UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA

Repositorio Digital USM **https://repositorio.usm.cl**

Tesis USM TESIS de Pregrado de acceso ABIERTO

2017

INFLUENCIA DEL APORTE CALÓRICO SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE RECUBRIMIENTOS DUROS Ni-WC

ZAMBRANO MARÍN, SEBASTIÁN ANDRÉS

http://hdl.handle.net/11673/20143

Repositorio Digital USM, UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA

UNIVERSIDAD TÉCNICA FEDERICO SANTA MARÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA Y DE MATERIALES

INFLUENCIA DEL APORTE CALÓRICO SOBRE LA MICROESTRUCTURA Y LA RESISTENCIA AL DESGASTE ABRASIVO DE RECUBRIMIENTOS DUROS Ni-WC

Proyecto de trabajo de titulación presentado en conformidad a los requisitos y reglamentos requeridos para obtener el título de Ingeniero Civil Metalúrgico

Profesor Guía: M.Eng. Sergio Hernán Estay Villalón

Profesor Correferente: Ph.D. Karem Eva Tello Araya

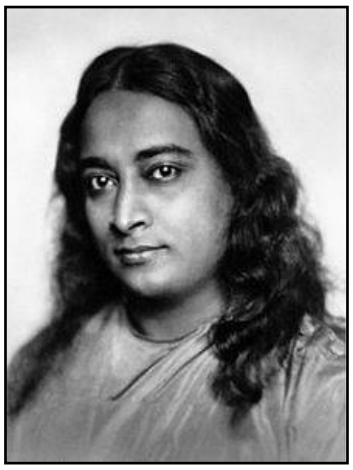
SEBASTIÁN ANDRÉS ZAMBRANO MARÍN

2017

AGRADECIMIENTOS

Quiero agradecer a mi Madre, Padre, Hermano, Tía Elizabeth, Tía Hilda, Tía Amelia, Tío Jorge, Lela y primos cercanos primero y por encima de todos. El título profesional al cual me permite optar este trabajo es el fruto de su cariño y compañía hacia mí. A la vez, deseo darle las gracias al Sr. Claudio Vargas por proporcionarme los materiales para este trabajo, al Sr. Pablo Carreño por facilitarme el lugar físico para instalar el equipo de desgaste, a la Sra. Nubia Caroca por su ayuda en la preparación metalográfica, a los Sres. Patricio Méndez, Nairn Barnes y Gentry Wood del Canadian Centre for Welding and Joining por su ayuda en la interpretación de datos, y finalmente a mi profesor guía Sr. Sergio Estay y profesora correferente Sra. Karem Tello, este trabajo no hubiese sido posible sin su orientación y apoyo.

Estimados familiares, amigos, Sres. profesores guía, Sr. profesor Humberto Villalobos, Sr. profesor Claudio Aguilar y Sr. profesor Patricio Reveco, considero mi período universitario un regalo de la vida. Yo aprendí a amar la vida estando aquí. Estoy orgulloso y agradecido de poder haber vivido en este suelo, y doy gracias a Dios por permitirme conocerlos.



"La temporada de fracaso es el mejor momento para sembrar las semillas del éxito"
Paramahansa Yogananda

RESUMEN

El desgaste de materiales que deben soportar condiciones particularmente agresivas, como elevadas cargas de interacción, abrasión, corrosión y erosión, no es deseado ya que puede incrementar los costos de mantención de maquinarias, afectar el rendimiento global de operaciones industriales debido a aumentos en la frecuencia de mantenciones, y producir pérdidas prematuras de equipos industriales.

En Chile, este efecto a nivel industrial se observa en el rubro minero-metalúrgico, produciéndose como consecuencia de la interacción del material con diferentes especies mineralógicas o metálicas, e intensificándose por la combinación de condiciones agresivas, como la dureza y la abrasividad de los minerales, la acción de cargas de impacto, la presencia de ambientes corrosivos, y las altas temperaturas, entre otras.

Actualmente, el uso de recubrimientos duros resistentes al desgaste aplicados sobre la superficie de piezas de acero, mediante procesos de soldadura o de metalizado, ofrece ahorros significativos en términos de costo de material y de mantención, constituyendo una alternativa eficaz para proteger las partes y las zonas específicas de piezas sometidas al desgaste en sus distintas formas y casos. Básicamente, la resistencia al desgaste que poseen los recubrimientos depende de la presencia y la distribución de las fases del material en la superficie expuesta, como también de la composición química del producto depositado y las variables de soldadura y térmicas del proceso.

El presente trabajo evalúa experimentalmente el efecto de utilizar diferentes magnitudes de aporte calórico sobre la microestructura de recubrimientos duros base níquel reforzados con carburos de tungsteno, con el fin de identificar los fenómenos de disolución y de decantación que afectan a los carburos de tungsteno en el proceso de depositación, correlacionando esto con la dureza y la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos, medido mediante el ensayo normalizado ASTM G65.

ABSTRACT

The wear of materials that must withstand aggressive wear conditions; such as high interaction loads, abrasion, corrosion and erosion; is undesirable because it can increase maintenance costs of machinery, affect the overall performance of industrial operations due to an increase in the frequency of maintenance, and produce a loss of industrial equipment.

In Chile, in particular, the effects of wear can be seen at the industrial level in the mining-metallurgical sector. This wear is produced by the interaction between materials with different mineralogical or metallic species, and it is intensified by the combination of aggressive conditions, such as the hardness and the abrasiveness of minerals, impact loads action, the presence of corrosive environments, and high temperatures, among others.

Currently, the use of wear resistant overlays applied to the surface of steel parts, through welding processes or thermal spray, provides significant cost savings in terms of material and maintenance, constituting an effective alternative to protect parts and specific areas of metal parts subjected to wear. The use of wear resistant overlays depends on the presence and the distribution of phases on the exposed surface, as well as the chemical composition of deposited filler metal and the thermal variables of welding processes.

The present work evaluates the effect of using different magnitudes of heat input on the microstructure of nickel based hardfacings alloy reinforced with tungsten carbide, to identify the phenomena of dissolution and decantation that affect to tungsten carbides in the deposition process. Additionally, the microstructural variables will be correlated with the hardness and the abrasive wear resistance of hardfacings, measured by the standard test ASTM G65.

SIMBOLOGÍA

HI: Aporte calórico.

$CW_{SOBREVIVIENTE}$: Valor para la razón en volumen de los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación.

$\Delta Volumen_{CRITERIO}$: Criterio para la pérdida de volumen de los recubrimientos duros Ni-WC.

$M_{Ni\text{-}WC}$: Masa de recubrimiento duro Ni-WC.

M_{MATRIZ}: Masa de la fase matriz.

$M_{CARBURO}$: Masa de la fase carburo de tungsteno.

$V_{Ni\text{-}WC}$: Volumen de recubrimiento duro Ni-WC.

V_{MATRIZ}: Volumen de la fase matriz.

$V_{CARBURO}$: Volumen de la fase carburo de tungsteno.

$\rho_{Ni\text{-}WC}$: Densidad de recubrimiento duro Ni-WC.

ρ_{MATRIZ}: Densidad de la fase matriz.

$\rho_{CARBURO}$: Densidad de la fase carburo de tungsteno.

ÍNDICE DE CONTENIDOS

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN GENERAL 13

1.1. Contexto 13

1.2. Motivación 14

1.3. Hipótesis 19

1.4. Objetivos 19

1.4.1. Objetivo General 19

1.4.2. Objetivos Específicos 19

CAPÍTULO 2. REVISIÓN DE ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS 20

2.1. Recubrimientos Duros Ni-WC 20

2.1.1. Características de la Fase Matriz 20

2.1.2. Características de la Fase Carburo 21

2.2. Resistencia al Desgaste Abrasivo de los Recubrimientos Duros Ni-WC 24

2.2.1. Antecedentes 24

2.2.2. Caso A de Aplicabilidad del Ensayo ASTM G65: “Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide” 25

2.2.3. Caso B de Aplicabilidad del Ensayo ASTM G65: “Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries” 28

2.2.4. Influencia de la Morfología de los Carburos de Tungsteno y el Precalentamiento del Material Substrato en la Resistencia al Desgaste Abrasivo 30

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL 33

3.1. Proceso de Recubrimiento por PTAW 33

3.2. Análisis Metalográfico 34

3.3. Ensayo de Dureza 35

3.4. Ensayo de Desgaste 35

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIONES 37

4.1. Resultados 37

4.1.1. Análisis Metalográfico 37

4.1.2. Ensayo de Dureza 60

4.1.3. Ensayo de Desgaste 61

4.2. Discusiones 64

4.2.1. Mecanismos de Disolución y de Decantación 64

4.2.2. Resistencia al Desgaste Abrasivo 68

4.2.3. Dilución 70

4.2.4. Variables de Soldadura y Térmicas 70

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES 72

CAPÍTULO 6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS 74

CAPÍTULO 7. ANEXOS 77

7.1. Razón en Volumen entre la Fase Carburo y la Fase Matriz 77

7.2. Densidad de los Recubrimientos Duros Ni-WC 78

7.3. Criterio para la Pérdida de Volumen de los Recubrimientos Duros Ni-WC ... 78

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1: Mecanismo de protección de los recubrimientos duros Ni-WC [1]. 14

Figura 1.2: Esquema del proceso PTAW [4]. 15

Figura 1.3: Microestructura de recubrimiento duro de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido de morfología angular afectados por disolución [10].....17

Figura 1.4: Análisis EDS lineal de interfases carburo/matriz pertenecientes a dos carburos de tungsteno afectados en distinta magnitud por disolución [10]. 17

Figura 1.5: Carburos complejos fase η precipitados (bordes negros) en la periferia de un carburo de tungsteno afectado por disolución [10]. 18

Figura 1.6: Sección transversal de recubrimiento duro Ni-WC [1]. 18

Figura 2.1: Diagrama de fases del sistema Ni-B [12]. 20

Figura 2.2: Recubrimiento de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido W_2C/WC de morfología angular [1]. 22

Figura 2.3: Diagrama de fases del sistema W-C [14]. 22

Figura 2.4: Recubrimiento de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido WC_{1-x} de morfología esferoidal [1]. 23

Figura 2.5: Esquema del ensayo ASTM G65 [19]. 25

Figura 2.6: Pérdida de volumen y contenido de carburos de tungsteno de recubrimientos y material de referencia [9]. 26

Figura 2.7: Microestructura de las superficies de los recubrimientos producidos por Badisch y Kirchgaßner [9]. Recubrimiento A: HI=392,0 J/cm 1 pase, recubrimiento B: HI=392,0 J/cm 2 pases, recubrimiento C: HI=400,8 J/cm 1 pase, recubrimiento D: HI=400,8 J/cm 2 pases.....27

Figura 2.8: Microestructura de las secciones transversales de los recubrimientos producidos por Badisch y Kirchgaßner [9]. Recubrimiento A: HI=392,0 J/cm 1 pase, recubrimiento B: HI=392,0 J/cm 2 pases, recubrimiento C: HI=400,8 J/cm 1 pase, recubrimiento D: HI=400,8 J/cm 2 pases. 28

Figura 2.9: Pérdida de masa y contenido de monocarburos de tungsteno de recubrimientos [2]. 30

Figura 2.10: Pérdida de volumen por distancia recorrida de recubrimientos con carburos de tungsteno fundido esferoidal (azul) y angular (rojo). Recubrimientos sin precalentamiento del material substrato previo a la depositación: Esf. 1; Esf. 3; Ang. 1; Ang. 3. Recubrimientos con precalentamiento de 300°C del material substrato previo a la depositación: Esf. 2; Esf. 4; Ang. 2; Ang. 4 [20]. 31

Figura 2.11: Recubrimientos con carburos de tungsteno fundido de morfología angular (izquierda) y esferoidal (derecha) sin precalentamiento del material substrato previo a la depositación [4]. 32

Figura 3.1: Recubrimientos producidos por la empresa fabricante Welmek Metallurgies Chile Ltda. 34

Figura 4.1: Imagen SEM de la sección transversal del recubrimiento, magnificación de x54.....38

Figura 4.2: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.1, magnificación de x54. 38

Figura 4.3: Imagen SEM de los carburos de tungsteno de la región cercana a la zona superior del segundo cordón que han sido afectados en distinto grado por disolución..39

Figura 4.4: Imagen SEM de carburo de tungsteno afectado por disolución con presencia de carburos precipitados en la zona cercana a la periferia del carburo de tungsteno, magnificación de x1.500. 40

Figura 4.5: Imagen SEM de carburo de tungsteno afectado por disolución con presencia de carburos precipitados (bordes rojos) en su periferia, magnificación de x1.290. 41

Figura 4.6: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfases carburo/matriz de dos carburos de tungsteno afectados en distinta magnitud por disolución. Imagen superior con magnificación de x1.290, imagen inferior con magnificación de x2.010. 41

Figura 4.7: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.1, magnificación de x54. 42

Figura 4.8: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54. 43

Figura 4.9: Imagen SEM de la sección transversal derecha del recubrimiento, magnificación de x60. 43

Figura 4.10: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.8, magnificación de x54. 44

Figura 4.11: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona superior del segundo cordón, magnificación de x1.500. 44

Figura 4.12: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno afectado fuertemente por disolución, magnificación de x850. 46

Figura 4.13: Análisis EDS lineal de níquel (azul), tungsteno (naranjo), fierro (gris) y silicio (amarillo) en fase con morfología eutéctica, magnificación de x6.000. Línea amarilla: análisis A. Línea naranja: análisis B. 47

Figura 4.14: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.8, magnificación de x54. 48

Figura 4.15: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54. 49

Figura 4.16: Imagen SEM de la sección transversal central del recubrimiento, magnificación de x54. 49

Figura 4.17: Imagen SEM de la sección transversal derecha del recubrimiento, magnificación de x54. 50

Figura 4.18: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54. 50

Figura 4.19: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona superior del segundo cordón, magnificación de x2.620. 51

Figura 4.20: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona de transición entre pases superpuestos, magnificación de x246. 52

Figura 4.21: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona de transición entre pases superpuestos, magnificación de x1.800. 52

Figura 4.22: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno no afectado por disolución, magnificación de x1.000. 53

Figura 4.23: Análisis EDS por área de cromo de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54. 54

Figura 4.24: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54. 54

Figura 4.25: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54. 55

Figura 4.26: Imagen SEM de la sección transversal central del recubrimiento, magnificación de x54. 56

Figura 4.27: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54. 56

Figura 4.28: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes al segundo cordón, magnificación de x250. 57

Figura 4.29: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes al segundo cordón, magnificación de x4.000. 57

Figura 4.30: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno con alto grado de disolución, magnificación de x2.000 58

Figura 4.31: Análisis EDS por área de cromo de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54. 59

Figura 4.32: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54. 59

Figura 4.33: Diferencias de los pares de promedio de la pérdida de volumen utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 93%. Si un intervalo no contiene al cero, los promedios correspondientes son significativamente diferentes. 62

Figura 4.34: Pérdida de volumen promedio y $CW_{SOBREVIVIENTE}$ de los recubrimientos, acero AISI D2 y acero HARDOX 500. 63

Figura 4.35: Microestructura de la zona superior del segundo cordón del recubrimiento repleta de carburos precipitados complejos fase η, magnificación de x1.000. 67

Figura 4.36: Microestructura de la zona inferior del segundo cordón del recubrimiento repleta de carburos precipitados complejos fase η, magnificación de x1.000. 67

Figura 4.37: Microestructura de la zona superior del primer cordón del recubrimiento con presencia de carburos de tungsteno afectados por disolución, magnificación de x1.000. 68

Figura 4.38: Microestructura de la zona inferior del primer cordón del recubrimiento con presencia de carburos de tungsteno afectados por disolución, magnificación de x1.000. 68

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1: Propiedades de los carburos utilizados como fase de refuerzo [1].....14

Tabla 1.2: Variables de soldadura utilizadas en los procesos de recubrimiento PTAW/Ni-WC [1]. 15

Tabla 2.1: Variables de soldadura y térmicas utilizadas [9].....25

Tabla 2.2: Composición química de las matrices (% en peso) [2]. 29

Tabla 3.1: Variables de soldadura y térmicas utilizadas en los cuatro recubrimientos fabricados.....33

Tabla 4.1: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.4.....40

Tabla 4.2: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.11.....45

Tabla 4.3: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.19.....51

Tabla 4.4: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.21.....53

Tabla 4.5: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.29.....57

Tabla 4.6: Pérdida de volumen de los recubrimientos.....61

Tabla 4.7: Tabla de análisis de varianza de un factor. 62

Tabla 4.8: Agrupación de información para los pares de promedio de la pérdida de volumen utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 93%. Los promedios que no comparten un color por agrupación son significativamente diferentes. 62

Tabla 4.9: Efectos cuantificados de las variables térmicas impuestas sobre la microestructura y la dureza de los recubrimientos. 69

Tabla 4.10: Promedio de la pérdida de masa, promedio de la pérdida de volumen y rendimiento de los recubrimientos.....70

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1. Contexto

Los materiales de elevada dureza, como los carburos, en ocasiones son preferidos frente a aleaciones metálicas para reducir el desgaste en equipos utilizados en ambientes abrasivos, no obstante, los carburos puros poseen un desempeño pobre bajo cargas de impacto debido a sus bajas cifras de tenacidad. Para anular este inconveniente, al combinar la elevada resistencia al desgaste abrasivo de los carburos y la capacidad de deformación de los metales, a través de recubrimientos depositados mediante soldadura sobre las piezas que serán expuestas a ambientes abrasivos, se obtiene una excepcional combinación entre la resistencia al desgaste abrasivo de los carburos y la tenacidad de una matriz metálica [1].

