

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LA ADICIÓN DE NANOPARTÍCULAS DE WC Y TIC EN LA
MODIFICACIÓN SUPERFICIAL DEL ACERO GRADO HERRAMIENTA H13
MEDIANTE EL PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)**

POR

ALBERTO VALENTÍN ZAMORA LÓPEZ

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA

22 DE DICIEMBRE 2016

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



EFFECTO DE LA ADICIÓN DE NANOPARTÍCULAS DE WC Y TIC EN LA MODIFICACIÓN SUPERFICIAL DEL ACERO GRADO HERRAMIENTA H13 MEDIANTE EL PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)

POR

ALBERTO VALENTÍN ZAMORA LÓPEZ

TESIS

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

SALTILLO, COAHUILA

22 DE DICIEMBRE 2016

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales
Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Tesis “**EFFECTO DE LA ADICIÓN DE NANOPARTÍCULAS DE WC Y TIC EN LA MODIFICACIÓN SUPERFICIAL DEL ACERO GRADO HERRAMIENTA H13 MEDIANTE EL PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)**”, realizada por el alumno **ALBERTO VALENTÍN ZAMORA LÓPEZ**, con número de matrícula **14-MS037** sea aceptada para su defensa como Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial

**Dr. Felipe de Jesús
García Vázquez**
Director de Tesis

**Dr. Héctor Manuel
Hernández García**
Co-Director de Tesis

Ing. Mario Francisco Trejo Aguirre
Tutor en Planta

Vo.Bo.
Dr. Pedro Pérez Villanueva
Coordinador General de Estudios 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 Grado del alumno **ALBERTO VALENTÍN ZAMORA LÓPEZ**, una vez leída y revisada la Tesis titulada **“EFECTO DE LA ADICIÓN DE NANOPARTÍCULAS DE WC Y TIC EN LA MODIFICACIÓN SUPERFICIAL DEL ACERO GRADO HERRAMIENTA H13 MEDIANTE EL PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO (PTA)”**, aceptamos que la referida Tesis revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial durante el Examen de Grado correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 22 días del mes de diciembre del año 2016.

**Dr. Francisco
Cepeda Rodríguez**
Presidente

**Dra. Rocío
Saldaña Garcés**
Secretario

**Dr. Felipe de Jesús
García Vázquez**
Vocal

AGRADECIMIENTOS

A Dios por darme salud y fuerza de voluntad para culminar el presente proyecto.

A la Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA), por permitirme formar parte de ésta prestigiada institución, a todos sus integrantes y en especial a todos los maestros que aportaron sus conocimientos para mejorar mi formación académica.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), que mediante los recursos económicos asignados permitieron la manutención durante el desarrollo e investigación del presente proyecto.

A mi tutor el Dr. Felipe de Jesús García Vázquez que gracias a su orientación y aportación de conocimientos logró guiarme por el camino indicado para poder concluir satisfactoriamente la presente Tesis.

A la empresa y al Ing. Mario Francisco Trejo Aguirre por haberme permitido realizar el proyecto en convenio con COMIMSA, y por todas las facilidades brindadas durante el tiempo que duró el desarrollo, incluyendo materiales, equipo y personal de trabajo.

DEDICATORIAS

Dedico este trabajo a mi esposa Yenni Siller a quien amo demasiado y que día tras día me inspira a seguir superándome y me apoya incondicionalmente en cada decisión.

También dedico este trabajo a mis tres hermosas princesas Nicole, Alondra y Danna, que son el motor que me ayuda a levantarme para seguir adelante cada día.

Una dedicatoria especial para mis padres Jorge Zamora y Esvira López, que siempre me han brindado su apoyo, y que gracias a ello eh podido cumplir todas mis metas.

Dedico además éste trabajo a todas y cada una de las personas que permitieron que este proyecto de vida fuera posible.

ÍNDICE

SÍNTESIS	1
1 INTRODUCCIÓN.....	3
1.1 Antecedentes.....	3
1.2 Objetivos.....	5
1.2.1 Objetivo general	5
1.2.2 Objetivos específicos	5
1.3 Justificación	6
1.4 Planteamiento del problema	6
1.5 Hipótesis.....	7
1.6 Límites del estudio.....	7
1.7 Aportación científica y tecnológica.....	7
2 ESTADO DEL ARTE	8
2.1 Procesos de soldadura utilizados para aplicar recubrimientos resistentes al desgaste.....	10
2.1.1 Plasma Transferido por Arco (PTA)	10
2.1.2 Soldadura por arco sumergido (SAW)	12
2.1.3 Soldadura por haz láser (LBW)	14
2.1.4 Soldadura por arco de metal y gas (GMAW).....	15
2.1.5 Soldadura fuerte con flama de Oxy-acetileno	16
2.2 Aceros grado herramienta	18
2.2.1 Aceros para trabajo en caliente.....	19
2.2.1.1 Aceros al Cromo para trabajo en caliente.....	19
2.2.1.2 Acero para trabajo en caliente H13	20

2.3	Tratamiento térmico de acero grado herramienta.....	21
2.3.1	Austenización.....	22
2.3.2	Templado.....	24
2.3.3	Revenido.....	24
2.4	Aleaciones base cobalto.....	25
2.4.1	Cobalto en superaleaciones base Níquel.....	26
2.4.2	Cobalto en superaleaciones base Hierro.....	26
2.4.3	Efectos de principales elementos de aleación en aleaciones base cobalto	26
2.4.4	Aplicaciones de aleaciones base cobalto.....	28
2.5	Tipos de desgaste.....	29
2.5.1	Desgaste abrasivo.....	30
2.5.2	Desgaste por deslizamiento.....	30
2.5.3	Desgaste erosivo.....	32
2.6	Análisis térmico.....	34
2.6.1	Análisis térmico diferencial (ATD).....	34
2.6.2	Calorimetría diferencial de barrido (CDB).....	35
2.6.3	Análisis termogravimétrico (ATG).....	35
2.7	Efecto de condiciones de revenido en la resistencia al desgaste en varios mecanismos de desgaste del acero H13.....	35
2.8	Comportamiento del desgaste por impacto abrasivo y el desgaste de superficie por fatiga de recubrimientos de Fe-Cr-C por PTA.....	39
2.9	Influencia de partículas nano Al ₂ O ₃ en la microestructura y resistencia al desgaste de aleaciones base níquel para recubrimientos depositadas por el proceso de soldadura Plasma Transferido por Arco (PTA).....	41

2.10	Efecto del molibdeno en la microestructura y resistencia al desgaste de aleaciones para recubrimientos Stellite base cobalto.....	42
2.11	Efecto del procedimiento de soldadura en el comportamiento al desgaste de recubrimientos duros en un acero grado herramienta modificado 44	
2.12	Entendiendo los parámetros que controlan el proceso Plasma Transferido por Arco usando la metodología de superficie de respuesta.....	45
2.13	Función del envejecimiento en la transformación martensítica en una fundición de aleación base cobalto	46
3	METODOLOGÍA.....	49
3.1	Mezcla de metal de aporte y nanopartículas	50
3.2	Análisis térmico del metal de aporte y sus combinaciones.....	52
3.3	Tratamiento térmico de sustrato H13.....	53
3.4	Preparación de probetas experimentales	54
3.5	Aplicación de recubrimientos por PTA.....	55
3.5.1	Análisis metalográfico y macroataque.....	58
3.5.2	Microscopía electrónica de barrido	58
3.5.3	Ensayo de dureza	59
3.5.4	Ensayo de desgaste.....	60
3.5.5	Envejecido.....	61
4	DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	63
4.1	Selección de porcentaje de nanopartículas	63
4.2	Análisis térmico del metal de aporte y sus combinaciones.....	65
4.3	Tratamiento térmico de sustrato H13.....	70
4.4	Aplicación de recubrimientos por PTA.....	72
4.4.1	Caracterización microestructural.....	72

4.4.2	Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).....	78
4.4.3	Ensayo de dureza	82
4.4.4	Ensayo de desgaste.....	86
4.4.5	Envejecido.....	95
5	CONCLUSIONES	100
6	FIGURAS.....	102
7	TABLAS.....	105
8	BIBLIOGRAFÍA.....	107

SÍNTESIS

En el presente trabajo se estudia el efecto en la microestructura y la resistencia al desgaste de la adición de nanopartículas de carburo de tungsteno (WC) y carburo de titanio (TiC) en el metal de aporte en polvo Stellite® 12, el cual es utilizado para reparación o restauración de componentes metálicos sometidos a condiciones de desgaste a altas temperaturas, que para efectos de nuestro estudio se selecciona el acero grado herramienta H13.

El proceso de soldadura que se utiliza es el Plasma Transferido por Arco (PTA), el cual es un proceso cuya característica principal es la baja dilución que presentan los recubrimientos sobre el metal base, además de la baja afectación térmica en comparación con otros procesos de soldadura por arco.

El proceso de experimentación consistió en la preparación de una serie de muestras de metal de aporte Stellite® 12 impregnadas con distintos porcentajes de nanopartículas de carburos de tungsteno WC y TiC, con el fin de analizar el comportamiento de los polvos durante su aplicación por el proceso PTA; dentro del cual se consideraron adecuados los porcentajes de 0.5 y 2.0% e.p., los cuales fueron analizados por calorimetría diferencial de barrido (DSC, por sus siglas en inglés) para analizar las reacciones endotérmicas y exotérmicas presentes en la aleación original y modificada cuando fueran sometidas a altas temperaturas.

Los parámetros de soldadura fueron seleccionados de la literatura revisada, realizando una variación del amperaje en 5 niveles, el cual es el parámetro que principalmente influye en la dilución del recubrimiento sobre el metal base de acuerdo a la revisión bibliográfica; los recubrimientos de prueba iniciales fueron aplicados con el metal de aporte Stellite® 12 sin adición de nanopartículas y posteriormente se caracterizaron las muestras en laboratorio mediante estereoscopía para seleccionar los parámetros de soldadura que resultaran en la menor dilución del recubrimiento.

Posteriormente, se realizó el desarrollo experimental de probetas de soldadura en una sola pasada para realizar la caracterización en laboratorio de los recubrimientos mediante microscopio óptico, estereoscopio, durómetro Rockwell y microscopio electrónico de barrido. Adicionalmente, se realizaron probetas de soldadura con técnica multipasada para obtener cupones totalmente recubiertos por una cara con las dimensiones adecuadas para el ensayo de desgaste, los cuales fueron realizados bajo las especificaciones de la norma ASTM: G99-05 en un perfilómetro de Pin-on-disk con carga de 5 N.

Los resultados del ensayo de dureza mostraron que solamente la probeta recubierta con el metal de aporte adicionado con 2% e.p. nanopartículas de TiC mostraba mejora significativa de la dureza en la escala Rockwell C, por lo cual se decidió realizar un tratamiento térmico de envejecido a 750 °C a los cupones de soldadura, ya que de acuerdo a literatura revisada, mediante el envejecido de aleaciones base cobalto se ha logrado la obtención de mayor porcentaje de fases martensíticas HCP dispersas en una matriz de cobalto.

CAPÍTULO I

1 INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

El desgaste es un mecanismo que puede actuar de diferentes formas en los metales, afectando la forma física de una infinidad de componentes, a través de la pérdida de material de superficies que se encuentran en contacto con otros materiales o partículas abrasivas, como ejemplo de la gama de componentes que son afectados comprende desde partes mecánicas de motores, rodillos de laminación, moldes para fundición de metales y vidrio, troqueles, herramientas para conformado, componentes para excavación en la minería, etc.

Existen diferentes métodos utilizados para la reparación por soldadura de las superficies que sufren la pérdida de material en los componentes ya mencionados, como por ejemplo el proceso de soldadura por arco de metal y gas (GMAW o MIG por sus siglas en inglés), el proceso de soldadura por arco con núcleo fundente (FCAW), el proceso de soldadura de arco sumergido (SAW), entre otros.

Pero en la actualidad se ha optado por aplicar recubrimientos duros por soldadura resistentes al desgaste en algunos componentes antes de que sean puestos en servicio para alargar su vida útil, y así evitar los altos costos de mantenimiento que causan las reparaciones de componentes desgastados, que en algunas ocasiones ya no es posible reparar y ocasiona el reemplazo total del componente, dichos recubrimientos se logran utilizando métodos que ofrecen la ventaja de no generar grandes zonas afectadas por el calor (ZAC), como por ejemplo el proceso de soldadura por arco de tungsteno y gas (GTAW o TIG), el proceso de soldadura con rayo láser (LBW), el proceso oxy-combustible de alta velocidad (HVOF), entre otros.

Pero uno de los procesos para aplicar recubrimientos duros con excelentes propiedades mecánicas es el proceso de plasma transferido por arco (PTA), el cual es un proceso que utiliza un metal de aporte en forma de polvo para unirse a un sustrato y producir un recubrimiento duro y resistente al desgaste el cual está metalúrgicamente unido al sustrato.

Dentro de las ventajas que ofrece el proceso PTA se encuentra la dilución del metal de aporte de hasta un 5% en el metal base, la cual se considera bajas en comparación con el 25% que regularmente producen otros procesos de soldadura, como por ejemplo el proceso MIG y TIG, lo cual ayuda a mantener una alta resistencia al desgaste (1).

Los metales de aporte que se utilizan en el proceso de soldadura PTA son polvos metálicos, que se depositan en el sustrato por medio de proyección a través del plasma que se genera en la boquilla de la antorcha del sistema de soldadura, formando un depósito denso y resistente. Sin embargo, estos metales de aporte requieren de la mejora de sus propiedades de resistencia al desgaste debido a la gran variedad de condiciones de trabajo al que están expuestos continuamente los componentes.

Es por eso que el contenido del presente proyecto está enfocado al uso de metales de aporte adicionados con nanopartículas, ya que múltiples

investigaciones desarrolladas en la actualidad evidencian la superioridad de las propiedades de los materiales en escala nanométrica y nanoestructurados con respecto a sus homólogos en escala micrométrica.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Determinar el efecto de la adición de nanopartículas de carburo de tungsteno (WC) y carburo de titanio (TiC) en metales de aporte en polvo base cobalto utilizados para aplicaciones de resistencia al desgaste a altas temperaturas, los cuales se puedan utilizar para el recubrimiento o recuperación de superficies dañadas en componentes de acero grado herramienta para trabajo en caliente H13, aplicados mediante el proceso de plasma transferido por arco (PTA).

1.2.2 Objetivos específicos

- Determinar los porcentajes de nanopartículas adecuados para su adición en metales de aporte en polvo para la aplicación de recubrimientos en aceros grado herramienta.
- Estudiar los cambios de fase del material de aporte y las nanopartículas mediante análisis térmico diferencial (ATD) y calorimetría diferencial de barrido (CDB) para determinar su estabilidad cuando son sometidos a altas temperaturas.
- Analizar el efecto de las nanopartículas en la dilución de recubrimientos de soldadura aplicados por el proceso de Plasma Transferido por Arco (PTA).
- Evaluar el efecto de las nanopartículas en la microdureza y resistencia al desgaste en recubrimientos de soldadura depositados por el proceso PTA.

1.3 Justificación

El desgaste que ocasiona el trabajo continuo de distintos componentes ya antes mencionados es un proceso inevitable, lo cual ocasiona que sean reparados o reemplazados con frecuencia, volviéndose esta tarea un proceso costoso para la empresa, ya que la mayoría de éstos componentes están fabricados con aceros especiales, incluyendo los aceros para trabajo en caliente o de grado herramienta, los cuales tienen un costo moderado.

Debido a esta situación la mayoría de las empresas han optado por la recuperación o la aplicación de recubrimientos duros en distintos componentes para alargar la vida útil de éstos, por lo que se requieren metales de aporte que brinden buenas propiedades de resistencia al desgaste, siendo una opción el uso de metal de aporte como medio portador de nanopartículas, por lo que se decide el desarrollo de la presente investigación.

1.4 Planteamiento del problema

El problema analizado en la presente investigación es que se requieren metales de aporte que brinden las mejores propiedades de resistencia al desgaste posibles en los recubrimientos aplicados por el proceso de plasma transferido por arco (PTA) para alargar la vida útil de componentes fabricados con acero grado herramienta para trabajo en caliente, específicamente el acero H13, y así lograr la reducción de costos por reparación o reemplazo de componentes desgastados.

Por tal motivo el presente proyecto está enfocado a resolver la problemática existente en la industria metalmecánica en donde se utiliza el acero H13 en dados para extrusión, herramientas para fundición a presión, punzones y matrices para prensar, cuchillas para corte en caliente, moldes para fundición de plástico, insertos para dados y dados de forja.

1.5 Hipótesis

Se postula que a través del uso de metales de aporte en polvo como portadores de nanopartículas de WC y TiC se puede obtener mayor homogeneidad y fases de carburos dispersos en la microestructura de recubrimientos aplicados por el proceso PTA, los cuales proveerán mejores propiedades de resistencia al desgaste que los recubrimientos aplicados con metales de aporte en estado de suministro.

1.6 Límites del estudio

El alcance que tiene la presente tesis es realizar una investigación del uso de metales de aporte portadores de nanopartículas de WC y TiC aplicables al acero grado herramienta para trabajo en caliente H13 por el proceso de plasma transferido por arco (PTA), para así poder generar una serie de experimentos y seleccionar parámetros de soldadura que proporcionen baja dilución de los recubrimientos en el metal base, para demostrar los beneficios en la resistencia al desgaste que proporcionan los metales de aporte adicionados con nanopartículas en comparación con los metales de aporte en polvo que se encuentran en el estado de suministro.

1.7 Aportación científica y tecnológica

Como aportación científica se determinará el efecto del uso de metales de aporte base cobalto como portadores de nanopartículas de WC y TiC, los cuales serán aplicados mediante el proceso de soldadura de plasma transferido por arco (PTA), con el objetivo de mejorar la resistencia al desgaste a través de la obtención de una estructura cristalina refinada en los recubrimientos y por consecuencia más resistente en el metal de soldadura. La aportación tecnológica se enfoca en la generación de recubrimientos con mayor grado de dureza y resistencia al desgaste a partir de metales de aporte adicionados con nanopartículas para la obtención de microestructuras homogéneas a nanoescala.

CAPÍTULO II

2 ESTADO DEL ARTE

Las tecnologías de proyección térmica forman parte de la ingeniería de superficies. Éstas permiten obtener recubrimientos con propiedades específicas para satisfacer una necesidad industrial concreta (resistencia a oxidación, corrosión, desgaste, requisitos de dureza e incluso biocompatibilidad, entre otras).

La característica común de las tecnologías de proyección térmica convencionales es el aporte de energía cinética y energía térmica al material de recubrimiento, normalmente en forma de polvo o varilla. El material de partida normalmente se funde total o parcialmente y se proyecta sobre una superficie limpia donde impacta e interacciona mecánicamente e incluso metalúrgicamente con el sustrato. Las características del recubrimiento dependen esencialmente del proceso de proyección térmica escogido, de los parámetros de proyección y del material a proyectar.

Las técnicas se clasifican en función del origen e intensidad de las energías aportadas, básicamente, combustión y arco eléctrico. En la Figura 2.1 se

representan las distintas técnicas en función del rango de temperatura y velocidad de las partículas (2).

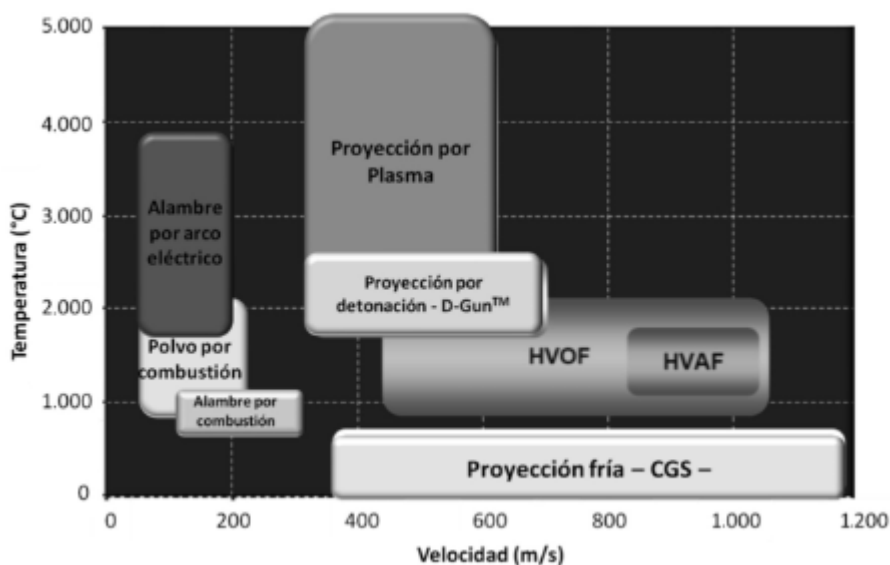


Figura 2.1. Clasificación de las tecnologías de proyección térmica según el rango de temperatura y velocidad de las partículas (2).

En comparación con otros métodos de modificación superficial, la proyección térmica presenta una gran versatilidad en cuanto a los materiales que pueden proyectarse y los sustratos o superficies que se pueden utilizar. Prácticamente todos los materiales que funden sin descomponerse dando una fase líquida estable, se pueden utilizar para formar recubrimientos por proyección térmica convencional. Aunque el material proyectado llegue al sustrato fundido o parcialmente fundido, el sustrato no se expone a altas temperaturas, por lo cual su forma y características estructurales y mecánicas no cambian, a diferencia de lo que sucede en soldadura, técnicas en las cuales se genera una zona afectada por el calor (ZAC) (2).

2.1 Procesos de soldadura utilizados para aplicar recubrimientos resistentes al desgaste

Los procesos de soldadura más utilizados para depositar recubrimientos resistentes al desgaste según la revisión bibliográfica y trabajos de investigación realizados por el Centro Canadiense para Soldadura y Unión son: el proceso de soldadura de plasma transferido por arco (PTA por sus siglas en inglés), la soldadura por arco sumergido (SAW), la soldadura por haz láser (LBW), la soldadura por arco de metal y gas (GMAW) y los procesos relacionados que usan alambres tubulares, también la aplicación de soldadura fuerte con flama de oxígeno-acetileno y aún se realizan experimentaciones para aplicar recubrimientos duros por el proceso de fricción-agitación (3).

A continuación, se presenta una descripción detallada de cada uno de los procesos antes mencionados.

2.1.1 Plasma Transferido por Arco (PTA)

El proceso de PTA es una variación del proceso de Soldadura por Arco de Plasma (PAW por sus siglas en inglés), el cual utiliza metales de aporte consumibles para endurecimiento superficial en forma de varilla o alambre, pero cuando es utilizado un metal de aporte en polvo el proceso es comúnmente llamado Plasma Transferido por Arco (4).

El proceso de Plasma Transferido por Arco es mostrado esquemáticamente en la Figura 2.2, es un proceso de soldadura en el que el polvo es introducido en un arco de plasma para formar un charco de soldadura en la pieza de trabajo. El depósito resultante es una mezcla homogénea y densa, con excelente unión metalúrgica con el metal base (pieza de trabajo). Este proceso usa un arco constreñido. La aleación se realiza desde un alimentador de polvo a la antorcha de plasma en una corriente de gas argón, que forma el plasma y se dirige a través de la antorcha hacia la afluencia del arco, donde se funde y se une por fusión al metal base. Una fuente de energía de corriente continua que conecta el electrodo

de tungsteno y la pieza de trabajo proporciona la energía para el arco transferido (5).

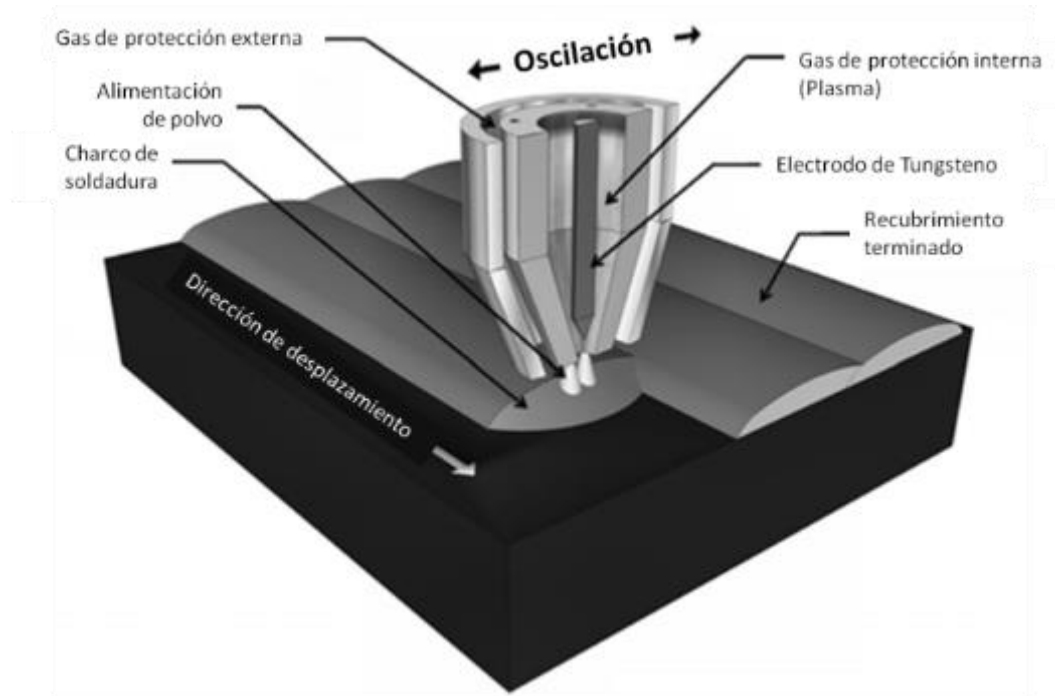


Figura 2.2. Estructura interna de boquilla del proceso de Plasma Transferido por Arco (PTA) (3).

Una segunda fuente de alimentación de corriente directa que conecta el electrodo de tungsteno y el orificio de constricción del arco apoya un arco no transferido. Este arco no transferido complementa el calor del arco transferido y sirve como un arco piloto para iniciar el arco transferido. El argón se pasa a través de un difusor de gas para proporcionar una manta de gas de protección en y alrededor de la zona del arco.

El endurecimiento superficial con el proceso de PTA tiene muchas ventajas. Depósitos que van desde 0.64 hasta 3.2 mm (0.025 a 0.125 pulgadas) de espesor pueden producirse rápidamente en una sola pasada. Una dilución de 5 a 20% en el depósito es típica. Aprovechamiento de polvo de hasta 95%, con tasas de deposición de hasta 4.5 kg / h (10 lb / h) son posibles, dependiendo del tamaño y la forma de la pieza que está siendo endurecida superficialmente.

El endurecimiento superficial por el proceso de PTA tiene algunas desventajas. El equipo es relativamente caro y está limitado a partes rectas o cilíndricas. La antorcha está montada sobre un carro y una pista que requiere la instalación permanente. Hay dos circuitos empleados en este proceso, por lo tanto, se requieren o bien una fuente de alimentación especial o dos unidades de potencia convencionales separadas. El consumo de argón es mayor que con GTAW. El argón tiene que ser suministrado al centro de la antorcha para proteger el electrodo. El gas protector es necesario para proteger el metal de soldadura, y el argón también se utiliza como un portador para el polvo. Las piezas grandes que requieren ser revestidas con aleaciones duras normalmente requieren precalentamiento (5).

En general el uso del proceso PTA es de gran conveniencia para la recuperación de componentes que están sometidos a condiciones severas de desgaste como se había mencionado. Las aplicaciones típicas del proceso (PTA) son en recubrimientos de tuberías de gas y aceite, válvulas y coples, partes aeroespaciales, rodillos de laminación, componentes de minería, trituradores de piedra y moldes para componentes de vidrio y metal también en la recuperación de componentes grado herramienta utilizados en los procesos de estampado (1).

2.1.2 Soldadura por arco sumergido (SAW)

El proceso SAW es un proceso atractivo para la fabricación de recubrimientos debido a su alta productividad y velocidad de deposición. Típicamente se utiliza SAW para aplicar carburos de cromo, un polvo que es alto en elementos de aleación tales como cromo, carbono, manganeso, molibdeno y se coloca delante del cabezal de soldadura. La antorcha de soldadura y la cabeza del fundente a continuación se mueven hacia adelante sobre el polvo con un alambre de acero de baja aleación mientras se desempeña una función de oscilación con el fin de aumentar el ancho del cordón de soldadura. El fundente para SAW convencional se utiliza para ayudar a proteger el charco de soldadura de la atmósfera. La

capacidad de ajustar fácilmente la composición final mediante la alteración de la composición de los polvos es una ventaja de utilizar este proceso. La tasa de deposición de SAW puede ser de más de 23 kg / h (50 lb / h). Un esquema del proceso que es utilizado para aplicar recubrimientos duros se muestra a continuación en la Figura 2.3 (3).

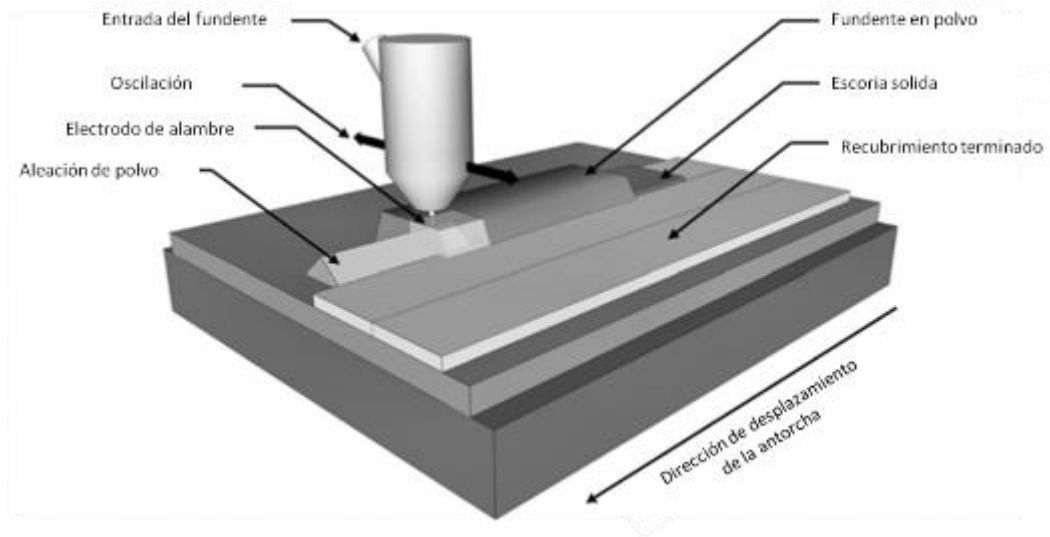


Figura 2.3. Esquema del proceso SAW (3).

Una ventaja del proceso de SAW es que después de la configuración inicial, la habilidad del operador requerida es mucho menor que para los procesos manuales; el proceso también está altamente automatizado lo cual ayuda a aumentar la productividad, estas son ventajas muy importantes en situaciones de fabricación que enfrentan la escasez de mano de obra calificada.

Dentro de las desventajas del proceso SAW se encuentra la gran cantidad de dilución asociada a la alta corriente que maneja, lo cual hace que el recubrimiento sea más delgado por la parte superior. Otro problema que puede surgir con el proceso SAW es la gran cantidad de distorsión en las placas durante la soldadura. Otra desventaja de SAW es que solo se puede aplicar en posición plana (3).

2.1.3 Soldadura por haz láser (LBW)

En los recubrimientos por LBW, se utiliza una fuente de poder para depositar material sobre un sustrato, dado que se manipula en relación con el láser a través de un CNC o ensambles robóticos. Las aplicaciones de recubrimientos superficiales industriales por LBW están dominadas por metodologías de inyección de polvo, sin embargo, la investigación significativa ha sido llevada a cabo en una amplia diversidad de métodos de transferencia de material depositado sobre el sustrato, tal como polvos preposicionados y los procesos de alimentación de alambre.

En el método de inyección de polvo, el material de recubrimiento duro se entrega al charco de soldadura por un gas portador inerte a través de un conjunto de boquilla, ya sea "fuera del eje" del haz de láser, o coaxialmente con el haz de láser incidente, como se muestra en la Figura 2.4 (3).

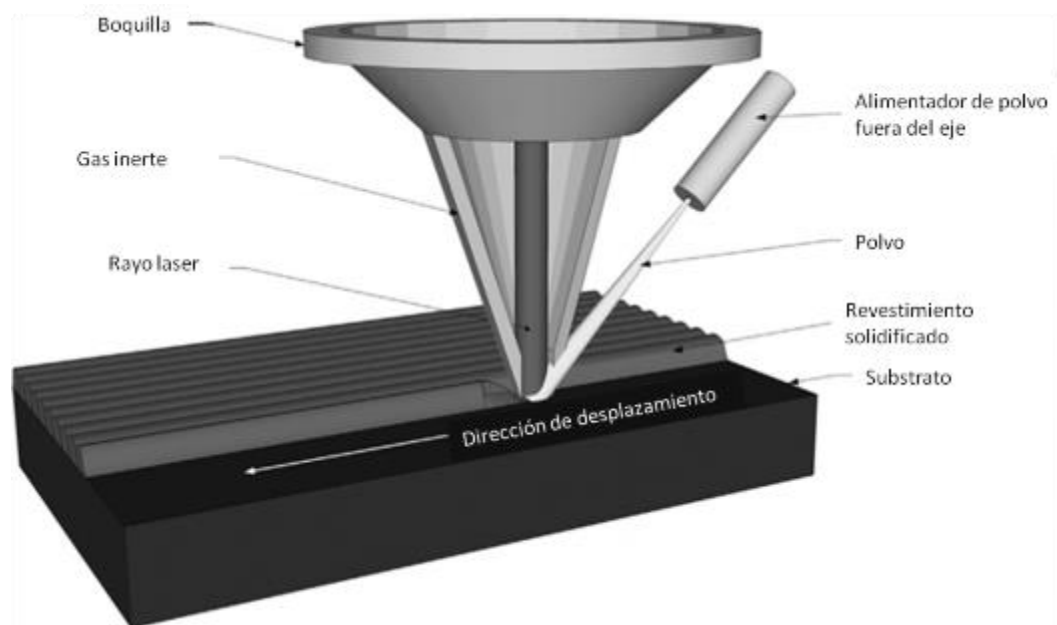


Figura 2.4. Esquema del proceso LBW (3).

