Micrografías del metal de soldadura: a) Después de soldar, b) Después del tratamiento térmico.

En la Figura 3.13 se observa la distribución de microdureza. Se aprecia que después del tratamiento térmico hay una homogenización de la microdureza tanto en la zona de metal base como en la soldadura.

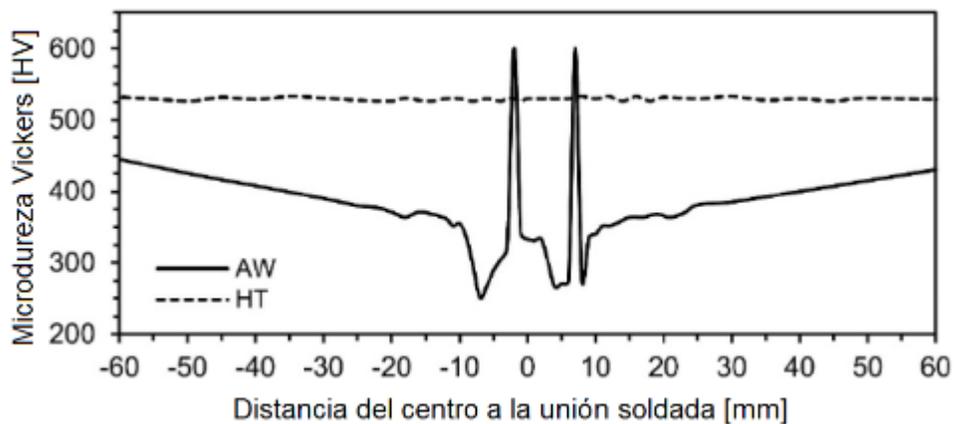


Figura 3.13 Gráfico de la variación de la microdureza en función de la distancia del centro de la soldadura (AW= Después de la soldadura y HT=Con tratamiento térmico)

La microdureza en el material base tuvo en promedio 370 HV después de soldar y, de 530 HV después del tratamiento térmico. No obstante, el Hardox 600 pre-templado en estado de entrega tiene una dureza de 670 HV.

Los autores de esta investigación [29] realizaron pruebas de tensión antes y después del tratamiento, mostrando un valor de 871 MPa después de soldar, lo que representa un 44 % de la resistencia del Hardox 600 en estado de entrega (2000 MPa). Después del tratamiento térmico mostró una resistencia a la tensión de 1386 MPa lo que representa un 70% con respecto a la resistencia del Hardox.

En base a la opinión de los autores, sugieren que para obtener una buena resistencia bajo cargas axiales, donde sea indispensable mantener una buena unión metalúrgica del sustrato con el material de aporte, se debe considerar un tratamiento térmico que homogenice la microestructura del material, ya que de no ser así disminuirían sus propiedades mecánicas al impacto y al desgaste. Desde el punto de vista teórico es posible obtener uniones con una resistencia a la tracción similar al metal base, sin embargo, en la práctica será necesario el uso de aportes con composiciones similares al del metal base y refinadores de grano.

3.4 Microestructura y rendimiento de desgaste abrasivo de recubrimientos Ni-WC depositados por PTAW utilizando diferente composición química de Ni [30]

En este trabajo se estudia el comportamiento al desgaste abrasivo de recubrimientos aplicados por el proceso PTA utilizando dos polvos base Ni-Cr-B-Si y un polvo Ni-B-Si reforzados con partículas angulares monocristalinas de WC de 100 μm , la relación de mezcla fue en lotes de 500 g siendo 60% en peso de WC monocristalino y 40% de aleación de Ni. En la tabla 3.3 se presentan las aleaciones ya mencionadas a las cuales se les modifico el contenido de Cr y, se etiquetaron como aleación A, B y C siendo estas sin Cr, bajo contenido de Cr y alto contenido de Cr, respectivamente.

Tabla 3.3 Composición química (%e.p) de aleaciones base Ni.

Material	B	C	Cr	Fe	Ni	Si
Aleación A (sin Cr)	3.45	0.027	0.16	0.64	92.64	3.08
Aleación B (bajo-Cr)	1.93	0.67	8.39	5.2	79.79	4.02
Aleación C (alto-Cr)	2.73	0.92	13.8	5.5	71.25	5.8

En el caso de los compuestos de matriz metálica, se aplicaron por procesos de plasma transferido por arco utilizando los parámetros mostrados en la tabla 3.4.

Tabla 3.4 Parámetros utilizados en PTA.

Parámetros	Valor	Unidad
Voltaje de arco	25	V
Corriente (electrodo de CC)	150 - 160	A
Velocidad de alimentación	25 - 30	g/ min
Velocidad de desplazamiento	0.3 - 0.5	mm/s
Distancia a la pieza de trabajo	14	mm
Velocidad de flujo de gas de protección (Ar)	12	l/min

Con el objetivo de evaluar la respuesta al desgaste del compuesto de matriz metálica con partículas monocristalinas, se realizó la deposición sin adicionar las partículas de WC utilizando los mismos parámetros mostrados en la tabla 3.3, con el fin de comparar el comportamiento de resistencia al desgaste en ambos casos. Las muestras se cortaron transversalmente y se caracterizaron por microscopía óptica para cuantificar fracciones de WC y fases presentes en la matriz. Asimismo, por medio de WDS se realizó un mapeo elemental de los depósitos aplicando previamente pulverización catódica para eliminar contaminantes.

En la Figura 3.14 se observa la sección transversal del MMC, se aprecia que a menor contenido de Cr (a) la disolución de WC es mucho menor respecto a la muestra con mayor cantidad de Cr (b) donde la disolución de las partículas de WC fue 26% más alta que a menores cantidades de Cr.

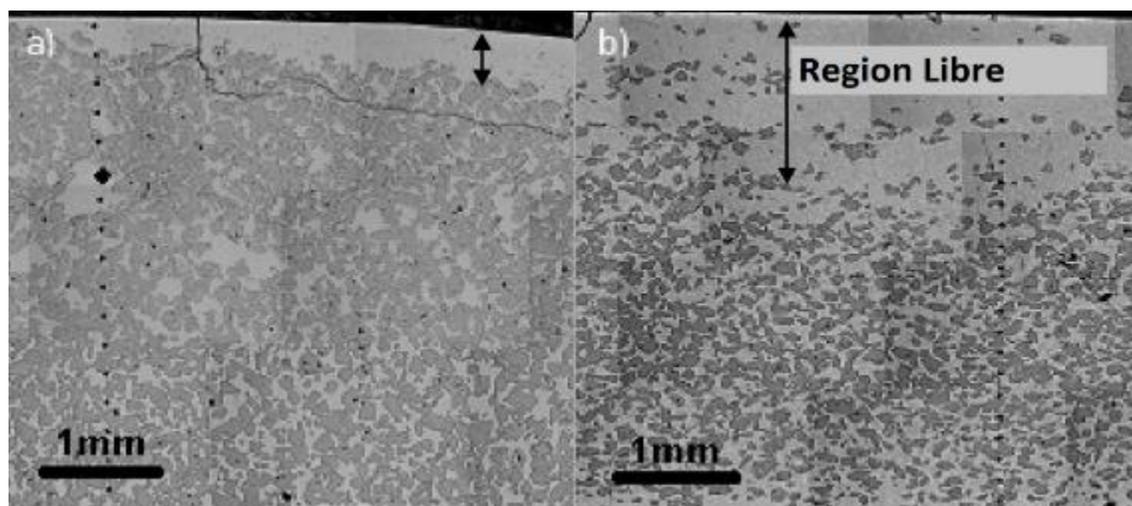


Figura 3.14: Micrografías de la sección transversal de MMC que ilustran (a) baja disolución de WC usando aleación A y (b) alta disolución de WC usando aleación C.

El mapeo elemental por EPMA evidencia que para la aleación A la disolución fue insignificante y solo una parte del W enriqueció la matriz (Figura 3.15).

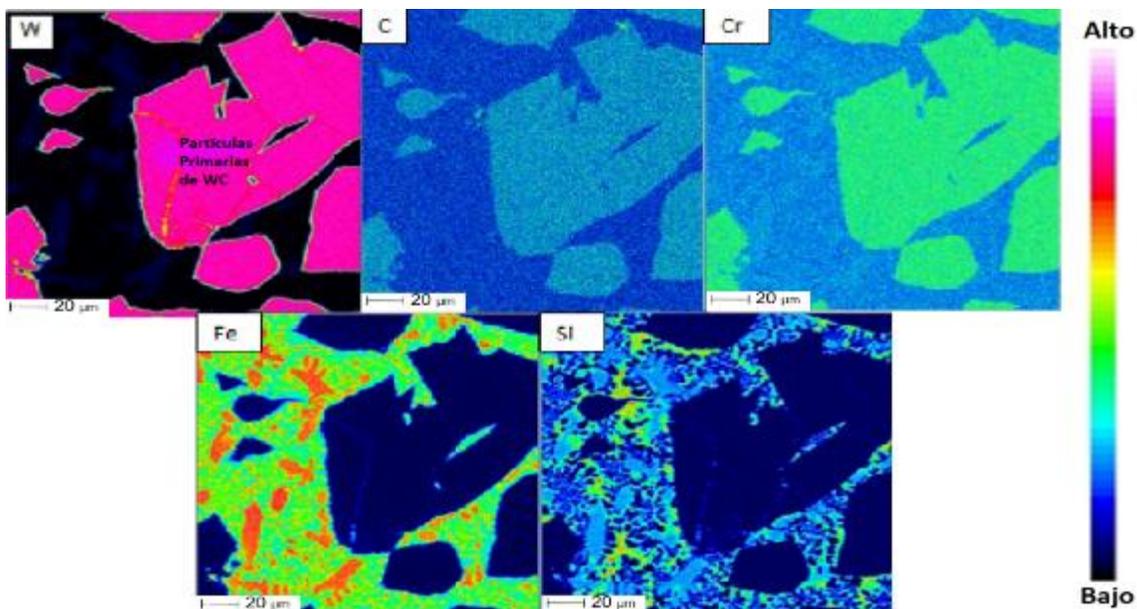


Figura 3.15: Mapa de elementos obtenido por microanalizador de sonda electrónica (EPMA)

En contraste, con respecto a la figura 3.15, la aleación con medio contenido de Cr presentó una mayor dilución mostrando una fase plumosa Cr-W-C formada en la periferia que rodea las partículas de WC, la cual presentaba una estequiometría $\text{Cr}_7\text{W}_3\text{C}_6$ (figura 3.16)