Los materiales más utilizados como recubrimientos duros depositados mediante soldadura corresponden a aleaciones base níquel reforzadas con carburos de tungsteno (Ni-WC) y a aleaciones base hierro con presencia de carburos de cromo (CCO). Los compuestos Ni-WC son el sistema de recubrimiento más costoso, pero poseen el mejor rendimiento frente al desgaste abrasivo, poseyendo la particularidad única de que los carburos de tungsteno deben ser introducidos en el baño fundido debido a que no se forman durante la solidificación. Por otra parte, las aleaciones CCO constituyen soluciones menos costosas en cuanto a revestimientos base-carburo, ya que poseen una menor resistencia al desgaste abrasivo. En este caso los carburos se forman durante la solidificación en el baño fundido [1].

En el sistema Ni-WC, los recubrimientos duros están compuestos por una matriz base níquel, con adiciones de boro, silicio y a veces cromo, la cual es reforzada con carburos de tungsteno W_2C y WC, partículas que poseen altos valores de dureza (ver la Tabla 1.1) y una tenacidad considerable en comparación a otros carburos, confiriéndole así una elevada resistencia al desgaste abrasivo a este tipo de recubrimientos. A la vez, dependiendo de la composición química de la matriz, se forman compuestos intermetálicos duros en esta, los cuales elevan la resistencia al desgaste abrasivo del

revestimiento. Estos recubrimientos generalmente son depositados a través de los procesos Gas Metal Arc Welding (GMAW), Plasma Transferred Arc Welding (PTAW) o Laser Beam Welding (LBW), siendo PTAW el más empleado [1,2].

Tabla 1.1: Propiedades de los carburos utilizados como fase de refuerzo [1].

Carburo	Dureza, HV	Densidad, kg/m^3	Punto de fusión, °C
B_4C	3.670	2.500	2.450
TiC	3.000	4.900	3.100
W_2C	3.100	17.200	2.785
VC	2.900	5.700	2.700
NbC	2.000	7.800	3.600
WC	2.200	15.700	2.870
Cr_7C_3	1.630	6.900	1.755
Cr_3C_2	1.400	6.700	1.800
Fe_3C	1.020	7.500	1.252

La Figura 1.1 expone esquemáticamente como los carburos de tungsteno W_2C y WC combaten a las partículas abrasivas al estar desplegados en la superficie expuesta del recubrimiento.

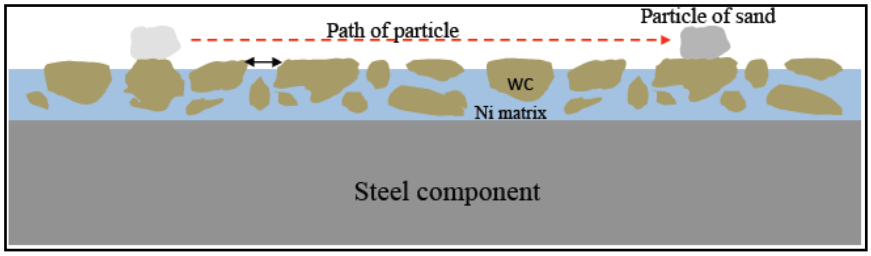


Figura 1.1: Mecanismo de protección de los recubrimientos duros Ni-WC [1].

1.2. Motivación

PTAW es un proceso automatizado especialmente utilizado para depositar recubrimientos protectores resistentes al desgaste sobre la superficie de metales. Prácticamente emplea los mismos principios que Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), ya que el arco es formado entre un electrodo de tungsteno no consumible y el metal base, pero permite alcanzar mayores temperaturas, cerca de 30.000 K, gracias al uso de un constrictor de arco que concentra el plasma, proporcionando así una mayor cantidad de energía por área de impacto. El proceso usa dos flujos de gases, uno primario (argón

puro o una mezcla de helio con hidrógeno) que se calienta por medio de un arco eléctrico hasta una temperatura suficiente para que el choque entre átomos provoque la ionización del gas (plasma gas), y otro secundario (argón o hidrógeno) que protege al baño fundido de agentes externos (shielding gas) (ver la Figura 1.2). Entre las principales ventajas destacan la producción de recubrimientos con uniones metalúrgicas extremadamente fuertes al material substrato y relativamente libres de defectos, la obtención de bajos niveles de dilución (menores al 10%), y el uso del material de aporte en forma de polvos, los cuales son inyectados en la zona inferior del arco de plasma para evitar la presencia de las altas temperaturas [1,3].

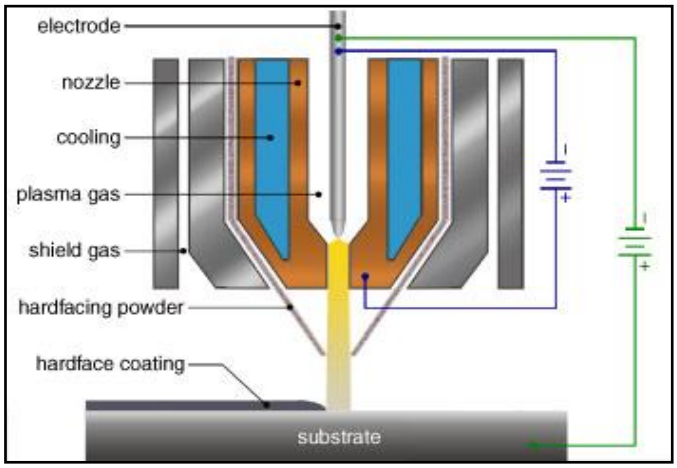


Figura 1.2: Esquema del proceso PTAW [4].

La Tabla 1.2 muestra las variables de soldadura típicas utilizadas en los procesos de producción de los recubrimientos duros Ni-WC mediante PTAW.

Tabla 1.2: Variables de soldadura utilizadas en los procesos de recubrimiento PTAW/Ni-WC [1].

Parámetro	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3
Corriente eléctrica, A	130	150-160	150-200
Tensión, V	23,5	25,0	25,0
Velocidad de avance, cm/s	0,38	0,03-0,05	0,42
Velocidad de alimentación de polvos, g/min	-	25	91
Flujo de gas en plasma, L/min	2	-	2
Flujo de gas en polvos. L/min	-	-	3
Flujo de gas de protección, L/min	9	12	10
Referencia	[3]	[5]	[1]

Al producir un recubrimiento duro Ni-WC mediante PTAW, la principal dificultad del proceso está asociada al control del aporte calórico para evitar la disolución y la decantación de los carburos de tungsteno dentro de la matriz base níquel, fenómenos que afectan a la microestructura y las propiedades de los recubrimientos.

La disolución de los carburos de tungsteno en la fase líquida debido a su extrema sensibilidad al calor, consecuencia de una baja entalpía de formación, está relacionada directamente con el aporte calórico del proceso de soldadura y produce una disminución en la cantidad de carburos de tungsteno dentro del recubrimiento, disminuyendo así su resistencia al desgaste abrasivo. Este fenómeno promueve la difusión de tungsteno y carbono hacia la matriz base níquel, generando la existencia de zonas ricas en tungsteno/níquel en las interfases carburo/matriz y la precipitación de pequeños carburos de tungsteno tipo WC, W_2C y complejos fase η de formula M_6C y $M_{12}C$ en la periferia y/o cercanía de los carburos de tungsteno afectados [1,2,6,7,8,9,10,11]. A continuación, se exponen en la Figura 1.3, la Figura 1.4 y la Figura 1.5 los cambios microestructurales determinados por Jones y Waag [10] producto de la disolución de los carburos de tungsteno al producir un recubrimiento de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido de morfología angular. En la Figura 1.3 se observan los carburos de tungsteno que han sufrido de disolución al momento producir el recubrimiento. Al analizar con mayor detalle en la Figura 1.4 dos de estos carburos afectados en distinta magnitud por disolución mediante análisis EDS lineal en las interfases carburo/matriz, se observa la existencia de zonas de disolución ricas en tungsteno/níquel con diferentes extensiones. El carburo de la izquierda experimento una menor disolución, dado que los perfiles de concentración de tungsteno y de níquel se mantuvieron ricos en el carburo y la matriz respectivamente, en cambio, el carburo de la derecha sufrió una mayor disolución, debido a que los perfiles de tungsteno y de níquel son más extensos en la zona de disolución de la interfase carburo/matriz, y no se mantuvieron en las fases correspondientes. Finalmente, en la Figura 1.5 se observan carburos precipitados desde el líquido (bordes negros) en la periferia de un carburo de tungsteno afectado por disolución. El análisis EDS puntual de elementos químicos realizado a las partículas precipitadas determinaron

la presencia de tungsteno y níquel en ellas, concluyéndose que corresponden a complejos fase η.

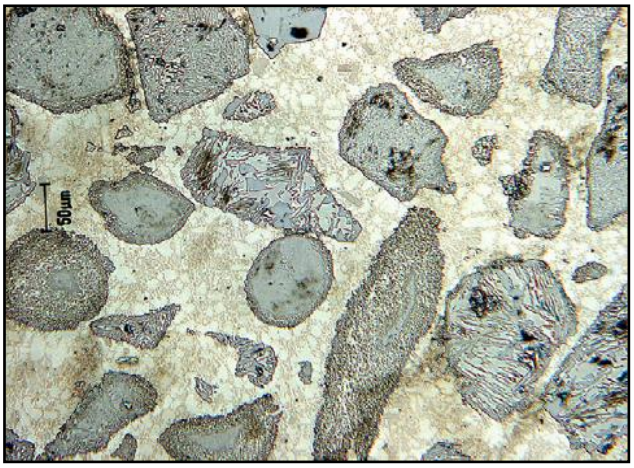


Figura 1.3: Microestructura de recubrimiento duro de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido de morfología angular afectados por disolución [10].

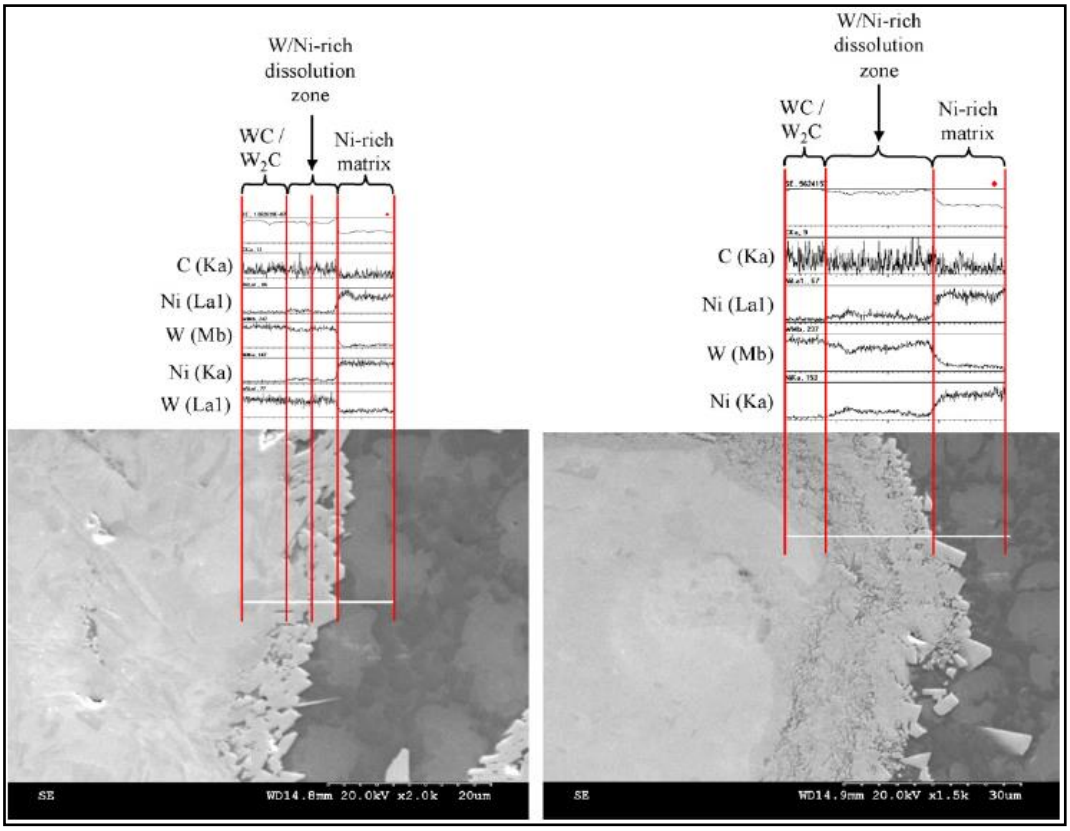


Figura 1.4: Análisis EDS lineal de interfases carburo/matriz pertenecientes a dos carburos de tungsteno afectados en distinta magnitud por disolución [10].

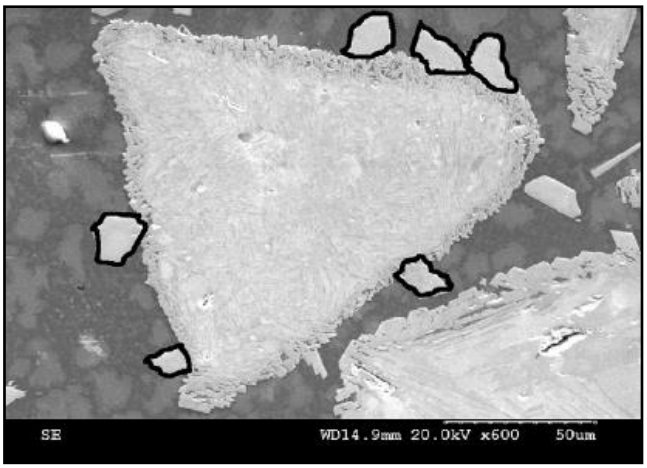


Figura 1.5: Carburos complejos fase η precipitados (bordes negros) en la periferia de un carburo de tungsteno afectado por disolución [10].