Los índices de depósito máximo alcanzable para los procesos de recubrimiento por láser se determinan principalmente por la potencia máxima de la fuente de láser. Los láseres de baja potencia normalmente utilizados en la

investigación (500 W - 3 kW) generalmente pueden soportar velocidades de deposición nominales que van desde decenas de miligramos por minuto a 30-40 g / min (1.8 a 2.4 kg / h). Los láseres de potencia más altos generalmente empleados en la producción (3 - 10 kW) son capaces de depositar hasta 9 kg / h sin el uso de equipos secundarios.

Dentro de las ventajas del proceso por soldadura láser se encuentra la mínima entrada de calor, lo que limita la disolución del metal base y partículas de fases duras, y también permite un enfriamiento rápido, que promueve la dispersión fina y distribución uniforme de las fases duras en toda la matriz.

Dentro de las desventajas del proceso LBW es que la calidad del recubrimiento depende estrictamente de las interacciones entre partículas, el rayo, el gas inerte y el charco de soldadura, por lo que la configuración de sus parámetros deberá ser muy precisa (3).

2.1.4 Soldadura por arco de metal y gas (GMAW)

El proceso de soldadura GMAW es muy versátil y ampliamente utilizado. La facilidad de uso, las capacidades de todas las posiciones, tamaño compacto, y fuentes de alimentación relativamente baratas han hecho de GMAW un método de deposición atractivo para muchos recubrimientos resistentes al desgaste. El metal de aporte para recubrimiento duro se alimenta de una fuente de alimentación externa a la boquilla de la antorcha del GMAW, como se presenta en el esquema de la Figura 2.5.

Las tasas de deposición típicas del GMAW pueden variar desde 2.0 kg / h (4.4 libras / h) a 6.7 kg / h (14.8 libras / h) en función del consumible. Pero cuando se utiliza un aporte adicional con el aditamento de alambre caliente como se muestra en la Figura 2.5, se pueden alcanzar tasas de deposición que pueden variar desde 4.5 kg / h (10 lb / h) a 11.4 kg / h (25 lb / h) o más, dependiendo de la selección de los consumibles (3).

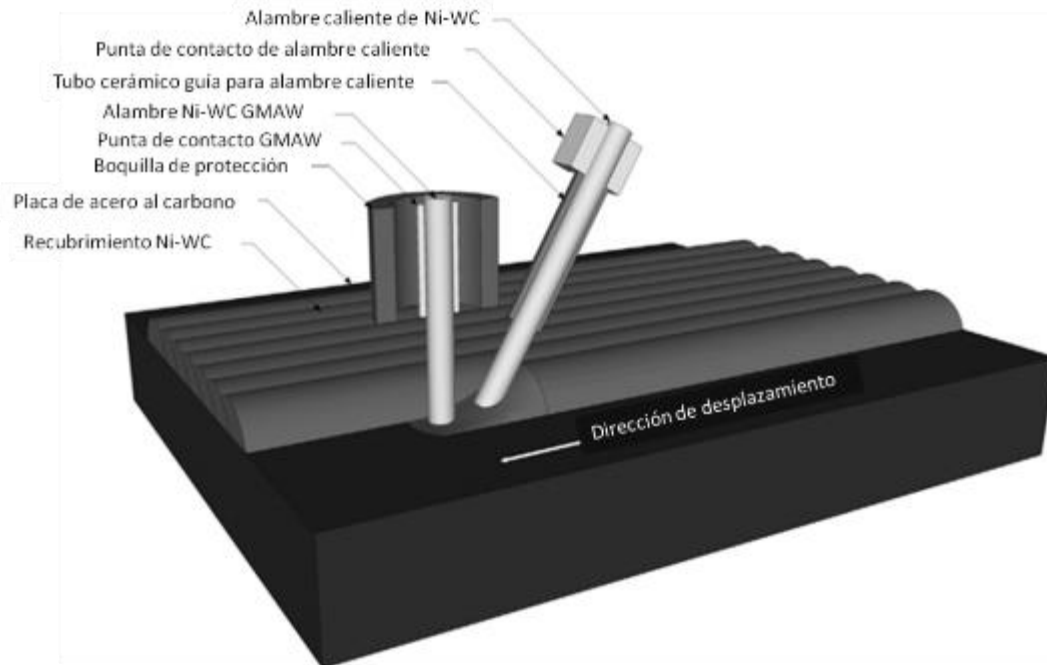


Figura 2.5. Esquema del proceso GMAW (3).

Dentro de las ventajas del proceso GMAW se encuentra su versatilidad de uso, pero se han encontrado desventajas en investigaciones anteriores que ponen en desequilibrio la utilización del proceso para aplicación de recubrimientos duros, como son: el exceso de disolución de carburos de tungsteno y baja eficiencia en la transferencia de carburos. En investigaciones anteriores se observó el exceso de disolución de carburos de tungsteno siendo el mecanismo de pérdida de carburos dominante, dando lugar a bajas fracciones de volumen de carburo y baja resistencia al desgaste (3).

2.1.5 Soldadura fuerte con flama de Oxy-acetileno

La soldadura fuerte con flama de oxígeno - acetileno, a pesar de ser una de las tecnologías más antiguas de temple superficial, sigue siendo popular debido a su operación simple. El equipo es relativamente barato, que incluye una antorcha, cilindros de oxígeno y de acetileno, dos reguladores de presión y mangueras de gas para la conexión. El oxígeno y los gases de acetileno a una

presión específica se alimentan a través de dos tubos diferentes que se mezclan en la antorcha y crean una flama en la punta. Temperaturas de hasta 3500 °C se pueden alcanzar en el núcleo interno de la flama de oxi-acetileno. La flama se utiliza para focalizar el calor pero no fundir el metal base antes de la soldadura fuerte; en los aceros, la superficie adquiere una apariencia satinada (también llamado "transpiración") que es una indicación de la temperatura apropiada para iniciar la soldadura fuerte. Un metal de aporte de baja temperatura de fusión se introduce en la flama que fluye sobre la superficie subyacente y forma un recubrimiento. La soldadura fuerte es normalmente un proceso manual, y no hay registros de que haya sido automatizada nunca. Un esquema del proceso que se utiliza para aplicación de recubrimientos duros se presenta en la Figura 2.6 (3).

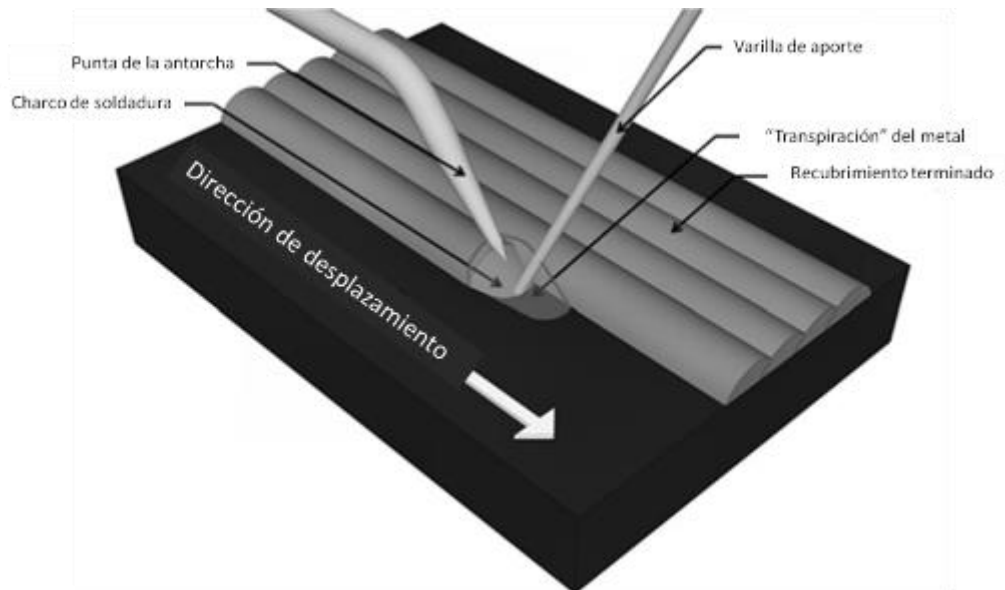


Figura 2.6. Esquema del proceso de soldadura fuerte con flama de Oxy-acetileno (3).

Dentro de las ventajas esta que el proceso es económico, de operación manual con poca habilidad para fabricación en taller o reparaciones en el lugar de trabajo y donde las tasas de deposición no son críticas.

Y como desventajas se tiene que en modo manual, el control preciso del espesor del recubrimiento es difícil, lo que lleva a un exceso de uso de materiales, y además se pueden generar sobrecalentamientos en el metal (3).

2.2 Aceros grado herramienta

Un acero grado herramienta es el acero utilizado para fabricar herramientas de corte, conformado, o dar forma a un material en una pieza o componente adaptado para un uso determinado. Los primeros aceros para herramientas eran simples, aceros al carbono, pero para 1868 y cada vez más a principios del siglo XX, se desarrollaron muchos aceros para herramientas altamente aleados. Estos aceros para herramientas de alta aleación complejos, que contienen, entre otros elementos, cantidades relativamente grandes de tungsteno, molibdeno, vanadio, manganeso y cromo, hacen que sea posible satisfacer las demandas de servicios cada vez más severos y proporcionar un mayor control dimensional y la ausencia de grietas durante el tratamiento térmico. Muchas aleaciones de aceros para herramientas también son ampliamente utilizadas para componentes de maquinaria y aplicaciones estructurales en las que se deben cumplir requisitos particularmente estrictos, por ejemplo, resortes de alta temperatura, sujetadores de ultra alta resistencia, válvulas con propósitos especiales, y cojinetes de diversos tipos para temperatura elevada de servicio (6).

Los aceros grado herramienta son clasificados por el Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI por sus siglas en inglés) como se muestra en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1. Clasificación de aceros grado herramientas según AISI/SAE (6).

Aplicación	Grupo	Tipo
Endurecible al agua	W	Al Carbono
Resistente al choque	S	Medio carbono, bajo aleación
Trabajo en frío	O	Endurecible en aceite
	A	Media aleación endurecible al agua
	D	Alto Carbono, alto Cromo
Trabajo en caliente	H	Cromo (H1-H19)
		Tungsteno (H20-H39)
		Molibdeno (H40-H59)
Acero rápido	T	Tungsteno
	M	Molibdeno
Molde	P	Bajo Carbono
Propósitos especiales	L	Baja aleación

2.2.1 Aceros para trabajo en caliente

El acero con el que se pretende hacer la experimentación es el H13 y forma parte de los aceros para trabajo en caliente, dentro del grupo H y del tipo de aceros al cromo.

Muchas operaciones de fabricación implican la perforación, cizallado, o formación de metales a altas temperaturas. Los aceros para trabajo en caliente (grupo H) se han desarrollado para resistir las combinaciones de calor, presión y abrasión asociada a este tipo de operaciones.

Los aceros para herramientas del Grupo H por lo general tienen un contenido medio de carbono (0.35 al 0.45%) y de cromo, tungsteno, molibdeno, y vanadio en contenidos de 6 a 25%. Los aceros del grupo H se dividen en tres subgrupos: los aceros de trabajo en caliente de cromo (tipo H10 a H19), aceros de trabajo en caliente de tungsteno (tipos de H21 a H26) y aceros para trabajo en caliente de molibdeno (tipos H42 y H43) (6).

2.2.1.1 Aceros al Cromo para trabajo en caliente

Los aceros al cromo para trabajo en caliente (tipos H10 a H19) tienen buena resistencia al ablandamiento por calor debido a su contenido medio de cromo y la adición de elementos formadores de carburos, tales como molibdeno,

tungsteno y vanadio. El contenido bajo en carbono y bajo en aleación total promueve la resistencia a durezas normales de trabajo de 40 a 55 HRC. Los altos contenidos de tungsteno y molibdeno aumentan la resistencia en caliente, pero reduce ligeramente la dureza. El vanadio se añade para aumentar la resistencia al lavado (desgaste erosivo) a altas temperaturas. Un aumento en el contenido de silicio mejora la resistencia a la oxidación a temperaturas de hasta 800 °C (1475 °F). Los tipos más ampliamente usados en este grupo son el H11, H12, H13, y en menor medida el H19.

Los aceros al cromo para trabajo en caliente están especialmente bien adaptados para el trabajo de troqueles calientes de todo tipo, sobre todo troqueles para extrusión de aluminio y magnesio, así como para dados de fundición a presión, matrices de forja, mandriles y cizallas en caliente. La mayoría de estos aceros tienen aleación y contenidos de carbono lo suficientemente bajo que las herramientas hechas con ellos pueden ser enfriados por agua en servicio sin agrietarse.

Otras ventajas importantes del H11, H12, H13 y aceros para aplicaciones de trabajo en caliente y estructural incluyen la facilidad de formado y de trabajo, con buena soldabilidad, coeficiente de expansión térmica relativamente bajo, conductividad térmica aceptable, y resistencia superior a la oxidación y la corrosión (6).

2.2.1.2 Acero para trabajo en caliente H13

El H13 como acero para troqueles de trabajo en caliente posee resistencia a alta temperatura y ductilidad elevada, buena resistencia al revenido y costo moderado, por lo tanto, es ampliamente utilizado para el moldeo por inyección de plástico, fundición, forjado y extrusión. En los procesos de trabajo en caliente, cargas mecánicas y térmicas continuas son aplicadas a las matrices, finalmente, conducen a un fuerte deterioro de la superficie de la matriz. Dentro de esto, el desgaste ha demostrado ser un importante factor limitante en la vida de servicio

de los troqueles. Por lo tanto, el aumento de la resistencia al desgaste de los aceros para troqueles de trabajo en caliente se ha convertido en una de las preocupaciones importantes en las investigaciones de matrices (7).

La composición química del acero para trabajo en caliente H13 utilizado en la presente experimentación se muestra en la Tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química (%e.p.) de acero grado herramienta AISI/SAE H13.

Designación	Fe	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	V	W	S	P
AISI H13	Bal.	0.37	0.29	1.18	4.15	0.11	1.31	0.072	0.948	0.051	0.003	0.026

2.3 Tratamiento térmico de acero grado herramienta

Los fabricantes de aceros para herramientas siempre entregan el acero completamente en condiciones de recocido, a menos que el cliente especifique otras condiciones. Cuando se encuentra totalmente recocido, la estructura es esferoidal, es decir, la matriz es ferrítica (BCC), y por lo tanto suave, el carbono se une químicamente en carburos esféricos. En esta condición, el mecanizado es fácil. La condición de recocido no es adecuada para la aplicación en herramientas, y en este caso un tratamiento térmico adecuado debe aplicarse después del mecanizado (8).

En general, el propósito del tratamiento térmico en aceros para herramientas es lograr una estructura homogénea, que consiste de una matriz completamente endurecida y templada, que para la mayoría de los tipos, contiene carburos distribuidos uniformemente (primarios y secundarios) (8).

Ambas propiedades metalúrgicas y mecánicas de los aceros para herramientas de trabajo en caliente dependen críticamente del tratamiento térmico. Diferentes procedimientos estándares se han desarrollado especificando los requisitos de tratamiento térmico mínimo (9) (10). Aunque la mayoría de los aceros para herramientas de trabajo en caliente poseen alta capacidad de endurecimiento y se pueden endurecer en el aire, es bien conocido que una mejora significativa en las propiedades mecánicas se puede lograr

mediante el aumento de la velocidad de enfriamiento. Además de la dureza, estos procesos definen la tenacidad del material y la resistencia al revenido. En la industria de la fundición a presión, por ejemplo, en la superficie de trabajo del herramental donde actúan ciclos de temperatura extrema, siendo ésta una de las causas más frecuentes de la falla del material, la optimización de estas propiedades del material es crucial. Para disminuir los efectos perjudiciales de agrietamientos graves, la tenacidad del material se maximiza. Esta propiedad del material puede variar significativamente para una dureza dada dependiendo del tratamiento térmico realizado. Además, se ha demostrado que la resistencia del material al revenido depende significativamente del tratamiento térmico realizado (11). La alta resistencia al revenido evita una pérdida rápida de dureza, que es un factor que contribuye al agrietamiento por fatiga térmica en la superficie de trabajo de los troqueles (12).

2.3.1 Austenización

La selección de la temperatura y el tiempo de austenización es una ponderación de pros y contras. Es deseable obtener austenita homogénea como para lograr homogeneidad en la muestra endurecida. La austenita homogénea se puede conseguir por un tiempo de retención relativamente largo y a una temperatura tan alta como sea posible, pero en la región de austenita para permitir la difusión rápida. Sin embargo, se debe tener cuidado para evitar el crecimiento del grano.

Los diagramas TTT (Tiempo Temperatura Transformación) pueden usarse para seleccionar el tiempo y la temperatura como se muestra en la Figura 2.7. Sin embargo, la cinética de la formación de austenita depende fuertemente de la microestructura de la que crece la austenita, que localmente puede ser severamente variada, por lo tanto los diagramas TTT deben usarse con cuidado.

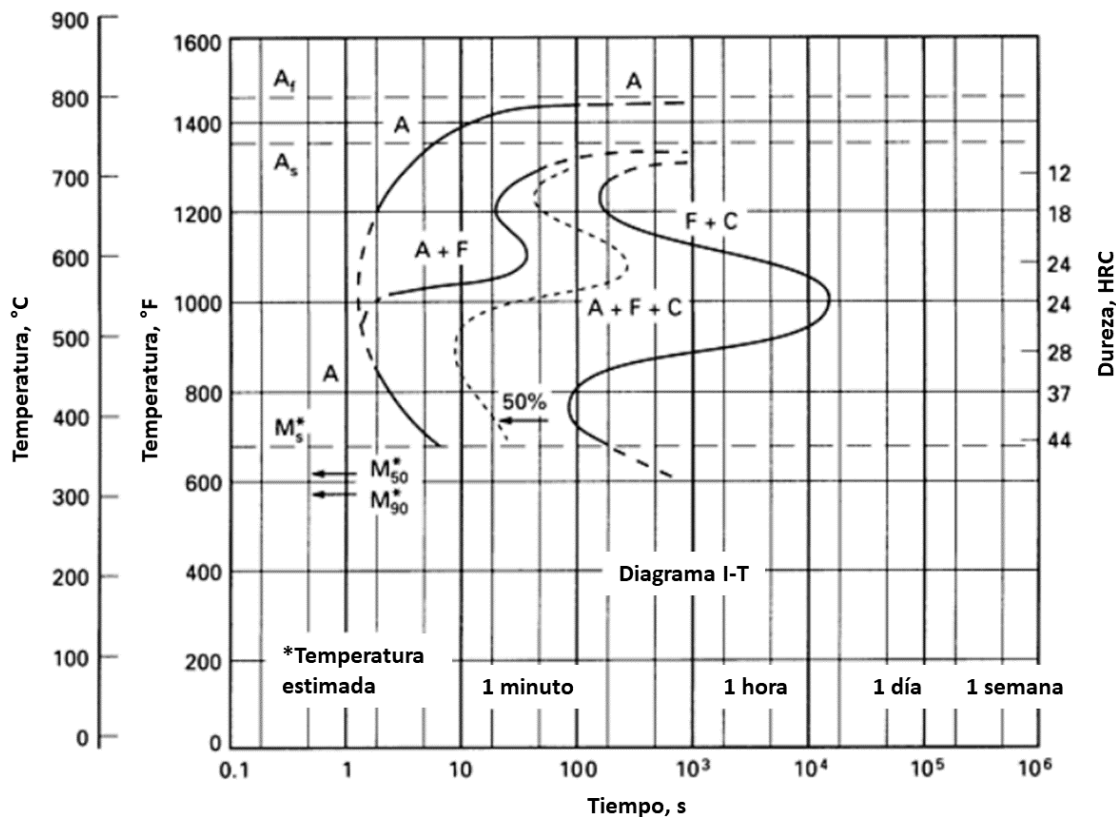


Figura 2.7. Diagrama TTT para acero de baja aleación 4130 (13).

A una temperatura suficientemente alta, algunos carburos (que están presentes en el estado de suministro) se disuelven por lo cual la cantidad de elementos de aleación disueltos y de carbono en la matriz se mejora. Aun cuando el carbono y los elementos de aleación en solución sólida en austenita bajan las temperaturas M_s y M_f , lo que hace más difícil la obtención de una estructura totalmente martensítica tras el enfriamiento, la capacidad de endurecimiento suele mejorarse.

Sin embargo, la alta temperatura y el largo tiempo de retención promueven el crecimiento del grano, lo que resulta en una menor dureza de la muestra templada y revenida (8).

2.3.2 Templado

El temple se lleva a cabo para lograr la máxima dureza por la transformación de la austenita en martensita. La velocidad de enfriamiento debe ser suficientemente alta para formar martensita con la misma composición que la austenita; por lo tanto, la difusión del carbono y los elementos de aleación debe impedirse durante el enfriamiento. Por otra parte la velocidad de enfriamiento debe ser suficientemente lenta para evitar la introducción de tensión interna causando cambios dimensionales no deseados o fisuras por calor.

Como regla de oro las fisuras por calor se evitan si la diferencia de temperatura entre el volumen y la superficie no excede de 150 °C. Un enfriamiento óptimo proporciona la misma tasa de transformación en toda la muestra. En la selección del medio de enfriamiento es necesario tener en cuenta la dimensión del espécimen (8).

2.3.3 Revenido

La martensita formada por el enfriamiento es demasiado frágil para su uso en una aplicación práctica, y por lo tanto debe ser templada. El revenido es el calentamiento del acero / martensita con el fin de:

1. El cambio de la estructura martensítica (BCT) hacia una fase cuasi-equilibrio donde la ferrita y los carburos se forman por nucleación y crecimiento, posiblemente con la difusión como etapa que determina la velocidad.
2. Aliviar la mayoría de las tensiones no deseadas introducidas por temple.
3. Para transformar la austenita retenida si es que está presente en ferrita y carburos.

Los aceros para herramientas altamente aleados frecuentemente requieren revenido de 500 a 600 °C por una hora dos o tres veces, a estas temperaturas los elementos sustitucionalmente disueltos son móviles, y pueden formar carburos de elementos de aleación. Los aceros rápidos y los aceros grado

herramienta para trabajo en caliente obtienen su máxima dureza después de su segundo temple (8).

2.4 Aleaciones base cobalto

Como grupo, las aleaciones base cobalto pueden ser descritas generalmente como resistentes al desgaste, resistente a la corrosión, y resistente al calor (fuerte incluso a altas temperaturas). El uso más grande para las aleaciones base cobalto está en el área de los componentes y/o aplicaciones resistentes al desgaste. En las aplicaciones resistentes al calor, el cobalto es el más utilizado como un elemento de aleación en aleaciones base de níquel con tonelajes de cobalto superiores a los utilizados en las aleaciones resistentes al calor base cobalto.

Muchas de las propiedades de las aleaciones se derivan de la naturaleza cristalográfica del cobalto (en particular, su respuesta al estrés); los efectos de fortalecimiento en solución sólida del cromo, tungsteno y molibdeno; la formación de carburos metálicos; y la resistencia a la corrosión impartida por el cromo. Generalmente, las composiciones más blandas y tenaces se usan para aplicaciones de alta temperatura, tales como álabes y compartimientos de turbinas. Los grados más resistentes se utilizan para la resistencia al desgaste.

Las aleaciones para desgaste base cobalto de hoy en día han cambiado poco desde las primeras aleaciones de Elwood Haynes. Las diferencias más importantes se relacionan con el control de carbono y silicio (que eran impurezas en las primeras aleaciones). De hecho, las principales diferencias en los actuales grados de aleación Stellite, que son las aleaciones más conocidas para aplicaciones de resistencia al desgaste, son los contenidos de carbono y tungsteno (de ahí la cantidad y el tipo de formación de carburos en la microestructura durante la solidificación) (14).

2.4.1 Cobalto en superaleaciones base Níquel

En las superaleaciones base níquel, el cobalto (que está presente típicamente en el intervalo de 10 a 15%) proporciona fortalecimiento en solución sólida y disminuye la solubilidad del aluminio y titanio, lo que aumenta la fracción de volumen de gamma prima (γ'), (Ni_3Al), que es la fase necesaria para la resistencia a alta temperatura y resistencia a la fluencia. El cobalto en las superaleaciones base níquel también reduce la tendencia de la precipitación de carburos en el límite de grano, lo que reduce el agotamiento de cromo en los bordes de grano (14).

2.4.2 Cobalto en superaleaciones base Hierro

El cobalto es también un elemento de aleación importante en algunas superaleaciones base hierro. Por ejemplo, Haynes 556 (UNS R30556) es una aleación Fe-Ni-Cr-Co reforzada en solución sólida utilizada ampliamente en ambientes que contienen azufre. La resistencia de la aleación a la sulfatación se debe a su contenido de níquel relativamente bajo (20%) junto con la adición de cobalto (18%) y un alto nivel de cromo (22%) (14).

2.4.3 Efectos de principales elementos de aleación en aleaciones base cobalto

Cromo: Tiene una doble función en las aleaciones Stellite. Es a la vez el formador de carburos predominante (es decir, la mayoría de los carburos son ricos en cromo), y el elemento de aleación más importante en la matriz, donde se proporciona una resistencia añadida (como un soluto) y resistencia a la corrosión y oxidación. El carburo más común en las aleaciones de Stellite es un tipo M_7C_3 con alto contenido de cromo, aunque carburos ricos en cromo M_{23}C_6 son abundantes en las aleaciones de bajo contenido de carbono tal como aleación Stellite 21.

Tungsteno y Molibdeno: En las aleaciones Stellite sirven para proporcionar resistencia adicional a la matriz. Lo hacen en virtud de su gran tamaño atómico (es decir, que impiden el flujo de la dislocación cuando están presentes como átomos de soluto). Cuando están presentes en grandes cantidades (por ejemplo, en la aleación Stellite 1), participan en la formación de carburos durante la solidificación de la aleación y promueven la precipitación del carburo M_6C . También mejoran la resistencia a la corrosión general de las aleaciones. Aunque estos elementos de aleación son críticos para el rendimiento en servicio de las aleaciones Stellite, la razón principal para el éxito comercial de las aleaciones Stellite es el cobalto.

Cobalto: Imparte a sus aleaciones una inestable estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) con una energía de falla de apilamiento muy baja. La inestabilidad surge del hecho de que el elemento cobalto, si se enfría muy lentamente, se transforma de una fcc a una estructura cristalina hexagonal compacta (hcp) a $417\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($782.6\text{ }^{\circ}\text{F}$). En la mayoría de aleaciones base cobalto, la temperatura de transformación es un poco superior.

Debido a la naturaleza lenta de la transformación, la estructura fcc en el cobalto y sus aleaciones generalmente se retiene a temperatura ambiente, y la formación de la fase hcp se activa sólo por esfuerzo mecánico o tiempo a temperatura elevada. La estructura inestable fcc y su asociada baja energía de falla de apilamiento se cree que resultan de:

- Fuerzas de alto rendimiento.
- Altas tasas de endurecimiento por precipitación (debido a la interacción entre las fallas de apilamiento).
- Daño por fatiga limitado bajo esfuerzos cíclicos (debido a la falta de las paredes celulares dentro del material deformado plásticamente).
- La capacidad para absorber las tensiones (a través de la transformación de la estructura de hcp).

Los primeros tres de estos atributos se cree que son importantes en la prevención de daños metálicos durante el desgaste por deslizamiento. Los dos últimos se cree que son responsables de la excelente resistencia a la corrosión por cavitación y erosión de las aleaciones base cobalto (14).

2.4.4 Aplicaciones de aleaciones base cobalto

La aplicación más grande para las aleaciones base cobalto es para la resistencia al desgaste. Como se muestra en la Tabla 2.3, las aleaciones para recubrimientos (endurecimiento superficial), aleaciones forjadas 6B (UNS R30016) y la versión de alto carbono 6K, y Ultimet (R31233) son las aleaciones empleadas con mayor frecuencia para aplicaciones de desgaste. Cabe señalar, sin embargo, que algunas aleaciones base cobalto desarrolladas para aplicaciones de resistentes al calor (por ejemplo, aleación 25) o aplicaciones de resistencia a la corrosión (por ejemplo, MP35N) también exhiben muy buena resistencia al desgaste cuando son comparadas con otras aleaciones ferrosas o no ferrosas (14).

Tabla 2.3. Aplicaciones típicas de varias aleaciones base cobalto resistentes al desgaste (14).

Aplicaciones	Aleación	Formas	Modo de degradación
Industria Automotriz Superficies de asientos de válvulas de motor.	6, F	Recubrimiento de soldadura.	Erosión de partículas sólidas, corrosión en caliente.
Industria de la energía Control de las superficies de asiento de válvula. Escudos de erosión de turbinas de vapor.	6, 21 Aleación 6B	Recubrimiento de soldadura. Láminas forjadas.	Desgaste por deslizamiento, erosión por cavitación, erosión por gotas de líquidos, erosión de partículas.
Industria Marina Cojinetes del timón	306	Recubrimiento de soldadura.	Desgaste por deslizamiento.
Industria del acero Bordes para corte en caliente.	6 12 Ultimet	Recubrimiento de soldadura. Recubrimiento de soldadura.	Desgaste por deslizamiento, impacto, abrasión.

Rodillos guía laminadores de barras de acero. Rollos electrogalvanizados.		Láminas forjadas.	Desgaste por deslizamiento, impacto, abrasión. Corrosión por erosión.
Industria de procesamiento químico Control de las superficies de asiento de válvula. Pasos de rosca de tornillos de extrusión de plástico. Anillos de sello de bombas. Moldes de baterías secas.	6 1,6,12 6,12 4	Recubrimiento de soldadura. Recubrimiento de soldadura. Recubrimiento de soldadura. Fundición.	Desgaste por deslizamiento, erosión por cavitación. Desgaste por deslizamiento, abrasión. Desgaste por deslizamiento. Abrasión.
Industria de la pulpa y el papel Barras guías de la sierra de cadena	6 Aleación 6B	Recubrimiento de soldadura. Láminas forjadas.	Desgaste por deslizamiento, abrasión.
Industria Textil Cuchillos de alfombras	6K 12	Láminas forjadas. Recubrimiento de soldadura.	Abrasión.
Industria del petróleo y gas Rodamientos de taladros de perforación	190	Recubrimiento de soldadura.	Abrasión, desgaste por deslizamiento.

2.5 Tipos de desgaste

Hay varios tipos distintos de desgaste, que en general se dividen en tres categorías principales:

- Desgaste abrasivo
- Desgaste por deslizamiento
- Desgaste erosivo

El tipo de desgaste encontrado en una aplicación particular es un factor importante que influye en la selección de un material resistente al desgaste (14).

2.5.1 Desgaste abrasivo

Mecanismos: El desgaste abrasivo se encuentra cuando partículas duras, o proyecciones duras (sobre una superficie de contacto) son forzados contra, y se movieron en relación con una superficie. Los términos de abrasión de alta tensión y bajo estrés se refieren a la condición del medio abrasivo (sean partículas duras o proyecciones) después de la interacción con la superficie. Si se tritura el medio abrasivo, entonces la condición de alta tensión se dice que prevalece. Si el medio abrasivo se mantiene intacto, el proceso se describe como abrasión de bajo estrés. Típicamente, la abrasión de alto estrés resulta del atrapamiento de partículas duras entre superficies metálicas (en movimiento relativo), mientras que la abrasión de bajo estrés se encuentra cuando superficies en movimiento entran en contacto con abrasivos empaquetados, tales como tierra y arena.

Comportamiento de materiales: En aleaciones tales como las aleaciones de desgaste base cobalto, que contienen una fase dura, la resistencia a la abrasión generalmente aumenta a medida que la fracción de volumen de la fase dura aumenta. La resistencia a la abrasión es, sin embargo, fuertemente influenciada por el tamaño y la forma de la fase dura de precipitados dentro de la microestructura, y el tamaño y forma de las especies de abrasión (14).

2.5.2 Desgaste por deslizamiento

De los tres tipos principales de desgaste, el deslizamiento es tal vez el más complejo, no en concepto, pero en la forma en que diferentes materiales responden a las condiciones de deslizamiento. El desgaste por deslizamiento es posible siempre que dos superficies son forzadas juntas y se mueven una respecto a la otra. Las posibilidades de daños se incrementan notablemente si las dos superficies son de naturaleza metálica, y si hay poca o ninguna lubricación presente.

Mecanismos: El desgaste por deslizamiento se produce generalmente por uno o más de tres mecanismos.

En el primer mecanismo, el control de óxido del proceso de desgaste por deslizamiento, junto con bajas tasas de desgaste, se experimentan cuando las temperaturas superficiales son altas, ya sea en virtud de una alta temperatura ambiente o existe calentamiento por fricción. Esto se debe a que las tasas de crecimiento de óxido aumentan dramáticamente con la temperatura. En algunos casos, los llamados "esmaltes de óxido" se forman en las superficies. Estos "esmaltes de óxido" son regiones muy suaves, muy reflectantes, causadas por la esquila de las asperezas de óxido (picos) y redistribución de los residuos de óxido en los valles de la superficie. Hay momentos en que los restos de óxido, si quedan atrapados en forma de partículas discretas o escamas entre las superficies de deslizamiento, pueden llegar a ser abrasivos. Esta es una consideración importante cuando las superficies oscilan una con respecto a la otra a través de pequeñas amplitudes. El mecanismo de desgaste por deslizamiento abrasivo combinado establecido en estas condiciones se conoce como "fretting".