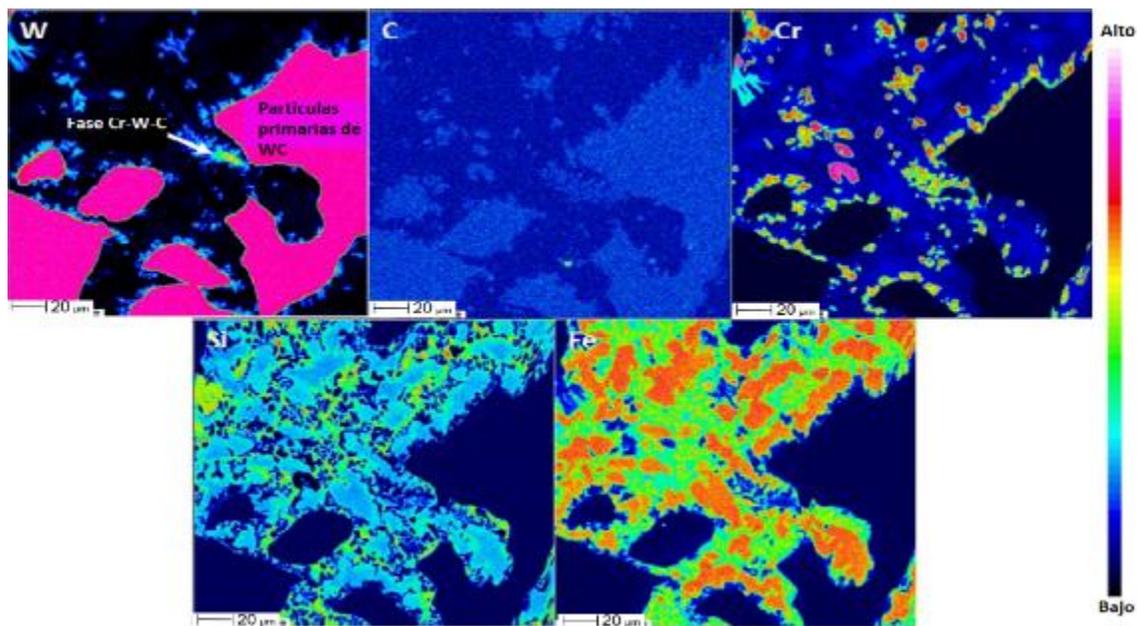


Figura 3.16: Mapa de elementos obtenido por microanalizador de sonda electrónica (EPMA) que muestran el enriquecimiento de fase Cr-W-C en la periferia de las partículas de WC

El recubrimiento de Ni-WC (Aleación C), con las fracciones más altas de Cr, C y Si el mapeo identificó contenidos de Cr-Ni-Si-W-C en bloques de estequiometría $Ni_4C_5Si_2W_4C_{4.5}$ entre las partículas de WC como se muestra en la figura 3.17.

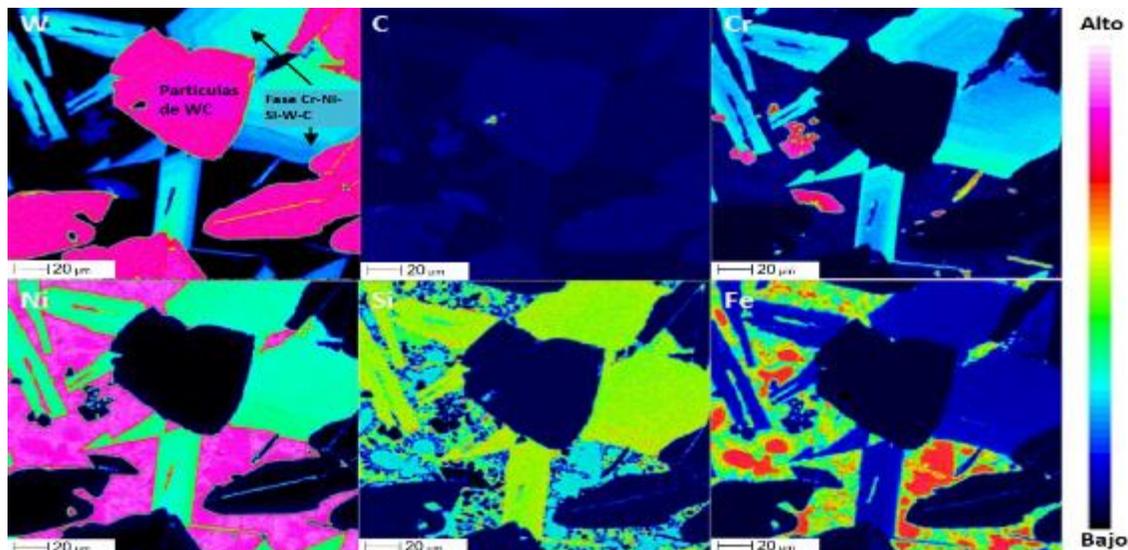


Figura 3.17: Mapa de elementos obtenido por EPMA del compuesto Ni-WC con contenidos de fase en bloque de Cr-Ni-Si-W-C.

La microdureza en las aleaciones A, B y C que no contenían partículas de WC se obtuvo en un rango de 503 a 732 HV. Mientras tanto en las aleaciones con refuerzo de WC se obtuvieron microdurezas en un rango de 601 a 752 HV. Por otro lado, se obtuvo una correlación en las pruebas de desgaste en base a la microdureza obteniéndose un desgaste mayor en las muestras sin Cr. Sin embargo, se observaron que las partículas de WC permiten incrementar la resistencia al desgaste en la matriz metálica en las tres aleaciones reforzadas con WC. No obstante, en el caso de la aleación A Ni-WC sin Cr se observó una superficie lisa y desgaste más pronunciado del refuerzo WC, así como para las aleaciones B y C, bajo y alto Cr. En este estudio se confirma que la resistencia el desgaste abrasivo en una matriz metálica aumenta con el contenido de partículas de WC en aleaciones base Ni aplicadas por PTA y, alta disolución en las aleaciones ricas en Cr. Además, se debe de considerar que la disolución de C y W propician la formación de fases frágiles secundarias que disminuyen la resistencia al desgaste.

3.5 Características de desgaste abrasivo en recubrimiento con carburos complejos (CCO) en comparación con aceros al boro baja aleación [31]

En este trabajo se estudia el comportamiento al desgaste abrasivo de placas acero al carbono, a las cuales se les realizó un recubrimiento de carburos complejos (CCO) y su comparación con aceros al boro de baja aleación (Hardox 450, 500 y 600) clasificados en base a su dureza y resistencia a la abrasión (AR). La tabla 3.5 muestra la composición química del fabricante tanto para el los diferentes grados de acero Hardox, así como el CCO.

Tabla 3.5 Composición química de los materiales empleados

Muestra	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Fe
AR450	0.181	0.235	1.41	0.024	0.001	0.137	0.028	0.0747	0.0006	Bal.
AR500	0.239	0.234	0.667	0.02	0.002	0.561	0.022	0.0381	0.0004	Bal.
AR600	0.399	0.116	0.469	0.019	0.004	0.284	0.163	2.12	0.0004	Bal.
CCO	>2.5	0.592	0.557	0.04	0.015	19.8	0.002	0.101	0.025	Bal.

Cabe mencionar, que la resistencia al desgaste de todos los materiales se evaluó en base al estándar ASTM G-65, que consiste en una prueba de desgaste bajo un flujo de material abrasivo (figura 3.18).

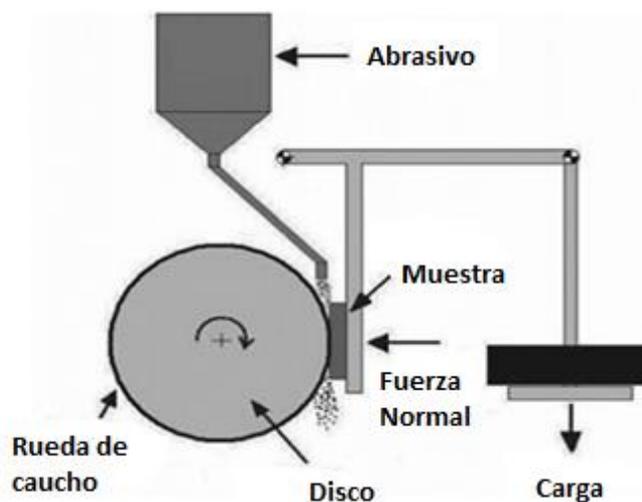


Figura 3.18: Esquema de estándar ASTM – G65

En la figura 3.19 se muestran las microestructuras de los materiales utilizados en el estudio. Se observa que para el acero al carbono (a), la microestructura muestra fases de ferrita y perlita. Mientras que en los aceros Hardox AR 450, 500 y 600 (b, c y d) se aprecian fases martensíticas. Finalmente, en el CCO (e y f) se observa una matriz de austenita con carburos de Cr dispersos.

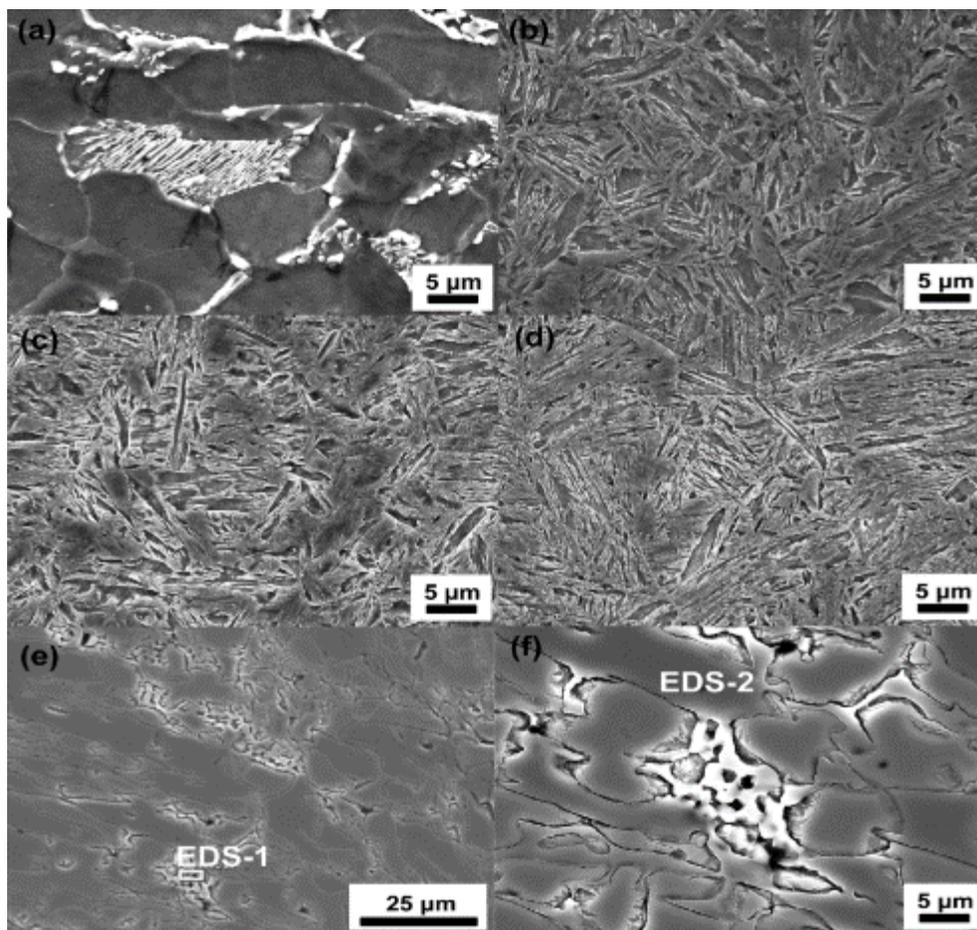


Figura 3.19: Microestructura inicial de los materiales utilizados, a) Acero al carbono, b) Hardox 450, c) Hardox 500, d) Hardox 600 y d) CCO

Los análisis elementales por EDS (Figura 3.20) muestran el contenido de Cr presente en la matriz austenítica del CCO, así como Cr que pertenece a un carburo, ya que el contenido de Cr en la zona de la matriz austenítica fue de 13.7% e incrementa a 40.1% en la zona del carburo.