La decantación de los carburos de tungsteno hacia la zona inferior del cordón de soldadura se produce debido a la alta densidad de estas partículas de refuerzo, entre 17,2 y 15,7 g/cm^3, y a los largos tiempos de solidificación de los recubrimientos, produciendo zonas desnudas libres de carburos de baja resistencia al desgaste abrasivo en la superficie expuesta, lugar donde se produce el contacto del material con partículas abrasivas. El carburo de tungsteno es aproximadamente dos veces más denso que la matriz base níquel, lo cual produce la decantación de los carburos de tungsteno hacia el fondo del depósito. Largos tiempos de solidificación, asociados a altos aportes calóricos, resultan en que la zona fundida se mantiene líquida por mayores períodos de tiempo, lo cual da mayor tiempo a los carburos de tungsteno para decantar [1,10]. En la Figura 1.6 se contempla la sección transversal de un cordón de recubrimiento duro Ni-WC depositado mediante PTAW, en donde se distingue una capa libre de carburos de tungsteno en la zona superior, la cual fue observada por Mendez *et al.* [1].

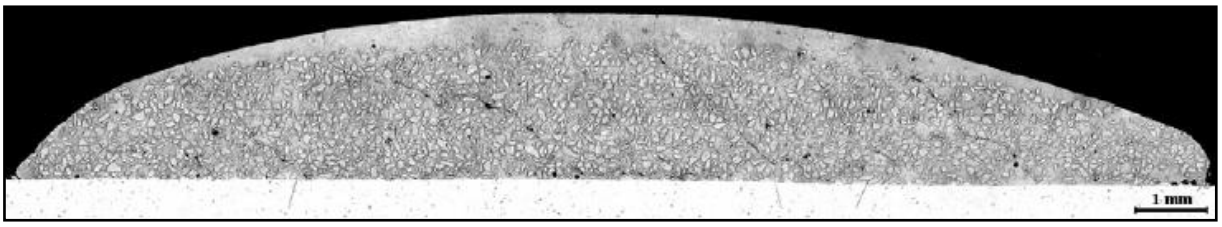


Figura 1.6: Sección transversal de recubrimiento duro Ni-WC [1].

1.3. Hipótesis

El uso de altas magnitudes de aporte calórico en el proceso de producción de los recubrimientos duros Ni-WC mediante PTAW afecta negativamente las propiedades de los depósitos.

1.4. Objetivos

1.4.1. Objetivo General

Determinar los efectos del aporte calórico empleado en PTAW sobre la microestructura y las propiedades de los recubrimientos duros Ni-WC.

1.4.2. Objetivos Específicos

- Analizar la presencia y la distribución de los carburos de tungsteno y otras fases en los depósitos de recubrimiento duro Ni-WC.
- Evaluar los cambios estructurales que se producen en la matriz base níquel como consecuencia de la mayor o menor disolución de los carburos de tungsteno.
- Medir la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos duros Ni-WC mediante el ensayo ASTM G65.
- Definir la relación existente entre la microestructura, la dureza y la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos duros Ni-WC.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN DE ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

2.1. Recubrimientos Duros Ni-WC

2.1.1. Características de la Fase Matriz

La microdureza de la matriz base níquel NiBSi o NiBSiCr depende de la concentración de los elementos aleantes y la presencia de diferentes precipitados. Básicamente la matriz de este tipo de recubrimientos está compuesta por dendritas proeutécticas de níquel, que poseen alrededor de 350 HV de dureza, y por regiones interdendríticas Ni-Ni_3B, que poseen rangos de dureza comprendidos entre 500 y 800 HV [1,2,6,7,8,11]. El boro es adicionado entre un 1 a 3,5% en peso con el objetivo de reducir la temperatura de fusión de la matriz, lo cual genera un rango de temperaturas de solidificación que disminuye el aporte calórico necesario para la fusión de la matriz y que afecta a los carburos de tungsteno. Además, el boro y el níquel forman compuestos intermetálicos duros tipo Ni_3B y Ni_2B, los cuales incrementan la dureza de la matriz (ver la Figura 2.1) [1,8].

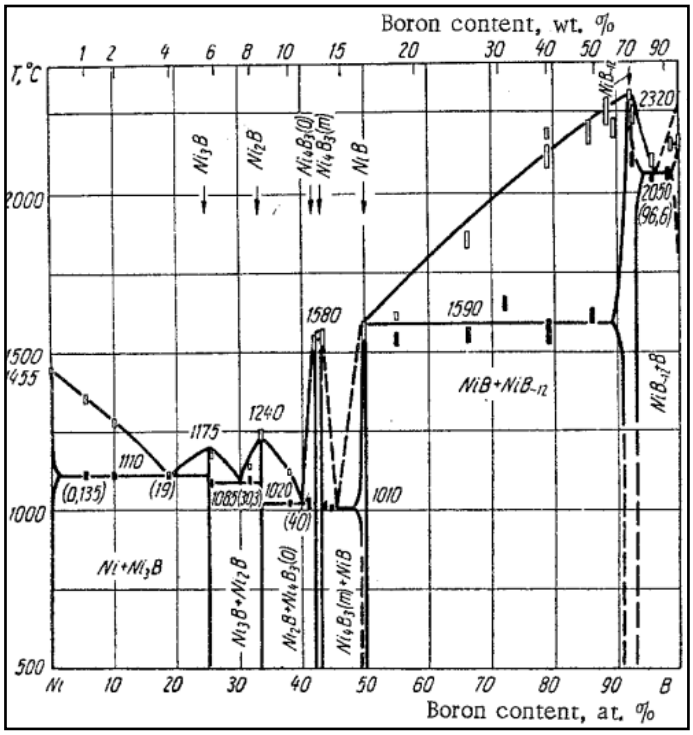


Figura 2.1: Diagrama de fases del sistema Ni-B [12].

Por su parte, el silicio es adicionado entre un 3 a 6% en peso para potenciar la propiedad auto-fundente de la aleación base níquel, lo cual corresponde a la disminución de la temperatura de fusión de la matriz. Como consecuencia de esto, también se disminuye el aporte calórico necesario para la fusión de la matriz y que afecta a los carburos de tungsteno. A la vez, el silicio puede incrementar moderadamente la dureza de la matriz en caso de que se añada en gran cantidad, gracias a la formación de compuestos intermetálicos duros tipo Ni_2Si y Ni_3Si [1,6,8].

El cromo es adicionado en algunos casos a la aleación base níquel entre un 0 a 13% en peso para mejorar la resistencia al desgaste abrasivo, mediante la formación de carburos de cromo en la matriz, y la resistencia a la corrosión del recubrimiento, pero se ha demostrado que frecuentemente la resistencia al desgaste abrasivo empeora al adicionar cromo en concentraciones cercanas o mayores a un 8% en peso, ya que la adición de este elemento a la aleación base níquel afecta a los carburos de tungsteno. Esto se debe a que al tener una alta afinidad con el carbono, cuando se inicia la disolución de los carburos de tungsteno en el proceso de depositación, el cromo tiende a formar carburos precipitados complejos fase η de formula M_6C y $M_{12}C$ con el carbono perteneciente a los carburos de tungsteno y los otros elementos presentes en la aleación, con lo cual, la presencia de cromo en concentraciones cercanas o mayores a un 8% en peso es una fuerza impulsora para acelerar la disolución de los carburos de tungsteno [1,8].

2.1.2. Características de la Fase Carburo

2.1.2.1. Carburos de Tungsteno

Los carburos de tungsteno más utilizados como fase de refuerzo corresponden a partículas eutectoides W_2C y WC con aproximadamente un 37 a 40% atómico de carbono, los cuales son denominados comercialmente como carburos de tungsteno fundido. Estas partículas son producidas a través de un proceso de fundición que utiliza como materia prima polvo de tungsteno y grafito, generando una masa fundida que al solidificar es triturada. Este proceso produce partículas angulares que se componen de una mezcla eutectoide de fases W_2C y WC, con durezas entre 2.200 y 2.600 HV (ver la

Figura 2.2) [1,13]. La Figura 2.3 muestra el diagrama de fases del sistema W-C, donde se logra apreciar la reacción eutectoide a aproximadamente un 38% atómico de carbono y 2.530 °C.

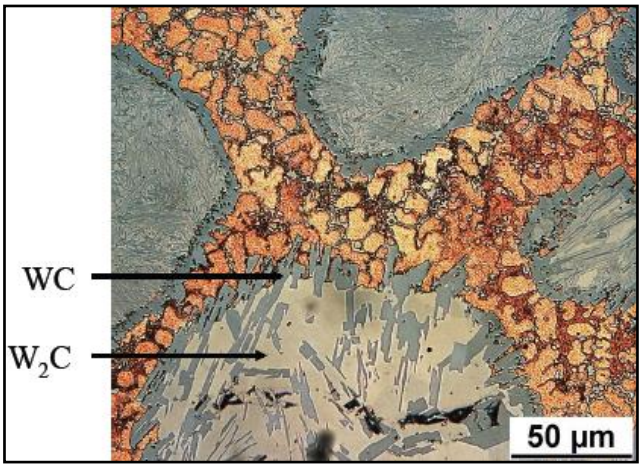


Figura 2.2: Recubrimiento de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido W_2C/WC de morfología angular [1].

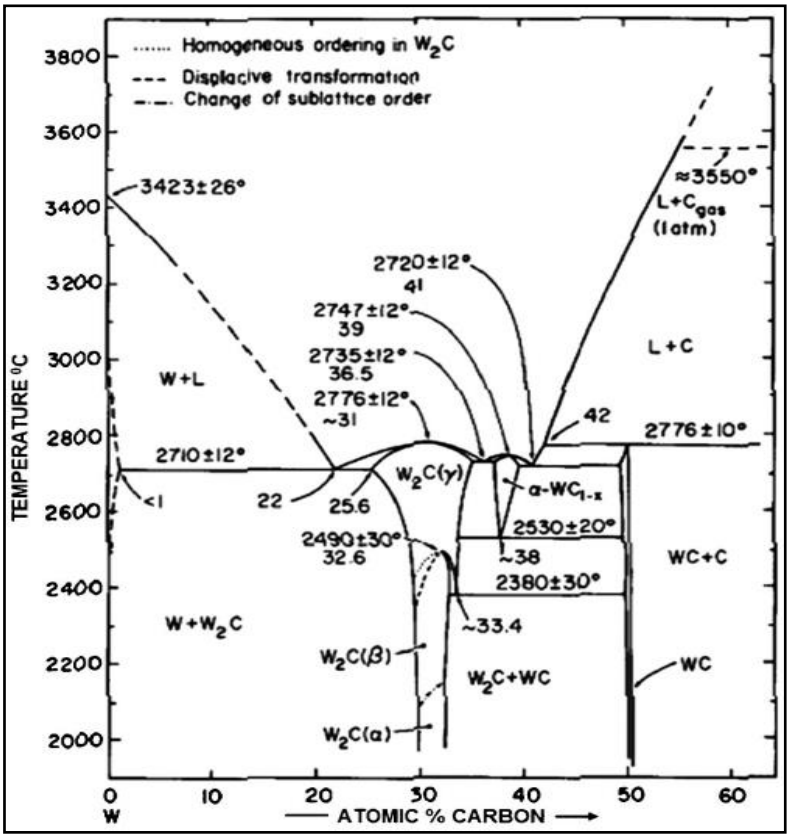


Figura 2.3: Diagrama de fases del sistema W-C [14].

Una variación a los carburos de tungsteno fundido W_2C/WC, más resistente a la disolución en presencia de altas temperaturas, se puede obtener mediante la carburización de estos carburos de tungsteno eutectoides, lo cual incrementa el carbono a un 50% atómico, permitiendo así obtener carburos de tungsteno de composición química WC denominados comercialmente como monocarburos de tungsteno. Lamentablemente, estas partículas de morfología angular poseen valores de durezas en un rango de 1.200 y 2.100 HV, menores a las de los carburos de tungsteno fundido W_2C/WC [1,2,15,16].

En 1992 se patentó la fabricación de carburos de tungsteno fundido de morfología esferoidal (ver la Figura 2.4), los cuales poseen una microestructura metaestable WC_{1-x} monofásica. Estos son producidos mediante la fusión de polvo de tungsteno y grafito en un horno de arco eléctrico en atmosfera inerte, y luego el compuesto fundido es atomizado en una superficie giratoria. Este proceso tiene como resultado la formación de unos carburos de tungsteno totalmente densos, con tenacidad incrementada y durezas en un rango de 2.700 a 3.400 HV, lo cual incrementa la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos Ni-WC [1,17,18]. Lamentablemente, Mendez *et al.* [1] y Lux y Zeiler [17] han determinado que los carburos de tungsteno de morfología esferoidal son inestables en presencia de altas temperaturas, con lo cual requieren de altas velocidades de enfriamiento para evitar su disolución.

Figura 2.4: Recubrimiento de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido WC_{1-x} de morfología esferoidal [1].

2.1.2.2. Carburos Precipitados

Los pequeños carburos de tungsteno que precipitan producto de la disolución de los carburos de tungsteno adicionados como fase de refuerzo son clasificados como tipo WC, W_2C y complejos fase η. Los precipitados WC se caracterizan por poseer un alto contenido de carbono, mientras que los precipitados W_2C y complejos fase η poseen un menor contenido de este elemento. Los precipitados W_2C se encuentran bajo la forma de tres variantes, α-W_2C, β-W_2C y γ-W_2C, transformaciones polimórficas de alta temperatura en el rango 2.000-2.776 °C (ver la Figura 2.3). Los precipitados complejos fase η existen bajo un amplio rango de composición química y comúnmente se encuentran bajo la forma M_6C y $M_{12}C$ en el sistema Ni-W-C. Los precipitados W_2C y complejos fase η son frágiles y poseen una menor resistencia al desgaste abrasivo en comparación a los precipitados WC [11].

2.2. Resistencia al Desgaste Abrasivo de los Recubrimientos Duros Ni-WC

2.2.1. Antecedentes

Para simular condiciones de desgaste abrasivo a escala de laboratorio en los recubrimientos duros Ni-WC, se ha documentado en varias investigaciones el uso del ensayo ASTM G65, Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, bajo el procedimiento A debido a la elevada dureza de estos recubrimientos. El ensayo básicamente consiste en la pérdida de material de una muestra por medio de un abrasivo de tamaño y composición controlada. El abrasivo es introducido entre la muestra y una rueda giratoria recubierta con una llanta de caucho de clorobutilo de dureza especificada. La muestra se presiona contra la rueda por medio de un brazo de palanca, mientras un flujo controlado de abrasivo raspa la superficie de ensayo (ver la Figura 2.5) [19]. Mendez *et al.* [1] han determinado mediante este ensayo pérdidas de material en torno a 0,05 g para los recubrimientos duros Ni-WC [1].

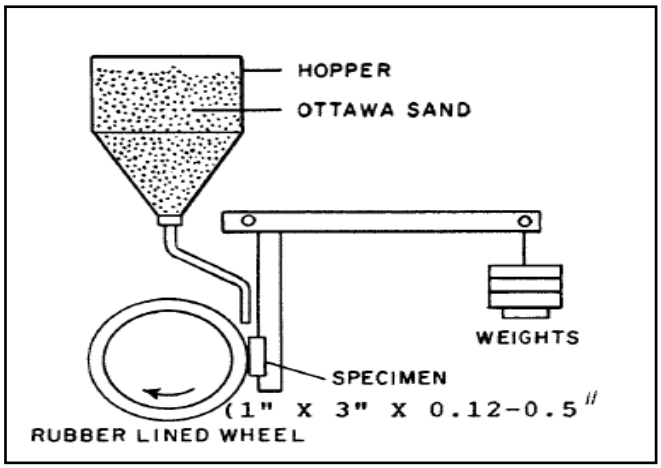


Figura 2.5: Esquema del ensayo ASTM G65 [19].