El segundo mecanismo de desgaste por deslizamiento se asocia normalmente con altas tensiones de contacto y asume ruptura de las películas de óxido hasta el punto donde se establece verdadero contacto de metal a metal. En estas condiciones, hay una oportunidad que la soldadura en frío de las superficies ocurra, y que para el movimiento subsecuente dé como resultado la fractura de pequeñas piezas fuera de la interfaz original (normalmente en el más débil de los dos materiales de acoplamiento). Los daños causados por este mecanismo se denominan excoiación. Transferencia sustancial de metal de una superficie a la otra y enorme deformación de los materiales superficiales son típicos de esta condición.

El tercer mecanismo de desgaste por deslizamiento, que también puede producir daño metálico sustancial, es uno de fatiga subsuperficial. Este mecanismo está asociado con condiciones de estrés cíclicos causados por materiales prensados periódicamente el uno del otro. El material se pierde a

través de la nucleación de grietas por fatiga y el crecimiento a una profundidad específica.

Comportamiento de materiales: Los materiales metálicos que se comportan bien en condiciones de deslizamiento lo hacen en virtud de su comportamiento a la oxidación o su capacidad para resistir la deformación y fractura. Poco se sabe de la influencia de la fuerza de unión de metal a metal durante la soldadura en frío. Para materiales tales como las aleaciones de desgaste a base de cobalto con una fase dura dispersa por toda la matriz, las propiedades de desgaste por deslizamiento están controladas principalmente por la matriz. Dentro de la familia de aleaciones de cobalto, la resistencia a la excoiación es generalmente independiente de la fracción de volumen de partículas duras y dureza total (14).

2.5.3 Desgaste erosivo

Se han identificado cuatro formas distintas de desgaste erosivo:

- La erosión por partículas sólidas
- La erosión por gotas de líquido
- La erosión por cavitación
- La erosión por lodo

La erosión por partículas sólidas es causada por el choque de partículas pequeñas y sólidas contra una superficie. Las partículas sólidas en sí son típicamente llevadas por el aire o arrastradas en algún otro medio gaseoso. Los tamaños de partícula típicamente varían de 5 a 500 μm . Velocidades típicas asociadas en la erosión por partículas sólidas a partir de 2 m/s (6 pies/s) y en cámaras de combustión de lecho fluidizado a 500 m/s (1650 pies/s). La tasa de erosión por partículas sólidas depende de la velocidad de las partículas, su ángulo de impacto (la dependencia del ángulo generalmente es diferente para materiales dúctiles que para materiales frágiles), y la naturaleza del erosivo (forma, tamaño, resistencia).

La erosión por lodo, o erosión por partículas líquido-sólido, es similar a la erosión por partículas sólidas, a excepción de que hay diferencias en la viscosidad del fluido portador (gas en la erosión por partículas sólidas, portador líquido en la erosión por lodo). La erosión por lodo se produce en las superficies impactadas por partículas sólidas en la corriente del líquido. La similitud a la abrasión surge del hecho de que las partículas son forzadas contra la superficie hidrodinámicamente.

La erosión por gotas de líquido y por cavitación. Aunque son bastante diferentes formas mecánicas, la erosión por gotas de líquido y la erosión por cavitación tienen un efecto similar sobre una superficie. Ambos dan lugar a una sucesión ondas de choque (o tensión) en la superficie. Por esta razón, aquellos materiales que resisten la erosión por gotas de líquido también funcionan bien en condiciones de cavitación y viceversa.

La erosión por gotas de líquido se prevé fácilmente, mientras que la erosión por cavitación es un fenómeno más complejo. Para que se produzca la erosión por cavitación, la superficie debe estar en contacto con cambios de presión sometidos a líquidos. Los daños en la superficie resultan del colapso en superficies cercanas de burbujas en el líquido, o, más precisamente, de la acción de chorros de líquido que se presentan durante la implosión de una burbuja. Las burbujas en sí se crean cuando la presión en el líquido cae por debajo de su presión de vapor y el colapso de las mismas es inducido por aumentos de presión subsecuentes.

Comportamiento de materiales: La resistencia a la abrasión de las aleaciones base cobalto, al igual que otras aleaciones resistentes al desgaste, generalmente depende de la dureza de las fases de carburo y/o de la matriz del metal cuando se someten a mecanismos complejos de erosión por partículas sólidas y por lodo, sin embargo, tales generalizaciones no se pueden garantizar.

En cuanto a la erosión por gotas de líquido o por cavitación, el rendimiento de un material depende en gran medida de su capacidad para absorber las ondas

de choque (o tensión) sin que existan, esencialmente, fracturas microscópicas. En las aleaciones de desgaste base cobalto, se ha encontrado que la fracción de volumen de carburo (por lo tanto, mayor dureza) tienen muy poco efecto sobre la resistencia a la erosión por gotas de líquido y la erosión por cavitación (14).

2.6 Análisis térmico

La ICTAC (Confederación Internacional para el Análisis Térmico y la Calorimetría) lo define como “el conjunto de técnicas mediante las cuales el cambio de una propiedad física o química de un material es medida en función del tiempo controlando la temperatura”.

Las técnicas de análisis térmico más usadas comúnmente son: ATD (Análisis térmico diferencial), CDB (Calorimetría diferencial de barrido), ATG (Análisis termogravimétrico), entre otros, donde es frecuente el uso de estas siglas no solo para denominar a la técnica en cuestión, sino también para nombrar el aparato que se usa (15).

2.6.1 Análisis térmico diferencial (ATD)

La técnica ATD permite medir la diferencia de temperatura entre una muestra y un material de referencia cuando ambos son sometidos a un programa térmico. Los resultados obtenidos mediante el empleo de esta técnica permiten observar procesos endotérmicos y exotérmicos, así como cambios en la capacidad calorífica de la muestra. También se pueden identificar procesos endotérmicos como la temperatura de fusión y procesos exotérmicos como la cristalización o el curado. El inconveniente que presenta la técnica ATD es que no permite cuantificar la entalpía del proceso ni la capacidad calorífica (15).

2.6.2 Calorimetría diferencial de barrido (CDB)

La técnica CDB es similar al ATD, con la importante diferencia de que en este caso, en lugar de medir la diferencia de temperatura entre la muestra y una referencia, se mide la diferencia de flujo de calor que experimentan ambas al ser sometidas al mismo programa de temperatura. La evolución de la muestra puede obtenerse en función de la temperatura o del tiempo, según el programa establecido. Con esta técnica se pueden identificar los mismos eventos que con el ATD y además, permite medir cuantitativamente tanto las entalpías como las capacidades caloríficas (15).

2.6.3 Análisis termogravimétrico (ATG)

La técnica ATG permite medir la masa de la muestra mientras está siendo sometida a un programa térmico (isotérmico o en rampa) en atmósfera controlada, la cual normalmente es llamada termogravimetría. La curva que representa la velocidad de variación de masa, es la derivada de la curva TG y se denomina DTG (Derivada termogravimétrica) y es también de gran interés, ya que permite determinar puntos críticos, como son los instantes de velocidad máxima de pérdida de masa, la cual es utilizada para los estudios cinéticos, es decir, el análisis de la velocidad con que ocurren las transformaciones en función de la temperatura. Las aplicaciones más típicas de esta técnica incluyen la determinación cuantitativa de componentes que se volatilizan a temperaturas características, tales como la humedad. También es un método idóneo para evaluar la estabilidad térmica de materiales (15).

2.7 Efecto de condiciones de revenido en la resistencia al desgaste en varios mecanismos de desgaste del acero H13

En el presente estudio se llevó a cabo una investigación de la resistencia al desgaste del acero H13, austenizado a 1040 °C por 20 minutos, templado en aceite y revenido a temperaturas de 200, 440, 500, 600, 650 y 700 °C por 2 horas.

Las pruebas de desgaste se realizaron a temperaturas de 25, 200 y 400 °C, con cargas normales de 50, 100, 150 y 200 N. Las micrografías del microscopio electrónico de barrido (MEB) de la martensita templada y las típicas microestructuras templadas del acero son mostradas en la Figura 2.8 (7).

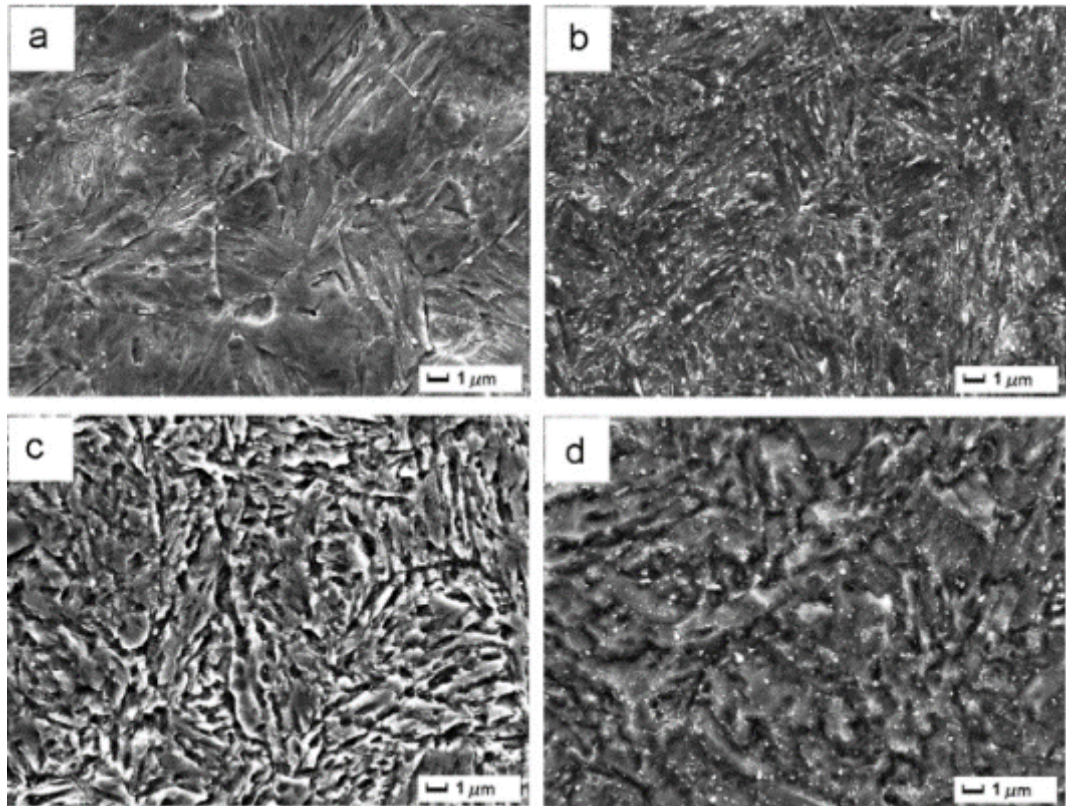


Figura 2.8. Micrografías MEB de martensita revenida a) y las típicas microestructuras de los especímenes revenidos a b) 200, c) 650 y d) 700 °C (7).

Las variaciones de dureza y la tenacidad de impacto del acero H13 con temperatura de revenido se muestran en la Figura 2.9. La dureza primero disminuye ligeramente con el aumento de temperatura de revenido. Cuando la temperatura del revenido alcanza 440 °C, los carburos de la aleación comienzan a precipitar. Un endurecimiento secundario con dureza máxima de 56 HRC se logra a 500 °C. Como la temperatura de revenido aumenta, la dureza se reduce ligeramente al principio, pero reduce drásticamente después del revenido a 600 °C y, finalmente llega a 27 HRC a 700 °C. Para la tenacidad al impacto, aparece

una tendencia inversa en comparación con la variación de la dureza. El pico de dureza del segundo endurecimiento sólo corresponde a un valle de la tenacidad. En este caso, se informó que los carburos de aleación precipitaron al interior del grano y a lo largo de los límites del grano, lo que aumenta significativamente la dureza, pero reduciendo rápidamente la resistencia a la fractura (7).

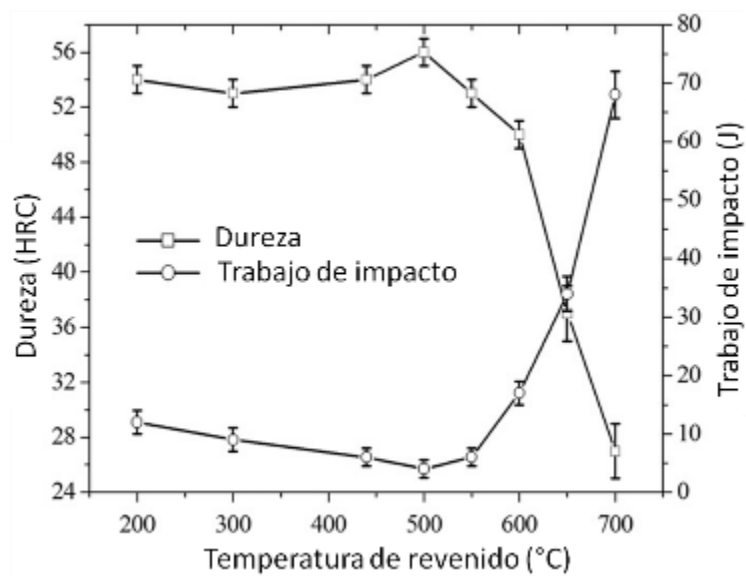


Figura 2.9. Variación de dureza y trabajo de impacto con temperatura de revenido de acero H13 (7).

La Figura 2.10 muestra la variación de la tasa de desgaste con carga normal para los diferentes especímenes revenidos deslizándose a 25, 200 y 400 °C. La tasa de desgaste aumenta gradualmente con el aumento de carga normal a 25 °C. Los especímenes revenidos a 200, 440 y 600 °C presentaron casi la misma y mejor resistencia al desgaste y los especímenes revenidos a 500, 650 y 700 °C presentaron peor resistencia al desgaste como se muestra en la Figura 2.10 (a) y así sucesivamente con Figura 2.10 (b y c) (7).

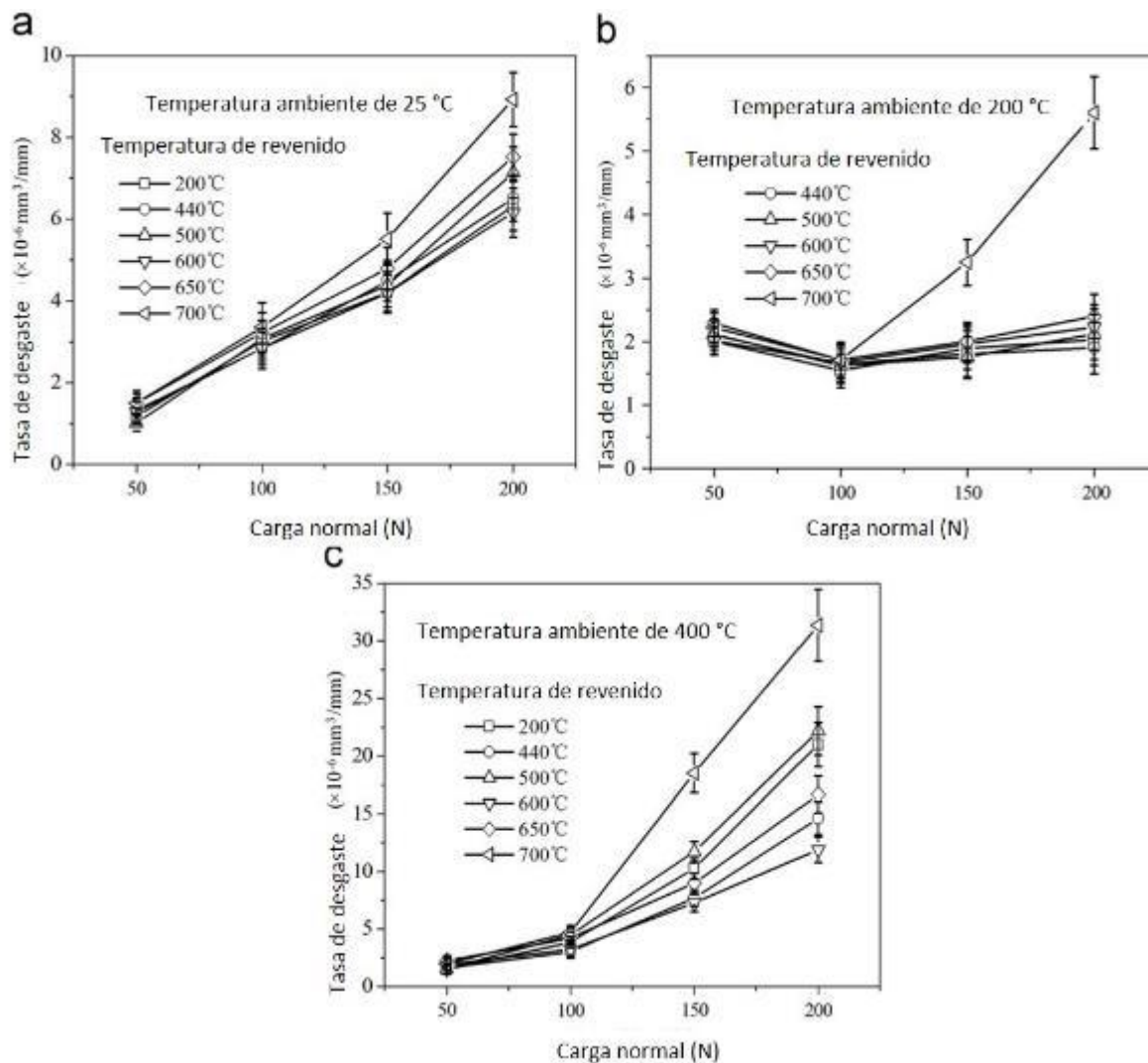


Figura 2.10. Variación de tasa de desgaste con carga normal para diferentes especímenes revenidos de acero H13 deslizando a (a) 25, (b) 200 y (c) 400 °C (7).

Se encontró que la resistencia al desgaste se correlaciona estrechamente con el mecanismo de desgaste, concluyéndose lo siguiente:

- Un desgaste adhesivo prevaleció a 25 °C. Los especímenes de alta dureza (revenido a 200, 440 y 600 °C) presentaron las mejores resistencias al desgaste y los especímenes de baja dureza (revenido a 650 y 700 °C) las peores resistencias. La peor resistencia al desgaste de la muestra de

dureza más alta (revenido a 500 °C) podría atribuirse a su baja resistencia a la fractura.

- A 200 °C ocurrió una transición de mecanismo de desgaste, de desgaste adhesivo a desgaste oxidativo medio, ya que la carga normal aumentaba desde 50 hasta 100 N y por lo tanto las tasas de desgaste cayeron abruptamente. En el desgaste oxidativo medio, las condiciones de revenido no presentaron aparente influencia sobre la resistencia al desgaste.
- La transición de un desgaste medio oxidativo al desgaste oxidativo se produjo cuando la carga normal superó 100 N a 400 °C. En el desgaste oxidativo, los óxidos y sustrato funcionan conjuntamente para afectar el comportamiento al desgaste. Las condiciones de revenido mostraron diferencias significativas en las tasas de desgaste y sus resistencias al desgaste se incrementaron en el orden siguiente: los especímenes revenidos a 700, 500, 200, 650, 440 y 600 °C. Se sugiere que una excelente resistencia al desgaste se puede atribuir a la dureza y resistencia a la fractura, además de la estabilidad térmica para el desgaste a elevada temperatura (7).

2.8 Comportamiento del desgaste por impacto abrasivo y el desgaste de superficie por fatiga de recubrimientos de Fe-Cr-C por PTA

Se estudió la relación entre el impacto de alta energía, el comportamiento al desgaste abrasivo y el comportamiento del desgaste de superficie por fatiga en recubrimientos de Fe-Cr-C aplicados por el proceso de soldadura de plasma transferido por arco, bajo diferentes condiciones de enfriamiento.

La Figura 2.11 ilustra las típicas micrografías de microscopía óptica (MO) en la sección transversal de los recubrimientos producidos basados en diferentes condiciones de enfriamiento. Se encontró que diferentes tiempos de enfriamiento

pueden conducir a cambios significativos en la microestructura del material. Los recubrimientos producidos por condiciones de enfriamiento estándar (K1) muestran típicas fases duras con estructura hipereutética. Las fases de carburo se presentan en dos formas: morfología plateada hexagonal y en forma de columna vertebral, formando carburos proeutéticos M_7C_3 . También se detectó cierta cantidad de partículas iniciales no disueltas de Fe-Cr-C (16).

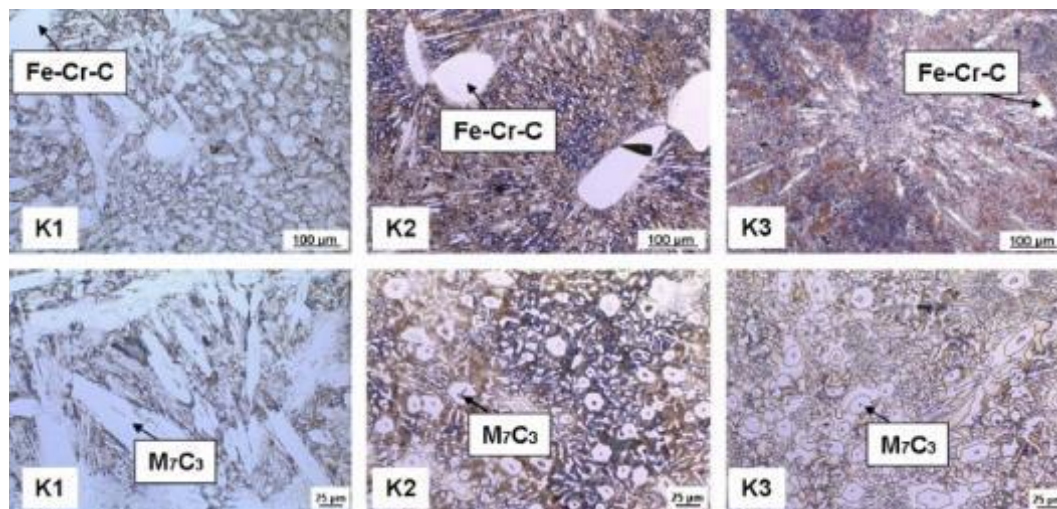


Figura 2.11. Micrografías de recubrimientos Fe-Cr-C; K1 en condiciones de enfriamiento estándar; K2 en condiciones de enfriamiento pasivo; y K3 en condiciones de enfriamiento activo (16).

Para el recubrimiento duro, que se produjo bajo condiciones de enfriamiento activo (K3), hay cambios significativos encontrados en la microestructura, especialmente en el tamaño de los carburos primarios. Se encontró que el tamaño promedio de las partículas de carburo disminuyó durante el proceso sobre un factor de 4 durante el proceso. Esto se puede atribuir al aumento de la velocidad de enfriamiento durante el proceso de recubrimiento. Como resultado, se consigue una microestructura de grano fino. Además, hay que subrayar que se incrementa la cantidad de partículas de Fe-Cr-C no disueltas. Esto también puede ser correlacionado con el tiempo necesario para la solidificación del cordón de soldadura durante el recubrimiento. Las condiciones de enfriamiento activo conducen a un enfriamiento extremadamente rápido y, como resultado se encuentra más refinamiento pronunciado de la microestructura, destacando

carburos primarios de grano fino como se muestra en la Figura 2.11 para la muestra K3 (16).

2.9 Influencia de partículas nano Al_2O_3 en la microestructura y resistencia al desgaste de aleaciones base níquel para recubrimientos depositadas por el proceso de soldadura Plasma Transferido por Arco (PTA)

En el presente artículo se analizó la aplicación de metales de aporte en polvo base níquel con y sin adición de nanopartículas de Al_2O_3 depositados en un acero de bajo carbono Q235A usando el proceso de soldadura PTA. Los resultados fueron analizados por microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido, difracción de rayos X y microscopio electrónico de transmisión. Demostrándose que la adición de 0.8% e.p. de nanopartículas de Al_2O_3 no cambia la microestructura hipoeutéctica que preservan los recubrimientos de aleaciones base níquel, sin embargo si refina la microestructura (Figura 2.12) disminuyendo el grado de segregación del componente. Además se demuestra que la adición de nanopartículas incrementa la resistencia al desgaste de los recubrimientos de aleaciones base níquel (Figura 2.13) (17).

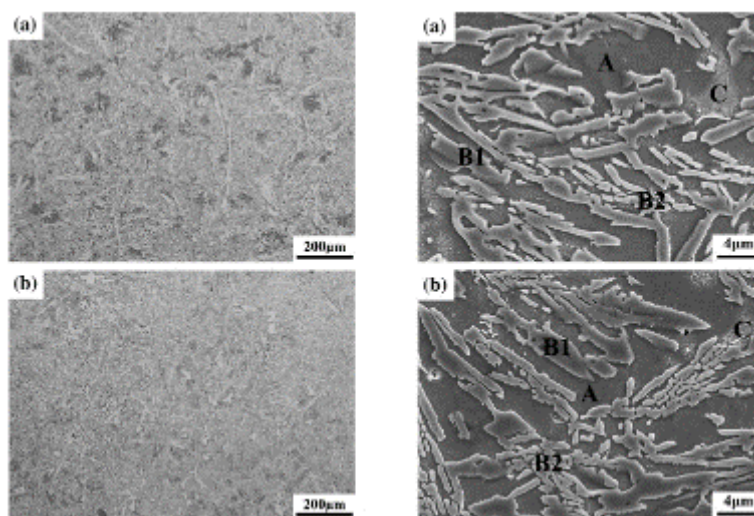


Figura 2.12. Microestructura típica de recubrimientos base níquel: (a) Sin Al_2O_3 , (b) Con Al_2O_3 , A) Solución sólida, B1) Placas continuas, B2) Placas cortas discontinuas, C) Morfología de islas (17).

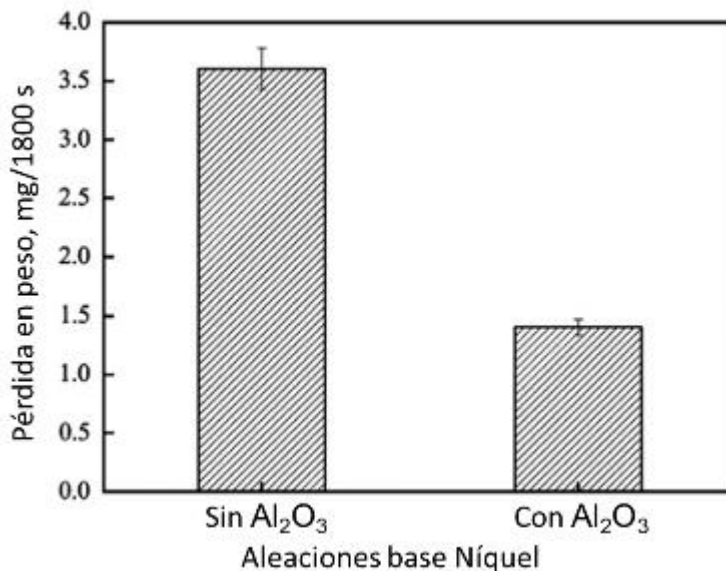


Figura 2.13. Resistencia al desgaste por deslizamiento de recubrimientos base Níquel (17).

2.10 Efecto del molibdeno en la microestructura y resistencia al desgaste de aleaciones para recubrimientos Stellite base cobalto

La aleación para recubrimientos duros Stellite ® 6 con diferentes contenidos de Mo fue depositada en un acero al carbono AISI 1045 usando el proceso de soldadura de Plasma Transferido por Arco (PTA) para analizar su efecto en la microestructura y propiedades de resistencia al desgaste.

En la Figura 2.14 se observa que (a) la aleación Stellite posee una gran cantidad de carburos finos ricos en cromo en la región interdendrítica (zona A) pero con la adición de Mo se generan dos tipos de carburos, donde aumenta el tamaño de estos, formados en la interfase de las dendritas (zona B) y disminuye ligeramente los carburos ricos en cromo (zona C), además con el incremento del Mo influye en el refinamiento del grano, dando un menor tamaño de las dendritas ricas en cobalto (18).

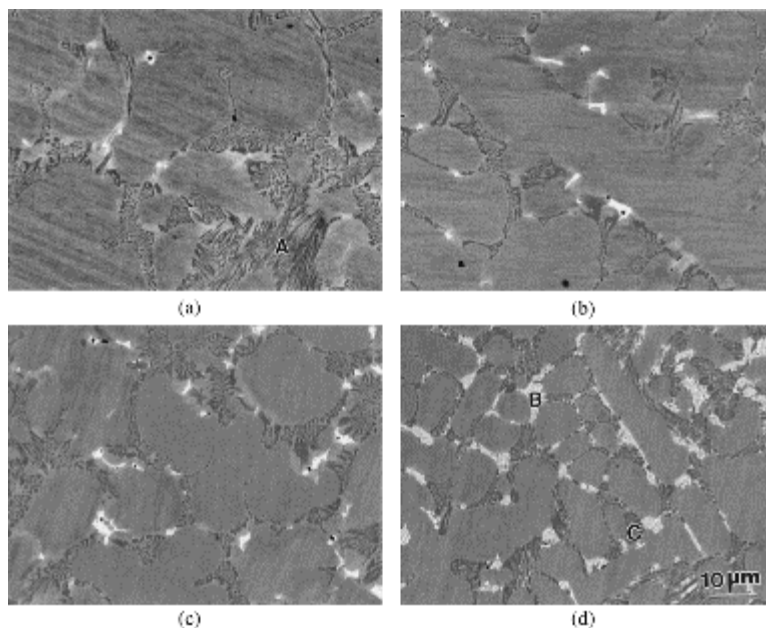


Figura 2.14. Imagen de electrones retro dispersados de la sección transversal de la aleación Stellite © 6 con adiciones de Mo; (a) Sin Mo, (b) 1.5% e.p. Mo, (c) 3% e.p. Mo, y (d) 6% e.p. Mo (18).

Dicho cambio microestructural fue el responsable de la mejora de las propiedades mecánicas tales como dureza y resistencia al desgaste (pérdida en peso) en la aleación de Stellite con adiciones de Mo como se muestra en la Figura 2.15 (a) y (b) respectivamente (18).

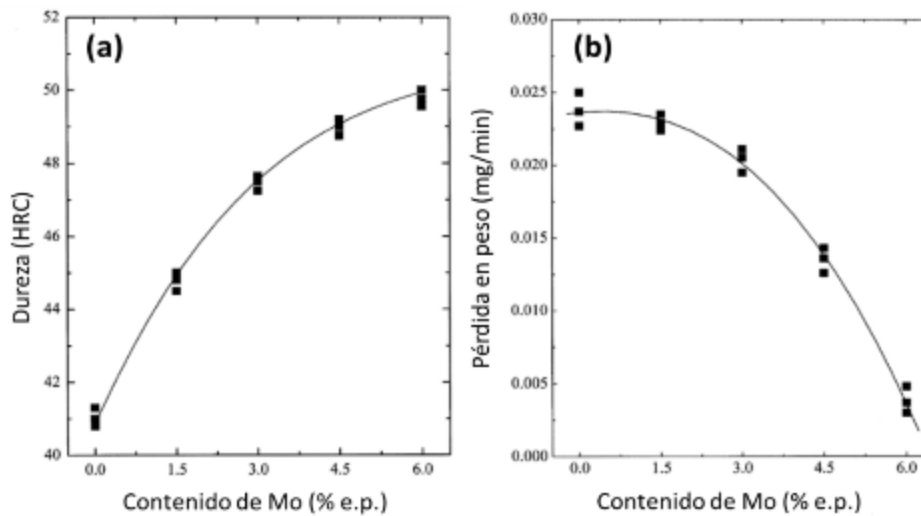


Figura 2.15. (a) Gráfica de dureza y (b) Gráfica de pérdida en peso.

2.11 Efecto del procedimiento de soldadura en el comportamiento al desgaste de recubrimientos duros en un acero grado herramienta modificado

En este trabajo se estudiaron los efectos de algunos parámetros de soldadura en la evolución microestructural y resistencia al desgaste de un acero martensítico grado herramienta AISI H13 depositando un metal tubular con núcleo de metal por un proceso semiautomático de soldadura por arco con protección de gas, las condiciones de soldadura finales fueron analizadas con y sin tratamiento térmico posterior al proceso de soldadura.

Se encontró que el contenido de austenita retenida en la microestructura varió con la condición de soldadura y que las muestras tratadas con calor mostraron endurecimiento secundario, asociado con fenómenos de precipitación. Sin embargo, las muestras que no tuvieron tratamiento térmico posterior mostraron mayor resistencia al desgaste que las muestras tratadas térmicamente. El mejor comportamiento de desgaste se observó en muestras soldadas con bajo aporte de calor y bajo los menores potenciales de oxígeno de gas de protección utilizado, en la condición sin tratamiento térmico posterior (19). En la Figura 2.16 se muestran los resultados de dureza y tasas de desgaste para todas las muestras de soldadura.