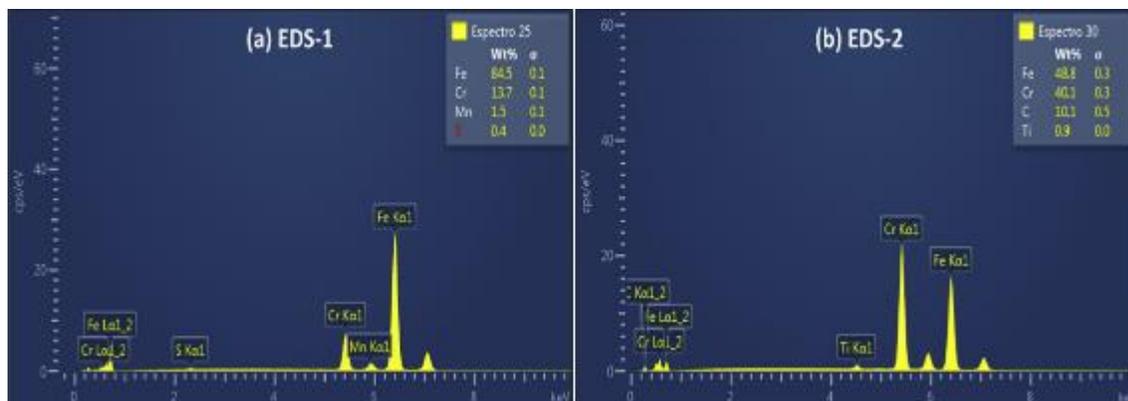


Figura 3.20: Análisis EDS de CCO (a) matriz austenítica, (b) zona del carburo.

En la figura 3.21 se observa un gráfico de barras de la pérdida de volumen de los diferentes materiales evaluados después la prueba de desgaste por abrasión. Comparativamente, se distingue que para el CCO la pérdida de volumen es considerablemente mayor ($\sim 50 \text{ mm}^3$). En este punto los autores destacan el principal objetivo de la investigación donde demuestran que materiales con una dureza similar se desgastan de forma distinta.

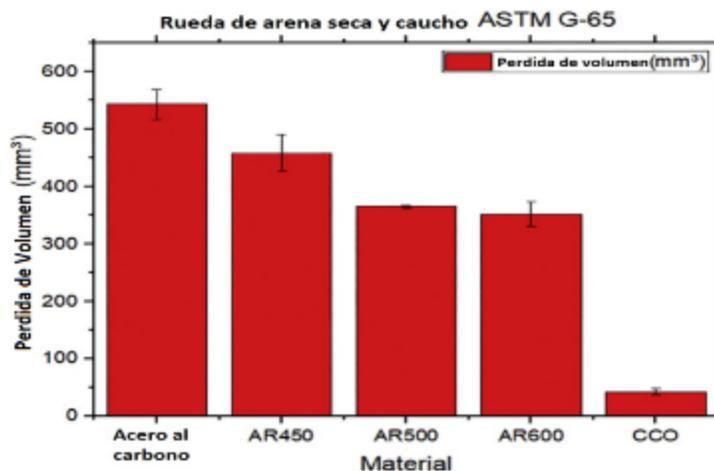


Figura 3.21: Gráfico de barras de la pérdida de volumen de los distintos materiales después de la prueba.

En la figura 3.22 se observa la morfología de la superficie después de la prueba, el mecanismo de desgaste para el acero al carbono (a) fue micro-acabado. En este caso, la pérdida de volumen es debido a la deformación plástica, para los aceros AR 450 y AR 500 (b, c), por ende, el mecanismo de desgaste fue por

deformación plástica, micro-cortes con rasguños y surcos visibles. Debido al medio abrasivo (arena) en relación a la resistencia del material en la formación de grietas. En el caso del acero AR 600 (d) el mecanismo de desgaste fue de micro-corte sin evidente deformación debido a la dureza del material. Para el CCO (e) el mecanismo fue micro-cortes y formación de microgrietas por la menor dureza de la fase austenítica.

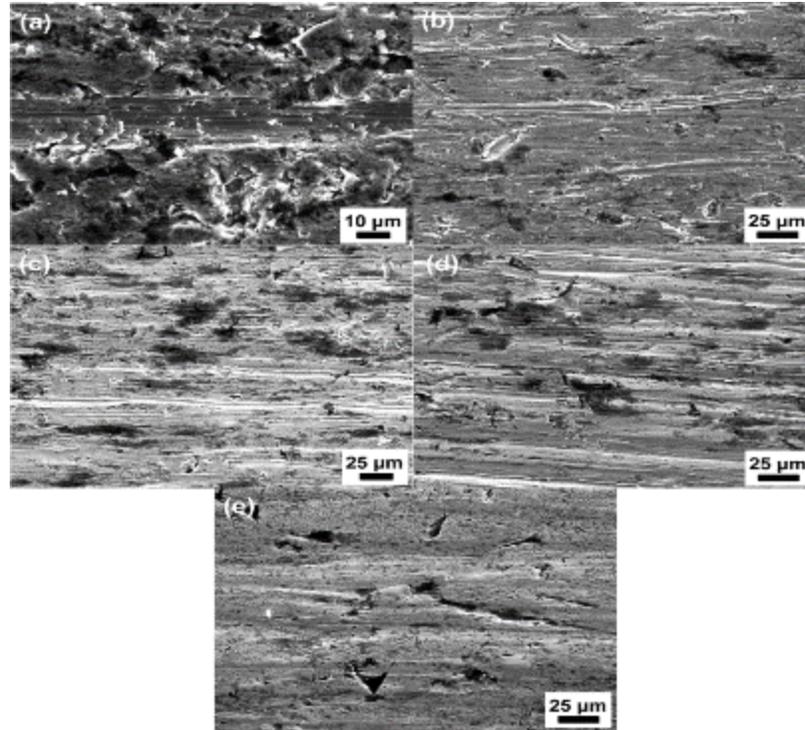


Figura 3.22: Micrografías de morfología de los diferentes materiales después de la prueba de desgaste.

En base a la recopilación bibliográfica, es importante destacar que en condiciones de operación real de los aceros al boro baja aleación (Hardox 450, 500 y 600) están expuestos a factores como impacto y deslizamiento con minerales de alta dureza. Por lo tanto, se debe considerar la tenacidad y dureza del material, ya que un endurecimiento por deformación puede conducir a la propagación de microgrietas superficiales y, por consiguiente mayor pérdida de volumen sobre la superficie.

CAPÍTULO 4

IV. CASO DE ESTUDIO

Este caso de estudio se realizó para determinar la resistencia al desgaste y coeficiente de fricción por medio de un ensayo Pin on disk variando las cargas aplicadas sobre la superficie del acero Hardox 450. Debido a los siguientes aspectos:

- 1) No se conoce o menciona en la revisión bibliográfica la resistencia al desgaste del acero Hardox 450 por la técnica de pin-on-disk.
- 2) Conociendo la resistencia al desgaste del Hardox 450 se puede tener un criterio de selección del metal de aporte a parte de los parámetros del PTA.

Por lo tanto, en este trabajo se pretende dar respuesta al tercer objetivo de este trabajo mediante la caracterización de la resistencia del desgaste e inspección de las huellas de desgaste mediante las técnicas de microscopía óptica y electrónica de barrido, así mismo se realizó pruebas de nanoindentación para calcular los módulos elástico y el comportamiento elástico-plástico del acero.

4.1 Desarrollo Experimental

Se caracterizó el material base metalográficamente, se obtuvo composición química del material en estado de entrega por medio de espectroscopia de chispa y vía húmeda, se realizó ensayo Pin-on-disk y nanoidentación dinámica.

4.2 Caracterización química del metal base

Se seccionaron muestras del acero Hardox de 12 x 4 x 2cm para determinar la composición química por medio de vía húmeda y análisis por espectroscopia de chispa en un equipo modelo OXFORD PMI-MASTER Smart.

4.3 Caracterización microestructural de los aceros por técnicas de microscopía óptica.

En este punto, se cortaron muestras representativas de una placa laminada de acero Hardox (12" x 14") para la preparación e inspección microestructural de los aceros. Cabe mencionar que los cortes del acero se llevaron a cabo en la sección transversal, longitudinal y superior. En los cortes del acero, se utilizó una cortadora STRUERS Discotom-10 con disco de carburo de silicio. Posteriormente, las muestras se desbastaron en etapas sobre lijas de SiC de 120 a 1200 de granulometría adheridas en discos giratorios montados en un equipo DSY DEM P2021. Terminado la etapa de desbaste y limpieza ultrasónica por 10 min para eliminar residuos de la lija, se pulieron sobre un paño microcloth impregnado con pasta de diamante de 0.25 μm . Terminado el acabado espejo de las superficies de acero, se reveló la microestructura por inmersión en una solución de Nital al 2% por 10 s. Finalmente, las muestras se inspeccionaron en un microscopio óptico modelo Nikon Eclipse MA200.

4.4 Caracterización microestructural de los aceros por técnicas de microscopía electrónica de barrido.

Las muestras previamente inspeccionadas por microscopía óptica se desmontaron y se analizaron en un microscopio electrónico de barrido modelo TESCAN Mira 3 se observó la huella de desgaste a 5000x y se realizó EDS puntual y de área sin embargo al no poder cuantificar el contenido de Ni en la zona de análisis estos se omitieron en el presente estudio.

4.5 Evaluación tribológica de los aceros.

En base a el estándar ASTM G-99 se realizaron tres ensayos por replica de desgaste en un equipo pin-on-disk modelo Anton Paar. En este caso, las muestras se montaron en resina de lucita para nivelar la superficie y evitar interacciones o golpeteo del pin con el material. Por lo tanto, se desbastó y pulió hasta acabado espejo cada una de las muestras. Las condiciones de prueba se observan en la tabla 4.1.

Tabla 4.1: Parámetros del ensayo de Pin-on-disk.