2.2.2. Caso A de Aplicabilidad del Ensayo ASTM G65: "Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide"

Badisch y Kirchgaßner [9] utilizaron el procedimiento A del ensayo ASTM G65 como herramienta para evaluar la influencia de los parámetros de soldadura sobre la resistencia al desgaste abrasivo de cuatro recubrimientos duros de matriz NiBSiCr, con una composición química (% en peso) de 44,0% Ni, 2,5% B, 1,0% Si, 3,0% Cr, 3,0% Fe, 1,0% Mn, 0,5% C y 45% de carburo de tungsteno fundido de morfología angular. El proceso de soldadura empleado para producir los recubrimientos fue GMAW, el cual posee una eficiencia térmica de 80% [1] (ver la Tabla 2.1). Se empleó como material de referencia un acero martensítico estándar 50CrMo4 (AISI 4150).

Tabla 2.1: Variables de soldadura y térmicas utilizadas [9].

Recubrimiento	Corriente eléctrica, A	Tensión, V	Velocidad de avance, cm/s	Aporte calórico, J/cm	N° de pases
A	70	12,8	1,83	392,0	1
B	70	12,8	1,83	392,0	2
C	170	16,2	5,50	400,8	1
D	170	16,2	5,50	400,8	2

Los resultados del ensayo de desgaste abrasivo mostraron que los recubrimientos utilizados poseen un desempeño elevado en comparación al material de referencia.

Según los autores, el mecanismo de desgaste se produce debido al deterioro que sufre la matriz, lo cual expulsa a los carburos de tungsteno de esta y la expone en mayor proporción al material abrasivo. La mejor resistencia al desgaste abrasivo se obtuvo en los recubrimientos D y A, seguido por el recubrimiento B (ver la Figura 2.6).

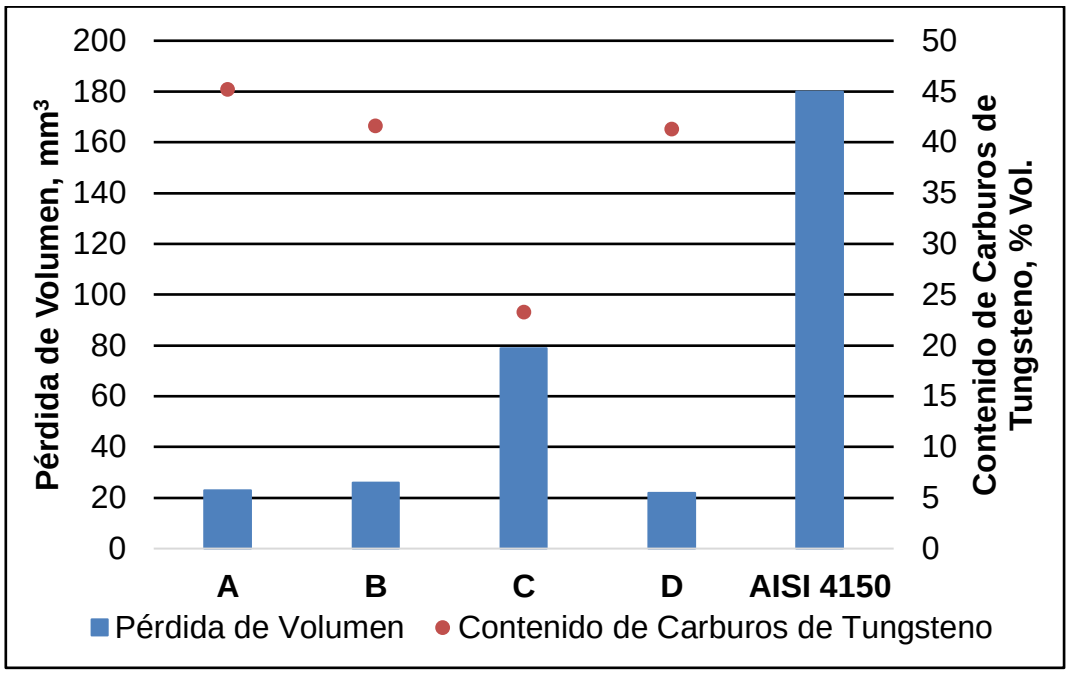


Figura 2.6: Pérdida de volumen y contenido de carburos de tungsteno de recubrimientos y material de referencia [9].

Los investigadores infieren que el bajo rendimiento del recubrimiento C se debe a la disolución que afecto a los carburos de tungsteno de la zona superior del depósito, producto de la magnitud del aporte calórico empleado en el proceso de fabricación. En la Figura 2.7C y la Figura 2.7D se observan claramente diferencias en cuanto a la cantidad y la distribución de los carburos de tungsteno en la superficie expuesta de los revestimientos, y es con las imágenes de la sección transversal, Figura 2.8C y Figura 2.8D, donde se logra apreciar que la disolución afectó fuertemente a los carburos de tungsteno de la zona superior del depósito C, lo cual se traduce en una matriz superior libre de estas partículas de elevada dureza.

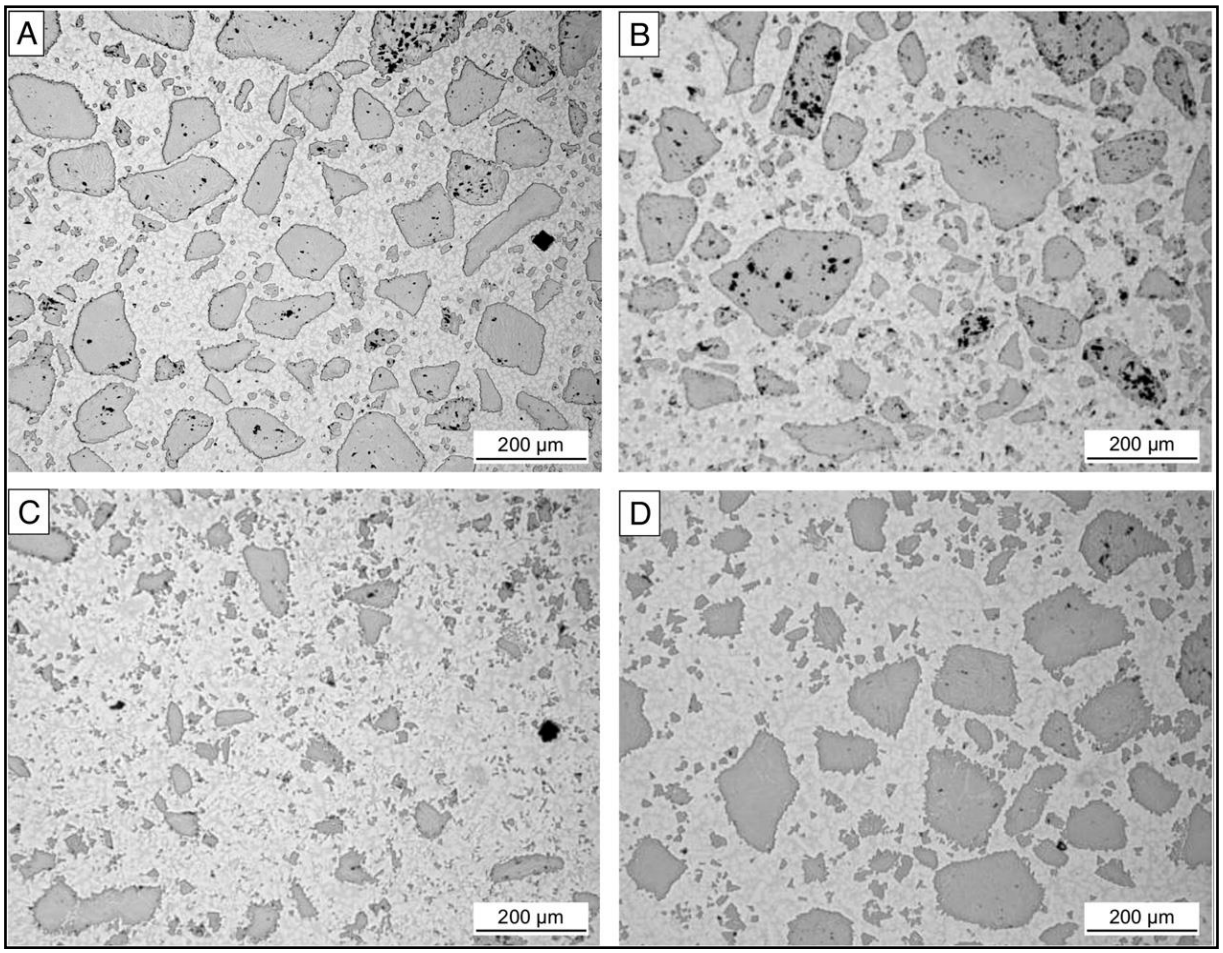


Figura 2.7: Microestructura de las superficies de los recubrimientos producidos por Badisch y Kirchgaßner [9]. Recubrimiento A: HI=392,0 J/cm 1 pase, recubrimiento B: HI=392,0 J/cm 2 pases, recubrimiento C: HI=400,8 J/cm 1 pase, recubrimiento D: HI=400,8 J/cm 2 pases.

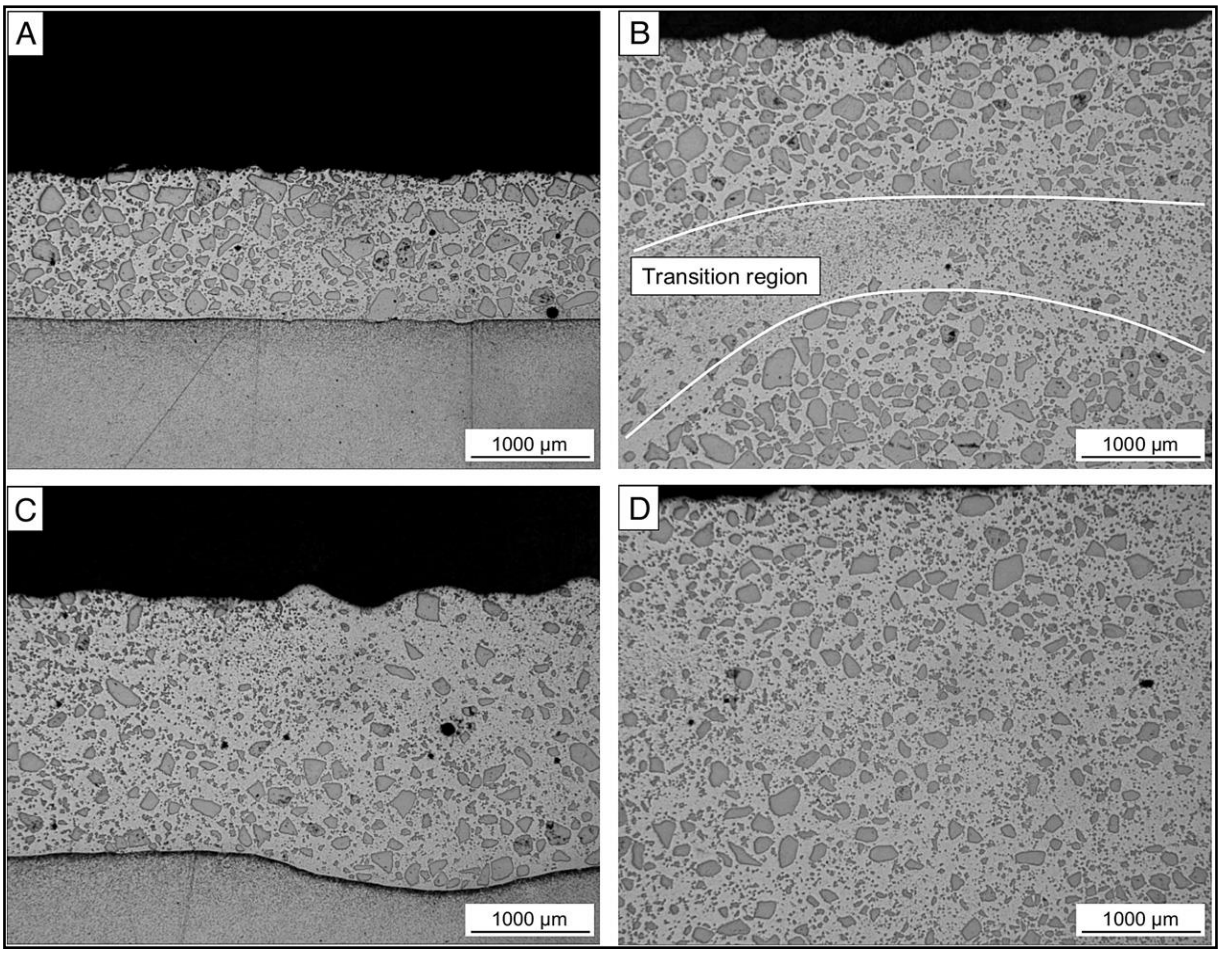


Figura 2.8: Microestructura de las secciones transversales de los recubrimientos producidos por Badisch y Kirchgaßner [9]. Recubrimiento A: HI=392,0 J/cm 1 pase, recubrimiento B: HI=392,0 J/cm 2 pases, recubrimiento C: HI=400,8 J/cm 1 pase, recubrimiento D: HI=400,8 J/cm 2 pases.

2.2.3. Caso B de Aplicabilidad del Ensayo ASTM G65: "Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries"

Liyanage *et al.* [2] evaluaron la influencia de los elementos aleantes de la matriz base níquel sobre la microestructura y la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos duros Ni-WC. Tres aleaciones base níquel diferentes (ver la Tabla 2.2) se reforzaron con monocarburos de tungsteno, con un porcentaje en peso de polvos de un 40% de matriz y un 60% de monocarburos de tungsteno, siendo depositadas mediante PTAW sobre un material substrato no especificado. Los monocarburos de tungsteno poseían una

distribución de tamaño comprendida entre 50 y 180 micrones. Las variables de soldadura utilizadas en el proceso de soldadura fueron: corriente eléctrica 150-160 A, tensión 25 V, velocidad de avance 0,03-0,05 cm/s y velocidad de alimentación de polvos 25-30 g/min.

Tabla 2.2: Composición química de las matrices (% en peso) [2].

Recubrimiento	B	C	Cr	Fe	Ni	Si
A	3,45	0,03	0,16	0,64	92,64	3,08
B	1,93	0,67	8,39	5,20	79,79	4,02
C	2,73	0,92	13,8	5,50	71,25	5,80

Los autores determinaron mediante los resultados obtenidos a través del procedimiento A del ensayo ASTM G65 (ver la Figura 2.9) que la resistencia al desgaste abrasivo está relacionada directamente con la composición química de la matriz. Según los investigadores, el recubrimiento A presentó una baja disolución de los monocarburos de tungsteno, mientras que el recubrimiento B tuvo una alta disolución y la precipitación de carburos complejos fase η de composición química $Cr_7W_3C_6$, consecuencia de un contenido de cromo de 8% en peso. En cuanto al recubrimiento C, se encontró una elevada cantidad de carburos precipitados complejos fase η de composición química $Ni_4Cr_5Si_2W_4C_{4,5}$, producidos por la alta disolución de los monocarburos de tungsteno, lo cual es consecuencia de un contenido de cromo de 14% en peso.