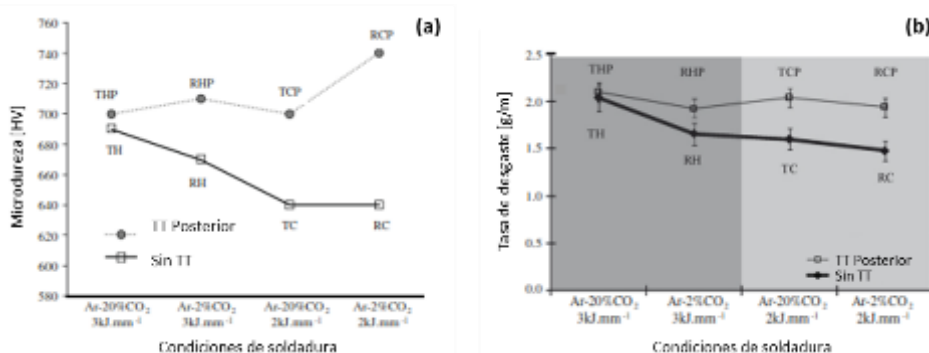


Figura 2.16. (a) Valores de dureza para todas las condiciones de soldadura, (b) Tasa de desgaste para todas las condiciones de soldadura (19).

2.12 Entendiendo los parámetros que controlan el proceso Plasma Transferido por Arco usando la metodología de superficie de respuesta

En este artículo destaca la aplicación de la metodología de superficie de respuesta (RSM) para predecir y optimizar el porcentaje de dilución de recubrimientos duros a base de níquel producidos por el proceso de PTA. Los experimentos se realizaron en base a cinco factores, cinco niveles de diseño central compuesto con la técnica de repeticiones completas y un modelo matemático fue desarrollado utilizando RSM. Además, el RSM se utilizó para optimizar los parámetros del proceso que producen el menor porcentaje de dilución.

Para la experimentación se utiliza el acero al carbono AISI 1040 y como metal de aporte en polvo el Colmonoy-5, se identificaron los parámetros más importantes que tienen gran influencia en la dilución de recubrimientos por PTA, los cuales son: la corriente de arco transferido, velocidad de desplazamiento, tasa de alimentación del polvo, frecuencia de oscilación de la antorcha y la distancia de separación de la antorcha a la pieza de trabajo; se establecieron los límites de trabajo para cada parámetro en base a corridas de prueba y se procedió a realizar 32 experimentos en base al diseño central compuesto. En la Figura 2.17 se muestra la sección transversal de algunas probetas realizadas, las cuales muestran niveles muy bajos de dilución, que dan como resultado excelentes propiedades de resistencia al desgaste (20).

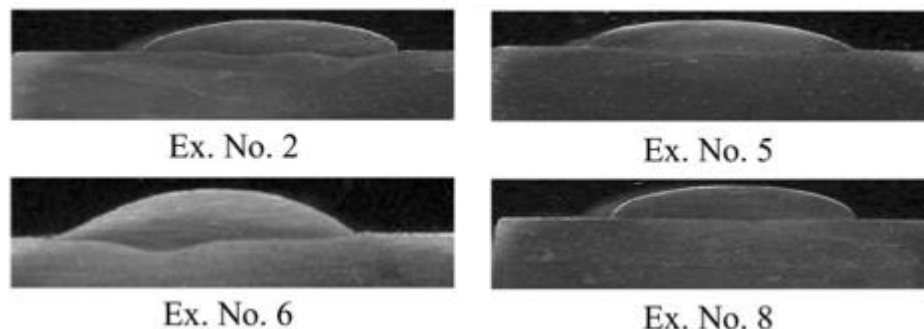


Figura 2.17. Algunos de los especímenes preparados para la medición de la dilución (20).

2.13 Función del envejecimiento en la transformación martensítica en una fundición de aleación base cobalto

En el presente trabajo, la transformación martensítica de estructura cristalina FCC \rightarrow HCP fue investigada durante un envejecimiento isotérmico a 850 °C de una aleación colada base cobalto cuya composición química es mostrada en la Tabla 2.4, muestras pequeñas fueron cortadas de la fundición de aleación base cobalto y posteriormente tratadas térmicamente por 1 h a 1150 °C en un horno tubular con atmósfera controlada de argón (Ar). Después del recocido, las muestras fueron templadas en agua y luego envejecidas isotérmicamente a 850 °C durante diversos tiempos (1-24 h). Metalografía óptica y microscopio electrónico de barrido fueron usados para determinar los resultados de las microestructuras (21).

Tabla 2.4. Análisis químico de aleación base cobalto (% e.p.) (21).

Aleación	Cr	Mo	C	Ni	Fe	Si	Co
ASTM F-75	28.5	5.65	0.25	0.35	0.30	0.51	Bal.

La microestructura de la aleación colada antes del envejecido se muestra en la Figura 2.18. Se encontró que la aleación colada exhibió una estructura dendrítica típica FCC con carburos interdendríticos que se espera sean del tipo $M_{23}C_6$ (M=Cr, Mo, Co). La estructura cristalina predominante a temperatura

ambiente fue FCC con algunas cantidades residuales de la fase HCP la cual fue menos del 4% e.p. según las evidencias de los análisis por difracción de rayos X.

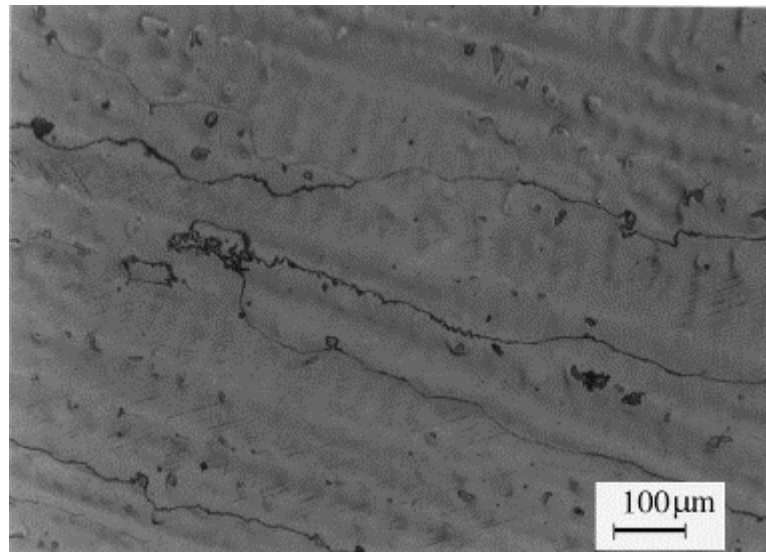


Figura 2.18. Fotomicrografía óptica de la aleación colada Co-Cr-Mo-C en la condición de como se recibe (21).

En investigaciones anteriores (22) (23) fue encontrado que la homogenización de la aleación por 1 h a 1150 °C, permite la total extinción de la fase residual HCP. Por lo tanto, este tratamiento permite que únicamente la fase FCC esté presente antes de la transformación isotérmica. La Figura 2.19 exhibe la cinética de transformación isotérmica FCC → HCP mostrada en la aleación Co-Cr-Mo-C a 850 °C como función del tiempo de envejecido. Esta figura también muestra la curva de transformación isotérmica para una aleación Co-Cr-Mo forjada.

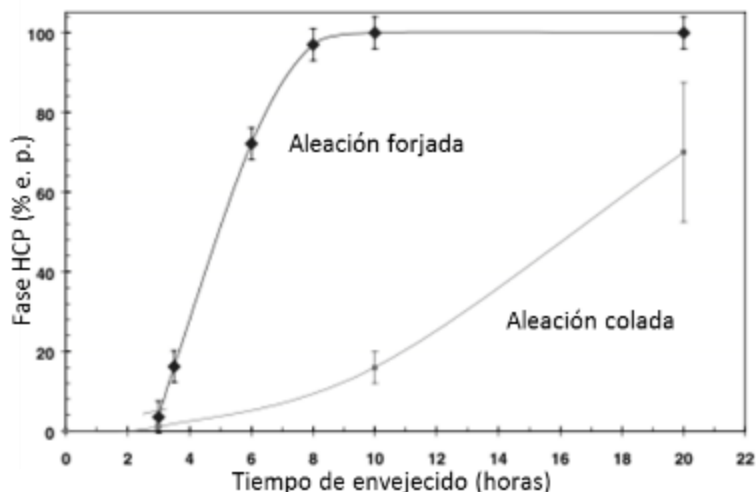


Figura 2.19. Curvas de transformación isotérmica para formación de fase HCP en aleaciones base cobalto coladas y forjadas. Las muestras fueron previamente homogenizadas a 1150 °C por 1 h (21).

El envejecimiento isotérmico a 850 °C en la aleación base cobalto colada promueve la transformación de fase martensítica FCC → HCP. La determinación de la fracción de volumen de ϵ -martensita indicó que la cinética de transformación exhibió un comportamiento sigmoideal. Esto, a su vez, puede estar relacionado con un proceso de nucleación de martensita activado térmicamente. Microestructuralmente, la morfología de placas de martensita fue aparentemente influenciada por la segregación de elementos de aleación. Sitios preferenciales de nucleación de martensita fueron encontrados cerca, pero no en las interfaces de carburo/matriz. Además se encontraron sitios alternativos de nucleación en los centros de los brazos dendríticos. Se encontró que la disolución o engrosamiento de carburos eutécticos no ocurrió durante la homogeneización de la aleación, o el envejecimiento (21).

CAPÍTULO III

3 METODOLOGÍA

La experimentación se basó en la preparación del metal de aporte en polvo Stellite® 12 cuya composición química y características se muestran en la Tabla 3.1, el cual es aplicado por el proceso de soldadura de Plasma Transferido por Arco (PTA) en un acero grado herramienta para trabajo en caliente H13 tratado térmicamente, dicho metal de aporte en polvo se combinó de forma separada con nanopartículas de carburo de titanio (TiC 99.9% 80 nm) y nanopartículas de carburo de tungsteno (WC 99.9% 80 nm) en cantidades de 0.5 y 2.0% e.p. respectivamente, para analizar su efecto en las propiedades mecánicas de recubrimientos duros aplicados para modificación superficial y/o reparación de herramientas, especialmente el efecto en la resistencia al desgaste. Las actividades que se realizaron para cumplir con el objetivo general del presente estudio y las cuales son descritas a detalle más adelante son las siguientes:

1. Mezcla de metal de aporte y nanopartículas.
2. Análisis térmico del metal de aporte y sus combinaciones.
3. Tratamiento térmico de sustrato H13.
4. Preparación de probetas experimentales.

5. Aplicación de recubrimientos por PTA.
 - 5.1. Análisis metalográfico y macroataque.
 - 5.2. Microscopía electrónica de barrido.
 - 5.3. Ensayo de dureza.
 - 5.4. Ensayo de desgaste.
 - 5.5. Envejecido.

Tabla 3.1. Composición química y propiedades físicas de Stellite ® 12 (% e.p.) (24).

Aleación	Co	Cr	W	C	Otros	Dureza (HV)	Densidad	Intervalo de fusión
Stellite 12	Bal.	27-32	7.5-9.5	1.4-1.7	Ni, Fe, Si, Mn	450-530	8.53 g/cm ³	1200-1365 °C

3.1 Mezcla de metal de aporte y nanopartículas

Para la preparación de la mezcla del metal de aporte Stellite ® 12 adicionado con nanopartículas de carburo de titanio (TiC) y carburo de tungsteno (WC), se utilizaron vasos de precipitado de 50 y 250 ml, agitadores magnéticos, una balanza analítica AND Weighing GH-300 con resolución de 0.0001 g, una plancha de agitación y calentamiento Thermolyne Cimarec 1 y un limpiador ultrasónico Branson 5510 de 2.5 gal los cuales son mostrados en la Figura 3.1 y Figura 3.2:

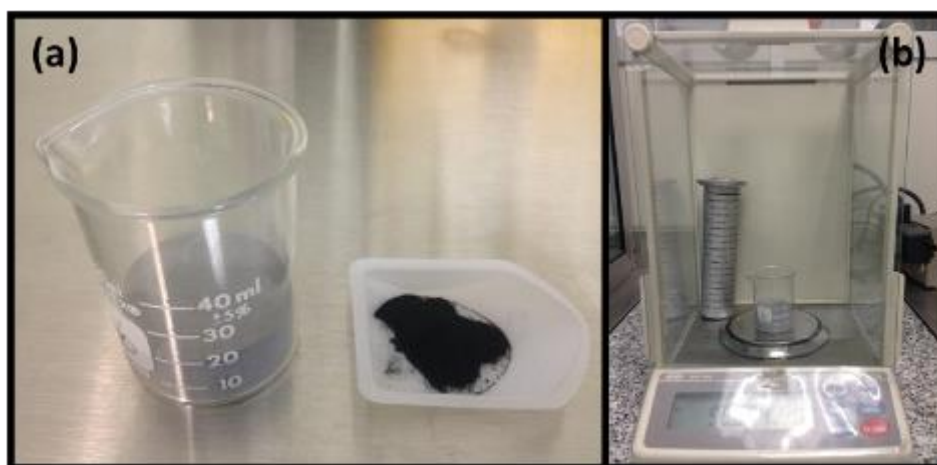


Figura 3.1. (a) Metal de aporte y nanopartículas, (b) Balanza AND GH-300.

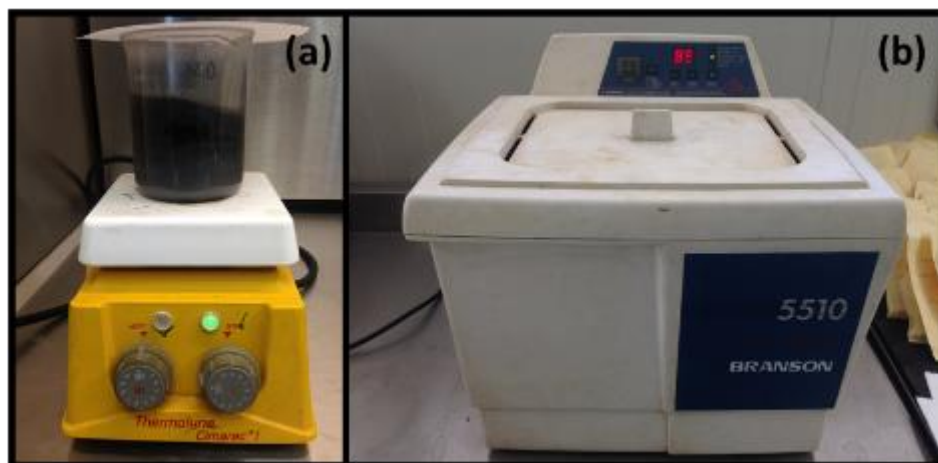


Figura 3.2. (a) Plancha de agitación y calentamiento, (b) Limpiador ultrasónico.

Inicialmente se realizaron mezclas del metal de aporte Stellite ® 12 con el 1.42, 2.95 y 7.14% e.p. de WC y sus posteriores aplicaciones mediante el proceso de soldadura PTA, sin embargo se observaron algunas inconsistencias que se detallan en la sección 4.1 del capítulo 4, por lo cual se seleccionaron 2 porcentajes de nanopartículas y se procedió a realizar la mezcla en las siguientes proporciones:

- a) Stellite ® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de carburos de titanio.
- b) Stellite ® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de carburos de titanio.
- c) Stellite ® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de carburos de tungsteno.
- d) Stellite ® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de carburos de tungsteno.

Para cada combinación de metal de aporte y nanopartículas se procedió a pesar 100 gramos en la balanza analítica que incluyeron los porcentajes correspondientes antes mencionados, agregándole 250 ml de etanol para dejar el polvo en suspensión y un magneto para poder realizar la mezcla en la plancha de agitación por 90 minutos sin calentamiento, posteriormente las mezclas se ingresaron a ultrasonido por 90 minutos para lograr la completa dispersión de las nanopartículas en la mezcla, luego la suspensión se sometió a agitación y calentamiento a una temperatura de 450° C por un periodo aproximado de 60

minutos hasta lograr que el etanol fuera evaporado completamente y así poder obtener la mezcla de metal de aporte en polvo en las condiciones favorables para aplicar por el proceso de Plasma Transferido por Arco.

3.2 Análisis térmico del metal de aporte y sus combinaciones

Se realizó el análisis térmico del metal de aporte Stellite ® 12, las nanopartículas de carburos de titanio (TiC), las nanopartículas de carburos de tungsteno (WC) y a cada una de las mezclas de metal de aporte en polvo con nanopartículas, en un equipo SDT Q600 (TA Instruments) de medición simultánea de cambio de peso (TG o Análisis termogravimétrico), diferencial de flujo de calor (CDB o Calorimetría diferencial de barrido) y Análisis térmico diferencial (ATD), el cual es mostrado en la Figura 3.3.



Figura 3.3. Equipo SDT Q600 de análisis térmico CDB/TG.

Cada una de las mezclas en polvo se sometió al equipo en muestras de aproximadamente 15 mg, en una atmósfera de gas argón de ultra alta pureza

(99.999%), con una configuración de rampa de calentamiento de 20 °C por minuto, hasta una temperatura de 1400 °C y aire forzado para el enfriamiento del horno hasta temperatura ambiente.

3.3 Tratamiento térmico de sustrato H13

Se utilizaron 20 placas de 12 x 5 x 2.5 cm de acero grado herramienta H13 para trabajo en caliente, a las cuales se les aplicó tratamiento térmico en un horno de vacío con enfriamiento de gas a alta presión VPT Horizontal 50/48 Seco/Warwick con capacidad de operación de 200 a 1350 °C, como el equipo que se muestra en la Figura 3.4.



Figura 3.4. Horno de vacío VPT Horizontal 50/48 Seco/Warwick. (25)

Las condiciones de tratamiento térmico son mostradas gráficamente en la Figura 3.5 y fueron tomadas de acuerdo a las recomendaciones generales del fabricante para un acero grado herramienta AISI H13 para trabajo en caliente (26), donde se recomienda aplicar inicialmente un precalentamiento de 790 a 845

°C por una hora, 840 °C en éste caso, posteriormente aumentar la temperatura de 995 a 1025 °C de 30 a 45 minutos para temprar o austenizar el acero, 1020 °C en éste caso, luego enfriar al aire o enfriar con presión positiva (2 bar mínimo) o al aceite interrumpido por debajo de 65 °C, utilizándose en éste caso enfriamiento con presión positiva de 2 bar, y finalmente se recomienda aplicar doble revenido de 175 a 605 °C por dos horas cada uno de acuerdo a la dureza y tenacidad requerida, que para efectos de investigación en éste caso fueron dos revenidos de 595 °C por dos horas cada uno con enfriamiento al aire entre revenidos.

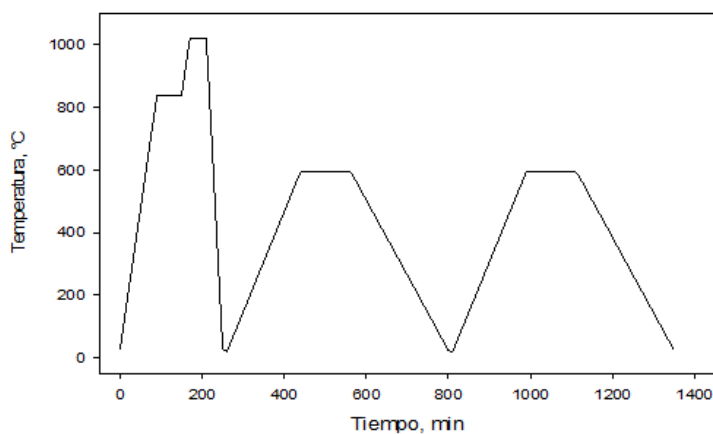


Figura 3.5. Secuencia de tratamiento térmico de acero H13.

3.4 Preparación de probetas experimentales

Una vez que se realizó el tratamiento térmico de las placas experimentales, se sometieron a un proceso de granallado por chorro a presión con arena sílica (Figura 3.6) en una cabina de Sandblast para eliminar los contaminantes y óxidos presentes en la superficie. Posteriormente se utilizaron 10 placas de 12 x 5 x 2.5 cm para realizar la experimentación inicial, donde 5 de ellas se desbastaron con un disco de lija traspalado de grano 120 para darle un acabado superficial de menor rugosidad, y así poder comparar mediante inspección visual los efectos de la preparación de la superficie en la morfología y adherencia de los recubrimientos por PTA.



Figura 3.6. (a) Granallado y (b) desbastado de placas experimentales.

3.5 Aplicación de recubrimientos por PTA

Los recubrimientos se aplicaron con un equipo de Plasma Transferido por Arco integrado por una fuente de poder para arco piloto TransTig 1700, una fuente de poder para arco principal TransTig 4000, una tolva para alimentación de metal de aporte en polvo, un sistema de enfriamiento por refrigeración, una entrada para suministro de gas para arco piloto, de protección y acarreo de polvo (argón industrial), una entrada para suministro de gas para plasma (argón alta pureza 99.99%), una caja con controles de mando, una antorcha vertical y un sistema de desplazamiento horizontal con oscilación, mostrados en la Figura 3.7.

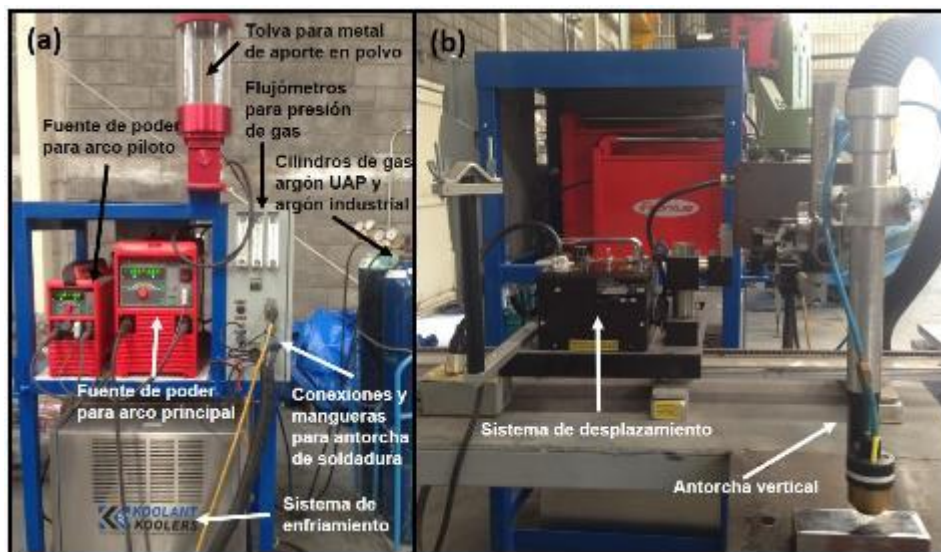


Figura 3.7. (a) Componentes de equipo PTA y (b) sistema de desplazamiento.

Los parámetros utilizados para realizar la experimentación inicial fueron seleccionados por compilación de la literatura (1) (20) (27) (28), los cuales fueron analizados y se decidió realizar cinco variaciones en la corriente de arco transferido (165, 170, 175, 180, 185 amperes) y con el resto de parámetros fijos (Tabla 3.2), estos parámetros se aplicaron en 10 placas experimentales antes mencionadas de 12 x 5 x 2.5 cm (Figura 3.8), utilizando el metal de aporte en polvo Stellite ® 12 sin combinaciones con nanopartículas para verificar los efectos de las variaciones de dicho parámetro en la dilución de los recubrimientos, ya que esta característica ayuda a mantener una alta resistencia al desgaste por la poca afectación térmica del proceso al metal base.

Las probetas iniciales recubiertas fueron debidamente cortadas, preparadas, caracterizadas y atacadas para poder calcular la dilución de los recubrimientos y verificar el funcionamiento de los parámetros recopilados, y de la misma manera seleccionar la mejor dilución encontrada en los recubrimientos caracterizados para realizar la experimentación final con los parámetros obtenidos.

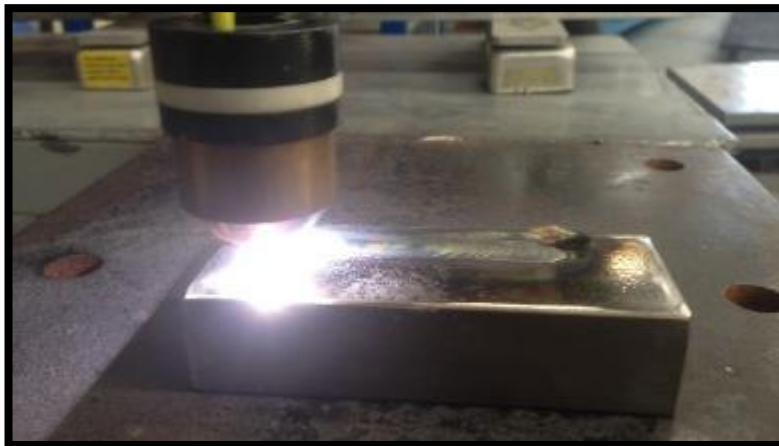


Figura 3.8. Aplicación de recubrimientos experimentales iniciales.

Posteriormente fueron seleccionados una serie de parámetros mostrados en la Tabla 3.2 para realizar la experimentación final, recubriéndose 10 probetas adicionales con las distintas combinaciones de metal de aporte en polvo Stellite® más nanopartículas previamente preparadas, con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas, principalmente la resistencia al desgaste.

Tabla 3.2. Parámetros del proceso PTA.

Parámetros	Cantidad	Unidad
Corriente de arco transferido	165	A
Velocidad de desplazamiento	17	cm/min
Tasa de alimentación de polvo	20	g/min
Distancia	10	mm
Flujo de gas de protección	12	LPM
Flujo de gas para plasma	5	LPM
Flujo de gas para alimentación de polvo	5	LPM
Temperatura de precalentamiento	350	°C

3.5.1 Análisis metalográfico y macroataque

Las probetas resultantes del proceso de aplicación de recubrimientos fueron debidamente montadas, desbastadas y pulidas para su análisis, para posteriormente ser atacadas con Nital al 5% por un lapso de 10 segundos para revelar la dilución de los recubrimientos, posteriormente fueron nuevamente pulidas y atacadas electroquímicamente por un lapso de 3 a 5 segundos con una solución cuya composición química es ácido fosfórico (H_3PO_4 (10%)) + ácido sulfúrico (H_2SO_4 (50%)) + ácido nítrico (HNO_3 (40%)). El microanálisis se realizó mediante un equipo de microscopía óptica Nikon Eclipse MA200 el cual es mostrado en la Figura 3.9(a). El análisis macro se realizó a través de un estereoscopio Nikon SMZ745T mostrado en la Figura 3.9 (b).

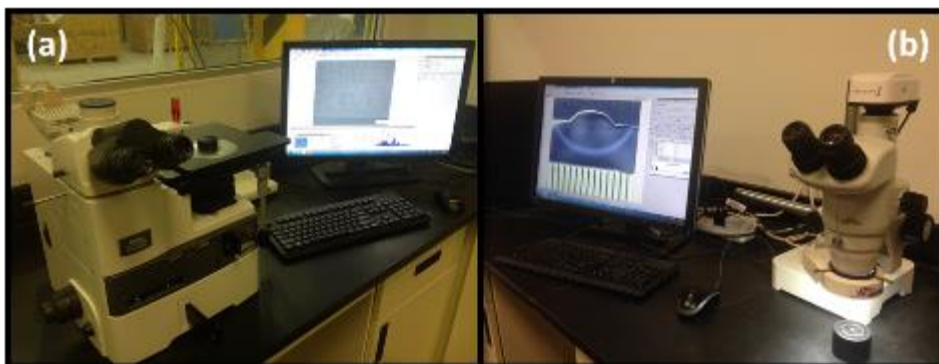


Figura 3.9. (a) Microscopio óptico, (b) Estereoscopio.

Se analizó el metal base en el estado de suministro, después del tratamiento térmico y una vez que fue afectado térmicamente por el proceso, además se analizó la microestructura de los recubrimientos aplicados por el proceso PTA y después que fueron tratados térmicamente.

3.5.2 Microscopía electrónica de barrido

La microscopía electrónica de barrido (MEB) se utilizó para el análisis del metal de aporte y cada una de las muestras sinterizadas que fueron sometidas al equipo de análisis térmico, además se utilizó para el análisis de los

recubrimientos que se aplicaron por el proceso PTA en la presente experimentación. Esta técnica de análisis se llevó a cabo por un equipo JEOL JSM-6490LV como el que se muestra en la Figura 3.10.

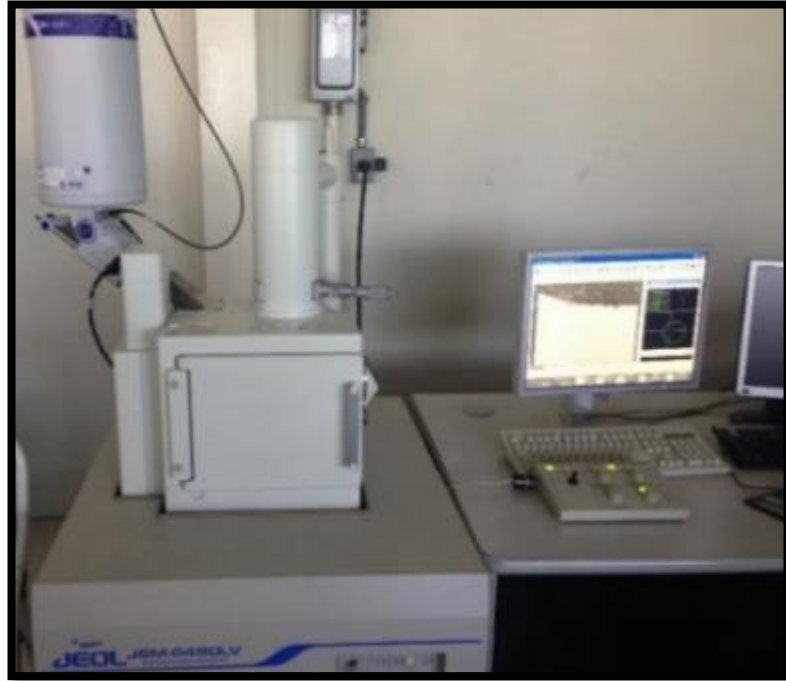


Figura 3.10. Microscopio Electrónico de Barrido.

3.5.3 Ensayo de dureza

Se realizó el ensayo de dureza Rockwell en el metal base en el estado de suministro y después del tratamiento térmico en un equipo Wilson Hardness ROCKWELL 2000 mostrado en la Figura 3.11 (a). Para analizar la dureza del metal base en el estado de suministro se utilizó la escala Rockwell B con una bola de 1/16" y se aplicó una carga de 100 kgf, la cual es comúnmente utilizada para aceros blandos, de construcción y metales no ferrosos, y para analizar la dureza del metal base con tratamiento térmico se utilizó la escala Rockwell C con un indentador de cono de diamante donde se aplicó una carga 150 kgf, la cual es utilizada para analizar la dureza de aceros templados (ASTM E18-03).



Figura 3.11. (a) Equipo Wilson Hardness ROCKWELL 2000 y (b) equipo de microdureza Vickers TUKON 2500.

Se realizó además el ensayo de microdureza Vickers a través de la zona del recubrimiento de soldadura, la interface entre el recubrimiento y el metal base, la zona afectada por el calor y metal base sin afectación térmica de las probetas preparadas para análisis metalográfico, a las cuales se les aplicó una carga de 500 gramos durante 10 segundos en un equipo TUKON 2500 mostrado en la Figura 3.11 (b), posteriormente las probetas fueron sometidas a tratamiento térmico de envejecido durante 10 horas a 750 °C, las cuales fueron nuevamente desbastadas y pulidas para verificar los efectos del tratamiento térmico en la microdureza de los recubrimientos.

3.5.4 Ensayo de desgaste

La resistencia al desgaste de los recubrimientos fue investigada bajo condiciones de desgaste por deslizamiento en seco usando un perfilómetro Anton Paar Pin-on-disk mostrado en la Figura 3.12 de acuerdo con la norma ASTM: G99-05 (29). Se prepararon especímenes con soldadura PTA multipasada para lograr obtener probetas de 4 cm² de superficie recubierta para ser analizadas. Durante el ensayo, el espécimen fue girando a una velocidad lineal de 10 cm/s a lo largo de una distancia de 500 m, se utilizó una esfera de zafiro de 6 mm de

diámetro la cual fue colocada a 6 mm de distancia del centro de rotación en la superficie del espécimen bajo una fuerza de compresión de 5 N sin lubricación. El desgaste que sufrió el recubrimiento fue evaluado calculando el tamaño de la huella de desgaste después que el espécimen fue ensayado durante el tiempo establecido. La fricción se registró automáticamente durante toda la prueba con la ayuda de un transductor de desplazamiento de variable lineal y el coeficiente de fricción se calcula en tiempo real con el software incorporado.

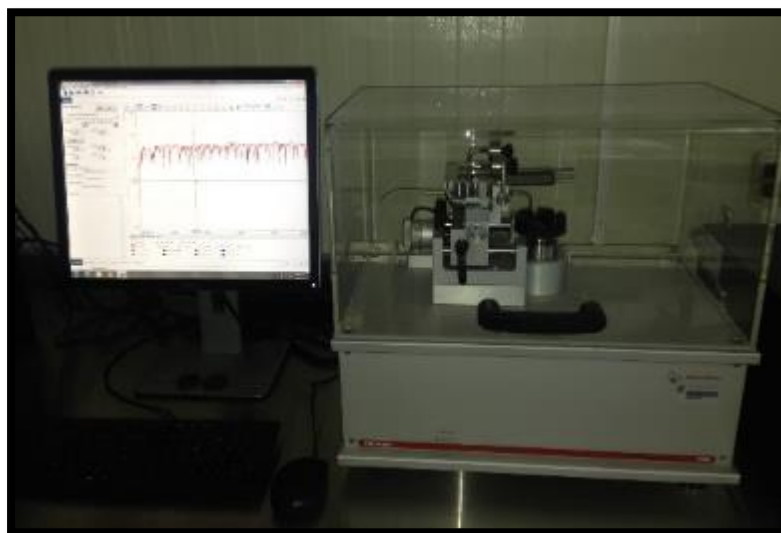


Figura 3.12. Perfilómetro Anton Paar Pin-on disk.