Condiciones de Ensayo	
Bola	CW
Radio de prueba	7 mm
Velocidad	10 cm/s
Cargas	1N, 3N, 5N
Distancia	500 m

4.6 Evaluación de las propiedades mecánicas y microdurezas por la técnica de nanoindentación.

Se evaluó el módulo elástico y la microdureza en un equipo de nanoindentación Rtec Instruments sobre superficies pulidas de la sección transversal, longitudinal y superior, considerando el sentido de laminación de la placa del acero Hardox 450 (Figura 4.1). Se llevaron a cabo 5 nanoindentaciones por 30 μm separación de forma lineal usando una punta de diamante tipo Berkovich bajo cargas de fuerza de 350 mN por 5 s de sostenimiento. La determinación de la microdureza se llevó a cabo en el convertidor del paquete computacional Indenter que está instalado en el mismo equipo.

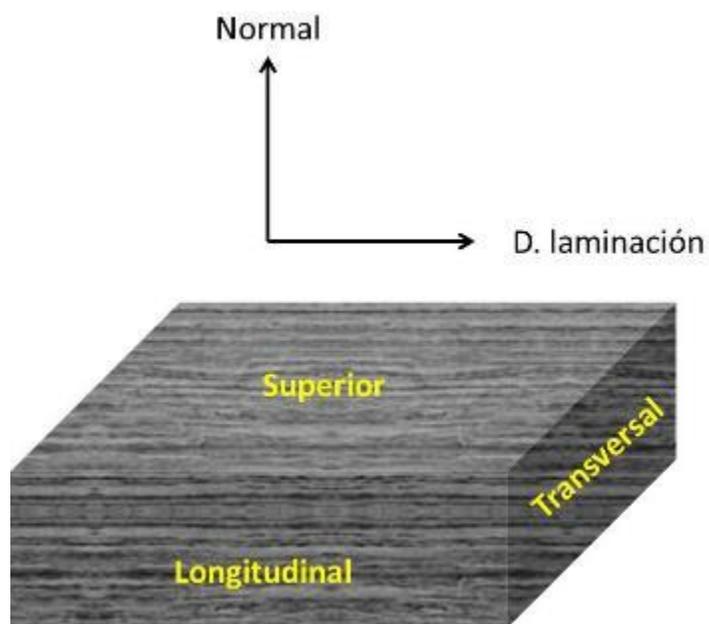


Figura 4.1: Esquema de laminación de la placa del acero Hardox 450

CAPÍTULO 5

V. RESULTADOS Y DISCUSIONES

En la tabla 5.1 se muestran los análisis químicos del acero por las técnicas de chispa y LECO, ICP. Por comparación se confirmó la composición química del acero perteneciente a un acero Hardox clasificación 450.

Tabla 5.1: Composición química de acero Hardox 400.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
	Composición % en peso								
Análisis de chispa	0.13	0.24	1.37	0	0	0.15	0.09	0.02	
Análisis por LECO, ICP	0.35	0.07	1.38	0.01	0	0.24	0.08	0.02	

* LECO: Análisis de azufre y carbono por combustión y detección infrarroja.

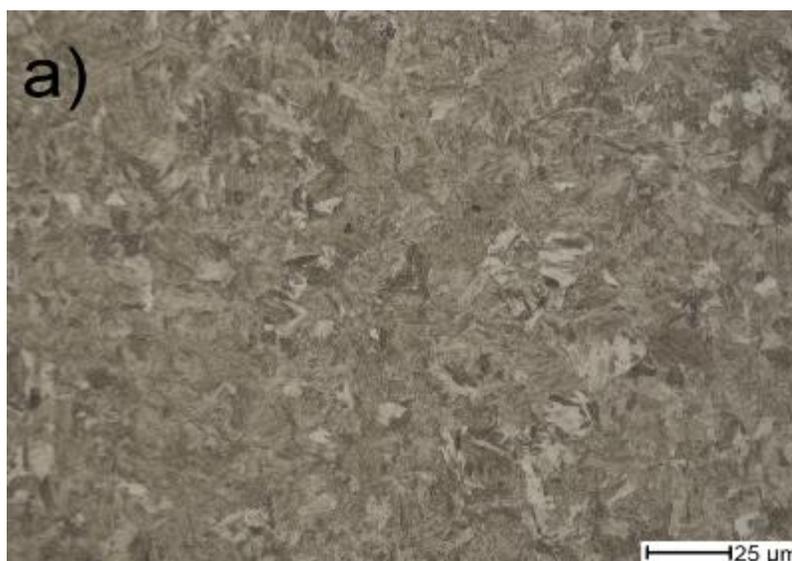
* ICP: Espectroscopia de emisión por plasma inductivamente acoplado.

En base al análisis químico obtenido por ambas técnicas se aprecia una diferencia significativa en la composición química del material (sobre todo en el % e.p. de C, que es el elemento que define el tipo de acero: de bajo, medio o alto carbono). Esto se atribuye al bandeamiento presente en la zona donde se realizó el análisis de chispa, considerando que este análisis crea un arco eléctrico que calienta los electrones llevándolos a estados de energía más altos y, estos a su vez emiten una energía basada en su estado excitado y peso atómico, el cual es detectado para determinar el porcentaje de cada elemento químico en la zona de análisis. Comparativamente, en el caso de un material con bandeamiento, este análisis puede ser no confiable debido a dos aspectos: 1) la heterogeneidad química por el bandeamiento y 2) el principio operativo de las técnicas; el Leco se basa en el principio de ondas electromagnéticas que son detectadas por los cambios de estados de energía de los electrones del C en longitudes de onda (nm) y el de análisis de chispa se basa en la emisión de

electrones de elementos químicos de mayor peso atómico, principalmente. En este último caso, las bandas claras son ricas en Fe que tienen un peso atómico más grande que el C. Por lo tanto, la técnica de análisis químico por chispa tiene ésta desventaja.

5.1 Microestructura del material base Hardox 450

En la figura 5.1 se muestran las micrografías de la sección superior (a), transversal (b) y longitudinal (c) del acero Hardox. Se observan estructuras martensíticas de listones debido al contenido de carbono de inferior a 0.3%. Sin embargo, en la micrografía de corte longitudinal se aprecia bandeamiento de anchos diferentes en la dirección de la laminación de la placa de acero marcada en línea discontinua de la Fig. 5.1 (d). Cabe mencionar, que las propiedades mecánicas del material y composición química pueden modificarse en base a su proceso de fabricación [32], ya que el grado de separación de las bandas de bandeamiento propicia a cambios en las propiedades mecánicas. Debido a que induce anisotropía por cambios en la orientación cristalográfica de los granos [33, 34]. No obstante, se sugieren tratamientos térmicos adecuados para homogeneizar la microestructura a lo largo y ancho del material. Aunque, depende de cuatro factores: 1) proceso de fabricación, 2) composición química, 3) velocidad de enfriamiento y 4) tamaño o forma de la muestra [35].



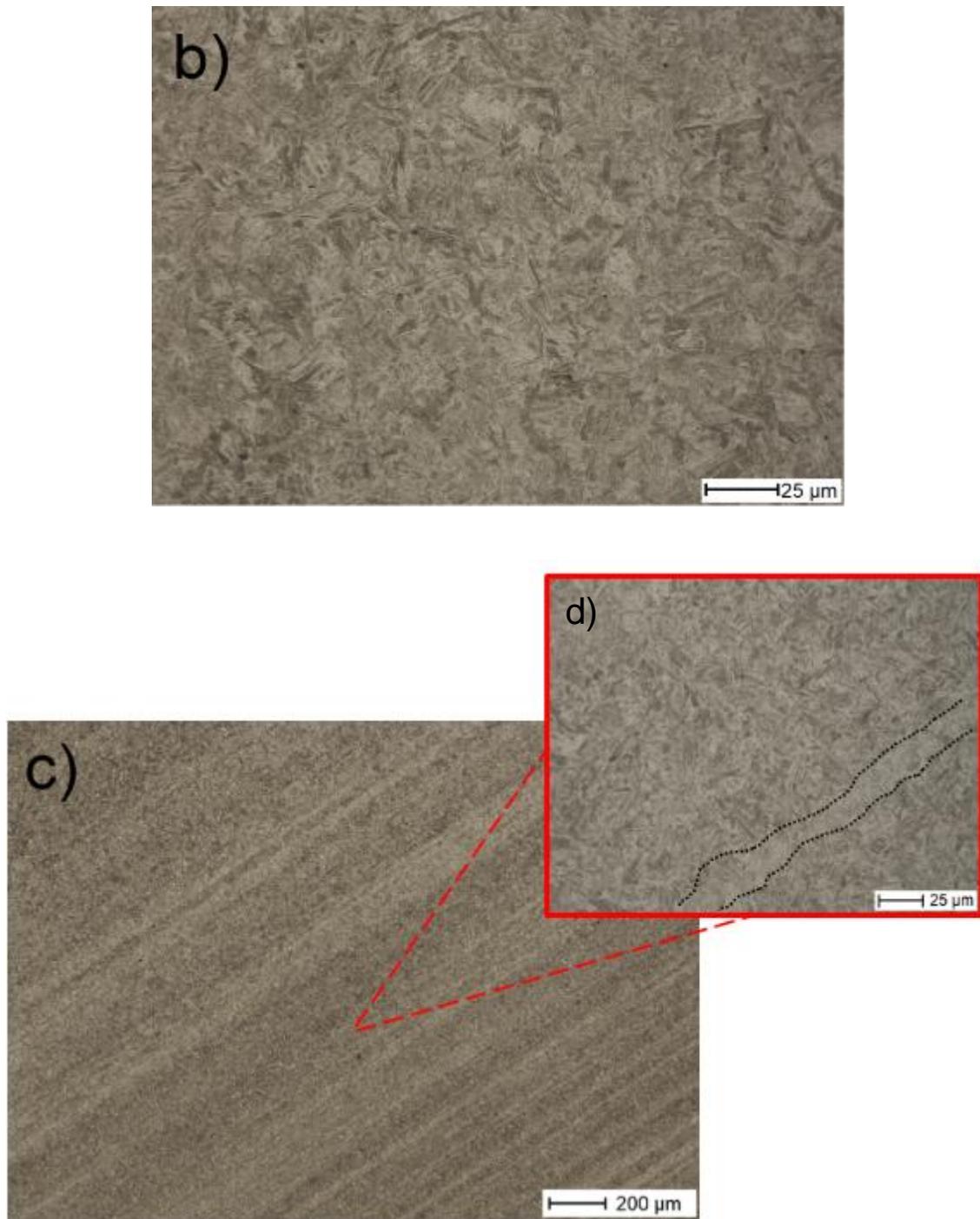


Figura 5.1: Microestructuras del acero Hardox 450, a) Vista superior, b) Vista transversal a 500x y c) Vista longitudinal a 50x y d) ampliación de la banda marcada en líneas discontinuas a 500x.

5.2 Ensayo de desgaste del material base Hardox 450

En la figura 5.2 se observa la medición de las huellas después de la prueba de desgaste Pin on disk aplicando diferentes cargas normales en la zona superior del acero: a) 1 N, b) 3 N y c) 5 N y repetición de estas d) 1 N, e) 3N y f) 5N. Se observa que el diámetro de la huella aumenta en función de la carga normal aplicada.