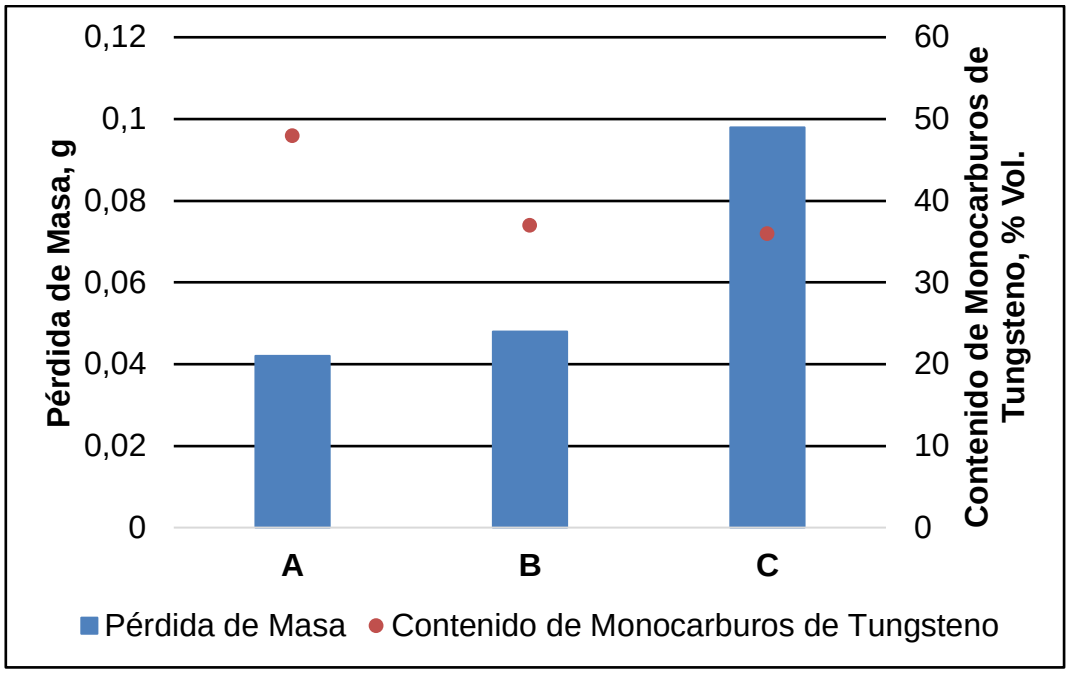


Figura 2.9: Pérdida de masa y contenido de monocarburos de tungsteno de recubrimientos [2].

Como crítica, al parecer, el método utilizado para determinar el contenido de monocarburos de tungsteno dentro de los recubrimientos no hizo diferencia entre monocarburos de tungsteno y carburos precipitados. Esto se infiere debido a que el contenido de monocarburos de tungsteno de los recubrimientos B y C es semejante, pero la pérdida de masa del recubrimiento C es casi el doble al del recubrimiento B, lo cual es contradictorio, debiendo haber sido mucho menor el contenido de monocarburos de tungsteno en el recubrimiento C.

2.2.4. Influencia de la Morfología de los Carburos de Tungsteno y el Precalentamiento del Material Substrato en la Resistencia al Desgaste Abrasivo

Huang *et al.* [20] han determinado a través del ensayo ASTM G65 que bajo condiciones de precalentamiento del material substrato, previo a la depositación del recubrimiento, en algunos casos los depósitos con carburos de tungsteno fundido angulares exhiben tasas de desgaste abrasivo 50% más bajas que aquellos depósitos con carburos de tungsteno

fundido esferoidales (ver la Figura 2.10). Esto es explicado debido a la sinergia que se produce entre la disolución promovida aún más en los carburos de tungsteno de morfología esferoidal por el precalentamiento del material substrato previo a la depositación y el mayor espaciamiento natural existente entre estos carburos, con lo cual se expone en mayor grado la matriz a las partículas abrasivas. Por el contrario, los carburos de tungsteno de morfología angular forman una estructura más entrecruzada, exponiendo en menor cantidad la matriz en caso de que la disolución sea favorecida producto del precalentamiento del material substrato previo a la depositación.

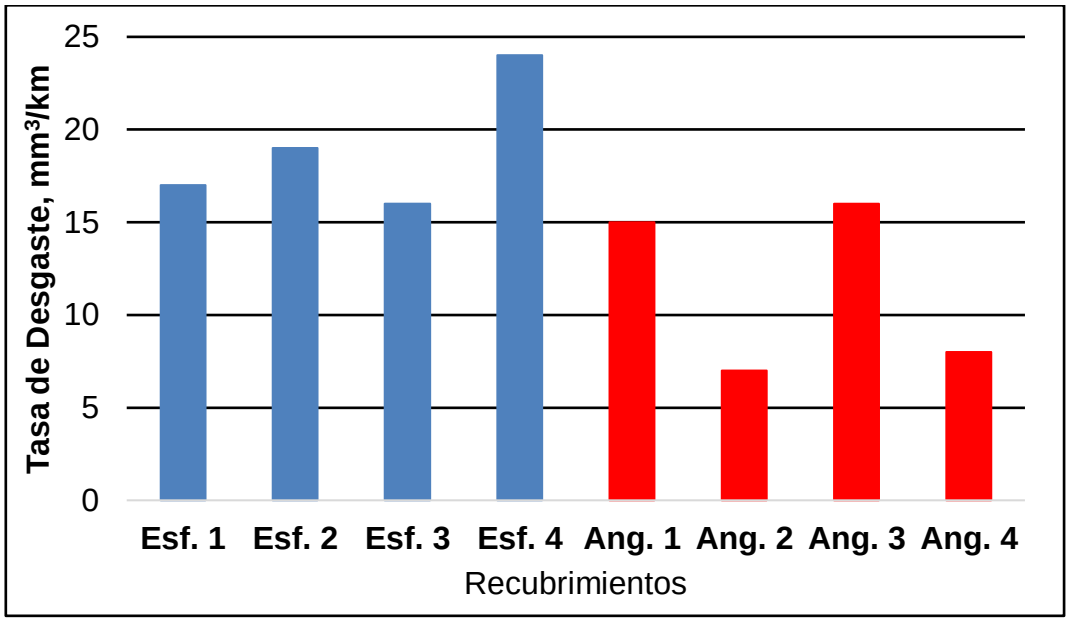


Figura 2.10: Pérdida de volumen por distancia recorrida de recubrimientos con carburos de tungsteno fundido esferoidal (azul) y angular (rojo). Recubrimientos sin precalentamiento del material substrato previo a la depositación: Esf. 1; Esf. 3; Ang. 1; Ang. 3. Recubrimientos con precalentamiento de 300°C del material substrato previo a la depositación: Esf. 2; Esf. 4; Ang. 2; Ang. 4 [20].

En la Figura 2.11 se puede apreciar la distribución de los carburos de tungsteno fundido según su morfología dentro de recubrimientos duros sin precalentamiento del material substrato previo a la depositación, logrando observar claramente que los espacios entre los carburos de tungsteno esferoidales son mayores a los espacios entre los carburos de tungsteno angulares.

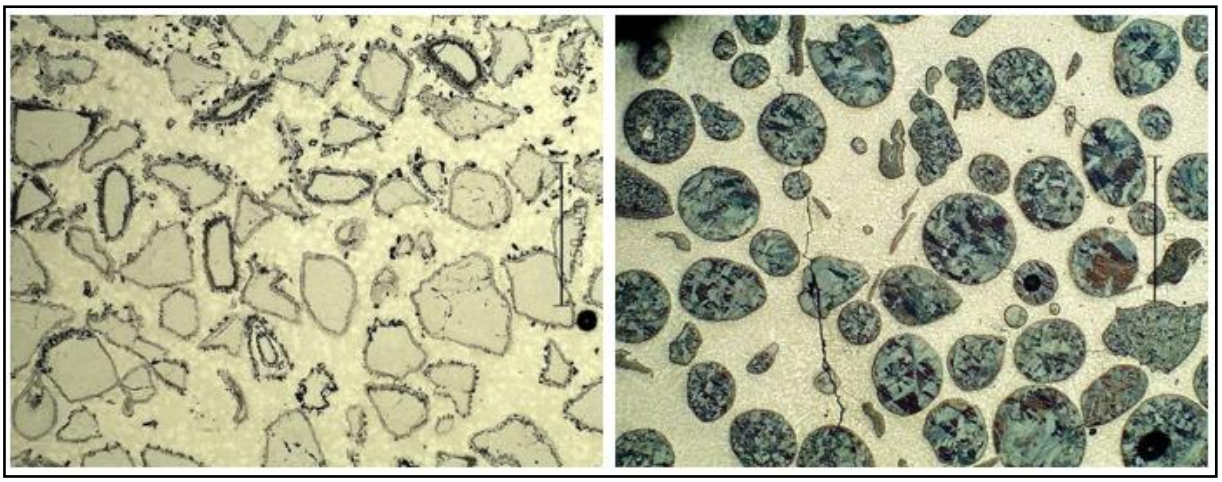


Figura 2.11: Recubrimientos con carburos de tungsteno fundido de morfología angular (izquierda) y esferoidal (derecha) sin precalentamiento del material substrato previo a la depositación [4].

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para cumplir con el objetivo general y los objetivos específicos de este proyecto de trabajo de titulación, se desarrolló el siguiente procedimiento experimental:

3.1. Proceso de Recubrimiento por PTAW

Para determinar los efectos del aporte calórico empleado en PTAW sobre la microestructura y las propiedades de los recubrimientos, se produjeron cuatro depósitos de matriz NiBSi reforzada con carburos de tungsteno fundido de morfología angular, empleando cuatro magnitudes de aporte calórico diferentes, las cuales son utilizadas con mayor frecuencia por la empresa fabricante Welmek Metallurgies Chile Ltda. El aporte calórico se determinó estimando una eficiencia térmica de 60% para el proceso (ver la Tabla 3.1) [1]. Los recubrimientos fueron depositados sobre un acero estructural tipo A36 de 20 mm de espesor con dos pases superpuestos, esperando que el primer cordón disminuyera su temperatura hasta aproximadamente 100 °C, para posteriormente depositar el segundo cordón. Los polvos para soldadura poseían un 40% en peso de aleación NiBSi y un 60% en peso de carburos de tungsteno fundido. La composición química (% en peso) de los polvos fue de 37,45% Ni, 1,21% B, 1,25% Si, 0,14% Fe, 57,36% W, 2,34% C y <0,25% otros.

Tabla 3.1: Variables de soldadura y térmicas utilizadas en los cuatro recubrimientos fabricados.

Recubrimiento	Corriente eléctrica, A	Tensión, V	Velocidad de avance, cm/s	Aporte calórico, J/cm
A	165	26	0,15	17.606
B	185	26	0,15	19.740
C	165	28	0,09	31.601
D	185	28	0,09	35.431

En la Figura 3.1 se exponen los recubrimientos producidos con dos pases superpuestos sobre un acero estructural tipo A36.

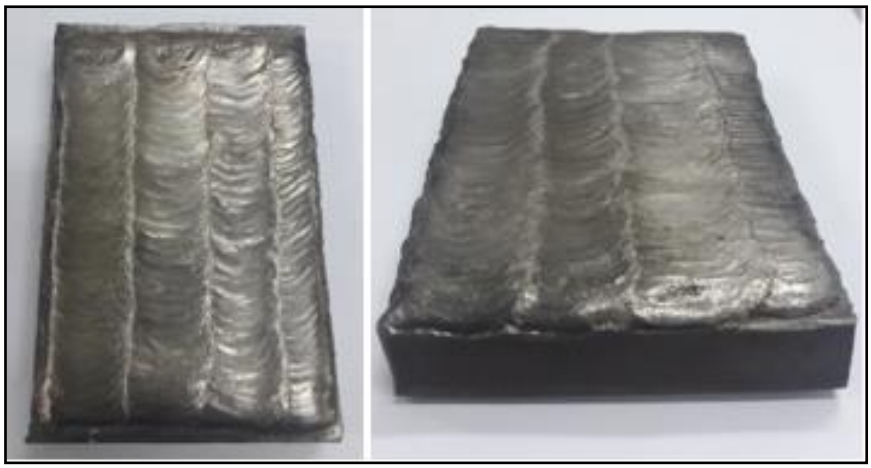


Figura 3.1: Recubrimientos producidos por la empresa fabricante Welmek Metallurgies Chile Ltda.

3.2. Análisis Metalográfico

Para analizar la presencia y la distribución de los carburos de tungsteno y otras fases en los depósitos, y evaluar los cambios estructurales que se producen en la matriz base níquel como consecuencia de la mayor o menor disolución de los carburos de tungsteno, los recubrimientos fueron cortados para obtener muestras de las secciones transversales, las cuales se montaron en briquetas de baquelita para efectuar el desbaste y pulido correspondiente. El desbaste se realizó en papeles abrasivos P800, P1.000, P2.400 y P4.000. El pulido se desarrolló en dos etapas, la primera con suspensión de alúmina (Al_2O_3) de 5 µm, 1 µm, 0,3 µm y 0,04 µm, y la segunda con suspensión de diamante de 1 µm. Para evitar la corrosión del material substrato entre cambios de papel abrasivo y paños de pulido, las muestras fueron atacadas con etanol (CH_3CH_2OH). Posteriormente, las secciones transversales de los recubrimientos fueron analizadas metalográficamente mediante microscopia electrónica de barrido (SEM) y espectroscopia dispersiva de rayos x (EDS) con un equipo Carl Zeiss modelo EVO-MA 10. Debido a que el carbono y el oxígeno son elementos de bajo número atómico, no fueron considerados en el análisis de composición vía EDS, debido a posibles desviaciones en sus mediciones.

Una vez obtenidos los resultados, se determinó en cada recubrimiento la razón en volumen entre los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación y la matriz, mediante el programa ImageJ [21]. Estos valores fueron comparados con la razón

en volumen entre la fase carburo y la fase matriz que debieron poseer los recubrimientos idealmente, los cuales corresponden a 0,42 y 0,58 respectivamente (ver el Anexo 7.1).

3.3. Ensayo de Dureza

Para determinar los efectos del aporte calórico empleado en el proceso PTAW y definir la relación existente entre la microestructura, la dureza y la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos, se determinó la microdureza de las fases presentes en las muestras analizadas metalográficamente mediante escala Vickers según la norma ASTM E92 [22], empleando un equipo HV-1000 Vickers Hardness Tester con 500 g de carga por 4 segundos.

3.4. Ensayo de Desgaste

Para medir la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos duros Ni-WC y definir su relación con la microestructura y la dureza de las fases presentes, se empleó el procedimiento A del ensayo ASTM G65 [19]. Previamente, cada recubrimiento fue cortado para obtener cuatro probetas de las superficies a exponer en el ensayo, tras lo cual se le realizo un rectificado al mínimo a todas las superficies, para considerar los resultados acordes al ensayo.

Posteriormente, para comparar los resultados obtenidos entre los cuatro tipos de recubrimientos, se efectuó un análisis de varianza de un factor (el cual corresponde al promedio de la pérdida de volumen de cada tipo de recubrimiento) mediante el uso de una tabla Andeva, la cual establece estadísticamente que al menos un promedio de la pérdida de volumen de los recubrimientos es distinto, para un nivel se significancia de al menos 0,05. Luego, para ver cuál promedio fue distinto, se usó el test de comparación múltiple de mínimas diferencias significativas (LSD) de Fisher. Con esto, se determinó finalmente cual recubrimiento presento la mejor resistencia al desgaste abrasivo. A la vez, se compararon los resultados obtenidos en los cuatro tipos de recubrimientos con los de un acero de herramienta AISI D2 de 58,5-60,5 HRC, material patrón empleado en

el procedimiento A para estandarizar el equipo de desgaste, y los de un acero Hardox 500 de 51 HRC, material resistente a la abrasión comúnmente empleado en la industria minero-metalúrgica.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIONES

4.1. Resultados

4.1.1. Análisis Metalográfico

4.1.1.1. Recubrimiento A

Al analizar la zona superior del segundo cordón del recubrimiento, se distingue una región carente de carburos de tungsteno de aproximadamente 0,3 mm de profundidad a lo largo de toda la sección transversal, la cual puede ser observada en el análisis SEM de la Figura 4.1. Examinando con mayor detalle la zona superior del segundo cordón y la distribución de tungsteno en el análisis EDS por área de la Figura 4.2, se estima la presencia de carburos precipitados en esta zona producto de la existencia de tungsteno según el análisis EDS por área. El análisis SEM también permite contemplar una distribución semi-homogénea de los carburos de tungsteno dentro de la matriz base níquel, apreciándose la existencia de una zona de transición entre los pases superpuestos de aproximadamente 0,5 mm de profundidad, la cual está caracterizada por una muy baja cantidad de carburos de tungsteno y se estima la presencia de una alta cantidad de carburos precipitados, lo cual es considerado por la existencia de tungsteno dentro de esta zona de transición en el análisis EDS por área. Aunque la distribución de los carburos de tungsteno no es bastante uniforme en la sección transversal, su cantidad dentro del recubrimiento es considerablemente alta, esto es cuantificado mediante el valor $CW_{SOBREVIVIENTE}$ 0,44, el cual es mayor al estimado para la fase carburo en la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz que deberían poseer los recubrimientos idealmente. Esta diferencia puede deberse a desviaciones en la eficiencia de depositación o a una mala preparación de los polvos previo a la depositación del material.