3.5.5 Envejecido

Los cupones de soldadura obtenidos para caracterización microestructural y para ensayos de desgaste fueron sometidos a un tratamiento isotérmico de envejecido, buscando mejorar aún más las propiedades mecánicas, por lo que de acuerdo a investigaciones anteriores (21) (30) se procedió a realizar el tratamiento isotérmico, ya que mediante el envejecido de aleaciones base cobalto se ha logrado la obtención de mayor porcentaje de fases martensíticas HCP dispersas en una matriz de cobalto, lo cual a su vez puede estar relacionado con un proceso de nucleación de martensita activado térmicamente, ya que durante los resultados microestructurales obtenidos, la morfología de placas de

martensita fue aparentemente influenciada por la segregación de elementos de aleación.

El tratamiento térmico fue realizado en un horno tipo mufla marca Felisa la cual se muestra en la Figura 3.13, equipada con control de temperatura manual, sensor termopar tipo "K", con rango de temperatura de 50 a 1100 °C con sensibilidad +/- 2 °C. El tratamiento isotérmico fue realizado a una temperatura de 750 °C por un periodo de 10 horas, el cual inicio desde temperatura ambiente a una velocidad de calentamiento de 27.5 °C/min con enfriamiento al aire posterior.



Figura 3.13. Horno tipo mufla marca felisa.

CAPITULO IV

4 DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Selección de porcentaje de nanopartículas

Como parte de las pruebas iniciales para verificar la impregnación de las nanopartículas al metal de aporte en polvo Stellite® 12 en estado suministro, cuyo método de preparación se mencionó en la sección 3.1 del capítulo 3, se realizaron mezclas con el 1.42, 2.95 y 7.14% e.p. de WC antes de seleccionar las mezclas indicadas en nuestro desarrollo experimental del 0.5 y 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC y WC respectivamente, cuyos resultados semicuantitativos del análisis elemental EDS son mostrados en la Figura 4.1, Figura 4.2 y Figura 4.3, en las cuales se puede observar que prevalecen los elementos base de la aleación (Co, Cr) y un aumento constante de W conforme se aumenta la cantidad de porcentaje en peso de nanopartículas en la mezcla.

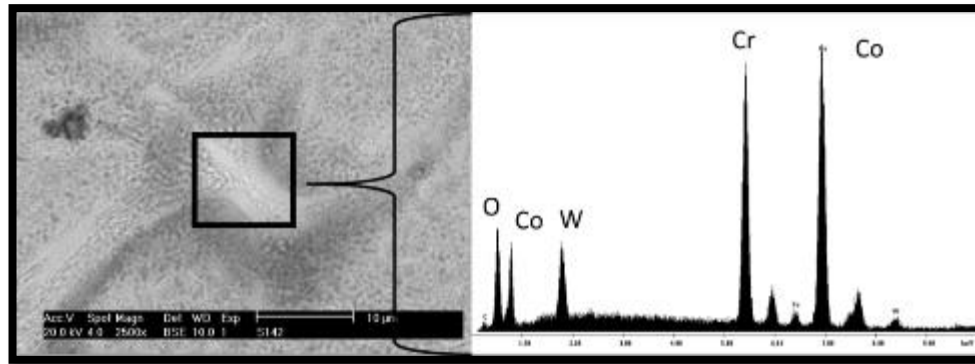


Figura 4.1. Stellite® 12 + 1.42 % e.p. nano WC.

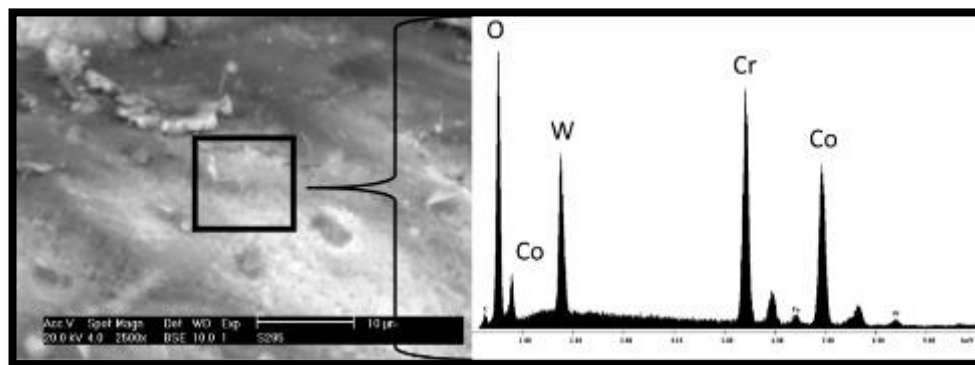


Figura 4.2. Stellite® 12 + 2.95 % e.p. nano WC.

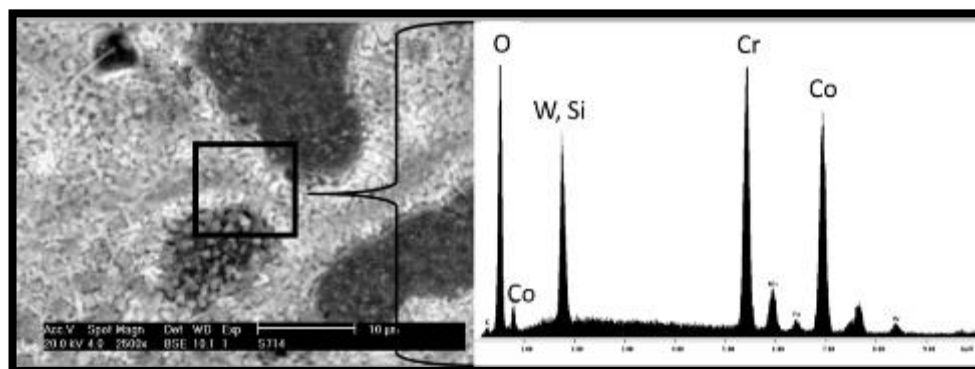


Figura 4.3. Stellite® 12 + 7.14 % e.p. nano WC.

Las mezclas del metal de aporte en polvo de Stellite® 12 con estos porcentajes de 1.42, 2.95 y 7.14 % e.p. de nanopartículas de WC fueron realizadas con el fin de verificar hasta que porcentaje se mostraba estable la aleación base cobalto, cuando ésta fuera aplicada con el proceso de Plasma Transferido con Arco en cupones de prueba experimentales, los cuales fueron realizados con los parámetros mostrados en la Tabla 3.2, de tal forma que se comprobó que a través de la adición de nanopartículas a partir de 2.95 % e.p. la aleación se volvía muy reactiva, ocasionando un chisporroteo que no es común durante la aplicación de soldadura, por lo cual se decidió realizar las adiciones de nanopartículas hasta un porcentaje en peso no mayor a 2, generando un desarrollo experimental donde los cupones de soldadura que fueron nombrados de la siguiente manera:

- P1 - Stellite® 12 sin nanopartículas
- P3 - Stellite® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de TiC.
- P5 - Stellite® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC.
- P7 - Stellite® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de WC.
- P9 - Stellite® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de WC.

4.2 Análisis térmico del metal de aporte y sus combinaciones

Se realiza el análisis térmico diferencial (ATD) y la calorimetría diferencial de barrido (CDB) al metal de aporte, las nanopartículas de carburos de titanio (TiC), las nanopartículas de carburos de tungsteno (WC) y a cada una de las mezclas con los porcentajes de nanopartículas mencionados anteriormente, para analizar el efecto de las combinaciones, el tipo de reacciones y cambios de fase involucrados cuando los materiales son sometidos a altas temperaturas bajo una atmósfera controlada. En las figuras siguientes se presentan las gráficas obtenidas del análisis térmico de las mezclas ya antes mencionadas.

En la Figura 4.4 se puede observar que el metal de aporte Stellite® 12 tiene un cambio de fase a una temperatura de 1276.64 °C, en la cual ocurre una reacción endotérmica acompañada de una absorción de calor por la muestra, la

cual es denotada con una interrupción de la línea mostrada en la gráfica, y coincide con lo que marca el fabricante (24) donde determina una temperatura de fusión del metal de aporte de 1200 a 1365 °C.

Además, se puede observar que después del cambio de fase hay una estabilización de la curva, que corresponde a la cristalización de la muestra.

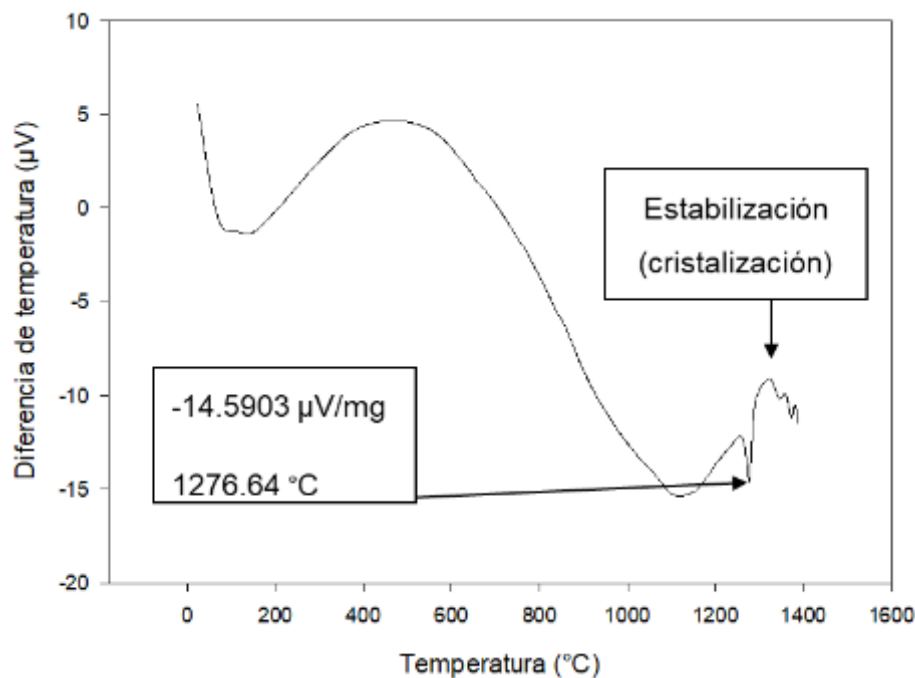


Figura 4.4. ATD de Stellite® 12.

En la Figura 4.5 se puede observar el comportamiento de las nanopartículas de carburos de titanio (TiC) sin combinar, en la cual ocurre una pequeña reacción endotérmica alrededor de 1080 °C, posteriormente se observa una sinterización y notable aumento en la adsorción de energía con respecto a la muestra de Stellite® 12, que por consecuencia la energía necesaria para llevar a cabo los cambios de fase asociados a las combinaciones con las nanopartículas de TiC será mayor.

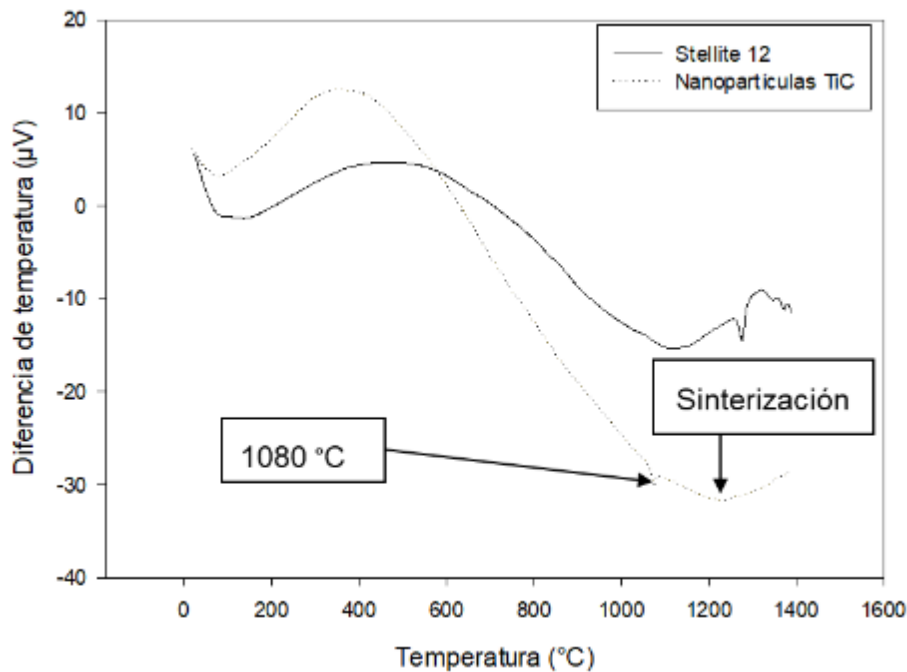


Figura 4.5. ATD de Stellite 12 y nanopartículas de TiC.

Cuando el material de aporte Stellite[®] 12 es combinado con las nanopartículas de TiC como se muestra en la Figura 4.6, la reacción endotérmica a 1276.64 °C que ocurre en el material de aporte sin combinar se mantiene, sin embargo, se observa un considerable aumento en la diferencia de temperatura (µV) en las mezclas de Stellite[®] 12 con 0.5% y 2.0% de nanopartículas, lo cual es debido a la mayor energía necesaria para realizar cambios de fase en las nanopartículas de TiC.

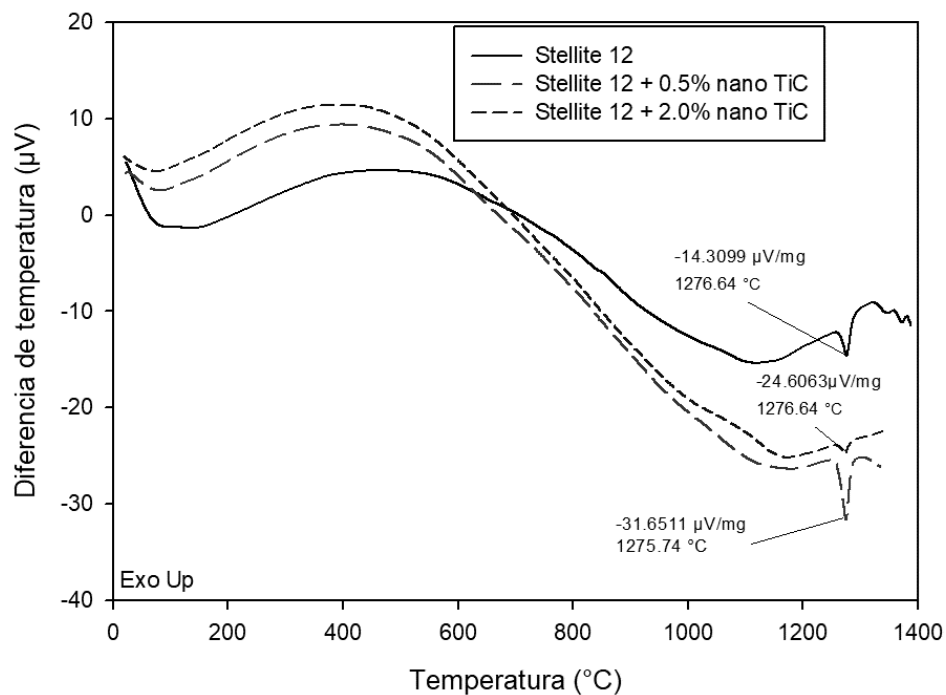


Figura 4.6. ATD de Stellite ® 12 y combinaciones con nanopartículas de TiC.

En la Figura 4.7 se puede observar que el comportamiento de las nanopartículas de WC es similar al del metal de aporte, solo que en este caso no ocurre un cambio de fase, sino solamente ocurre la sinterización de la muestra sin llegar al punto de fusión, acompañado de una mayor absorción de calor por la muestra en comparación con el Stellite ® 12, pero menor que las nanopartículas de TiC.

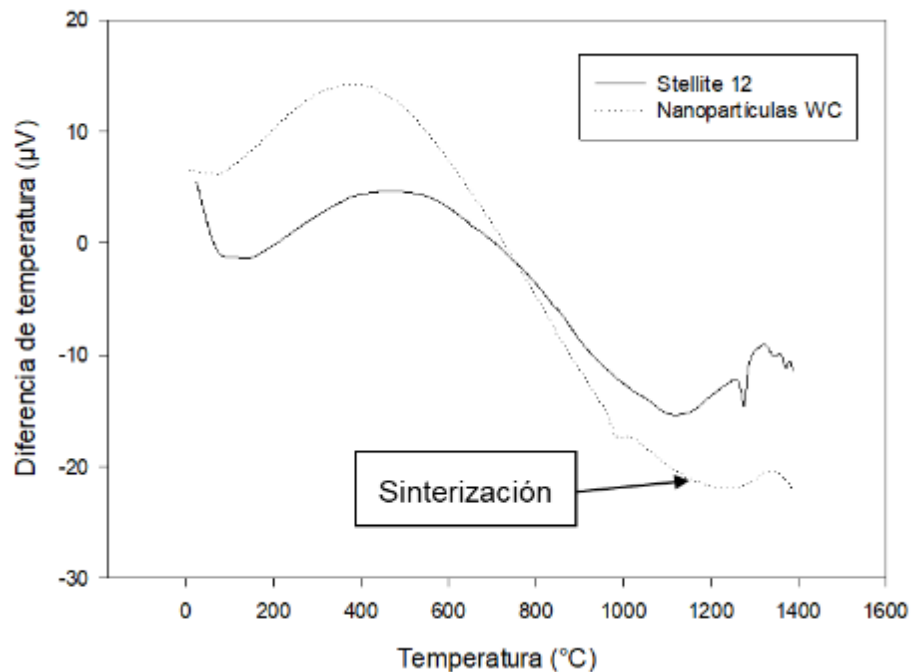


Figura 4.7. ATD de Stellite ® 12 y nanopartículas de WC.

Cuando el metal de aporte es mezclado con las nanopartículas de WC, la energía para llevar a cabo la reacción endotérmica del Stellite ® 12 a los 1276.64 °C es muy similar para ambos casos de combinaciones, como se muestra en la Figura 4.8, aunque sigue siendo menor que en el caso de las combinaciones de nanopartículas de TiC.

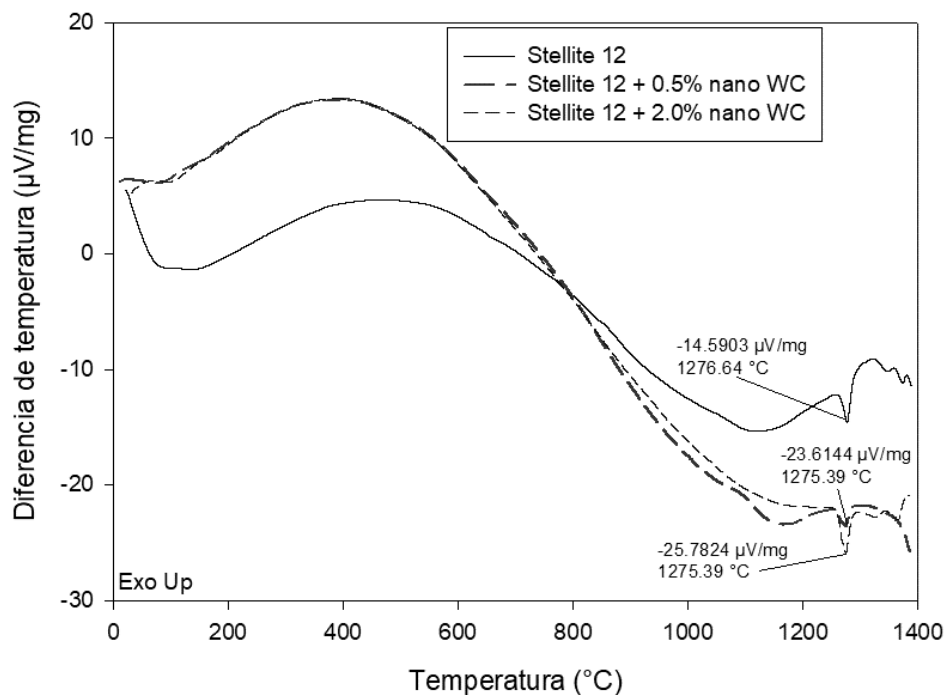


Figura 4.8. ATD de Stellite ® 12 y combinaciones con nanopartículas de WC.

4.3 Tratamiento térmico de sustrato H13

El sustrato fue caracterizado en el estado de suministro para observar la microestructura presente antes del tratamiento térmico. De acuerdo a la literatura, el acero grado herramienta para trabajo en caliente H13 en condiciones de suministro se encuentra en un estado de recocido de fábrica, el cual estuvo a una temperatura de 829 °C por 2 horas, enfriado a una tasa de 27.7 °C / hr y después enfriado al aire hasta temperatura ambiente para obtener una dureza final de 94 HRB, lo cual se verifica en el ensayo de dureza, dando como resultado una microestructura que consiste en partículas esféricas finas de carburos en una matriz de ferrita y se compara con lo obtenido en la presente experimentación, que se muestra en la Figura 4.9 (31).

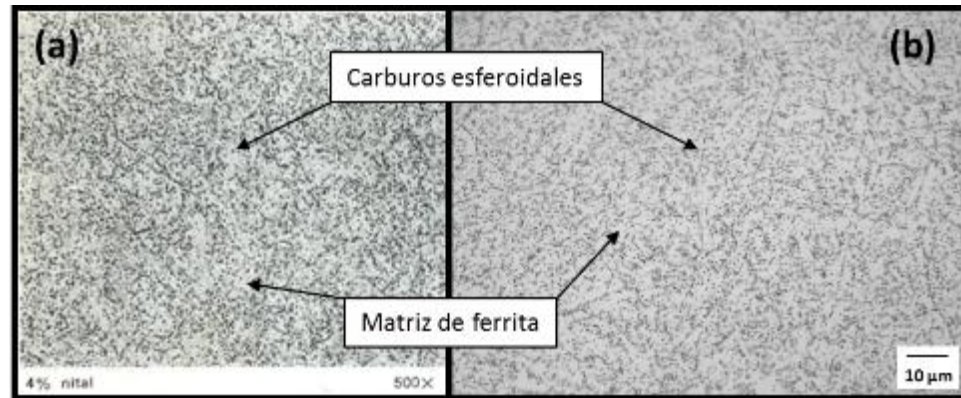


Figura 4.9. H13 en estado de suministro, (a) 4% nital 500x (literatura (31)), (b) 5% Nital 1000x.

Posteriormente, el sustrato fue tratado térmicamente para obtener una mayor dureza y la mejor tenacidad posible para monitorear el cambio de propiedades mecánicas cuando el sustrato fuera modificado superficialmente con los materiales de aporte adicionados con nanopartículas. La micrografía del acero grado herramienta H13 para trabajo en caliente tratado térmicamente de acuerdo a las recomendaciones del fabricante (26) es mostrado en la Figura 4.10 (b) y se compara con lo existente en la literatura (31), donde el procedimiento es muy similar al aplicado en el presente trabajo de investigación, el cual consistió en un austenizado a 1010 °C, enfriado en aceite, con doble revenido de 2 horas cada uno a 593 °C, obteniéndose como resultado una dureza de 47 a 48 HRC, donde la microestructura consiste en una matriz de martensita revenida con partículas esferoidales de carburos de aleación (Figura 4.10 (a)).

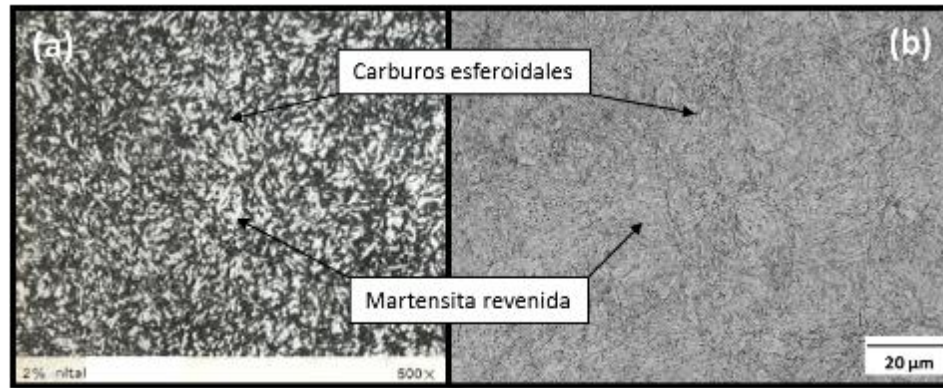


Figura 4.10. H13 tratado térmicamente, (a) nital 2% 500x (literatura (31)), (b) nital 5% 500x.

4.4 Aplicación de recubrimientos por PTA

4.4.1 Caracterización microestructural

En la Figura 4.11 se muestra la morfología general de la sección transversal de los recubrimientos por PTA, la cual será utilizada para realizar el cálculo de dilución de los recubrimientos.

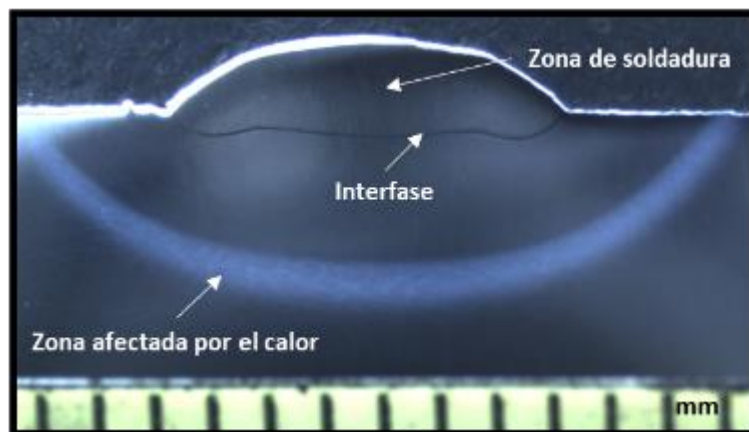


Figura 4.11. Sección transversal de la soldadura por PTA.

De las 10 probetas iniciales que se realizaron con el material base en el estado de suministro, la que presentó visualmente las mejores características fue la probeta M6 (Figura 4.11), ya que presentó una buena zona de refuerzo, buena

penetración, adherencia en toda la superficie del recubrimiento de PTA y por consecuencia baja dilución, de acuerdo a los resultados mostrados en la Tabla 4.1.

La dilución fue calculada de acuerdo a la Figura 4.12 con la siguiente ecuación:

$$Dilución (\%) = \frac{B}{A + B} \times 100$$

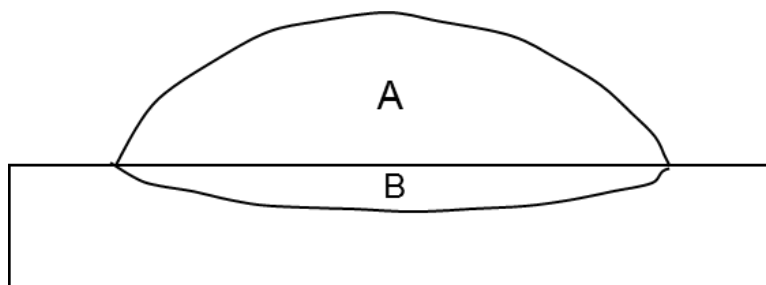


Figura 4.12. Perfil de soldadura para cálculo de dilución.

La Tabla 4.1 presenta los datos obtenidos de la sección transversal de los recubrimientos por soldadura de las probetas iniciales, con los cuales se realizó el cálculo de la dilución del metal de aporte sobre el material base con cada variación del parámetro de corriente de arco transferido, donde 5 probetas fueron desbastadas con disco de lija traspalado de grano 120 (M1 – M5) y 5 fueron granalladas con arena sílica (M6 – M10).

Tabla 4.1. Datos de dilución de probetas experimentales iniciales.

Nombre	Amp	Cordón de soldadura (mm)			Área (mm ²)		ZAC (mm)		Dilución (%)
		Ancho	Alto	Penetración	A	B	Ancho	Penetración	
M1	165	7.45	1.00	0.72	4.63	2.19	13.42	3.49	32.11
M2	170	8.64	1.04	0.62	5.63	3.06	13.64	3.80	35.21
M3	175	7.65	0.77	1.02	3.87	3.72	13.85	3.85	49.01
M4	180	8.51	0.87	1.17	3.98	4.62	15.51	4.40	53.72
M5	185	8.65	1.38	1.62	7.35	5.77	15.73	4.56	43.98
M6	165	6.80	1.53	0.41	7.05	2.33	12.51	3.41	24.84
M7	170	6.85	1.18	0.52	5.57	2.61	13.54	3.90	31.91
M8	175	8.15	0.90	1.17	5.25	5.37	15.23	4.45	50.56

M9	180	8.11	0.99	0.99	5.46	5.07	15.08	4.52	48.15
M10	185	8.37	1.10	1.80	6.89	8.06	15.30	4.97	53.91

De acuerdo al análisis de dilución realizado las probetas que presentan mejores características son la muestra M1 (32.11%), M2 (35.21), M6 (24.84) y M7 (31.91), las cuales son productos de los parámetros de 165 y 170 A de corriente de arco transferido, lo cual resulta evidente ya que, entre mayor amperaje, mayor es la entrada de calor al sustrato y por consecuencia mayor penetración.

Posteriormente se analizó la microestructura de la sección transversal del recubrimiento de soldadura Stellite ® 12 aplicado en la probeta M6 (Figura 4.13 (b)) por el proceso PTA, presentando una microestructura dendrítica típica de las aleaciones Stellite ®, la cual consiste en fases de carburos interdendríticos dispersos en una matriz de aleación de Cr-Co (Figura 4.13 (a)), donde se obtienen durezas de 45 a 51 HRC (24).

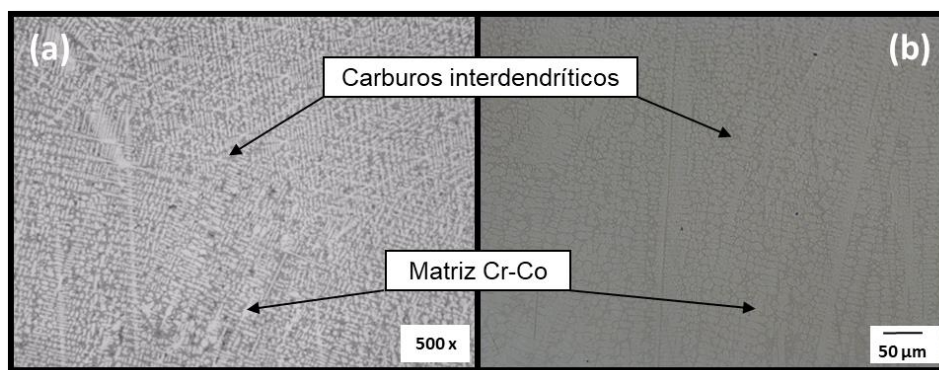


Figura 4.13. Stellite ® 12 aplicado por PTA, (a) 500x (literatura (24)), (b) Nital 5% 200x.

En la Figura 4.14 (a) se muestra la interfase de la zona de soldadura (ZS) con el metal base (MB) de la probeta M6, la cual está claramente definida y se caracteriza por la adherencia metalúrgica mediante una capa continua de dendritas con alto contenido de cobalto (Co) a través de toda la zona de unión, además se presenta en la Figura 4.14 (b) la microestructura de la zona afectada

por el calor (ZAC), la cual se caracteriza por la presencia de martensita y carburos esferoidales, con el tamaño de grano claramente identificado debido al recalentamiento del metal base.

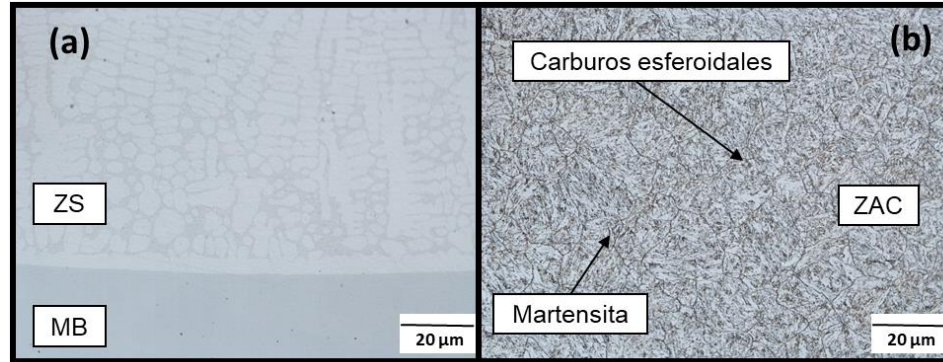


Figura 4.14. (a) Interfase de ZS y MB, Nital 5% 500x, (b) ZAC, Nital 5% 500x.

La Tabla 4.2 presenta los porcentajes de dilución obtenidos en los recubrimientos de las probetas finales con los parámetros presentados en la Tabla 3.2, los cuales fueron realizados con los metales de aporte adicionados con nanopartículas de la siguiente manera:

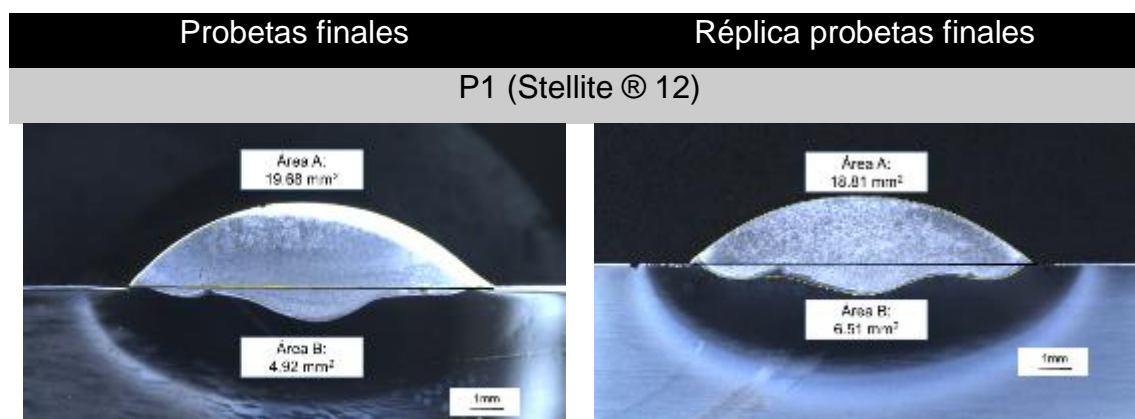
- P1 - Stellite ® 12 sin nanopartículas.
- P3 - Stellite ® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de TiC.
- P5 - Stellite ® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC.
- P7 - Stellite ® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de WC.
- P9 - Stellite ® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de WC.