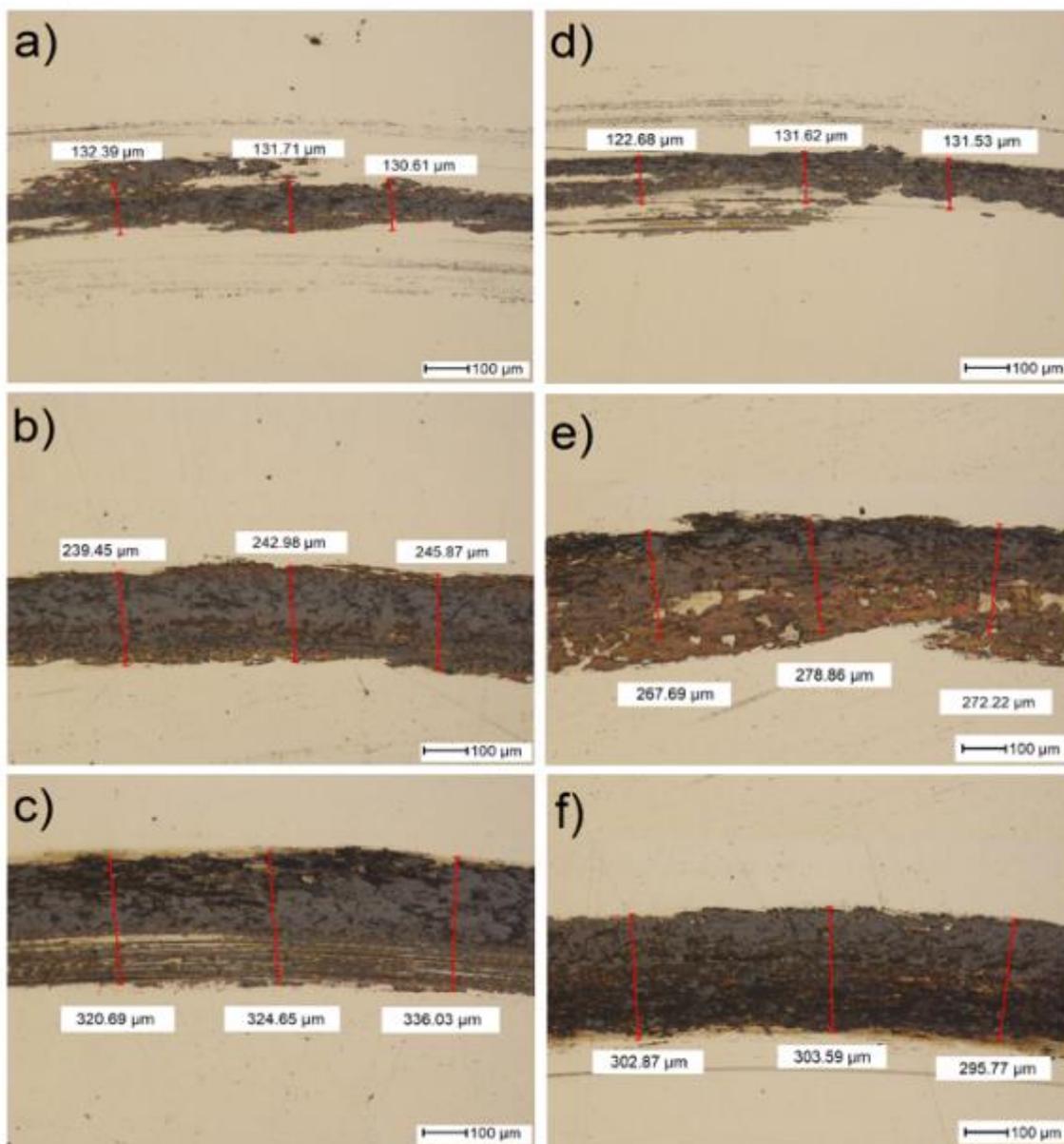


Figura 5.2: Huellas de desgaste vistas al Microscopio electrónico a 100x a) 1N, b) 3N, c) 5N y repeticiones d) 1N, e) 3N, f) 5N.

En la figura 5.3 se observan las huellas a detalle del desgaste inspeccionadas por microscopia electrónica de barrido.

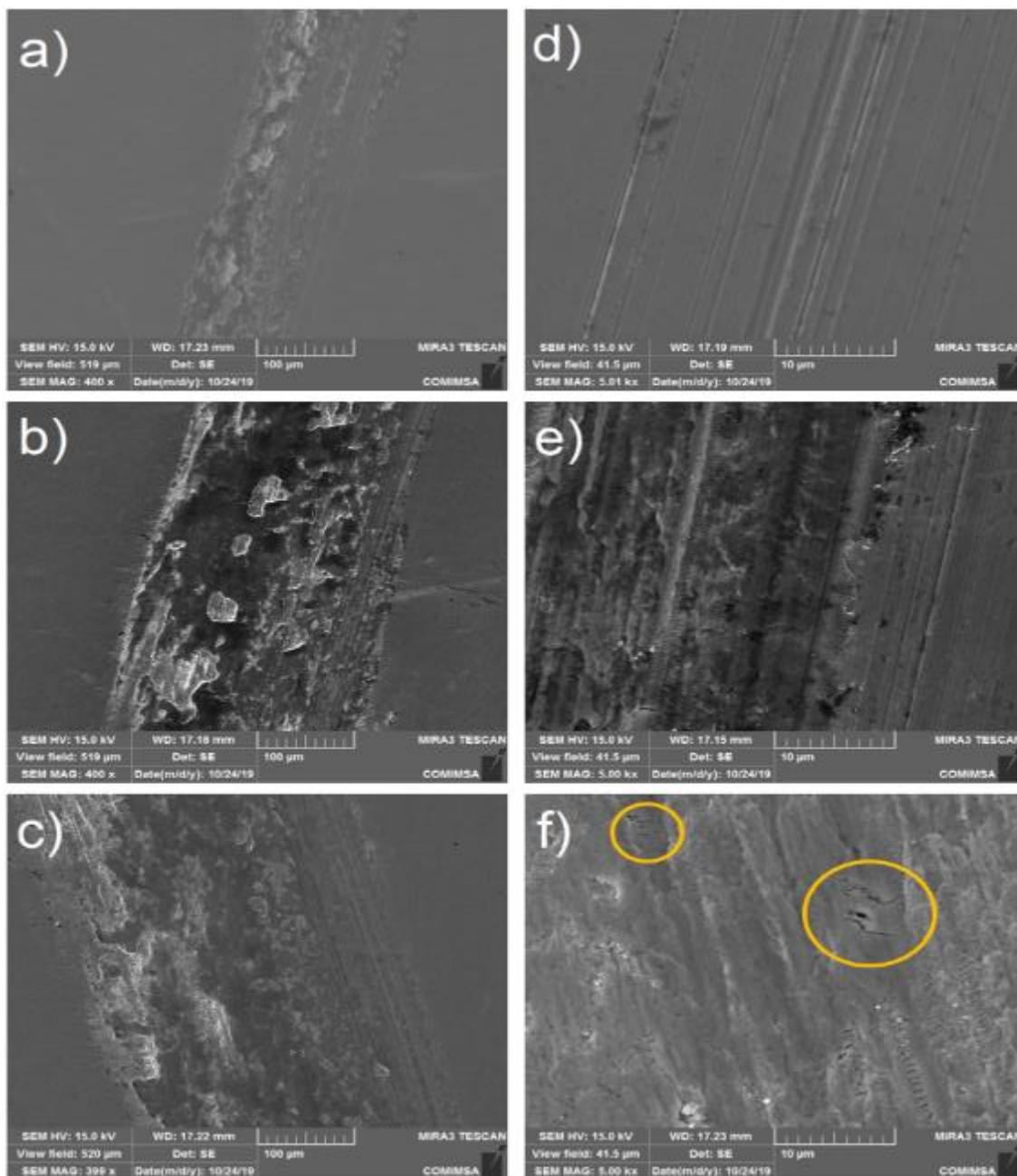


Figura 5.3: Micrografías de las huellas de desgaste vistas al Microscopio electrónico a 400x a) 1N, b) 3N, c) 5N y la misma huella a 5000x d) 1N, e) 3N, f) 5N.

En la figura 5.3 se aprecia el efecto de la carga normal en la delaminación de la superficie y desgaste de la misma para las diferentes cargas aplicadas. Mientras en la figura 5.3 f) se observa y ubica mediante un círculo la presencia de microgrietas en las zonas de la huella de desgaste, así como microdefectos que se atribuyen a la carga y concentración esfuerzos cíclicos constantes a la que se sometió el material.

En las figuras 5.4, 5.5 y 5.6 se observan los gráficos del coeficiente de fricción en función de la distancia para cargas de 1, 3 y 5 N, respectivamente, así como la repetición de cada uno de los ensayos empleando los mismos parámetros del ensayo. Por otro lado, se aprecia una ligera variación en el coeficiente de fricción en figuras 5.4 y 5.6. Mientras que para el gráfico de desgaste a una carga de 3 N la variación en la zona estable repercutió a un cambio en el coeficiente de fricción. Se postula que se esto se atribuye a las interacciones entre la bola y la carga intermedia entre 1 y 5 N, originando mecanismos de desgaste diferentes en el material.

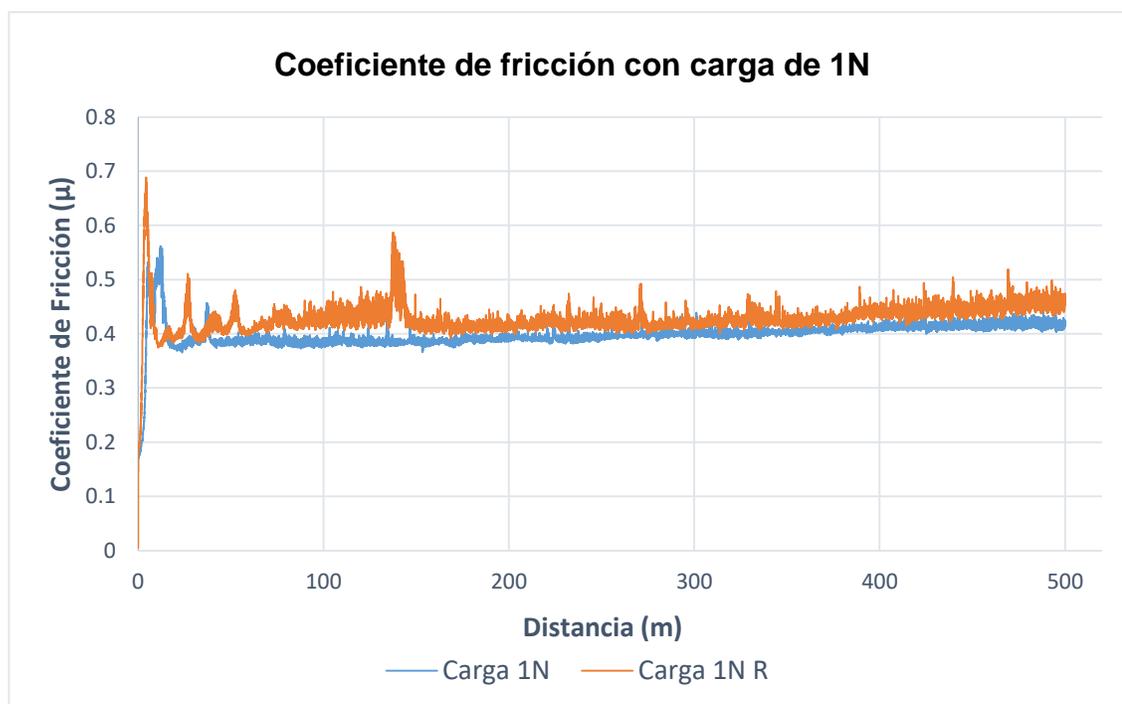


Figura 5.4: Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 1 N y repetición.