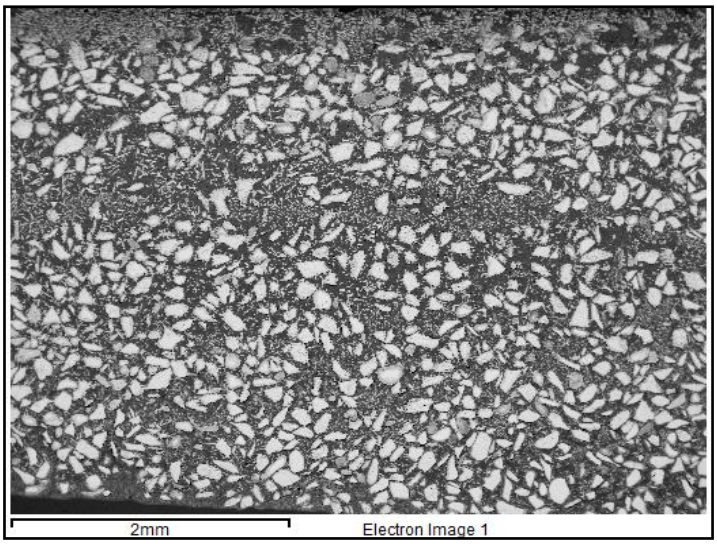


Figura 4.1: Imagen SEM de la sección transversal del recubrimiento, magnificación de x54.

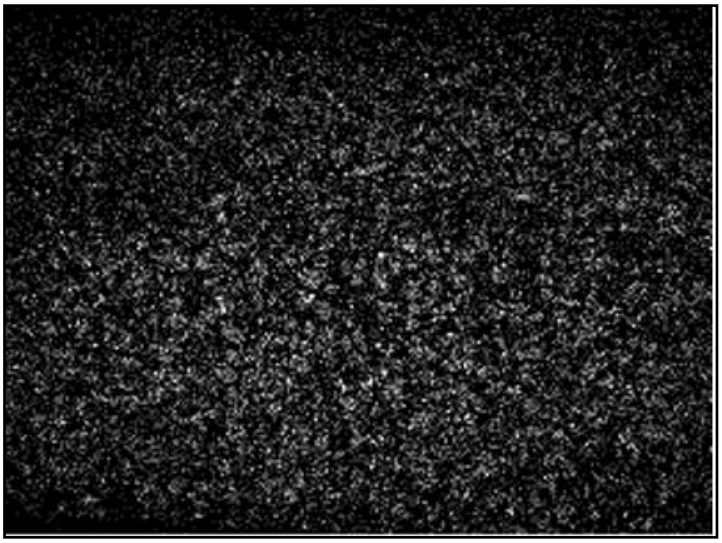


Figura 4.2: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.1, magnificación de x54.

La disolución que afecta a los carburos de tungsteno es posible observarla en los análisis SEM de la Figura 4.3 y la Figura 4.4. En el análisis SEM de la Figura 4.3 se observan carburos de tungsteno de la región cercana a la zona superior del segundo cordón que han sido afectados en distinto grado por disolución. En el análisis SEM de la Figura 4.4 se observa a un carburo de tungsteno afectado por disolución que pertenece a la región media del recubrimiento, junto a carburos precipitados en la zona cercana a la periferia

del carburo de tungsteno. De gran consideración es la presencia de fierro, níquel y tungsteno en los carburos precipitados que se observan en el análisis SEM de la Figura 4.4, lo cual fue determinado mediante un análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.1 (ver los espectros 1 y 4). Con esto se concluye que corresponden a carburos precipitados complejos fase η. En el mismo análisis SEM de la Figura 4.4 es posible visualizar las fases que componen a la matriz base níquel, las cuales corresponden a dendritas proeutécticas ricas en níquel (ver el espectro 3 del análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.1) y a regiones interdendríticas de eutéctico Ni-Ni_3B (ver el espectro 2 del análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.1). Se infiere que la presencia de silicio en la región interdendrítica está asociada a compuestos intermetálicos tipo Ni_2Si y/o Ni_3Si.

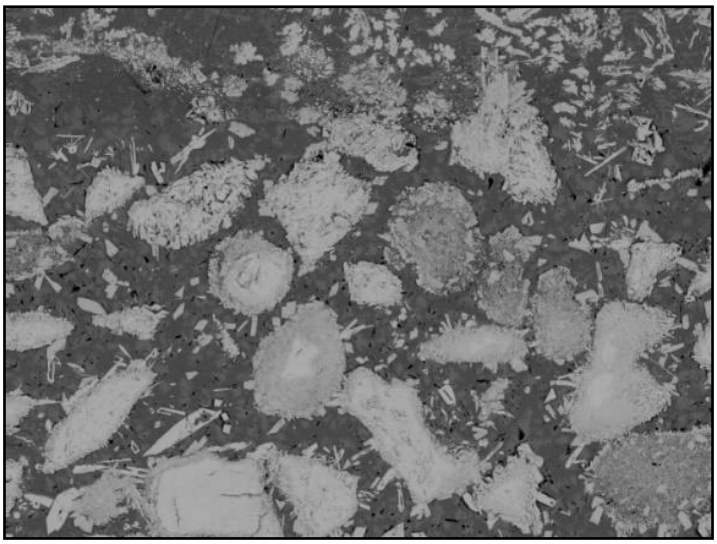


Figura 4.3: Imagen SEM de los carburos de tungsteno de la región cercana a la zona superior del segundo cordón que han sido afectados en distinto grado por disolución.

Figura 4.4: Imagen SEM de carburo de tungsteno afectado por disolución con presencia de carburos precipitados en la zona cercana a la periferia del carburo de tungsteno, magnificación de x1.500.

Tabla 4.1: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.4.

Espectro	Elemento, %				
	B	Si	Fe	Ni	W
1	-	-	2,21	12,25	85,54
2	8,42	0,88	11,34	76,25	3,11
3	-	1,93	16,23	72,17	9,67
4	-	-	2,39	13,44	84,17

Es posible observar en el análisis SEM de la Figura 4.5 una zona de disolución rica en tungsteno/níquel en la periferia de un carburo de tungsteno, como también la presencia de carburos precipitados (bordes rojos) limítrofes al carburo de tungsteno. La extensión de la zona de disolución es de aproximadamente 7 µm, lo cual fue determinado mediante un análisis EDS lineal en la interfase carburo/matriz, siendo expuesto en la Figura 4.6, donde se compara con la de otro carburo de tungsteno afectado en mayor magnitud por disolución, ya que posee una zona de disolución de aproximadamente 20 µm.

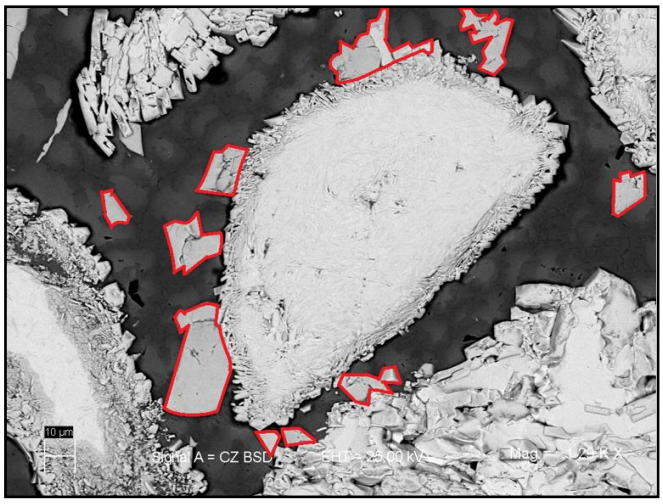


Figura 4.5: Imagen SEM de carburo de tungsteno afectado por disolución con presencia de carburos precipitados (bordes rojos) en su periferia, magnificación de x1.290.

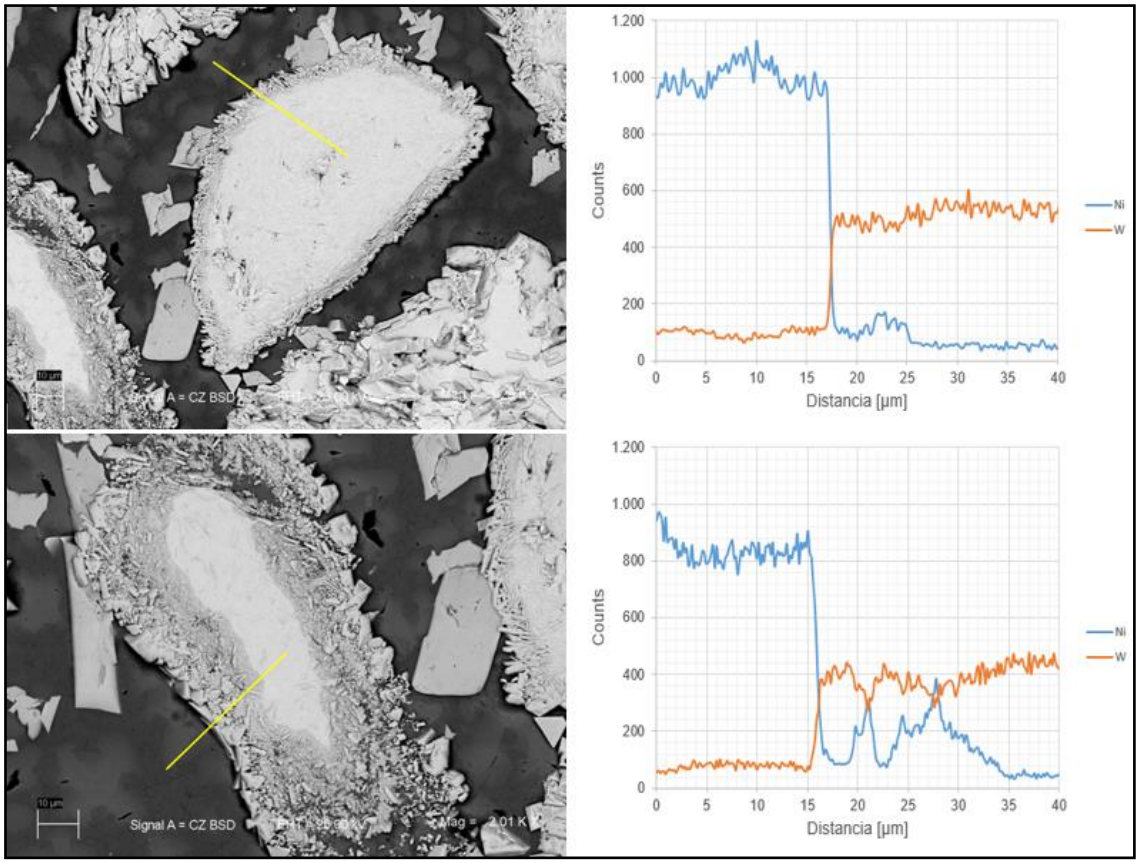


Figura 4.6: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfases carburo/matriz de dos carburos de tungsteno afectados en distinta magnitud por disolución. Imagen superior con magnificación de x1.290, imagen inferior con magnificación de x2.010.

Con relación a la dilución, se determinó una concentración de 11,0% en peso de fierro dentro del recubrimiento, logrando visualizarse en el análisis EDS por área de fierro de la Figura 4.7 que la mayor parte de este elemento se encuentra entre la zona inferior y la zona media del revestimiento.

Figura 4.7: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.1, magnificación de x54.

4.1.1.2. Recubrimiento B

El análisis realizado permite visualizar una muy baja cantidad de carburos de tungsteno en la zona superior del segundo cordón del recubrimiento, cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,2 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal. Esto es observado en los análisis SEM de la Figura 4.8 y la Figura 4.9, infiriéndose que los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación contemplados en la zona superior del segundo cordón fueron afectados por disolución y no lograron decantar. También se tiene en consideración la presencia de una alta cantidad de carburos precipitados, cuya presencia es estimada al examinar la distribución de tungsteno en el análisis EDS por área de la Figura 4.10. Por otra parte, tras un análisis exhaustivo por la sección transversal, no se encontró la presencia de zonas de transición entre los pases superpuestos. A simple vista, la cantidad de carburos de tungsteno es menor a la determinada en el recubrimiento A, lo cual es validado a través del valor $CW_{SOBREVIVIENTE}$

0,36, siendo también menor al estimado para la fase carburo en la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz que deberían poseer los recubrimientos idealmente.

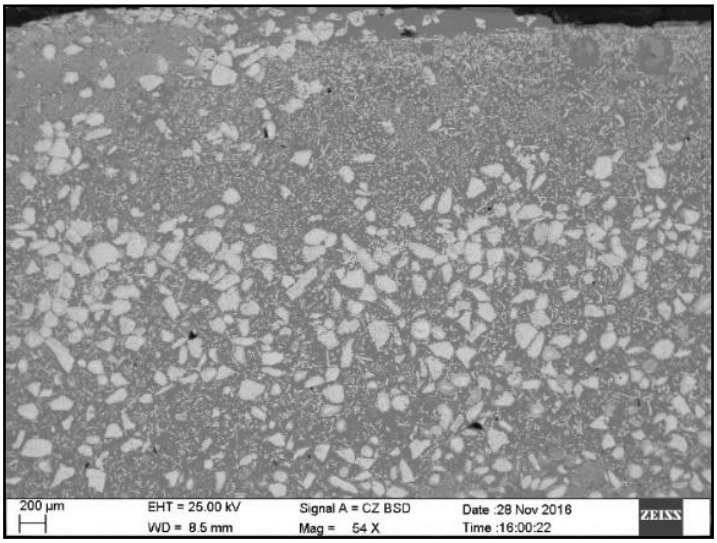


Figura 4.8: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54.

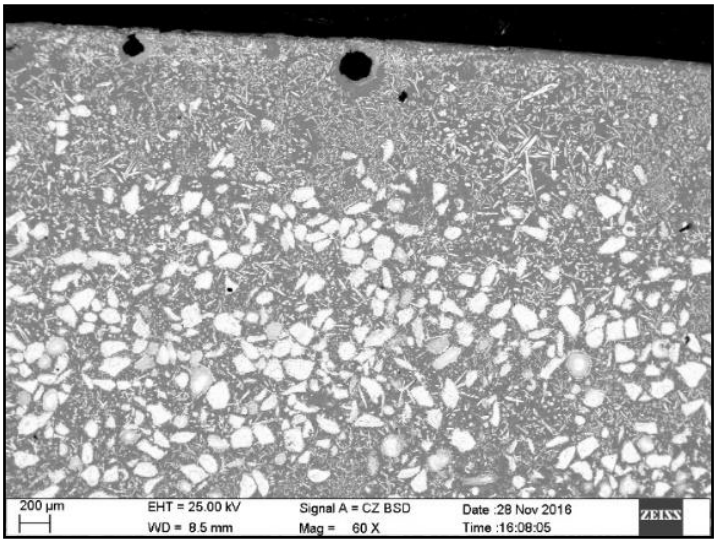


Figura 4.9: Imagen SEM de la sección transversal derecha del recubrimiento, magnificación de x60.