Tabla 4.2. Porcentaje de dilución de probetas finales.

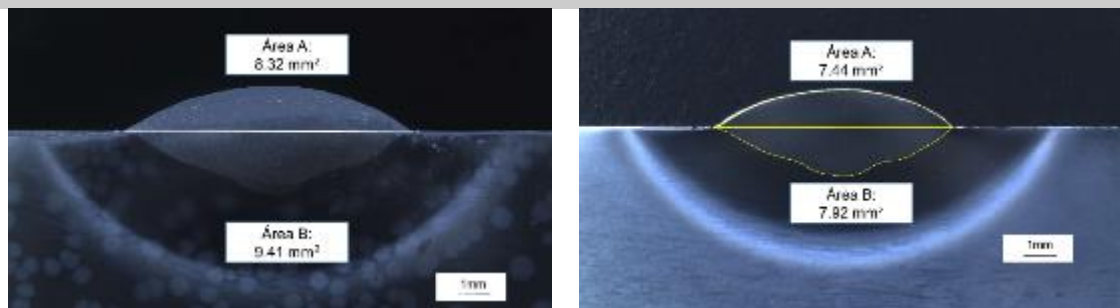
Nombre	Cordón de soldadura (mm)			Área (mm ²)		Dilución (%)
	Ancho	Alto	Penetración	A	B	
Probetas finales						
P1	11.28	2.50	1.07	19.68	4.92	20.00
P3	8.77	1.38	1.94	8.32	9.41	53.07
P5	8.26	0.42	1.72	2.03	10.20	83.40
P7	8.12	1.32	2.35	6.54	9.12	58.24
P9	8.35	0.81	2.51	4.46	10.67	70.52
Réplica probetas finales						
P1	11.75	2.29	1.06	18.81	6.51	25.71
P3	8.13	1.27	1.67	7.44	7.92	51.56
P5	8.7	0.38	1.87	1.62	11.21	87.37
P7	8.55	1.32	2.57	7.37	10.78	59.39
P9	9.15	1.15	2.62	6.41	12.31	65.76

Como soporte de los resultados presentados en la Tabla 4.2 se muestra las macrografías de la sección transversal de los recubrimientos aplicados en las probetas finales en la Tabla 4.3, las cuales fueron debidamente desbastadas, pulidas y atacadas con Nital al 5 %, para ser observadas en el estereoscopio, con el fin de identificar visualmente los efectos que causan la adición de nanopartículas en la dilución de los recubrimientos, además se realizó una réplica en una sección diferente del metal de soldadura de las probetas finales para corroborar los resultados de dilución, teniendo una ligera variación en los resultados mostrados.

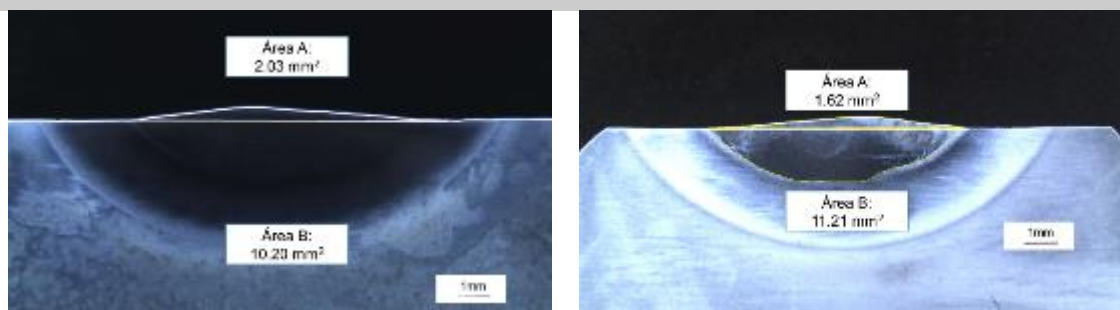
Tabla 4.3. Sección transversal de recubrimientos de probetas finales.



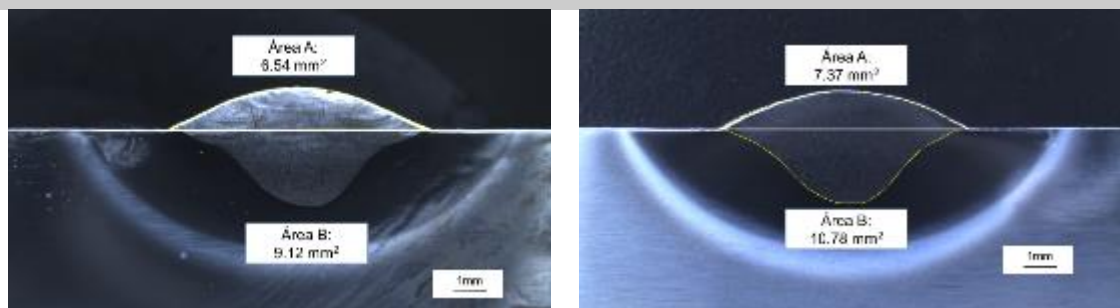
P3 (0.5% e.p. TiC)



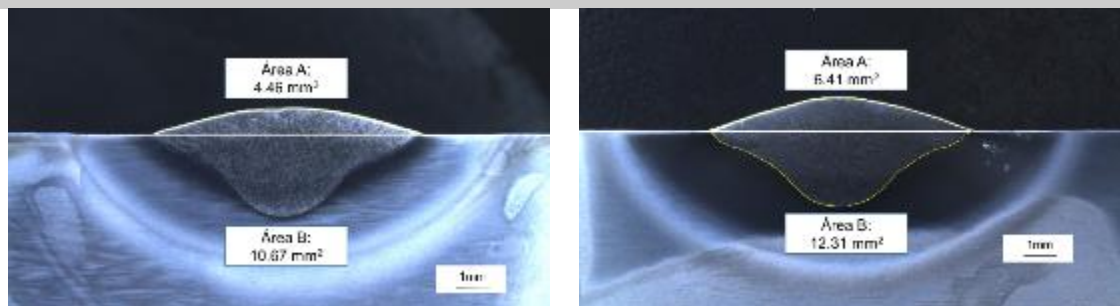
P5 (2.0% e.p. TiC)



P7 (0.5% e.p. WC)



P9 (2.0% e.p. WC)



En la tabla anterior, se observa el aumento de la dilución de los recubrimientos en las probetas P3, P5, P7 y P9, las cuales pertenecen a las probetas realizadas con el metal de aporte adicionado con los porcentajes de nanopartículas de TiC y WC antes mencionados. Dicho aumento de la dilución de los recubrimientos de soldadura en el metal base, concuerda con los resultados obtenidos en el ensayo de análisis térmico, ya que las nanopartículas presentaron una mayor absorción de energía durante las reacciones endotérmicas mostradas en las gráficas de la sección 4.1 del presente capítulo, lo cual originó que la energía necesaria para llevar a cabo las reacciones endotérmicas en las aleaciones adicionadas con nanopartículas fuera mayor en comparación con la aleación base cobalto sin nanopartículas, ocasionando el aumento de la dilución mostrado en la Tabla 4.2.

4.4.2 Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Se analiza el metal de aporte en polvo Stellite ® 12 mediante visualización MEB en modo de electrones secundarios, en el cual se observa una morfología circular de las partículas, las cuales cuentan con una microestructura dendrítica con espacios intersticiales, con tamaños de partícula desde 45 a 150 μm lo cual es mostrado en la Figura 4.15 (a).

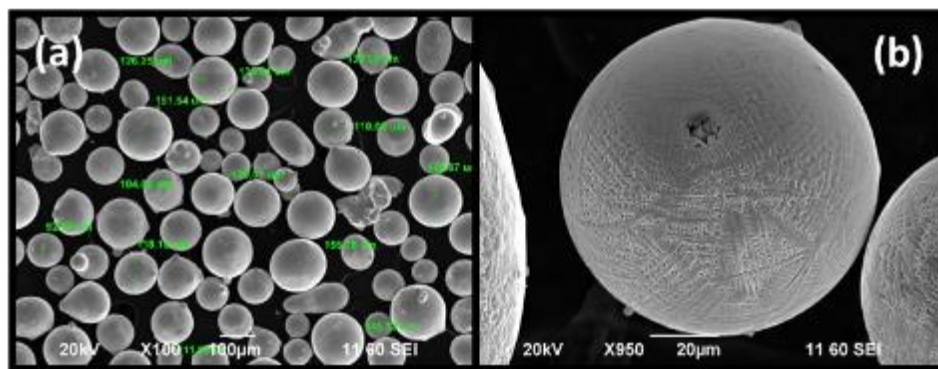


Figura 4.15. (a) Tamaño de partícula y (b) morfología de Stellite ® 12.

Las micrografías de las nanopartículas de WC y TiC obtenidas por el proveedor son presentadas en la Figura 4.16.

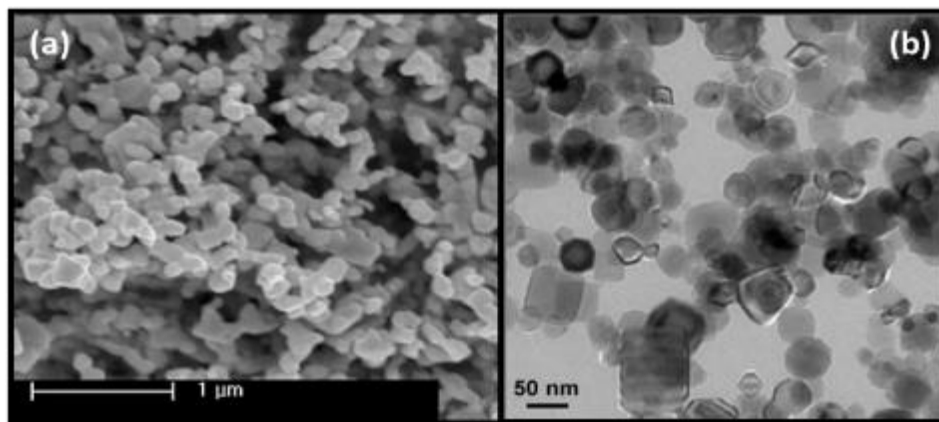


Figura 4.16. (a) Nanopartículas de WC y (b) TiC (32).

En la Figura 4.17 se muestran los resultados semicuantitativos del análisis elemental EDS realizados al metal de aporte en polvo Stellite® 12, la cual permite observar los elementos principales presentes, predominando el Co y Cr con menor cantidad de W.

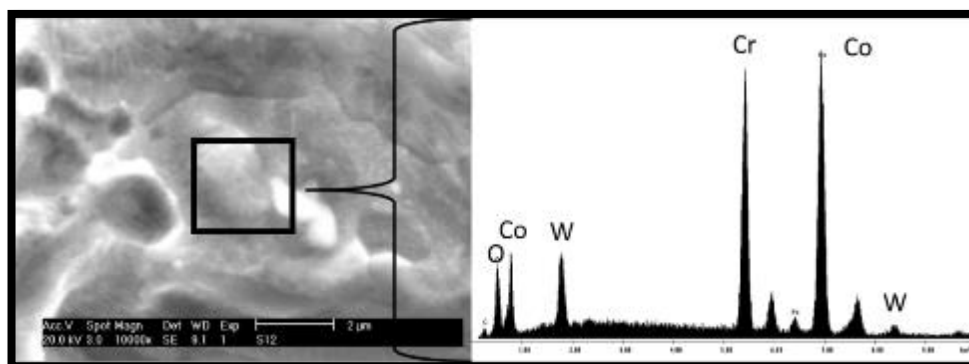


Figura 4.17. Stellite® 12 en estado de suministro.

Una vez que fueron aplicados los recubrimientos de soldadura en las probetas finales con los porcentajes de nanopartículas antes mencionados, fueron debidamente desbastadas, pulidas y atacadas, mostrándose los

resultados en la Figura 4.18, donde cabe destacar que la probeta P5 no fue posible visualizarla en distintas ocasiones después de haber sido preparada.

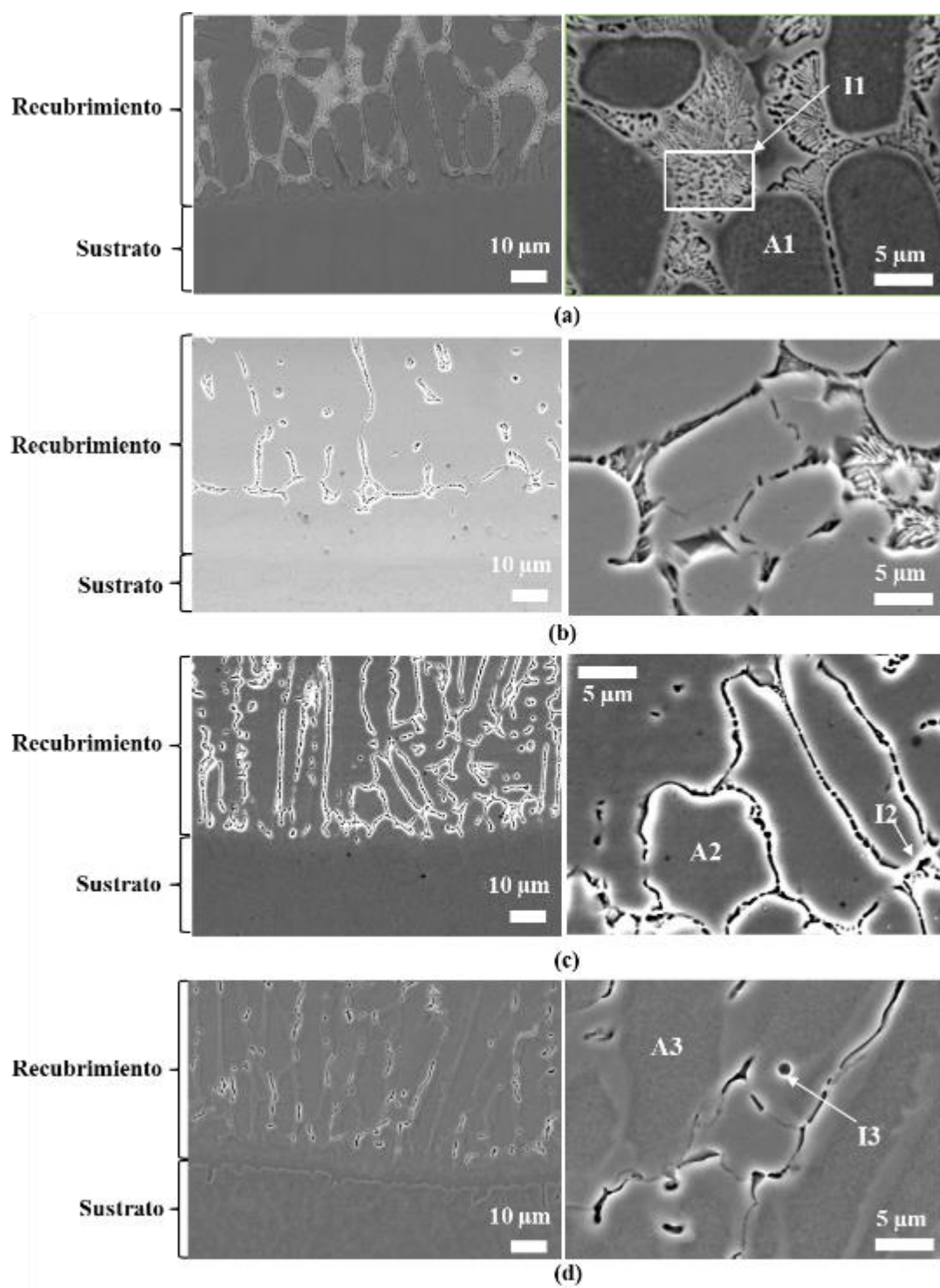


Figura 4.18. Imagen MEB de electrones secundarios recubrimiento (a) P1, (b) P3, (c) P7 y (d) P9.

La Figura 4.18 (a) muestra un área demarcada de regiones interdendríticas con fases eutécticas laminares (I1), las cuales disminuyeron relativamente conforme se aumentaba el porcentaje de adición de nanopartículas (Figura 4.18 (b, c y d)). Además, la Figura 4.18 muestra la difusión del metal de aporte sobre el sustrato en las 4 probetas presentadas (P1 (a), P3 (b), P7 (c) y P9 (d)). En la Figura 4.18 (c) se observaron también carburos en el límite de las dendritas (I2), así como también carburos de forma esférica (I3)(Figura 4.18 (d)).

Tabla 4.4. Análisis EDS de constituyentes presentes en la microestructura de los recubrimientos examinados en la Figura 4.18 (porcentaje atómico, at%).

	A1	A2	A3		I1	I2	I3
C	23.86	27.67	29.35		17.58	11.56	22.93
Si	1.77	1.81	1.51		-	2.2	1.11
S	-	0.3	0.36		0.71	0.8	0.6
Cr	14.66	11.07	8.98		17.38	12.52	11.6
Mn	0.36	0.36	-		0.48	0.42	0.36
Fe	32.35	42.06	47.83		32.5	51.57	51.32
Co	26.09	16.05	11.32		29.1	19.53	11.48
W	0.91	0.67	0.65		2.26	1.4	0.59

La Tabla 4.4 muestra los resultados semicuantitativos de composición química obtenidos del análisis elemental EDS. De acuerdo a ésta tabla, la matriz dendrítica (región A1) del recubrimiento con metal de aporte en polvo virgen Stellite® 12 (Figura 4.18 (a)) consistió principalmente de carbono, cromo, hierro y cobalto, con una pequeña cantidad de silicio, manganeso y tungsteno. Se observa que la adición de nanopartículas de TiC y WC (Figura 4.18 (b, c y d)) a la aleación original (Figura 4.18 (a)) redujo la zona interdendrítica, y se modificaron principalmente los constituyentes de la matriz dendrítica (A2 y A3), es decir, un aumento de at% de carbono y de hierro, seguido de una reducción de at% de cromo, cobalto y tungsteno, debido a la mayor dilución del recubrimiento por soldadura en el metal base, a causa de la mayor energía que

involucran las reacciones con nanopartículas, que por consecuencia ocasionó la migración de los elementos de aleación del metal base hacia el metal de soldadura. Un comportamiento similar fue observado en la zona interdendrítica, donde el eutéctico laminar (Figura 4.18 (a), región I1) rico en at% de carbono, cromo, hierro y cobalto, se modificó con la adición de nanopartículas de WC para convertirse en forma globular, reduciéndose además la zona interdendrítica (Figura 4.18 (b, c y d)), aumentando el at% de carbono y hierro, y disminuyendo el at% de cromo, cobalto y tungsteno. El análisis EDS realizado en la Figura 4.18 (a, b, c y d) reveló que el hierro difundió del sustrato al recubrimiento mientras aumentaba la adición de nanopartículas, de acuerdo con los porcentajes atómicos mostrados en la Tabla 4.4.

4.4.3 Ensayo de dureza

Se realiza la medición de la dureza del metal base antes del tratamiento térmico en base al perfil que se muestra en la Figura 4.19 con una escala Rockwell B y se obtienen los resultados que se muestran en la Tabla 4.5.

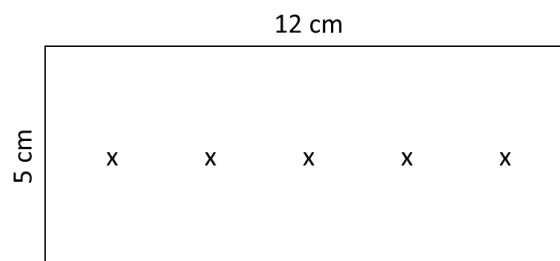


Figura 4.19. Perfil para mediciones de dureza.

Tabla 4.5. Dureza de metal base en estado de suministro.

Dureza	1	2	3	4	5	Promedio
HRB	92.6	92.5	92.9	92.5	92.6	92.62

Lo cual se confirma con lo encontrado en la literatura (31), donde se menciona que el acero H13 en estado de suministro se encuentra en estado de recocido de fábrica con una dureza promedio de 94 HRB.

Se realiza la medición de la dureza del metal base después del tratamiento térmico en dos placas de metal en base al perfil que se muestra en la Figura 4.19 con escala Rockwell C y se obtienen los resultados mostrados en la Tabla 4.6.

Tabla 4.6. Dureza de metal base después de tratamiento térmico.

Dureza	1	2	3	4	5	Promedio
HRC 1	48.9	50.3	47.1	47.8	47.7	48.36
HRC 2	52.7	45.8	47.7	51.1	50.8	49.62

La dureza obtenida es verificada con la información proporcionada por el fabricante (26), donde se menciona que el acero H13 después del tratamiento térmico realizado alcanzará una dureza de 46 a 48 HRC, de acuerdo al diagrama de revenido mostrado en la Figura 4.20 con temperatura de revenido de 595 °C.

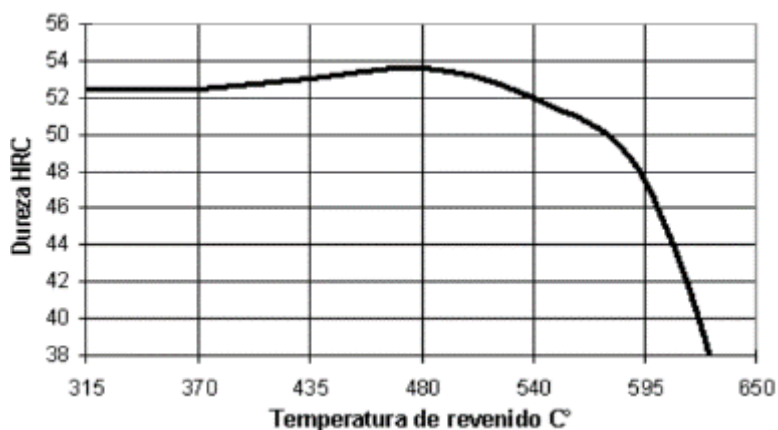


Figura 4.20. Diagrama de revenido para H13 con temperatura de temple de 1010 °C. (26)

Una vez que se aplicaron los recubrimientos con PTA se realizaron las mediciones de dureza a través de la sección transversal del metal de soldadura

(MS), la zona afectada por el calor (ZAC) y el metal base (MB), de acuerdo al perfil mostrado en la Figura 4.21.

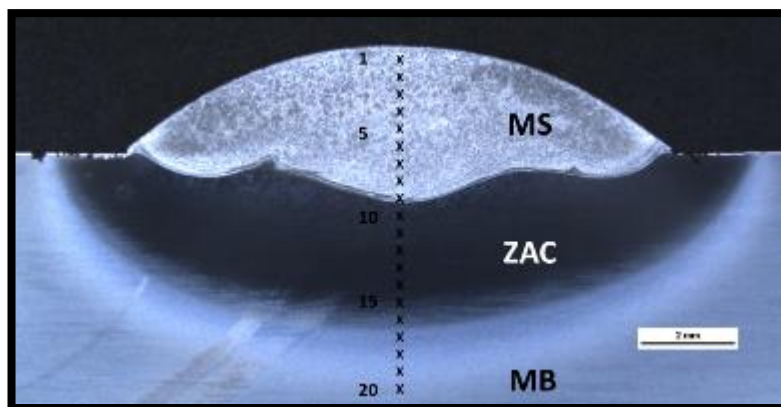


Figura 4.21. Perfil para mediciones de dureza de cupones finales P1, P3, P5, P7 y P9.

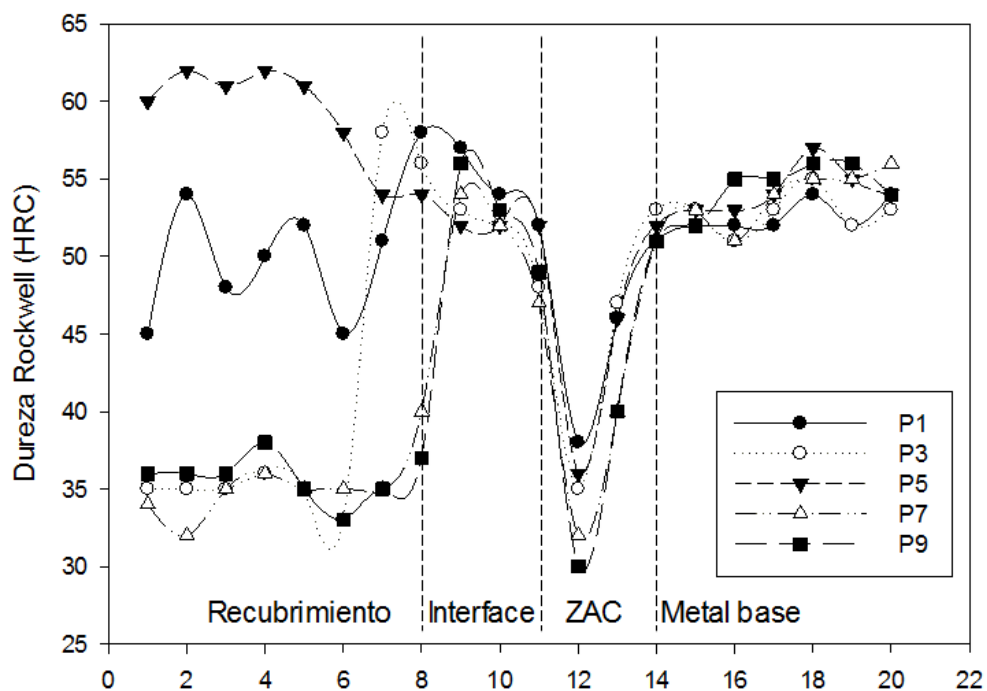


Figura 4.22. Resultados de dureza de probetas finales (HRC).

En la Figura 4.22 se muestran los resultados del ensayo de dureza de las probetas finales, donde se observa que en la parte del recubrimiento de soldadura existe una variación de la dureza, debido a las fases presentes en la microestructura del Stellite ® 12, que de acuerdo a la literatura revisada consta de brazos dendríticos ricos en Cr-Co y fases interdendríticas más duras ricas en carburos. También se puede observar que la única preparación de polvos que logró aumentar la dureza del recubrimiento, fue la probeta P5 con metal de aporte en polvo Stellite ® 12 adicionado con 2 % de nanopartículas de TiC. Por lo cual se decide realizar un tratamiento de envejecido de acuerdo a información revisada en investigaciones anteriores (21) (30), donde se han logrado obtener mayores fases martensíticas HCP embebidas en una matriz base cobalto mediante la aplicación del proceso isotérmico.

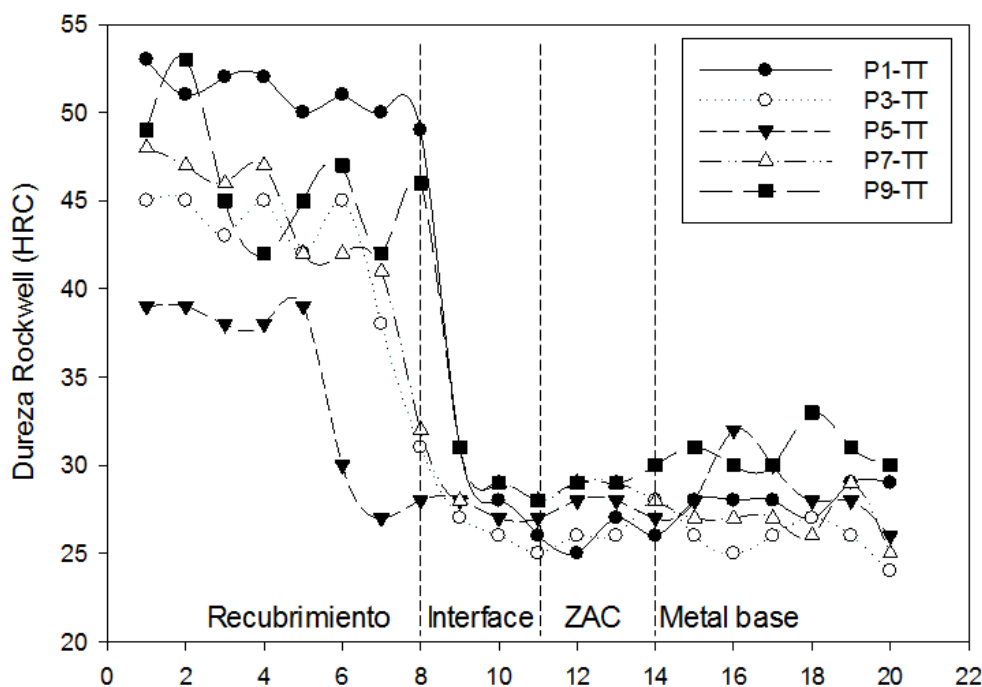


Figura 4.23. Resultados de dureza de probetas finales con envejecido (HRC).

En la Figura 4.23 se muestran los resultados de la dureza de los recubrimientos de las probetas finales después de ser sometidos a un proceso isotérmico de envejecido a 750 °C durante 10 horas, en la cual se observa la

homogenización de los valores de dureza Rockwell para todas las aleaciones; cabe resaltar que los resultados obtenidos fueron satisfactorios, ya que la dureza de los recubrimientos aumentó por lo menos 10 HRC para el caso de las probetas P3, P7 y P9; caso contrario con la probeta P5 que había logrado obtener la mayor dureza en los resultados sin tratamiento térmico, sin embargo este incremento no fue suficiente, ya que las durezas de los recubrimientos adicionados con nanopartículas fue aún menor que los resultados de dureza del recubrimiento con Stellite ® 12 virgen.

4.4.4 Ensayo de desgaste

Para el ensayo de desgaste se recubrieron 5 placas de 12 x 5 cm (Figura 4.24 (a)) con una superficie mínima de soldadura de 4 cm², para lo cual se utilizaron los parámetros mostrados en la Tabla 3.2 y la aleación Stellite ® 12 original, además de las aleaciones adicionadas con 0.5 y 2% e.p. de nanopartículas de TiC y nanopartículas de WC respectivamente, generando un total de 5 cupones (Figura 4.24 (b)) con medidas aproximadas de 2 x 2 cm, los cuales fueron cortados y rectificadas por ambas caras, con el objetivo de obtener una superficie superior lisa y paralela a la inferior para realizar el ensayo de desgaste.

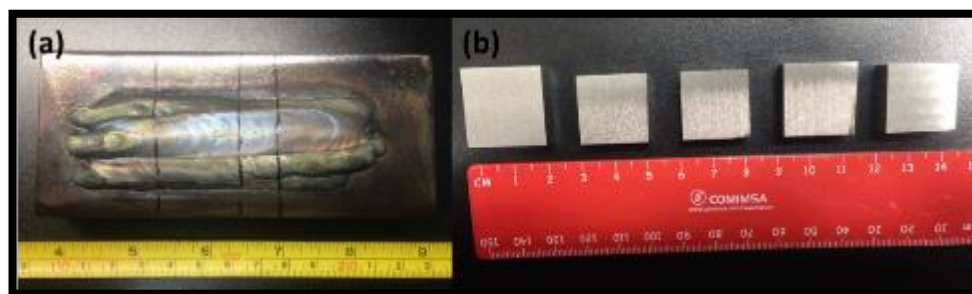


Figura 4.24. (a) Probeta de soldadura de 12 x 5 cm y (b) cupones de 2 x 2 cm para ensayo de desgaste.

Los cupones para desgaste fueron nombrados de la siguiente manera para su fácil identificación:

- P2 - Stellite ® 12 sin nanopartículas
- P4 - Stellite ® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de TiC.
- P6 - Stellite ® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de TiC.
- P8 - Stellite ® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de WC.
- P10 - Stellite ® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de WC.

El ensayo de desgaste se realizó de acuerdo a las especificaciones del método de prueba estándar ASTM G99-05 (29), calculando la pérdida de volumen en el cupón recubierto por soldadura, en el cual se asume que no hay un desgaste significativo en el objeto utilizado, que en nuestro caso fue una esfera de zafiro de 6 mm de diámetro; obteniendo los siguientes resultados:

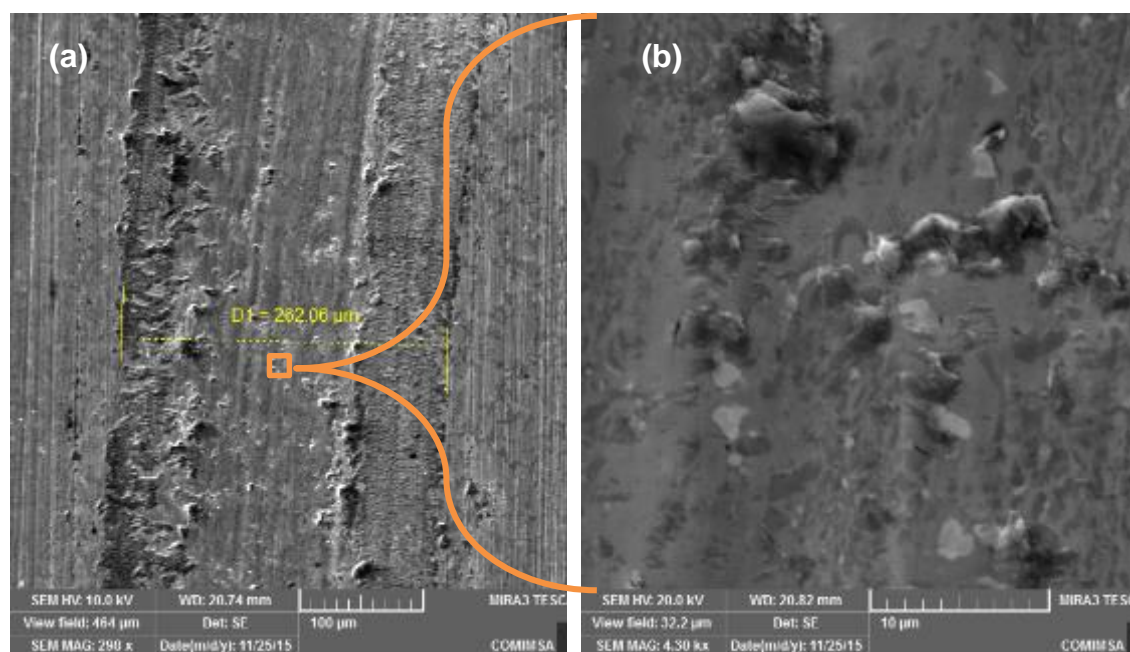


Figura 4.25. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P2 (sin nanopartículas), (a)100 µm y (b)10 µm.