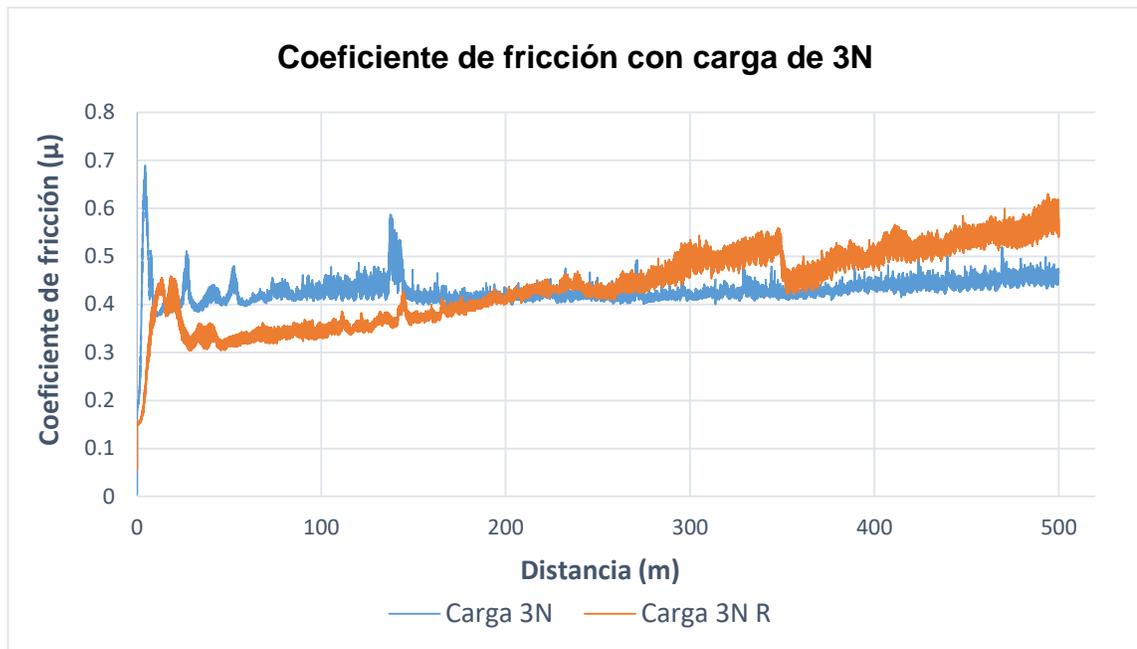


Figura 5.5: Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 3 N y repetición.

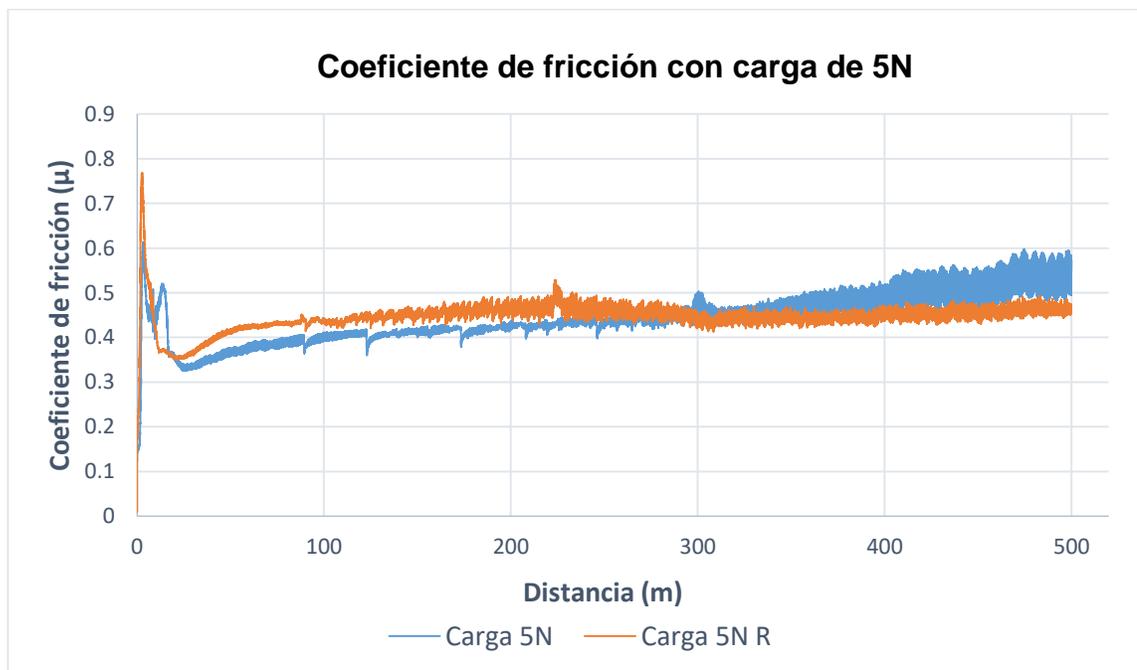


Figura 5.6: Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 5 N y repetición.

En la figura 5.7 se observa la agrupación de los tres ensayos para las muestras sin repetición de 1, 3 y 5 N, respectivamente. A detalle, se aprecia un comportamiento similar en la zona de ajuste inicial y de deslizamiento estable. Esto es atribuido a la dureza del material y a los mecanismos de desgaste similares bajo el efecto de diferentes cargas. En este caso, se postula que este comportamiento se atribuye a los módulos elásticos del material.

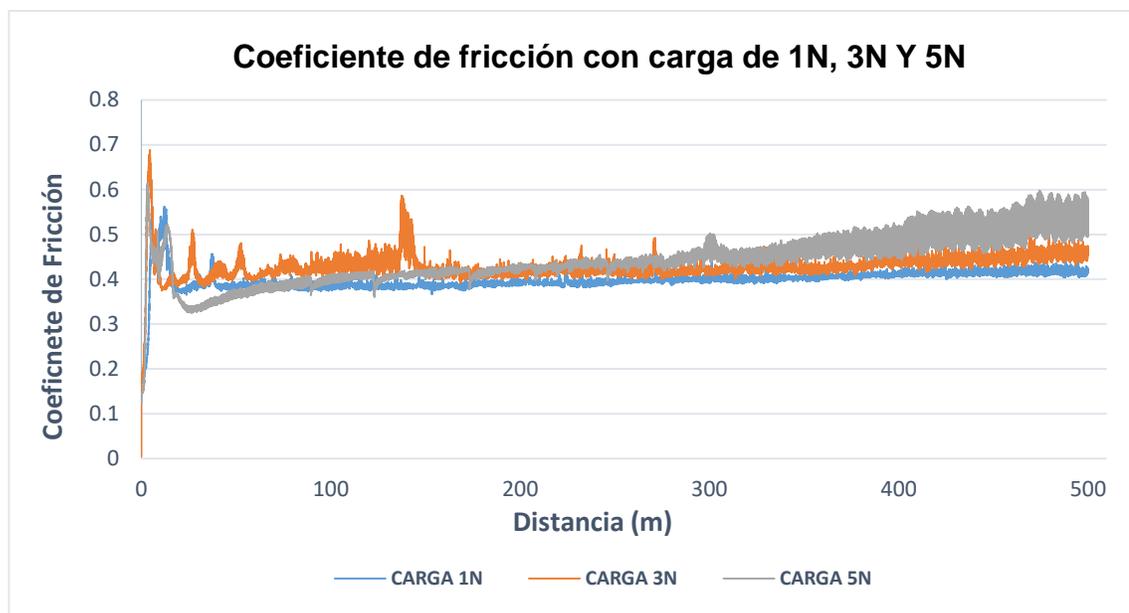


Figura 5.7: Gráfico del coeficiente de fricción en función de la distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 1, 3 y 5 N.

En la tabla 5.2 se resumen los valores de la pérdida de volumen de cada muestra a diferentes cargas de acuerdo a la norma ASTM G-99. Por otro lado, se observa que la mayor cantidad de volumen desprendido corresponde al ensayo realizado con una carga de 5 N.

Tabla 5.2: Pérdida de volumen del acero Hardox 450 con cargas de 1, 3 y 5 N.

Volumen perdido de acero Hardox 450 a la norma ASTM G-99				
Piezas	Radio de la huella (mm)	Ancho de la huella (mm)	Radio de la esfera (mm)	Volumen Perdido (mm³)
1N	7	0.1451	3	0.00373
1N-R	7	0.1394	3	0.00331
3N	7	0.2451	3	0.01798
3N-R	7	0.2598	3	0.02142
5N	7	0.3022	3	0.03372
5N-R	7	0.3049	3	0.03463

5.3 Evaluación de las propiedades mecánicas y microdureza por la técnica de nanoindentación.

En la figura 5.8 se observa el gráfico de barras correspondiente a los módulos elásticos de las diferentes zonas de la placa de acero Hardox 450. Se aprecia que la zona transversal tiene una mayor respuesta de recuperación elástica (~ 200.8 GPa). Debido a una mejor distribución de fases y menor tamaño de grano, ya que los granos bajos fuerzas normales de carga de laminación activan esfuerzos de compresión que deforman los granos. Mientras, el módulo elástico medido de 196.2 GPa en la zona superior de la placa tiene un valor no muy por debajo de la zona transversal. Debido a efectos de esfuerzos de compresión y distribución de las fases que comprimen los granos. En contraste, la zona longitudinal tiene un módulo elástico de 182.2 GPa. Debido a dos aspectos: 1) la carga aplicada es sobre un grano alargado y, por tanto la contención de la concentración del sistema de esfuerzos por los límites de grano es menor [36] y 2) el efecto del bandeamiento longitudinal.