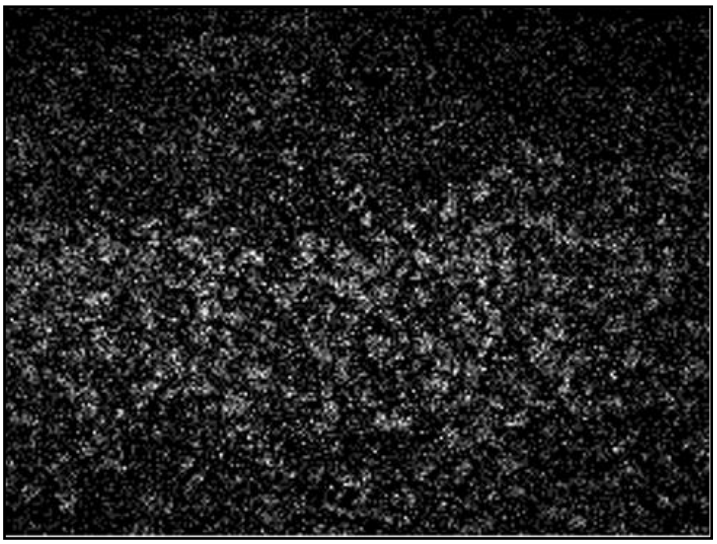


Figura 4.10: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.8, magnificación de x54.

La presencia de los carburos precipitados en la zona superior del segundo cordón del recubrimiento se confirma a través del análisis SEM de la Figura 4.11, en donde los carburos precipitados fueron examinados mediante un análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.2, determinándose que están compuestos por fierro, níquel y tungsteno. Con esto se concluye que los carburos precipitados corresponden a complejos fase η.

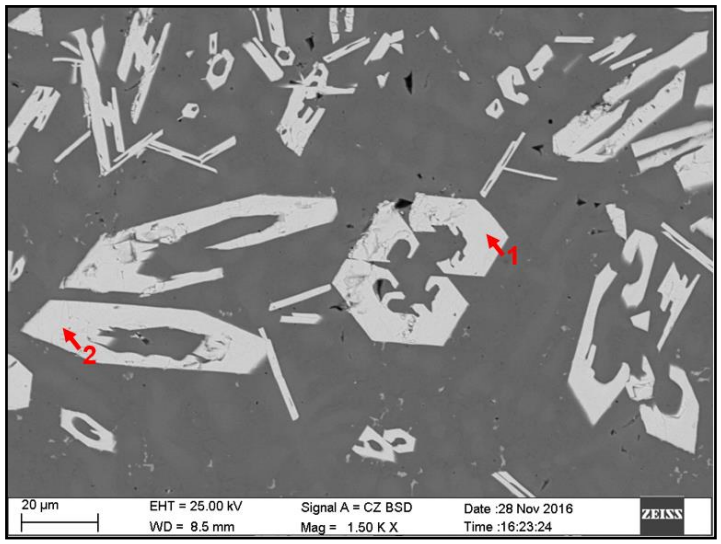


Figura 4.11: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona superior del segundo cordón, magnificación de x1.500.

Tabla 4.2: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.11.

Espectro	Elemento, %		
	Fe	Ni	W
1	4,89	10,31	84,81
2	4,46	10,32	85,22

En el análisis EDS lineal de la Figura 4.12 se puede observar una extensa zona de disolución rica en tungsteno/níquel entre la región cercana al centro y la periferia de un carburo de tungsteno afectado fuertemente por disolución de la región media del recubrimiento. La extensión de esta zona de disolución es de 50 µm aproximadamente. Interesante es la presencia de fases con morfología eutéctica (cuadros rojos) en la región cercana a la zona de disolución. La Figura 4.13 corresponde a un análisis EDS lineal a través de una de las fases con morfología eutéctica, encontrándose la presencia de tungsteno y silicio dentro de esta.

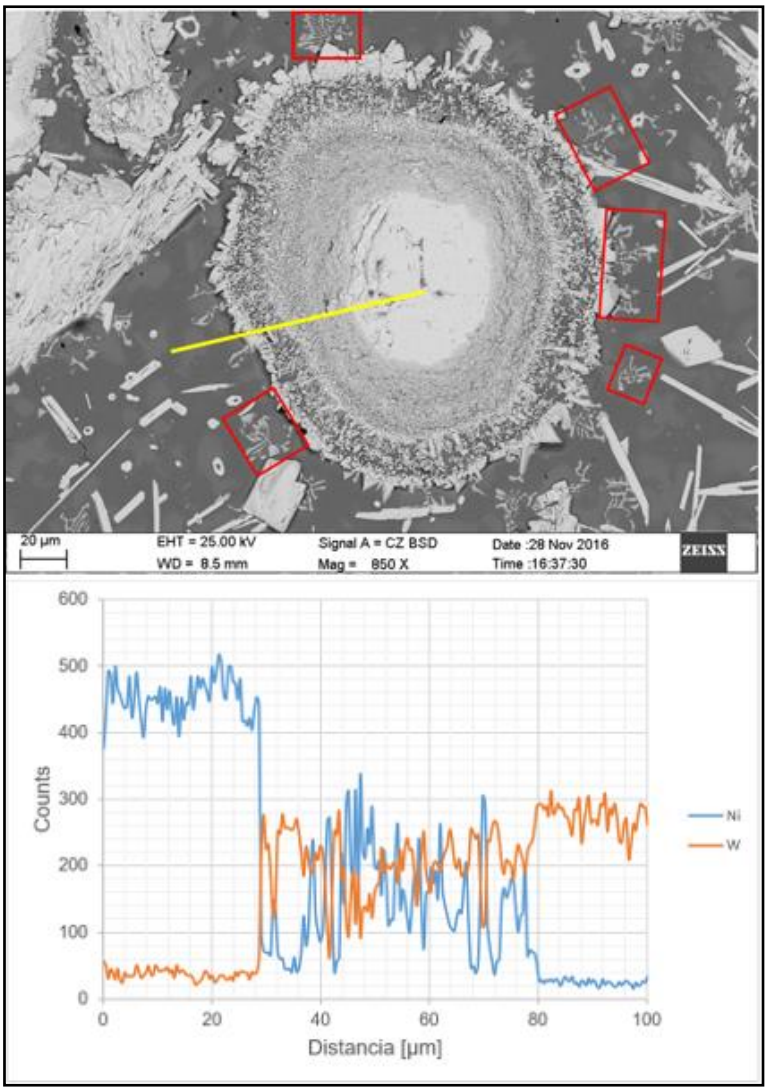


Figura 4.12: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno afectado fuertemente por disolución, magnificación de x850.

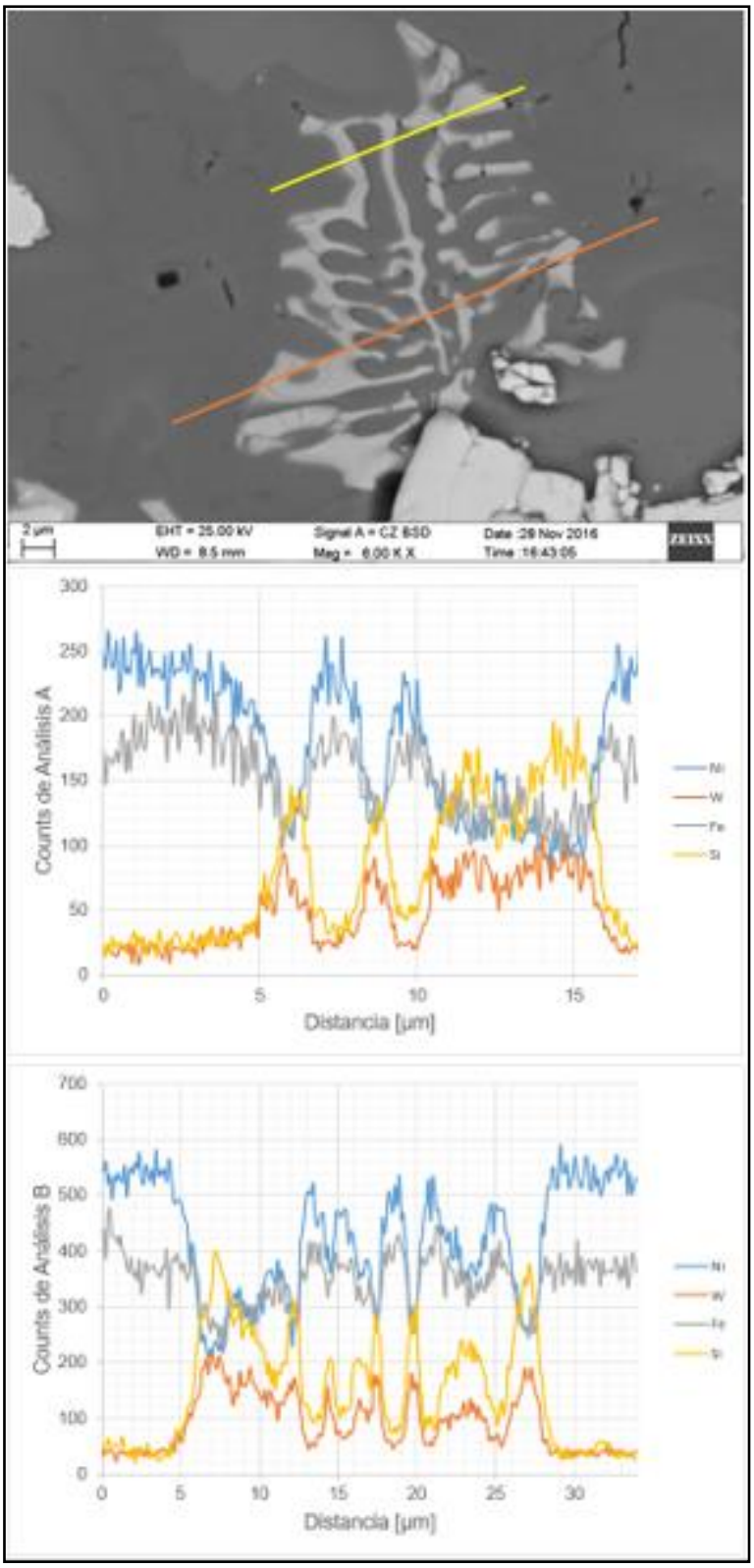


Figura 4.13: Análisis EDS lineal de níquel (azul), tungsteno (naranjo), fierro (gris) y silicio (amarillo) en fase con morfología eutéctica, magnificación de x6.000. Línea amarilla: análisis A. Línea naranja: análisis B.

En cuanto a la dilución, se determinó una concentración de 18,8% en peso de fierro dentro del recubrimiento, logrando visualizarse en el análisis EDS por área de fierro de la Figura 4.14 una distribución casi homogénea en la sección transversal.

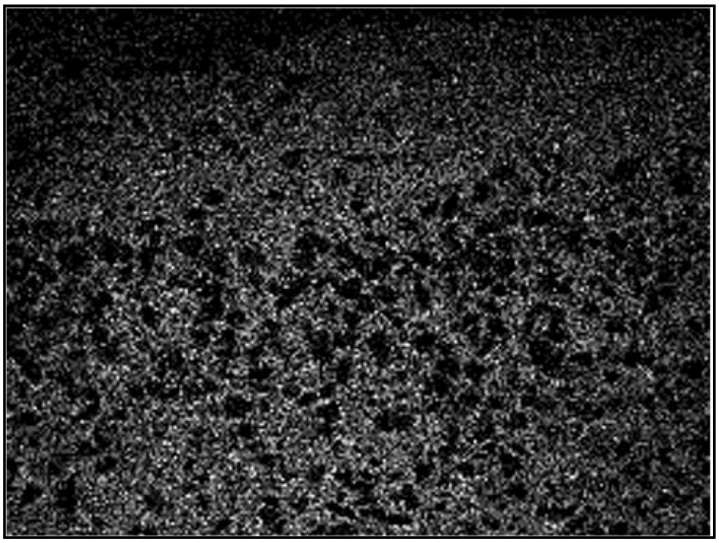


Figura 4.14: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.8, magnificación de x54.

4.1.1.3. Recubrimiento C

Al analizar la zona superior del segundo cordón del revestimiento, se distingue una región desprovista de carburos de tungsteno cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,3 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal, lo cual puede ser observado en los análisis SEM de la Figura 4.15, la Figura 4.16 y la Figura 4.17. La distribución de tungsteno en el análisis EDS por área de la Figura 4.18 permite estimar la presencia de carburos precipitados en la zona superior del segundo cordón. Esto es confirmado mediante el análisis SEM de la Figura 4.19, el cual permite contemplar a los carburos precipitados pertenecientes a esta zona. El análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.3, realizado al análisis SEM de la Figura 4.19, determino la presencia de cromo, fierro, níquel y tungsteno bajo concentraciones semejantes entre los carburos precipitados, con lo cual se concluye que corresponden a complejos fase η.

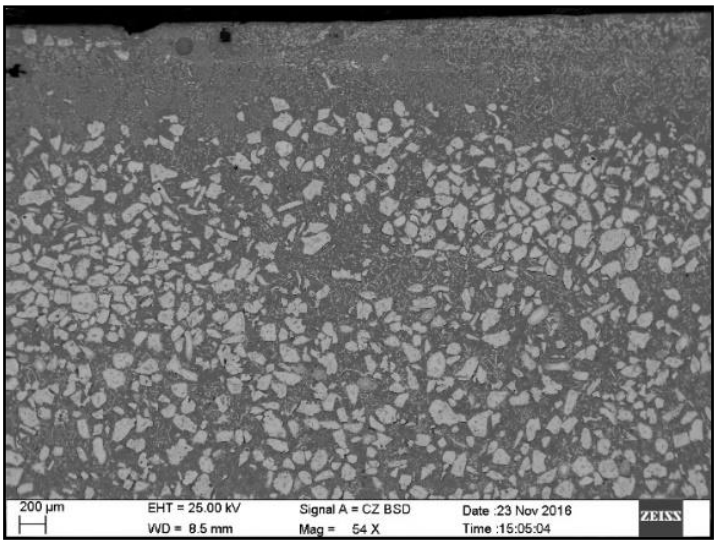


Figura 4.15: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54.

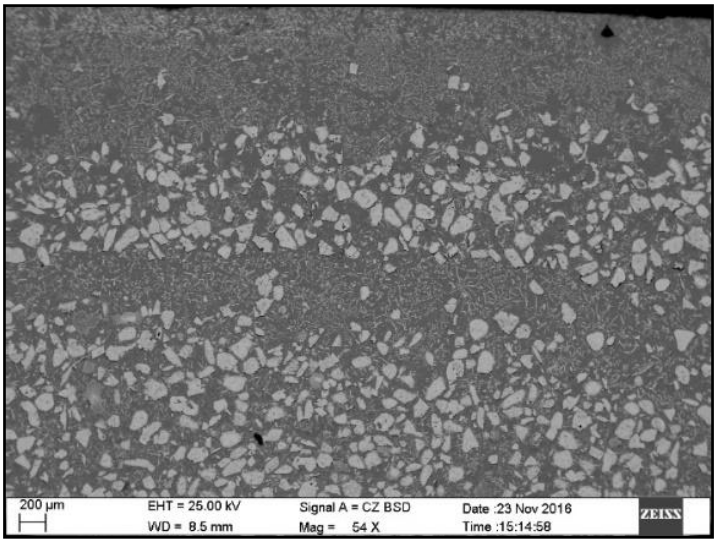


Figura 4.16: Imagen SEM de la sección transversal central del recubrimiento, magnificación de x54.