El mecanismo de desgaste que prevalece en la superficie del recubrimiento Stellite ® 12 (Figura 4.25) es por deslizamiento (fretting) (14), que de acuerdo a la literatura se asume que se forman capas de óxidos en la superficie que evitan altas tasas de desgaste (Figura 4.31), lo cual ocurre debido al calentamiento que se ocasiona por la fricción entre la esfera de zafiro y la superficie metálica,

además de la falta de lubricación y las velocidades de desplazamiento de la esfera (10 cm/s).

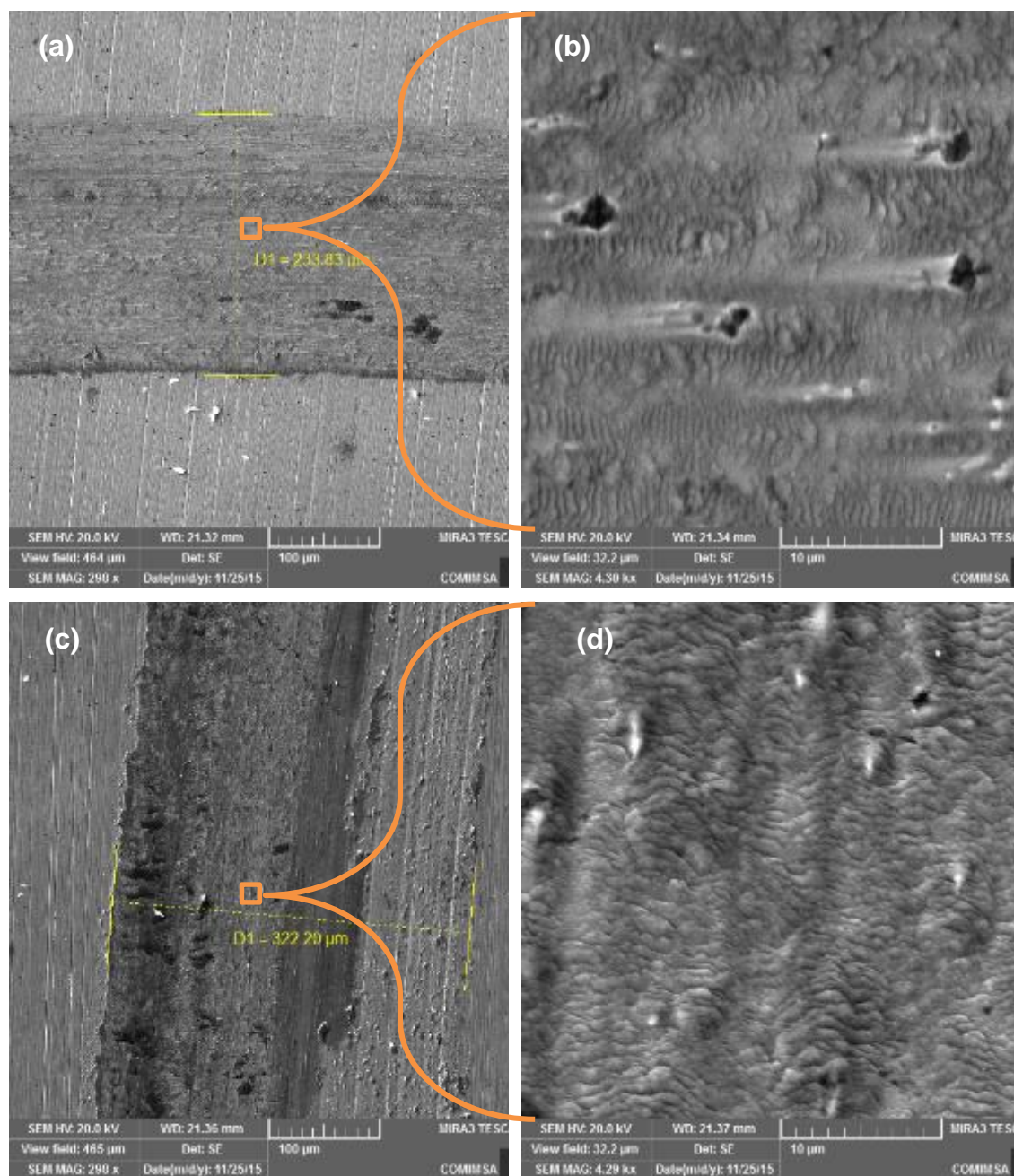


Figura 4.26. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P4 (0.5% e.p. TiC), (a)100 μm y (b)10 μm y P6 (2.0% e.p. TiC), (c)100 μm y (d)10 μm .

El mecanismo de desgaste que prevalece en la superficie del recubrimiento Stellite® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de TiC (Figura 4.26 (a y b)) y Stellite

® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC (Figura 4.26 (c y d)) también es por deslizamiento (fretting) (14), en la cual se observan residuos de óxido que se van quedando atrapados en la superficie mediante soldadura en frío (Figura 4.26 (b)), que después de su desprendimiento se lleva una parte de material del recubrimiento, cuya pérdida de volumen es mostrada en la gráfica de la Figura 4.31.

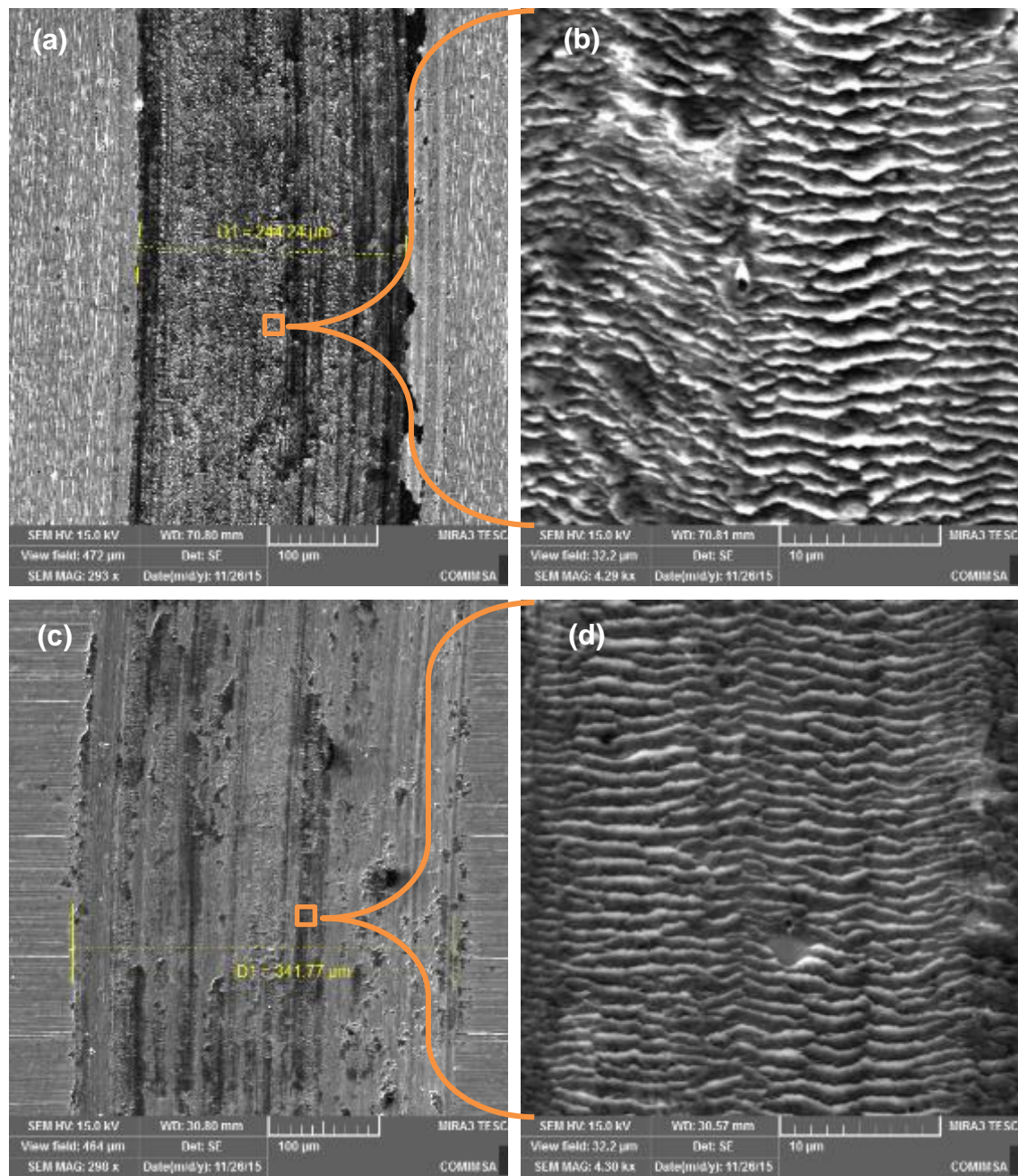


Figura 4.27. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P8 (0.5% e.p. WC), (a)100 μm y (b)10 μm y P10 (2.0% e.p. WC), (c)100 μm y (d)10 μm .

El mecanismo de desgaste que prevalece en la superficie del recubrimiento Stellite® 12 + 0.5% e.p. de nanopartículas de WC (Figura 4.27 (a y b)) y Stellite® 12 + 2.0% e.p. de nanopartículas de WC (Figura 4.27 (c y d)) también es por deslizamiento (fretting) (14), por la poca pérdida de volumen (Figura 4.31) y por las escamas de óxidos que se van formando en la superficie (Figura 4.27 (b y d)), las cuales crecen en mayor proporción en comparación con los recubrimientos con nanopartículas de TiC. De acuerdo a la literatura, los restos de óxido se quedan atrapados sobre la superficie en forma de escamas durante el desgaste por deslizamiento, los cuales pueden llegar a ser abrasivos.

Posteriormente, el ensayo de desgaste fue realizado por duplicado en los cupones después de que se realizó un tratamiento térmico de envejecido, los cuales fueron identificados de la siguiente manera, 1. P2TT - Stellite® 12 sin nanopartículas, 2. P4TT - Stellite® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de TiC, 3. P6TT - Stellite® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de TiC., 4. P8TT - Stellite® 12 + 0.5 % e.p. de nanopartículas de WC y 5. P10TT - Stellite® 12 + 2.0 % e.p. de nanopartículas de WC. Obteniendo los siguientes resultados:

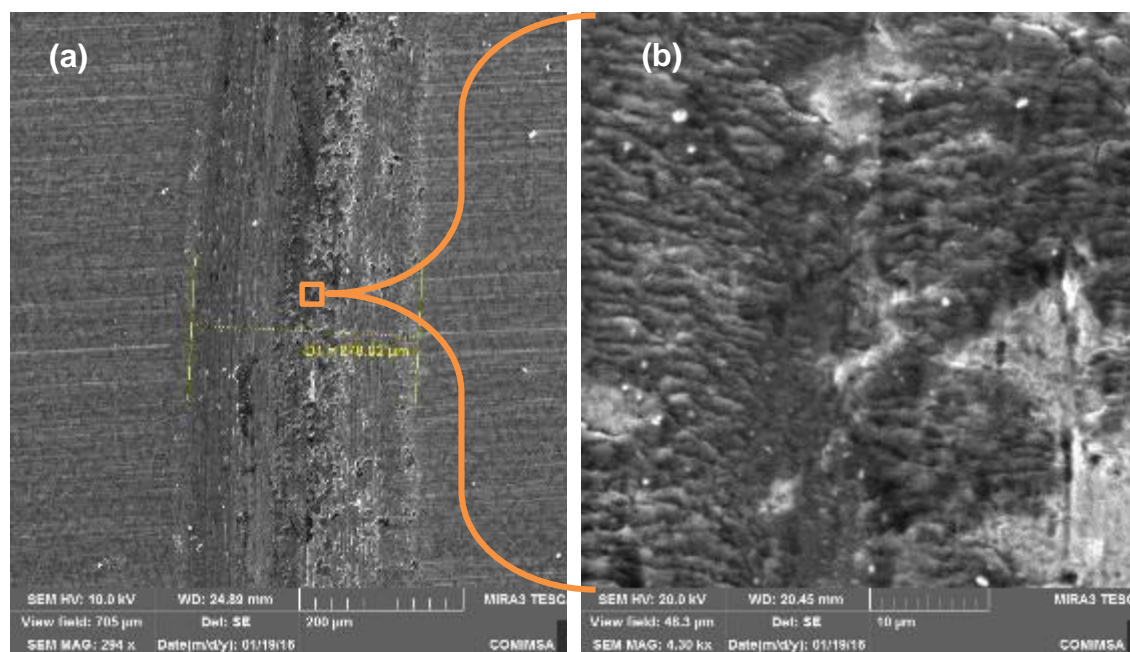


Figura 4.28. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P2TT (sin nanopartículas), (a)200 µm y (b)10 µm.

El mecanismo de desgaste que prevalece en la superficie del recubrimiento Stellite® 12 con tratamiento térmico de envejecido (Figura 4.28), sigue siendo por deslizamiento (fretting) (14), sin mostrar beneficio del tratamiento térmico, ya que la pérdida de volumen es relativamente igual (Figura 4.31).

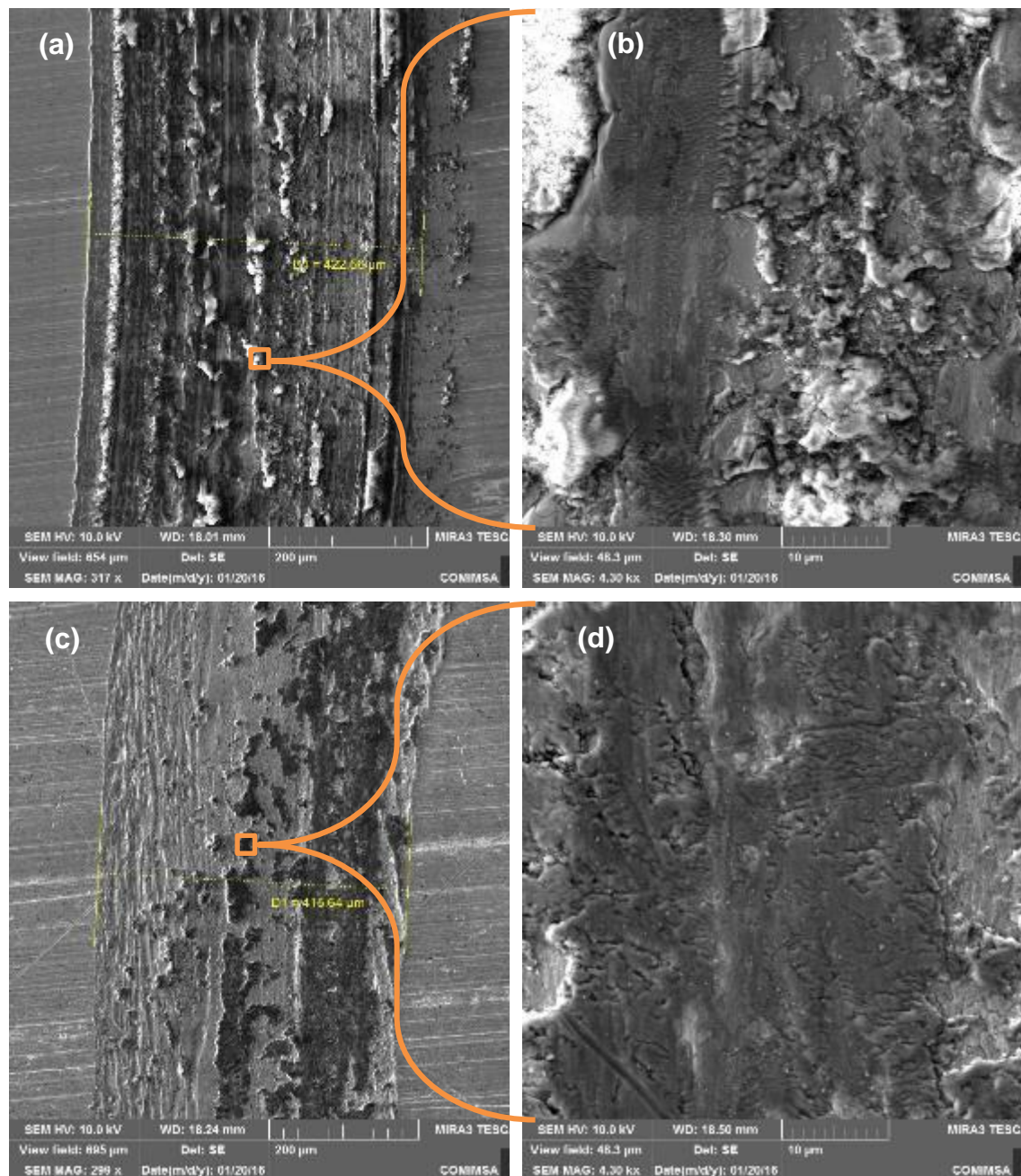


Figura 4.29. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P4TT (0.5% e.p. TiC), (a)200 μm y (b)10 μm y P6TT (2.0% e.p. TiC), (a)200 μm y (b)10 μm .

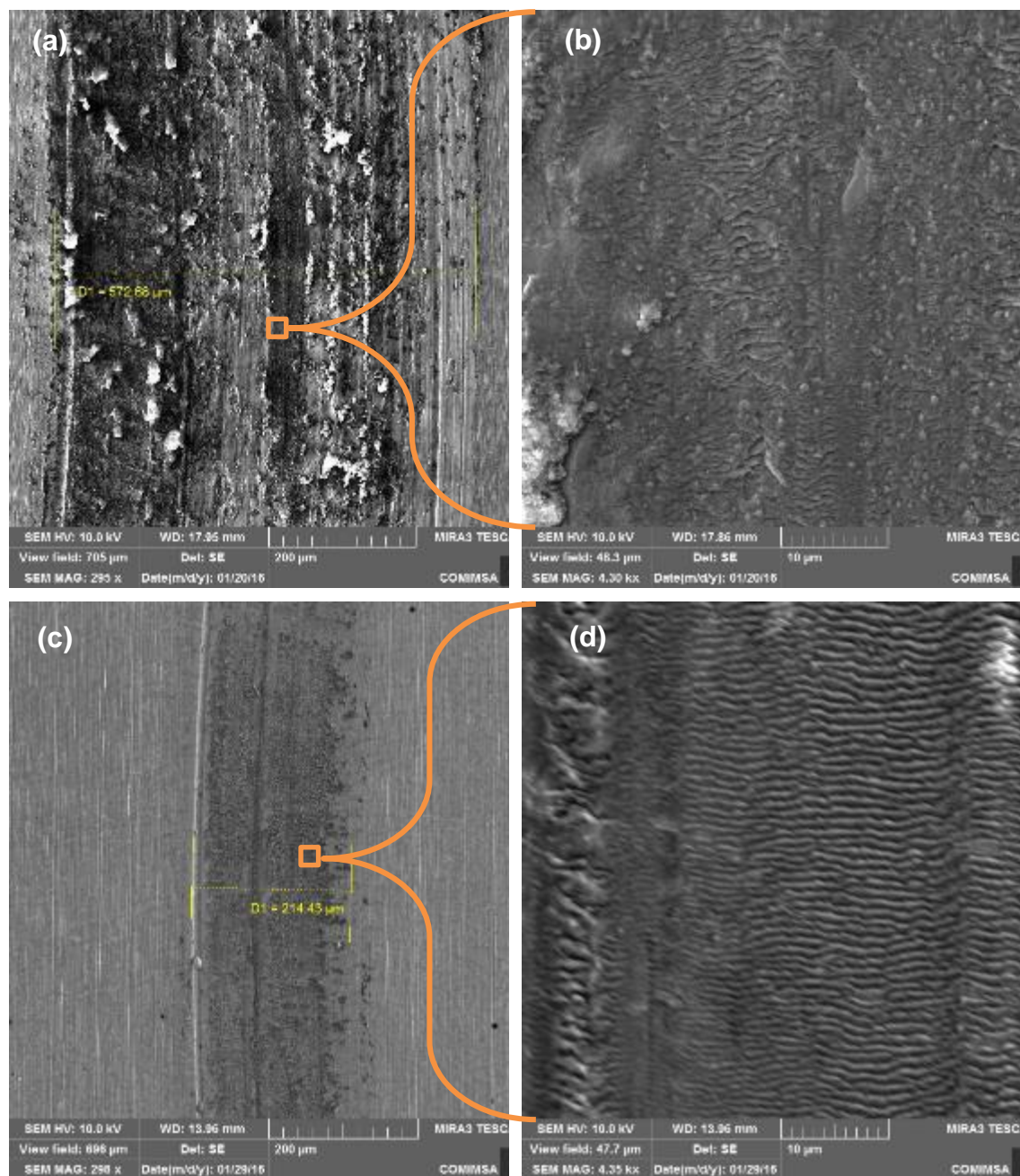


Figura 4.30. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P8TT (0.5% e.p. WC), (a)200 μm y (b)10 μm y P10TT (2.0% e.p. WC), (c)200 μm y (d)10 μm .

El mecanismo de desgaste del cupón de Stellite® 12 con 0.5% e.p. de nanopartículas de TiC con tratamiento térmico de envejecido (Figura 4.29 (a y b)), presenta desgaste por deslizamiento inicialmente al igual que todos los recubrimientos, sin embargo, el mecanismo cambia a desgaste abrasivo de alta tensión (14), debido a que el material que se desprende de la superficie funciona

como medio abrasivo cuando continua la fricción ocasionando mayor pérdida de volumen, lo cual se demuestra en la gráfica de la Figura 4.31. En el caso del cupón de Stellite ® 12 con 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC con tratamiento térmico de envejecido (Figura 4.29 (c y d)), se observa que también presenta las características del desgaste por deslizamiento, a excepción de que en este caso se formó una mayor capa de óxido, que comúnmente es conocida como “esmalte de óxido” (14), la cual ayuda a proteger la superficie del desgaste excesivo durante cierto periodo de tiempo hasta que logra desprenderse y causar mayor daño, lo cual se demuestra en la gráfica de la Figura 4.31, donde se observa menor pérdida de volumen conforme aumenta el porcentaje de nanopartículas de TiC.

En la Figura 4.30 (a y b) se muestra el cupón recubierto de Stellite ® 12 con 0.5% e.p. de nanopartículas de WC, el cual presenta la mayor pérdida de volumen de todos los cupones que se sometieron al ensayo de desgaste de acuerdo a la gráfica de la Figura 4.31, incluyendo el menor coeficiente de fricción (Figura 4.32), el cual sufrió desgaste por deslizamiento inicialmente al igual que todos los recubrimientos, sin embargo, el mecanismo cambia a desgaste abrasivo de alta tensión. En el caso del cupón recubierto de Stellite ® 12 con 2.0% e.p. de nanopartículas de WC, se presenta un mecanismo de desgaste por deslizamiento, obteniéndose los mejores resultados de resistencia al desgaste, con la menor pérdida de volumen del ensayo experimental de acuerdo a los resultados mostrados en la gráfica de la Figura 4.31.

Para el cálculo de la pérdida de volumen se utiliza la siguiente fórmula, en la cual se considera el radio y el ancho de la huella de desgaste (29):

Pérdida de volumen del disco

$$= \frac{\pi(\text{radio de la huella de desgaste, mm})(\text{ancho de la huella, mm})^3}{6(\text{radio de la esfera, mm})}$$

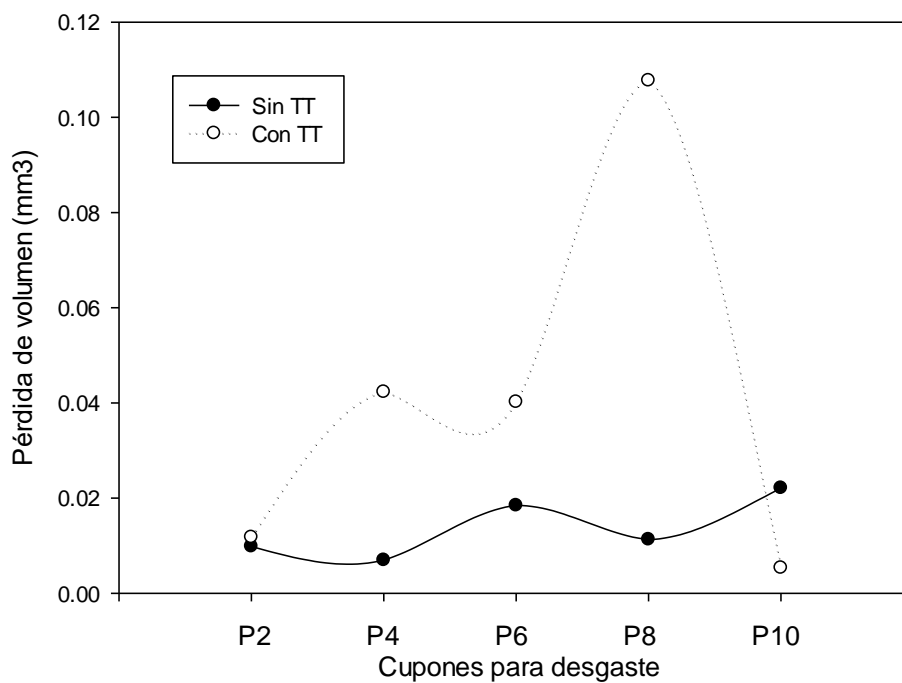


Figura 4.31. Gráfico comparativo de resultados de pérdida de volumen en ensayo de desgaste.

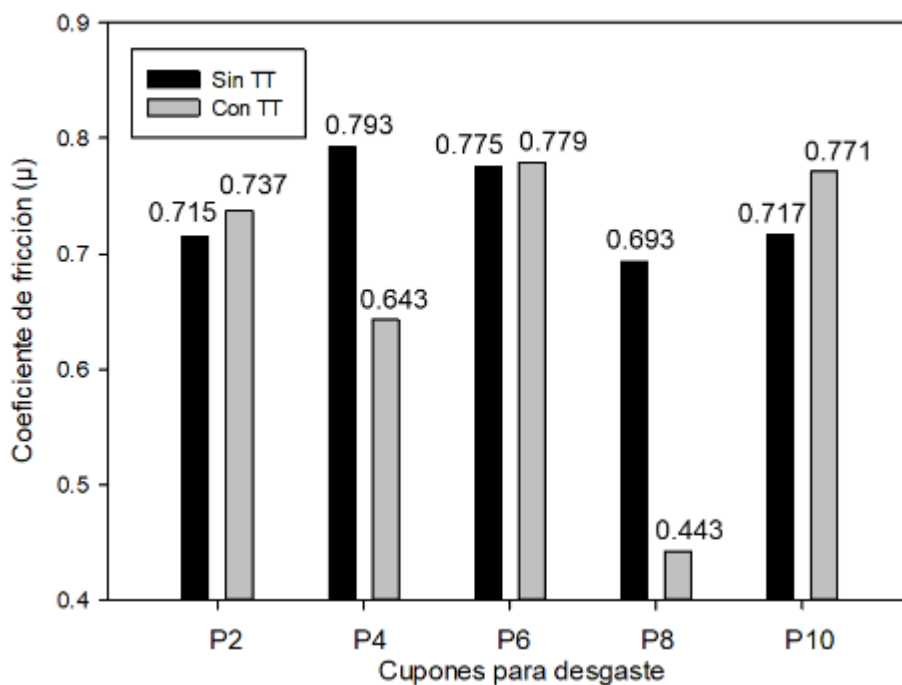


Figura 4.32. Gráfico comparativo de resultados de coeficiente de fricción de ensayo de desgaste.

4.4.5 Envejecido

El análisis metalográfico de la probeta recubierta con Stellite® 12 revela una zona columnar con un crecimiento interdendrítico distribuido en la zona del recubrimiento, en la cual se puede observar el incremento de la presencia del carbono distribuido en los límites de grano, debido al tratamiento térmico de envejecido (Figura 4.33 (b y d)), logrando un refinamiento de grano a simple vista (Figura 4.33 (d)) y una mayor formación de carburos, la cual se puede comprobar mediante un ligero aumento de dureza que se muestra en la Figura 4.23 (Resultados de dureza de probetas finales con envejecido).

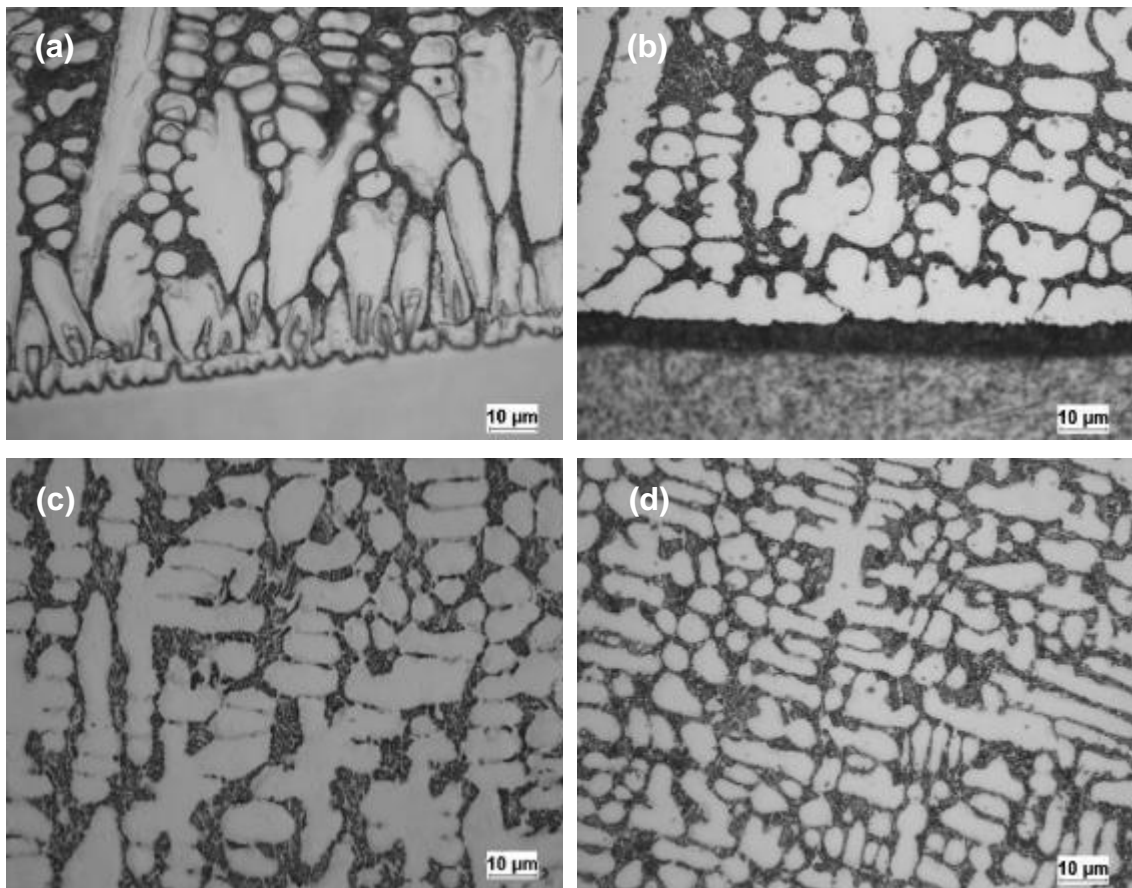


Figura 4.33. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P1 (Stellite 12) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).

Con la adición de 0.5% e.p. (Figura 4.34) de nanopartículas de TiC se observa que existe una mayor difusión del carbono hacia los límites de grano de la zona interdendrítica del recubrimiento, esto debido a la energía promovida por el tratamiento térmico en donde le permite que el carbono en solución y algunos elementos de aleación difundan hacia las zonas de mayor energía, que para este caso son los límites de grano; lo cual reduce la dureza considerablemente como se muestra en la Figura 4.23 (Resultados de dureza de probetas finales con envejecido), debido a que la zona interdendrítica se sobresatura de carbono sin lograr la formación de carburos.