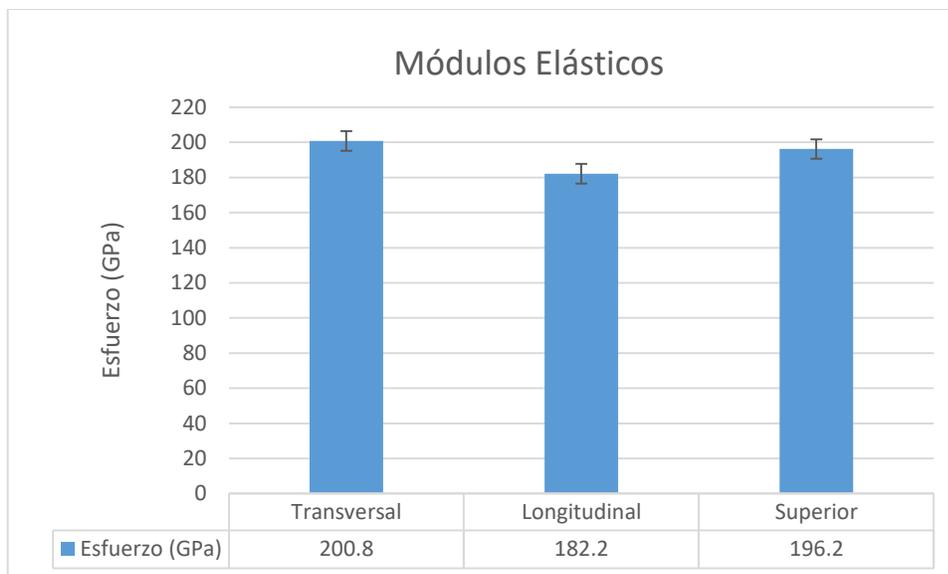


Figura 5.8: Grafico de barras de módulos elásticos en diferentes zonas de la placa de acero Hardox 450.

En la figura 5.9 se aprecia el gráfico de barras de la microdureza promedio de cinco mediciones lineales en las diferentes zonas de la placa en acero Hardox 450. Se aprecian similares tendencias en los gráficos con respecto a los módulos elásticos. La zona con mayor dureza corresponde a la zona transversal con un valor de 389 HV, le sigue la zona superior con 363 HV y con menor valor de microdureza es la zona longitudinal con 305 HV. Cabe resaltar que el bandeamiento en el sentido de la dirección de laminación tiene un efecto en el acomodo de las fases durezas y blandas, así como el alargamiento del grano de la placa de acero Hardox 450.

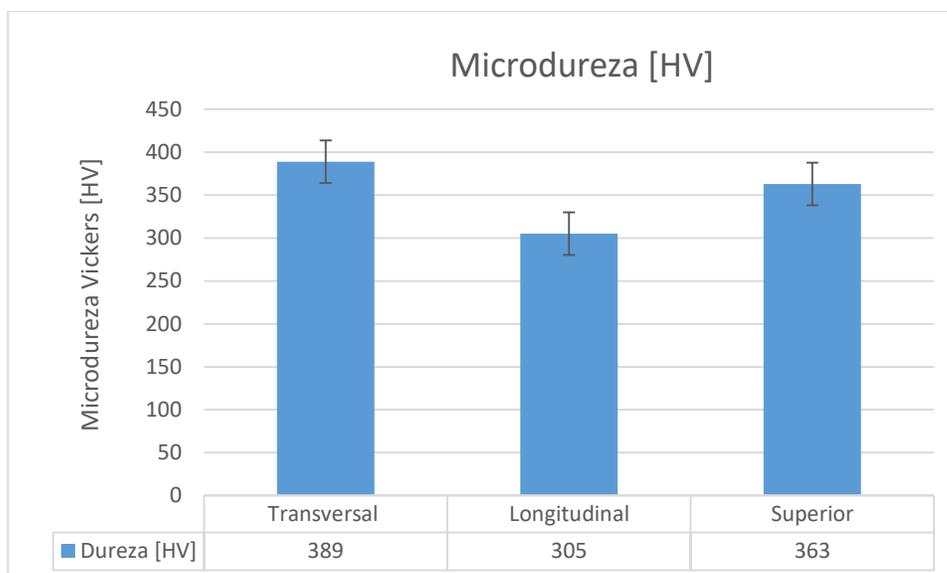


Figura 5.9: Gráfico de barras de las microdureza en diferentes zonas de la placa de acero Hardox 450.

Esta evaluación de las propiedades mecánicas en la diversas zonas, permiten establecer criterios de deposición de recubrimientos y, por tanto la selección del material de aporte. Obviamente, en el caso de la recuperación de un componente de acero Hardox-450 está delimitada por la zona de desgaste a recuperar a partir de un recubrimiento más duro que el substrato.

CAPÍTULO 6

VI. DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

Actualmente, las diversas tecnologías de soldadura han estado mejorando los procesos de unión y de interacción metalúrgica con el objetivo de recuperar, rehabilitar y restaurar su configuración geométrica y que estos se sigan desempeñando de forma adecuada. En este sentido, una de estas tecnologías es el proceso de plasma transferido por arco (PTA), el cual utiliza polvos como material de aporte como son: base Ni, base Co, reforzados con partículas de WC y polvos Fe-Cr-C. Cabe mencionar que específicamente para la recuperación del acero Hardox 450 por la técnica de PTA, no está sólidamente establecida e investigada como es el caso de muchos otros aceros categorizados como grado herramienta o de uso en maquinaria.

Es importante tener en cuenta que cada material posee diferentes propiedades físicas y químicas, por lo tanto tienen un punto de fusión distinto y durante la solidificación fuera de equilibrio lo que origina la formación de fases no deseadas. En este caso, es factible la disminución del tamaño de grano y/o extensión de las zonas afectadas térmicamente por el calor (ZAC). Lo anterior y entre otros factores afectan las propiedades de la interfaz soldada en funcionamiento, por lo que es importante considerar la soldabilidad metalúrgica del material, los parámetros del equipo, el material de aporte (durezas), coeficientes de expansión y contracción térmica, entre otros factores que nos coadyuvan a obtener una recubrimiento con alta resistencia al desgaste.

Cuando se utilizan Polvos Fe-Cr-C e interactúan metalúrgicamente con el material base, el enfriamiento puede dar lugar a la precipitación de diferentes carburos de Cr (M_2C , M_3C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ ($M = Fe, Cr$)) los cuales son extremadamente duros, estos pueden ser beneficiosos o perjudiciales en función de la cantidad, distribución, tipos y tamaño, así como el efecto del

coeficiente de dilatación térmica que debe ser similar al de la matriz para evitar la concentración de esfuerzos. Cabe mencionar, cuando estos precipitan en los límites de grano o en las zonas interdendríticas bajo un medio electrolítico da lugar a un fenómeno que se conoce como corrosión intergranular. Por otro lado, en base a la revisión bibliográfica es importante aplicar tratamientos térmicos posteriores a la depositación del recubrimiento que coadyuven a formar una microestructura homogénea y similar a la del metal base (estructura martensítica). En este sentido establecen que en los aceros Hardox [29] se obtiene microestructuras homogéneas similares al del metal base en estado de entrega con una distribución lineal de durezas. Cabe mencionar que estos tratamientos se proponen con el objetivo de que el herramental o pieza recuperada tenga un mejor desempeño.

De la revisión bibliográfica es importante tener en cuenta el grado de dilución, un amperaje alto, velocidad de avance baja y una tasa de alimentación del polvo elevada provoca una gran concentración de calor y acumulación excesiva de material de soldadura fundido, por lo consiguiente esto generara dilución del material base con el material de aporte depositado provocando un aumento en la zona afectada térmicamente a la largo de la unión soldada. El proceso de plasma transferido por arco se caracteriza por tener una ZAC mínima y porcentajes de dilución más bajos comparados con otros procesos sin embargo, si no se utilizan los parámetros adecuados, sacarle al máximo provecho a esta técnica y a las ventajas que esta ofrece en relación a otros procesos será complicado. Por otro lado, es importante tener en cuenta que amperajes en el rango de 120 a 150 A y velocidad de avance de entre 0.2 y 0.7 mm/s para aceros martensíticos se encuentran entre los más utilizados considerando una distancia de la boquilla a la pieza de trabajo de entre 5 mm y 13 mm. Asimismo, es importante considerar que para un estudio más profundo será necesario realizar una serie de experimentos que involucren muestras exploratorias con diferentes parámetros, con el objetivo de buscar aquellos que obtengan los mejores resultados debido a que cada material se comporta de manera distinta.

En base a lo anterior, la calidad del recubrimiento y las propiedades que esté presente en comparación al material base es posible hacer una recuperación y rehabilitación de un herramental, debido a que los materiales de aporte tienen características y fases similares al del metal base. Sin embargo, depende de factores como la correcta selección del material de aporte proponiendo un polvo Fe-Cr-C o similar, y parámetros que se encuentren en el rango mencionado anteriormente, con el objetivo de tener baja dilución, ZAC mínimas y poca entrada de calor minimizando las contracciones y deformaciones de la pieza. En base a los módulos elásticos la deposición del recubrimiento sería factible en la zona superior debido a que esta se encuentra en un punto intermedio entre la zona transversal y longitudinal.

CAPÍTULO 7

VII. CONCLUSIONES

En base a la revisión bibliográfica consultada y al caso de estudio previo realizado para la correcta selección de un material de aporte que presente una adecuada interacción metalúrgica con el material base Hardox 450 se concluye que:

- Es posible recubrir aceros Hardox de estructura martensítica utilizando polvos Fe-Cr-C, empleando los parámetros adecuados con baja dilución, mínima entrada de calor y mínimas zonas afectadas térmicamente.
- Materiales de aporte base Fe-Cr-C produce estructuras martensíticas en la interfaz soldada, las cuales pueden ser homogenizadas con tratamientos térmicos posteriores que le den un mejor desempeño a la interfaz soldada.
- El material base en estado de entrega “placa laminada en acero Hardox 450” con posterior tratamiento térmico de temple, mostro bandeamiento en las tres zonas donde se realizó análisis microestructural, siendo más visible en la zona paralela en sentido de laminación correspondiente a la vista longitudinal.
- El ensayo de tribología sobre el material Hardox 450 no mostro variación en función de las cargas aplicadas (1N, 3N y 5N) teniendo un coeficiente de fricción promedio de 0.41 en la zona estable del grafico de desgaste.
- Por medio de microscopia óptica se observó que el ancho de huella la cal fue proporcional a la carga aplicada siendo la carga de 5N más ancha con respecto a la carga de 1N.

- Por microscopia electrónica de barrido se observó que el principal mecanismo de desgaste fue de tipo abrasivo con delaminación a la largo de la huella de desgaste a 5000x se apreció que el efecto de la carga tuvo repercusión en la aparición de fisuración y microgrietas en algunas zonas de la huella de desgaste.
- Por medio de la técnica de nanoindentación se obtuvieron los módulos elásticos y durezas de la zona transversal, longitudinal y de cara de la placa de acero Hardox 450, se observó que el efecto del bandeamiento compromete la homogeneidad en las propiedades mecánico-elásticas del material.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J.R. Davis, (2004). Handbook of Thermal Spray Technology, ASM International. Pág. 3
- [2] Ing. José Alfredo Morales Torres, (28 de Diciembre de 2012). Una aproximación a la tecnología de proyección térmica, AVANCES Investigación en Ingeniería Sitio web: http://www.unilibre.edu.co/revistaavances/Avances_9-2/r9-2_art7.pdf
- [3] P. Mendez, (2008) Welding processes for wear resistant overlays. ELSEVIER
- [4] Ángela Lázaro Martín, (2008) Soldeo por arco sumergido. Soluciones industriales y soldadura.
- [5] Kjellberg Finsterwalde. Ilustración Soldadura de arco sumergido [Ilustración] Recuperado de <http://www.kjellberg.de/Tecnologia-de-soldadura/Asistencia/Procedimiento-de-soldadura/Soldadura-de-arco-sumergido.html>
- [6] Pedro Ramiro. (Noviembre 2008) Optimización de la eficiencia del proceso de aporte por láser de recubrimientos de alta dureza mediante el estudio de diferentes tipos de boquillas coaxiales. DYNA ingeniería e industria.
- [7] GNC Laser. Ilustración soldadura laser y depósitos sobre placa medio carbono. [Imagen de internet] Recuperado de <https://www.gnclaser.es/>
- [8] ASM International (2003). Trends in Welding Research. Materials Park, Ohio: ASM International.
- [9] Granja M, Víctor Hugo Díaz. (Enero 2013). Proceso de soldadura GMAW, para aceros ordinarios al carbón, aceros inoxidable y aluminio. ResearchGate
- [10] V. Vergara, (2011) Hardfacing by Plasma Transferred Arc Process. Pag 4-7

[11] Mauricio Ibarra Echeverría, (Marzo 2010) Gerencia de Desarrollo Tecnológico y SHEQ. Aceros Inoxidables Diciembre de INDURSA.

[12] COLMONOY®. Tabla de materiales de aporte en polvo para el proceso PTA. Recuperado de <https://www.wallcolmonoy.com/>.

[13] HARDOX WEARPARTS. Piezas de desgaste [Imagen de internet] Recuperado de <https://www.hardoxwearparts.es/equipo>.

[14] Frydman S.Konat L, Pkalski G. (2008) Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels. Archives of Civil and Mechanical Engineering; 13: 15-27.

[15] Fabio Alejandro Uribe Isaza, (Agosto 1999) Efecto del boro en la templabilidad de los aceros. Pag 41-48.

[16] Ficha técnica Hardox 450, SSAB Oxelösund AB, versión 2010-02-01, página 4, Sweden.

[17] Ficha Técnica Hardox 450, SSAB, VERSION 2008-05-10, página 2,2 recuperado de <http://grupovimsa.com/>

[18] API Standard 1104 Welding of Pipelines and Related Facilitie. TWENTY-FIRST EDITION, SEPTEMBER 2013. Pag 103

[19] AHMSA, Manual de diseño para la construcción con acero. Red comercial AHMSA, 2013.

[20] Maryory Astrid Gómez Botero. (2005). Caracterización de las propiedades tribológicas de los recubrimientos duros. Pag 8-26.

[21] Ficha Técnica TRB³: Tribómetro pin-on-disk, Anton Paar, Recuperado de <https://www.anton-paar.com/>

[22] William D. Callister, Jr. (1995). Introducción a la ciencia e Ingeniería de los materiales. Pag 177-184

[23] Jorge Mauricio Cubero Sesín. (2015). Desarrollo de aleaciones nanoestructuradas de aluminio con propiedades mecánicas superiores mediante deformación plástica severa. De revista digital universitaria de la UNAM.

[24] Repositorio de la facultad regional Rosario. VII. MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO. Fecha de revisión Julio 2019. Recuperado de <https://www.frro.utn.edu.ar/>

[25] Carlos Fabián Ajila Camacho. (2008). Estudio y control de distorsión en estructuras de acero soldadas. (Tesis de pregrado) .Escuela Superior Politécnica Litoral, Guayaquil – Ecuador.

[26] S. Suriñach, M. D. Baro, S. Bordas, N. (1992) La calorimetría diferencial de barrido y su aplicación la Ciencia de Materiales. Recuperado de <http://boletines.secv.es/upload/199231011.pdf>

[27] R. Veinthal. (2012). Abrasive impact wear and surface fatigue wear behavior of Fe–Cr–C PTA overlays. ELSEVIER.

[28] Mustafa Ulutan. (2016). Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc (PTA)-deposited Fe-Cr-C composite coatings on AISI 5115 steel. ELSEVIER.

[29] Lukasz Konat. (2017). Effect of Welding Process on Microstructural and Mechanical Characteristics of Hardox 600 Steel. ELSEVIER.

[30]. Liyanage. (2011). Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries.

[31] Pedro Augusto Ramos. (2019). Abrasive wear characteristics of complex carbides overlay (CCO) in comparison to low-alloy boron steels. ELSEVIER.

[32] Rodolfo Arreola Herrera. (2011). Efecto de la deformación en frío sobre las propiedades mecánicas de los aceros: DIN 32CrMoV12 10, AISI 4340 y AISI 8620. IPN Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas.

[33] Rosdely Quiroz. (2009). Efecto de la perlita en aceros bandeados sobre la resistencia a la corrosión por CO₂. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales.

[34] George Krauss. (2003). Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. Iron Steel Society.

[35] Juhua Liang. (2018). Improved microstructural homogeneity and mechanical property of medium manganese steel with Mn segregation banding by alternating lath matrix. ELSEVIER.

[36] D. J. Suman, A. L. M. Costa, M. S. Andrade. Calculating the elastic modulus from nanoindentation and microindentation reload curves. Mater. Charact. 58 (2007), 380-389.

LISTADO DE FIGURAS

Número	Figura	Pág.
2.1	Esquema de formación de capa	6
2.2	Proceso de soldadura por arco sumergido (SAW)	7
2.3	Esquema del proceso LBW	8
2.4	Placa con deposición de capas de acero inoxidable martensítico por medio de proceso LBW	8
2.5	Antorcha utilizada en el proceso de soldadura GMAW	9
2.6	Comparación esquemática de antorcha de proceso PTA y el proceso PAW	10
2.7	Equipo PTA; 1.- Generador de corriente. 2.- Sistema de enfriamiento. 3.-Contenedor de polvo. 4.- Cilindro de gas de protección	11
2.8	Esquema de la boquilla utilizada en el proceso PTA	12
2.9	Parte y herramientas utilizados en la industria minera	17
2.10	Equipo de tribología Pin-on-disk	21
2.11	Curva típica de ensayo tribológico	22
2.12	Esquema de deslizamiento de un cuerpo libre sobre una superficie	23
2.13	Esquema de mecanismo de fricción por adhesión	24
2.14	Fricción por impurezas abrasivas	24
2.15	Esquema de desgaste abrasivo	26
2.16	Esquema de desgaste por tercer cuerpo	26
3.1	Fatiga superficial	35
3.2	Impacto abrasivo	35
3.3	Micrografías de recubrimientos Fe-Cr-C a diferentes tiempos de enfriamiento	35

3.4	Fractografías de ensayo de desgaste por impacto abrasivo	36
3.5	Dimensiones de la muestra	37
3.6	Micrografías de los recubrimientos (a) 80 A, (b) 90 A, (c) 90 A, (d) 100 A, (e) 110 A y (f) 120 A	39
3.7	Micrografías obtenidas por MEB de los recubrimientos (a) 80 A y (e) 120 A	40
3.8	Cilindro (a) Después del recubrimiento, (b) Después de la pruebas de campo	41
3.9	Susceptibilidad al agrietamiento de aceros Hardox 400, 450, 500 y 600	42
3.10	Diseño de juntas, A) Aporte Ultramag B) Aristorod 8	43
3.11	Macrografías: a) Después de soldar, b) Después del tratamiento térmico	43
3.12	Micrografías del metal de soldadura: a) Después de soldar, b) Después del tratamiento térmico	44
3.13	Gráfico de la variación de la microdureza en función de la distancia del centro de la soldadura (AW= Después de la soldadura y HT=Con tratamiento térmico)	44
3.14	Micrografías de la sección transversal de MMC que ilustran (a) baja disolución de WC usando aleación A y (b) alta disolución de WC usando aleación C	47
3.15	Mapa de elementos obtenido por microanalizador de sonda electrónica	48
3.16	Mapa de elementos obtenido por microanalizador de sonda electrónica (EPMA) que muestran el enriquecimiento de fase Cr-W-C en la periferia de las partículas de WC	48
3.17	Mapa de elementos obtenido por EPMA del compuesto Ni-WC con contenidos de fase en bloque de Cr-Ni-Si-W-C	49
3.18	Esquema de estándar ASTM – G65	50
3.19	Microestructura inicial de los materiales utilizados, a) Acero al carbono, b) Hardox 450, c) Hardox 500, d) Hardox 600 y d) CCO	51
3.20	Análisis EDS de CCO (a) matriz austenítica, (b) zona del carburo	52

3.21	Gráfico de barras de la pérdida de volumen de los distintos materiales después de la prueba	52
3.22	Micrografías de morfología de los diferentes materiales después de la prueba de desgaste	53
4.1	Esquema de laminación de la placa del acero Hardox 450	57
5.1	Microestructuras del acero Hardox 450, a) Vista superior, b) Vista transversal y c) Vista longitudinal	60
5.2	Huellas de desgaste vistas al Microscopio electrónico a 100x a) 1N, b) 3N, c) 5N y repeticiones d) 1N, e) 3N, f) 5N	61
5.3	Micrografías de las huellas de desgaste vistas al Microscopio electrónico a 400x a) 1N, b) 3N, c) 5N y la misma huella a 5000x d) 1N, e) 3N, f) 5N	62
5.4	Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 1 N y repetición	63
5.5	Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 3 N y repetición	64
5.6	Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 5 N y repetición	64
5.7	Gráfico del coeficiente de fricción en función de las distancia ensayado por Pin-on-disk sobre un acero Hardox 450 a 1 ,3 y 5N	65

LISTADO DE TABLAS

Número	Figura	Pág.
2.1	Polvos metálicos COLMONOY® utilizados en proceso PTA	16
2.2	Aplicación de los polvos metálicos COLMONOY®	16
2.3	Composición química de aceros Hardox 400 y Hardox 500	18
2.4	Propiedades microestructurales para aceros Hardox 400 y 500	18
2.5	Propiedades mecánicas para una placa de acero Hardox 450	19
2.6	Soldabilidad del acero en función del carbono equivalente	20
3.1	Composición química en % e.p. para el material de aporte y sustrato	37
3.2	Parámetros de operación del PTA	38
3.3	Composición química (%e.p) de aleaciones base Ni	46
3.4	Parámetros utilizados en PTA	46
3.5	Composición química de los materiales empleados	50
4.1	Parámetros del ensayo de Pin-on-disk	56
5.1	Composición química de acero Hardox 400	58
5.2	Pérdida de volumen del acero Hardox 450 con cargas de 1, 3 y 5 N	66