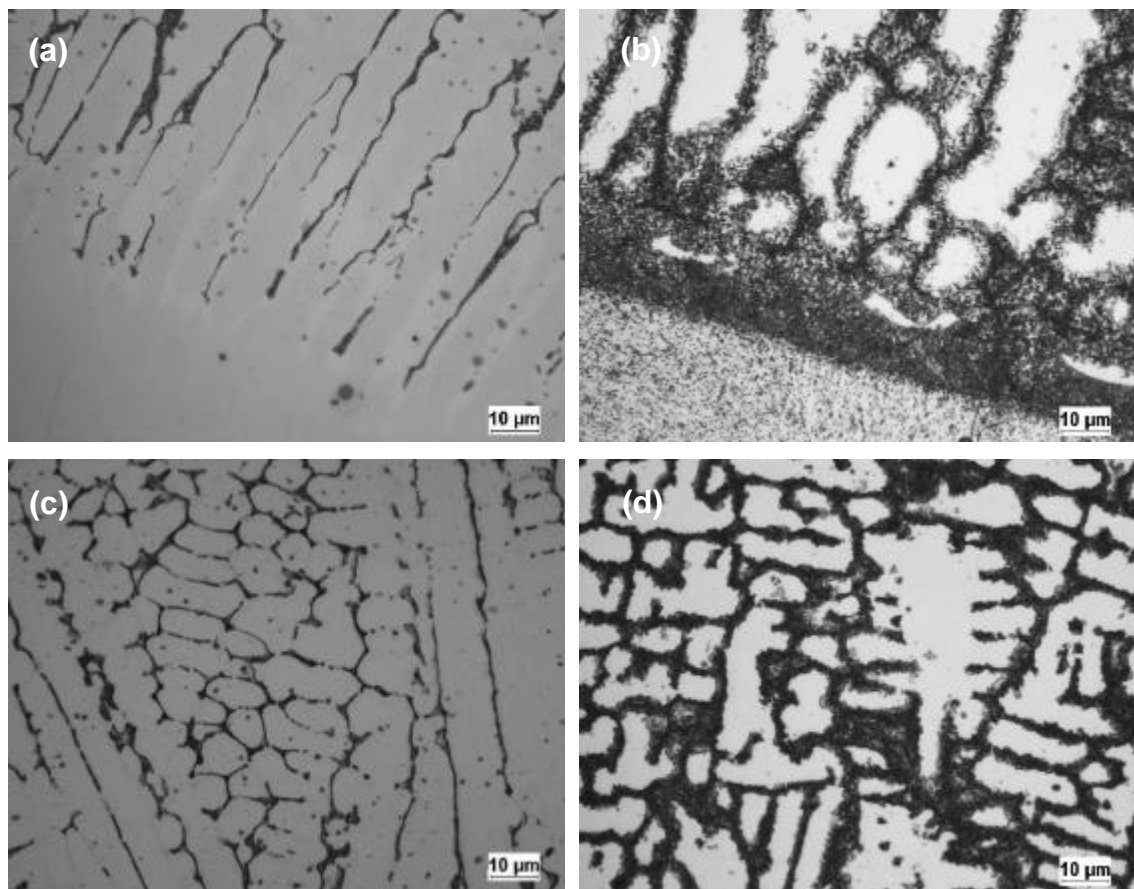


Figura 4.34. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P3 (0.5% e.p. TiC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).

Con la adición de 2.0% e.p. de nanopartículas de TiC se mostraron resultados satisfactorios en el ensayo de dureza (sección 4.4.3), sin embargo después del tratamiento térmico se mostró un efecto contrario al de la mayoría de las probetas, donde se redujo la dureza un 40% aproximadamente, lo cual fue debido a que en la Figura 4.35 (b y d) se observa que existe una mayor difusión del carbono a través de toda la matriz de Co, ocasionado por un reblandecimiento de la microestructura por efecto de la temperatura expuesta en donde se propició una liberación de esfuerzos de la misma.

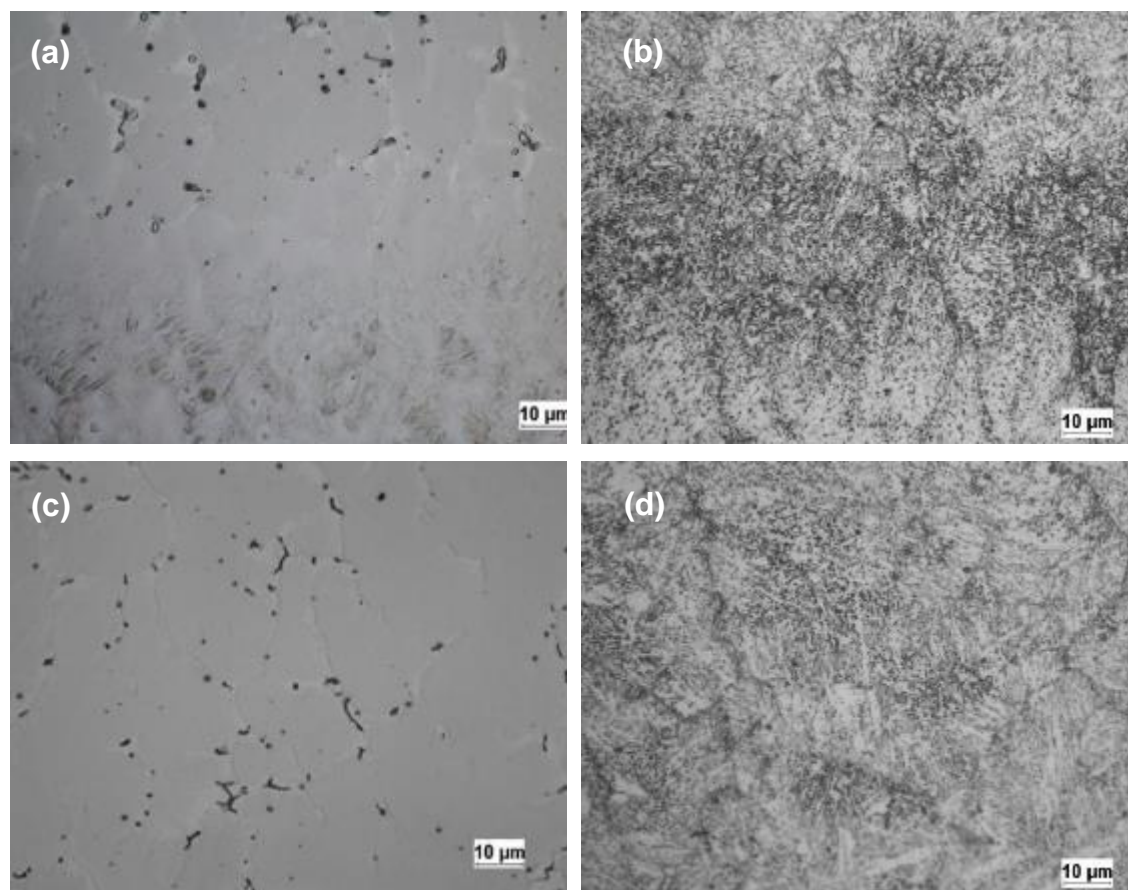


Figura 4.35. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P5 (2.0% e.p. TiC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).

Con la adición de 0.5% y 2.0% e.p. de nanopartículas de WC al metal de aporte Stellite® 12 se observa que existe una mayor difusión del carbono hacia los límites de grano de la zona interdendrítica del recubrimiento, esto debido a la energía promovida por el tratamiento térmico en donde le permite que el carbono en solución difunda hacia las zonas de mayor energía, que para este caso son los límites de grano, Figura 4.36 y Figura 4.37.

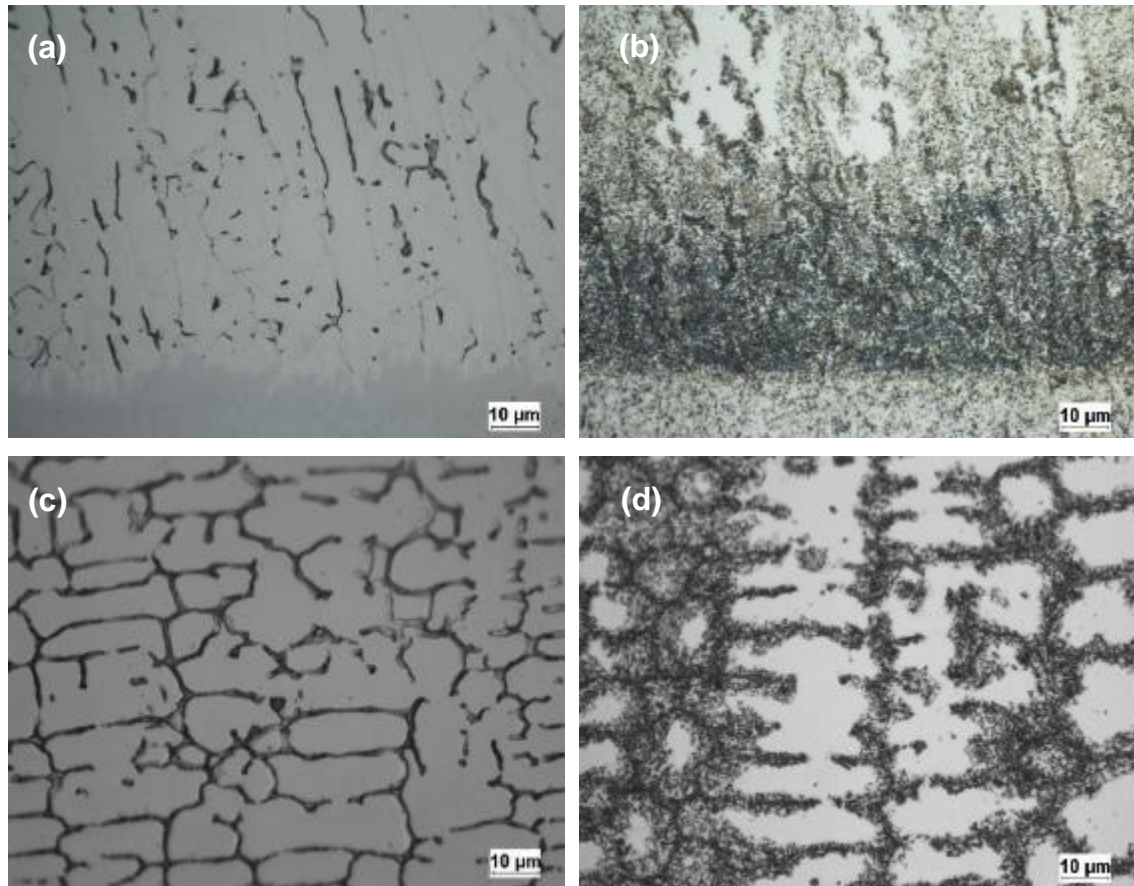


Figura 4.36. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P7 (0.5% e.p. WC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).

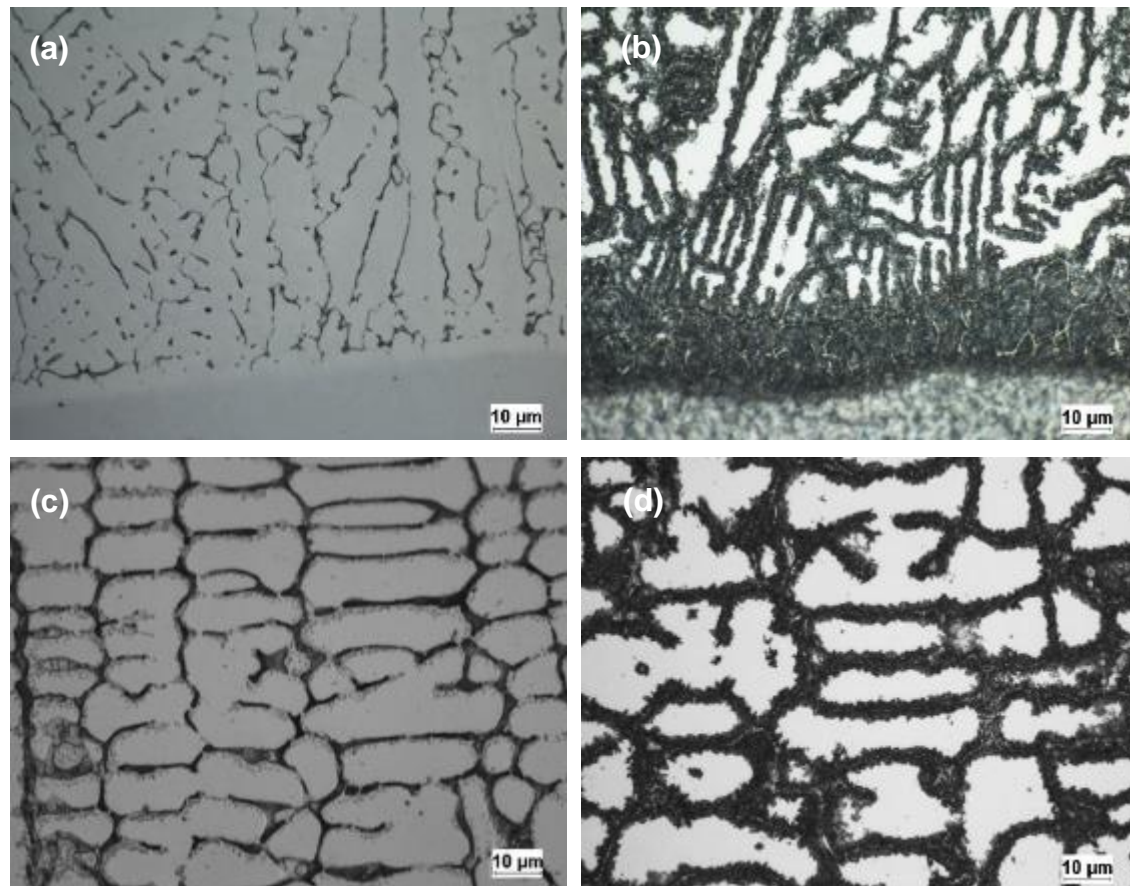


Figura 4.37. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P9 (2.0% e.p. WC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).

5 CONCLUSIONES

Sobre la base de los resultados obtenidos se concluye lo siguiente:

- El proceso de Plasma transferido por arco (PTA) con la adición de nanopartículas ha mostrado buenos resultados en cuanto a la aplicación de recubrimientos sobre sustratos metálicos, obteniendo los mismos libres de discontinuidades, por lo que esta técnica puede ser usada para reparar y revestir componentes de acero grado herramienta.
- Se encontró que la adición de nanopartículas de TiC y WC en el Stellite ® 12 no afecta su punto de fusión, sin embargo, la tasa de flujo de calor es más rápida en el Stellite ® 12 sin nanopartículas que las muestra modificadas, por lo que se asume que el punto de fusión de las nanopartículas es más alto que el punto de fusión del Stellite 12, donde las nanopartículas son todavía estables, de acuerdo con las curvas DSC.
- Las regiones interdendríticas son modificadas con la adición de nanopartículas, mientras más porcentaje en peso se agrega a la aleación la zona interdendrítica es reducida, debido a que la solidificación comienza con una fracción de líquido importante en la muestra sin nanopartículas.
- Con la adición de nanopartículas, se favoreció la nucleación y la velocidad de crecimiento de los granos en la zona de los recubrimientos, esto debido a que estas partículas actúan como sitios preferenciales para el crecimiento y nucleación de nuevos granos, por lo que existe una disminución en el tamaño de las dendritas y una solidificación libre de discontinuidades.
- De acuerdo a los resultados analizados del ensayo de dureza, se concluye que la adición de nanopartículas de TiC y WC en los porcentajes seleccionados no promueve la mejora de propiedades mecánicas en el metal de aporte Stellite ® 12, debido a que la dureza del recubrimiento se redujo en promedio 15 HRC con la adición de nanopartículas en porcentajes de 0.5% e.p. de TiC, 0.5% e.p. de WC y 2.0% e.p. de WC, con

respecto a la dureza del metal de aporte sin ser modificado (50 HRC), a excepción del recubrimiento con 2.0% e.p. de TiC, donde la dureza aumento 10 HRC en promedio en la sección transversal medida del recubrimiento.

- Con respecto a los materiales de aporte seleccionados para el estudio, éstos muestran un comportamiento similar en cuanto a la resistencia al desgaste se refiere comparado con el material base, por lo que la presencia de las nanopartículas no afecta significativamente una mejora en la resistencia al desgaste.
- En cuanto a la aplicación del tratamiento térmico de envejecido, este mejoró significativamente la dureza del material, sin embargo, su resistencia al desgaste disminuyó debido a la difusión del carbono hacia los límites de grano, lo que ocasiona que al aplicar el ensayo de la resistencia al desgaste existe una mayor pérdida de volumen del material analizado.

6 FIGURAS

Figura 2.1. Clasificación de las tecnologías de proyección térmica según el rango de temperatura y velocidad de las partículas (2).	9
Figura 2.2. Estructura interna de boquilla del proceso de Plasma Transferido por Arco (PTA) (3).....	11
Figura 2.3. Esquema del proceso SAW (3).....	13
Figura 2.4. Esquema del proceso LBW (3).....	14
Figura 2.5. Esquema del proceso GMAW (3).	16
Figura 2.6. Esquema del proceso de soldadura fuerte con flama de Oxy-acetileno (3).	17
Figura 2.7. Diagrama TTT para acero de baja aleación 4130 (13).	23
Figura 2.8. Micrografías MEB de martensita revenida a) y las típicas microestructuras de los especímenes revenidos a b) 200, c) 650 y d) 700 °C (7).	36
Figura 2.9. Variación de dureza y trabajo de impacto con temperatura de revenido de acero H13 (7).....	37
Figura 2.10. Variación de tasa de desgaste con carga normal para diferentes especímenes revenidos de acero H13 deslizándose a (a) 25, (b) 200 y (c) 400 °C (7).	38
Figura 2.11. Micrografías de recubrimientos Fe-Cr-C; K1 en condiciones de enfriamiento estándar; K2 en condiciones de enfriamiento pasivo; y K3 en condiciones de enfriamiento activo (16).....	40
Figura 2.12. Microestructura típica de recubrimientos base níquel: (a) Sin Al ₂ O ₃ , (b) Con Al ₂ O ₃ , A) Solución sólida, B1) Placas continuas, B2) Placas cortas discontinuas, C) Morfología de islas (17).....	41
Figura 2.13. Resistencia al desgaste por deslizamiento de recubrimientos base Níquel (17).....	42

Figura 2.14. Imagen de electrones retro dispersados de la sección transversal de la aleación Stellite ® 6 con adiciones de Mo; (a) Sin Mo, (b) 1.5% e.p. Mo, (c) 3% e.p. Mo, y (d) 6% e.p. Mo (18).	43
Figura 2.15. (a) Gráfica de dureza y (b) Gráfica de pérdida en peso.	43
Figura 2.16. (a) Valores de dureza para todas las condiciones de soldadura, (b) Tasa de desgaste para todas las condiciones de soldadura (19).	44
Figura 2.17. Algunos de los especímenes preparados para la medición de la dilución (20).	46
Figura 2.18. Fotomicrografía óptica de la aleación colada Co-Cr-Mo-C en la condición de como se recibe (21).	47
Figura 2.19. Curvas de transformación isotérmica para formación de fase HCP en aleaciones base cobalto coladas y forjadas. Las muestras fueron previamente homogenizadas a 1150 °C por 1 h (21).	48
Figura 3.1. (a) Metal de aporte y nanopartículas, (b) Balanza AND GH-300.	50
Figura 3.2. (a) Plancha de agitación y calentamiento, (b) Limpiador ultrasónico.	51
Figura 3.3. Equipo SDT Q600 de análisis térmico CDB/TG.	52
Figura 3.4. Horno de vacío VPT Horizontal 50/48 Seco/Warwick. (25)	53
Figura 3.5. Secuencia de tratamiento térmico de acero H13.	54
Figura 3.6. (a) Granallado y (b) desbastado de placas experimentales.	55
Figura 3.7. (a) Componentes de equipo PTA y (b) sistema de desplazamiento.	56
Figura 3.8. Aplicación de recubrimientos experimentales iniciales.	57
Figura 3.9. (a) Microscopio óptico, (b) Estereoscopio.	58
Figura 3.10. Microscopio Electrónico de Barrido.	59
Figura 3.11. (a) Equipo Wilson Hardness ROCKWELL 2000 y (b) equipo de microdureza Vickers TUKON 2500.	60
Figura 3.12. Perfilómetro Anton Paar Pin-on disk.	61
Figura 3.13. Horno tipo mufla marca felisa.	62
Figura 4.1. Stellite ® 12 + 1.42 % e.p. nano WC.	64
Figura 4.2. Stellite ® 12 + 2.95 % e.p. nano WC.	64

Figura 4.3. Stellite ® 12 + 7.14 % e.p. nano WC.	64
Figura 4.4. ATD de Stellite ® 12.	66
Figura 4.5. ATD de Stellite 12 y nanopartículas de TiC.	67
Figura 4.6. ATD de Stellite ® 12 y combinaciones con nanopartículas de TiC. .	68
Figura 4.7. ATD de Stellite ® 12 y nanopartículas de WC.	69
Figura 4.8. ATD de Stellite ® 12 y combinaciones con nanopartículas de WC..	70
Figura 4.9. H13 en estado de suministro, (a) 4% nital 500x (literatura (31)), (b) 5% Nital 1000x.	71
Figura 4.10. H13 tratado térmicamente, (a) nital 2% 500x (literatura (31)), (b) nital 5% 500x.	72
Figura 4.11. Sección transversal de la soldadura por PTA.	72
Figura 4.12. Perfil de soldadura para cálculo de dilución.	73
Figura 4.13. Stellite ® 12 aplicado por PTA, (a) 500x (literatura (24)), (b) Nital 5% 200x.	74
Figura 4.14. (a) Interfase de ZS y MB, Nital 5% 500x, (b) ZAC, Nital 5% 500x. 75	
Figura 4.15. (a) Tamaño de partícula y (b) morfología de Stellite ® 12.	78
Figura 4.16. (a) Nanopartículas de WC y (b) TiC (32).	79
Figura 4.17. Stellite ® 12 en estado de suministro.	79
Figura 4.18. Imagen MEB de electrones secundarios recubrimiento (a) P1, (b) P3, (c) P7 y (d) P9.	80
Figura 4.19. Perfil para mediciones de dureza.	82
Figura 4.20. Diagrama de revenido para H13 con temperatura de temple de 1010 °C. (26)	83
Figura 4.21. Perfil para mediciones de dureza de cupones finales P1, P3, P5, P7 y P9.	84
Figura 4.22. Resultados de dureza de probetas finales (HRC).	84
Figura 4.23. Resultados de dureza de probetas finales con envejecido (HRC). 85	
Figura 4.24. (a) Probeta de soldadura de 12 x 5 cm y (b) cupones de 2 x 2 cm para ensayo de desgaste.	86
Figura 4.25. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P2 (sin nanopartículas), (a)100 µm y (b)10 µm.	87

Figura 4.26. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P4 (0.5% e.p. TiC), (a)100 μm y (b)10 μm y P6 (2.0% e.p. TiC), (c)100 μm y (d)10 μm	88
Figura 4.27. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P8 (0.5% e.p. WC), (a)100 μm y (b)10 μm y P10 (2.0% e.p. WC), (c)100 μm y (d)10 μm	89
Figura 4.28. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P2TT (sin nanopartículas), (a)200 μm y (b)10 μm	90
Figura 4.29. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P4TT (0.5% e.p. TiC), (a)200 μm y (b)10 μm y P6TT (2.0% e.p. TiC), (a)200 μm y (b)10 μm	91
Figura 4.30. Imágenes MEB de electrones secundarios de superficie desgastada de cupón para desgaste P8TT (0.5% e.p. WC), (a)200 μm y (b)10 μm y P10TT (2.0% e.p. WC), (c)200 μm y (d)10 μm	92
Figura 4.31. Gráfico comparativo de resultados de pérdida de volumen en ensayo de desgaste.	94
Figura 4.32. Gráfico comparativo de resultados de coeficiente de fricción de ensayo de desgaste.....	94
Figura 4.33. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P1 (Stellite 12) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).	95
Figura 4.34. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P3 (0.5% e.p. TiC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).	96
Figura 4.35. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P5 (2.0% e.p. TiC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).	97
Figura 4.36. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P7 (0.5% e.p. WC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).	98
Figura 4.37. Micrografías de interfase (a y b) y recubrimiento (c y d) de probeta P9 (2.0% e.p. WC) a 100X sin TT (a y c) y con TT (b y d).	99

7 TABLAS

Tabla 2.1. Clasificación de aceros grado herramientas según AISI/SAE (6).	19
Tabla 2.2. Composición química (%e.p.) de acero grado herramienta AISI/SAE H13.	21
Tabla 2.3. Aplicaciones típicas de varias aleaciones base cobalto resistentes al desgaste (14).	28
Tabla 2.4. Análisis químico de aleación base cobalto (% e.p.) (21).	46
Tabla 3.1. Composición química y propiedades físicas de Stellite ® 12 (% e.p.) (24).	50
Tabla 3.2. Parámetros del proceso PTA.	57
Tabla 4.1. Datos de dilución de probetas experimentales iniciales.	73
Tabla 4.2. Porcentaje de dilución de probetas finales.	76
Tabla 4.3. Sección transversal de recubrimientos de probetas finales.	76
Tabla 4.4. Análisis EDS de constituyentes presentes en la microestructura de los recubrimientos examinados en la Figura 4.18 (porcentaje atómico, at%).	81
Tabla 4.5. Dureza de metal base en estado de suministro.	82
Tabla 4.6. Dureza de metal base después de tratamiento térmico.	83

8 BIBLIOGRAFÍA

1. **Aguirre, A.** *OPTIMIZACIÓN DE LOS PARÁMETROS DEL PROCESO DE PLASMA TRANSFERIDO POR ARCO PTA UTILIZADO EN LA RECUPERACIÓN DE COMPONENTES DE ACERO GRADO HERRAMIENTA D2.* Saltillo : COMIMSA, 2012.
2. *RECUBRIMIENTOS MICRO/NANOESTRUCTURADOS DE ALEACIONES LIGERAS MEDIANTE PROYECCIÓN FRÍA PARA LA PROTECCIÓN Y REPARACIÓN DE COMPONENTES DE ELEVADO VALOR AÑADIDO: ESTADO DEL ARTE.* **Bedoya J., Cinca N., Guilemany J.M.** 2012, Revista de metalurgia, Vol. 49 (3), págs. 223-236.
3. *WELDING PROCESSES FOR WEAR RESISTANT OVERLAYS.* **Mendez P., et al.** Edmonton, Alberta, Canada : Elsevier, 2013, Journal of Manufacturing Processes, Vol. 16, págs. 4-25.
4. *HARDFACING BY PLASMA TRANSFERRED ARC PROCESS.* **Vergara V., Jutra J.C., Climaco A.S.** Antofagasta, Chile : Intech, 2011, Arc Welding.
5. **Menezes R., et al.** *WELDING, BRAZING AND SOLDERING.* s.l. : ASM, 1993. Vol. 6.
6. **Aggen G., et al.** *PROPERTIES AND SELECTION IRONS.* s.l. : ASM, 1993. Vol. 1.
7. *EFFECT OF TEMPERING CONDITIONS ON WEAR RESISTANCE IN VARIOUS WEAR MECHANISMS OF H13 STEEL.* **Wei M.X., et al.** Zhenjiang, China : Science Direct, 2011, Tribology International, Vol. 44, págs. 898-905.
8. **Hojerslev, C.** *TOOL STEELS.* s.l. : Risø National Laboratory, 2001.
9. **NADCA.** *RECOMMENDED PROCEDURES H13 TOOL STEEL.* Arlington Heights, IL, USA : s.n., 1997.

10. **GM Powertrain.** *SPEC. NO. DC-9999-1.* Bedford, OH, USA : s.n., 1999.
11. *DIE CASTING ENGINEER.* **Wallace J.W., Schwam D.** 2000.
12. *PROC. 5TH INT. CONF. TOOLING.* **Roche P., Sandberg O., Yucel O.** 1999.
13. **Arai Tohru, e. a.** *HEAT TREATING.* Detroit : ASM, 1991. Vol. 4.
14. **Joseph R. Davis.** *NICKEL, COBALT, AND THEIR ALLOYS.* Ohio : ASM International, 2000.
15. **Cao R., Artiaga R., Fernandez M.F.** *ANALISIS TERMICO.* Galicia, España : s.n., 1999.
16. *ABRASIVE IMPACT WEAR AND SURFACE FATIGUE WEAR BEHAVIOR OF FE-CR-C PTA OVERLAYS.* **Veinthal R., et al.** Ehitajate tee, Tallinn, Estonia : Elsevier, 2013, *Wear*, Vol. 301, págs. 102-108.
17. *INFLUENCE OF NANO-AL₂O₃ PARTICLES ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF THE NICKEL-BASED ALLOY COATING DEPOSITED BY PLASMA TRANSFERRED ARC OVERLAY WELDING.* **Yu Hou Q., et al.** Maanshan, Anhui, China : Elsevier, 2010, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, págs. 2806-2812.
18. *EFFECT OF MOLYBDENUM ON THE MICROSTRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF COBALT-BASE STELLITE HARDFACING ALLOYS.* **Choul S. J., et al.** Sungbuk-ku, Seoul, South Korea : Elsevier, 2003, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 166, págs. 117-126.
19. *EFFECT OF WELDING PROCEDURE ON WEAR BEHAVIOUR OF A MODIFIED MARTENSITIC TOOL STEEL HARDFACING DEPOSIT.* **Gualco A., et al.** Buenos Aires, Argentina : Elsevier, 2010, *Materials and Design*, Vol. 31, págs. 4165-4173.
20. *UNDERSTANDING THE PARAMETERS CONTROLLING PLASMA TRANSFERRED ARC HARDFACING USING RESPONSE SURFACE*

METHODOLOGY. **Balasubramanian V., Lakshminarayanan A.K., Varahamoorthy R.** Chidambaram, Tamil Nadu, India : Taylor & Francis, 2008, Materials and Manufacturing Processes, Vol. 23, págs. 674-682.

21. *ROLE OF AGING ON THE MARTENSITIC TRANSFORMATION IN CAST COBALT ALLOY.* **López, A.J. Saldivar and H.F.** Milwaukee, WI : Pergamon, April de 2001, Scripta Materialia, Vol. 45, págs. 427-433.

22. *EFFECTS OF GRAIN SIZE ON DEVELOPMENT OF ATHERMAL AND STRAIN INDUCED ϵ MARTENSITE IN CO-CR-MO IMPLANT ALLOY.* **Huang P., López H.F.** s.l. : Taylor & Francis Online, 2013, Materials Science and Technology, Vol. 15, págs. 157-164.

23. *FORMATION OF HCP MARTENSITE DURING THE ISOTHERMAL AGING OF AN FCC CO-27CR-5MO-0.05C ORTHOPEDIC IMPLANT ALLOY.* **García A.J.S., Mani A., Rodríguez A.S.** 1998, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 30, págs. 1177–1184.

24. **Deloro Stellite.** STELLITE 12 ALLOY. [En línea] [Citado el: 14 de Noviembre de 2014.] <http://exocor.com/downloads/product-datasheets/Stellite-12-Datasheet.pdf>.

25. **Revista IH.** INDUSTRIAL HEATING BRASIL. [En línea] [Citado el: 12 de Junio de 2015.] <http://www.revistaih.com.br/artigo-tecnico/novos-desenvolvimentos-em-fornos-a-vacuo-hpgq/297>.

26. **Servicio Industrial, S.A. DE C.V.** ACERO SISA H13. [En línea] 2012. [Citado el: 16 de Junio de 2014.] <http://sisa1.com.mx/pdf/Acero%20SISA%20H13.pdf>.

27. *APPLICATION OF RESPONSE SURFACE METHODOLOGY TO PREDICTION OF DILUTION IN PLASMA TRANSFERRED ARC HARDFACING OF STAINLESS STEEL ON CARBON STEEL.* **Balasubramanian V., Lakshminarayanan A.K., Varahamoorthy R.** Chidambaram, Tamil Nadu, India : Science Direct, 2009, Journal of Iron and Steel Research, Vol. 16(1), págs. 44-63.

28. *OPTIMIZATION OF PROCESS PARAMETERS FOR DEPOSITION OF STELLITE ON X45CRSI93 STEEL BY PLASMA TRANSFERRED ARC TECHNIQUE.* **Ravi R., Ramanathan R., Sundararajan B.** Tiruchirappalli, India : Elsevier, 2008, Materials and Design, Vol. 29, págs. 1725-1731.
29. **ASTM International.** Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. West Conshohocken, PA : s.n., 2005.
30. **Kapoor, Samit.** *HIGH TEMPERATURE HARDNESS AND WEAR RESISTANCE OF STELLITE ALLOYS.* Ottawa : Carleton University, 2012.
31. **Putnam A.R., et al.** *ATLAS OF MICROSTRUCTURES OF INDUSTRIAL ALLOYS.* 8. s.l. : Metals Handbook, 1972. Vol. 7.
32. **SkySpring Nanomaterials, Inc.** SS NANO. [En línea] [Citado el: 25 de Octubre de 2014.] http://ssnano.com/home_____.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Ing. Alberto Valentín Zamora López

- Lugar y fecha de nacimiento:** M. Múzquiz, Coahuila, México.
11 de mayo de 1983.
- Nombre de padres:** Jorge Alberto Zamora Salazar.
Elvira López López.
- Grado a obtener:** Maestro en Tecnología de la Soldadura Industrial.
- Tesis:** “Estudio del efecto de la adición de nanopartículas de WC y TiC en la modificación superficial del acero grado herramienta H13 mediante el proceso de plasma transferido por arco (PTA)”.
- Título obtenido:** Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.
- Año – Promedio:** 2013 – 90.
- Monografía:** “Estudio de métodos de precalentamiento en aceros al carbono utilizados en la fabricación de componentes para maquinaria pesada en procesos de soldadura por arco”.
- Institución:** Corporación Mexicana de Investigación en Materiales.
- Título obtenido:** Ingeniero Industrial y de Sistemas.
- Año – Promedio:** 2005 – 89.
- Universidad:** Universidad Autónoma de Coahuila (Facultad de Sistemas).