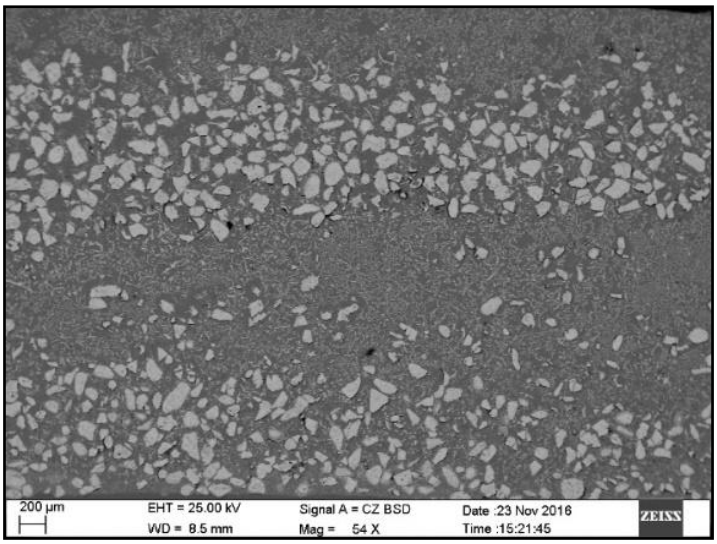


Figura 4.17: Imagen SEM de la sección transversal derecha del recubrimiento, magnificación de x54.

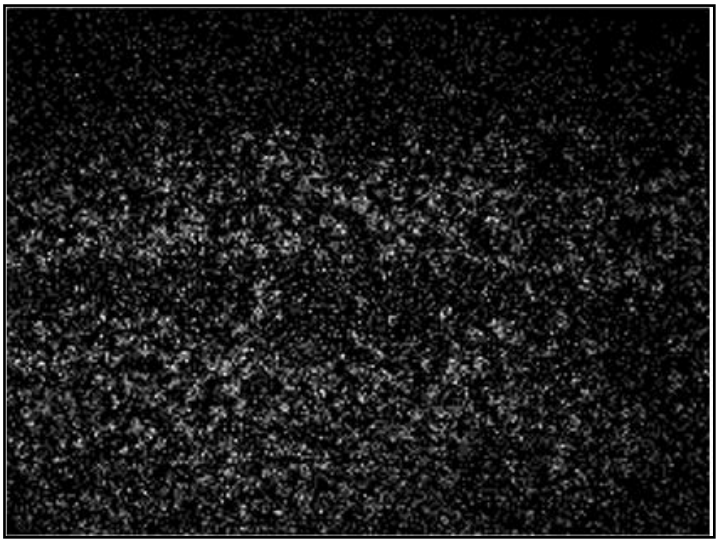


Figura 4.18: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54.

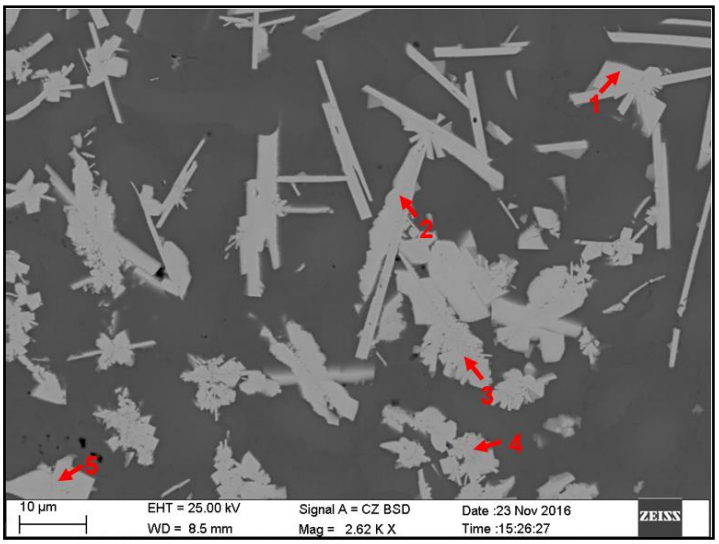


Figura 4.19: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona superior del segundo cordón, magnificación de x2.620.

Tabla 4.3: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.19.

Espectro	Elemento, %			
	Cr	Fe	Ni	W
1	3,74	5,61	11,99	78,65
2	3,81	5,84	12,13	78,23
3	4,19	5,90	13,60	76,31
4	4,22	6,11	13,50	76,17
5	4,05	6,78	13,06	76,11

También, en los análisis SEM de la Figura 4.16 y la Figura 4.17 se aprecia claramente la existencia de una zona de transición entre los pases superpuestos, semejante a la del recubrimiento A, pero cuya profundidad cambia a lo largo de toda la sección transversal de izquierda a derecha, con valores desde 0,4 a 1,4 mm respectivamente. Esta zona de transición está caracterizada por una muy baja cantidad de carburos de tungsteno y se estima la presencia de una gran cantidad de carburos precipitados al analizar la distribución de tungsteno en el análisis EDS por área de la Figura 4.18. Esto es confirmado mediante los análisis SEM de la Figura 4.20 y la Figura 4.21. El análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.4, permite concluir que los carburos precipitados que se observan en el análisis SEM de la Figura 4.21 corresponden a complejos fase η, debido a la presencia de cromo, fierro, níquel y

tungsteno bajo concentraciones semejantes entre carburos. En cuanto a la cantidad de carburos de tungsteno dentro del revestimiento, se determinó un valor $CW_{SOBREVIVIENTE}$ de 0,32, menor al de los recubrimientos A y B, y al estimado para la fase carburo en la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz que deberían poseer los recubrimientos idealmente.

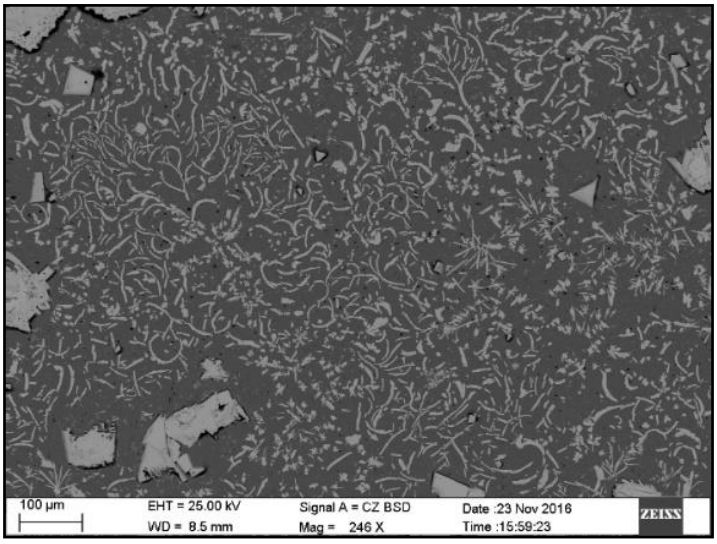


Figura 4.20: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona de transición entre pases superpuestos, magnificación de x246.

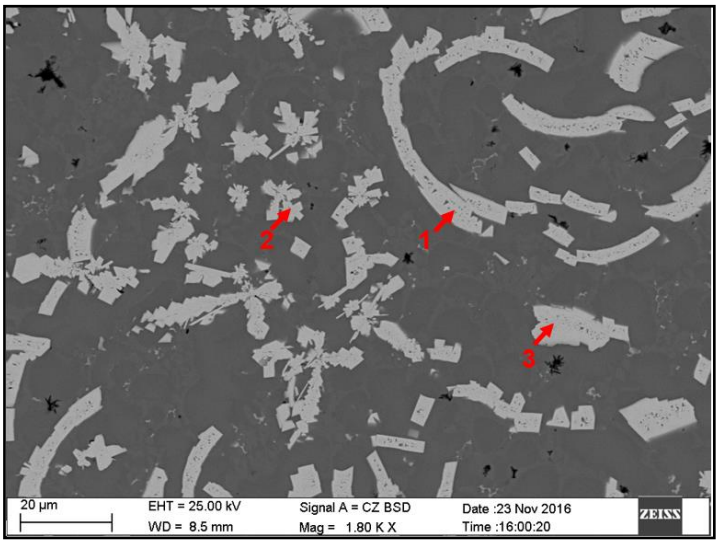


Figura 4.21: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes a la zona de transición entre pases superpuestos, magnificación de x1.800.

Tabla 4.4: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.21.

Espectro	Elemento, %			
	Cr	Fe	Ni	W
1	1,66	11,47	8,48	78,39
2	1,56	12,49	10,10	75,85
3	1,68	11,41	8,27	78,64

El análisis EDS lineal de la Figura 4.22 en la interfase carburo/matriz de un carburo de tungsteno del segundo cordón muestra a un carburo que no fue afectado por disolución. Esto es determinado ya que no se encontró una zona de disolución rica en tungsteno/níquel en la periferia de la partícula.

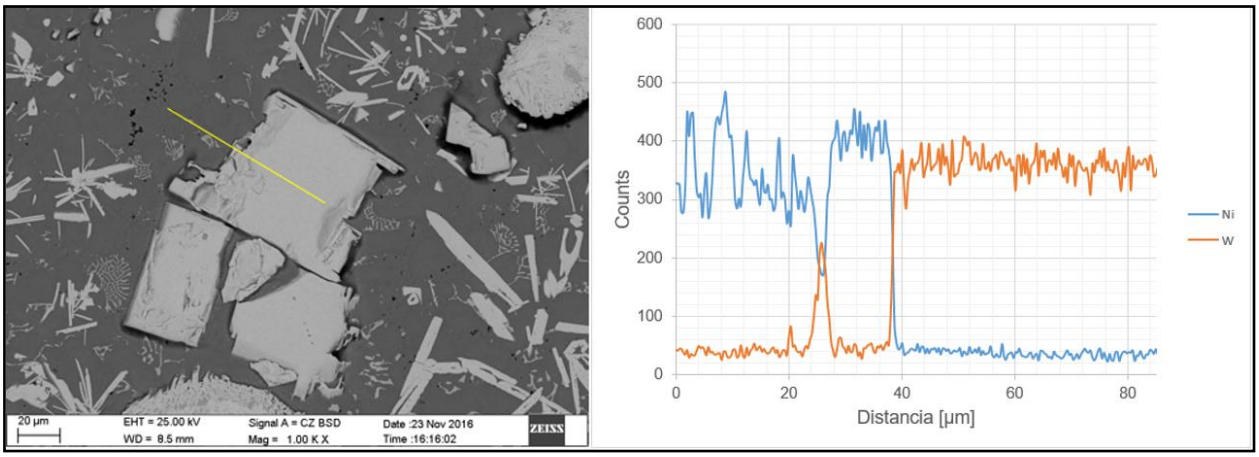


Figura 4.22: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno no afectado por disolución, magnificación de x1.000.

Mediante el análisis EDS por área de cromo de la Figura 4.23, se evidencia la presencia de este elemento en el recubrimiento, con una concentración de 1,9% en peso, cuya aparición es inesperada según la composición química de la matriz base níquel, con lo que se estima que la composición química de los polvos no fue respetada por la empresa proveedora. Aunque su presencia es imprevista, se infiere que su concentración no es la necesaria para promover la disolución de los carburos de tungsteno, debiendo ser cercana o mayor a un 8% en peso para influir fuertemente en la disolución de los carburos de tungsteno [1,8].

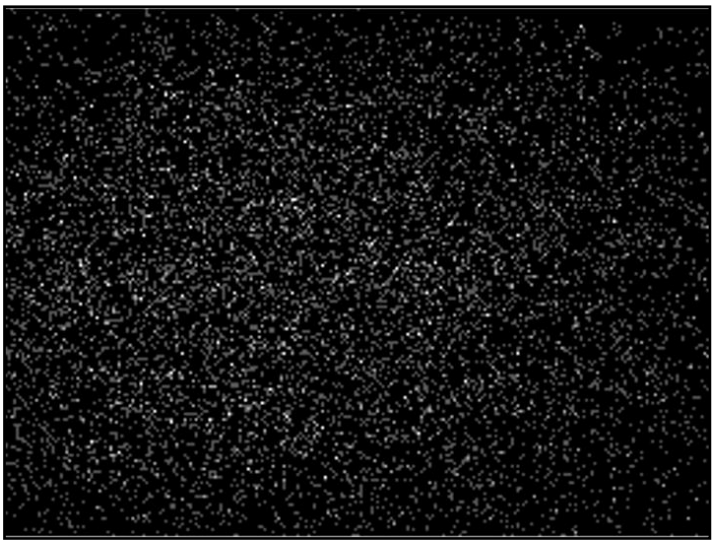


Figura 4.23: Análisis EDS por área de cromo de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54.

Con nexo a la dilución, se determinó una concentración de 21,7% en peso de fierro dentro del recubrimiento, logrando visualizarse en el análisis EDS por área de fierro de la Figura 4.24 una elevada distribución de este elemento en la zona de transición entre los pases superpuestos, debido a que forma parte de la composición química de los carburos precipitados complejos fase η, los cuales se encuentran en gran cantidad en esta zona.

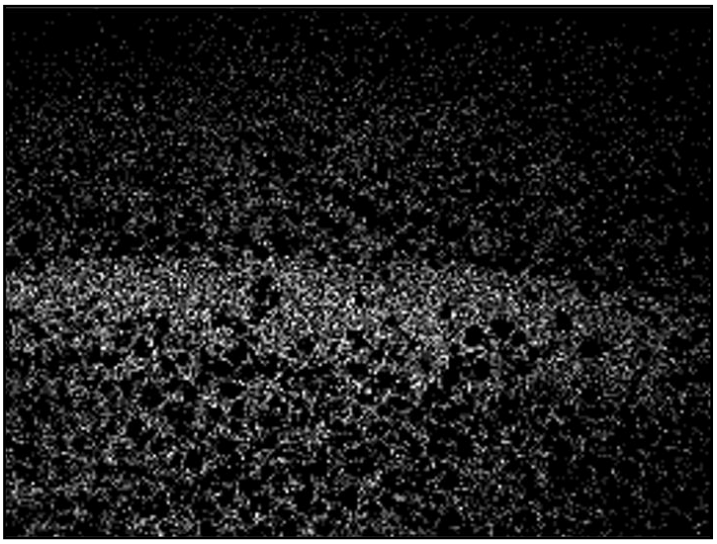


Figura 4.24: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.16, magnificación de x54.

4.1.1.4. Recubrimiento D

Al analizar la sección transversal del recubrimiento en los análisis SEM de la Figura 4.25 y la Figura 4.26, se observa fácilmente una zona altamente desprovista de carburos de tungsteno, cuya profundidad varía entre 2 y 3 mm a lo largo de toda la sección transversal. Prácticamente todos los carburos de tungsteno del segundo cordón fueron afectados por disolución completa, aunque es posible contemplar en el análisis SEM de la Figura 4.25 a algunos carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación que no lograron decantar. También se tiene en consideración la presencia de una alta cantidad de carburos precipitados a lo largo de toda la sección transversal del segundo cordón y en ciertas zonas superiores del primer cordón, cuya presencia es estimada al inspeccionar los análisis SEM y la distribución de tungsteno en el análisis EDS por área de la Figura 4.27. El valor $CW_{SOBREVIVIENTE}$ 0,29 demuestra claramente que la cantidad de carburos de tungsteno es mucho menor a la que poseen los otros recubrimientos producidos, como también al valor de la fase carburo en la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz que deberían poseer los recubrimientos idealmente.

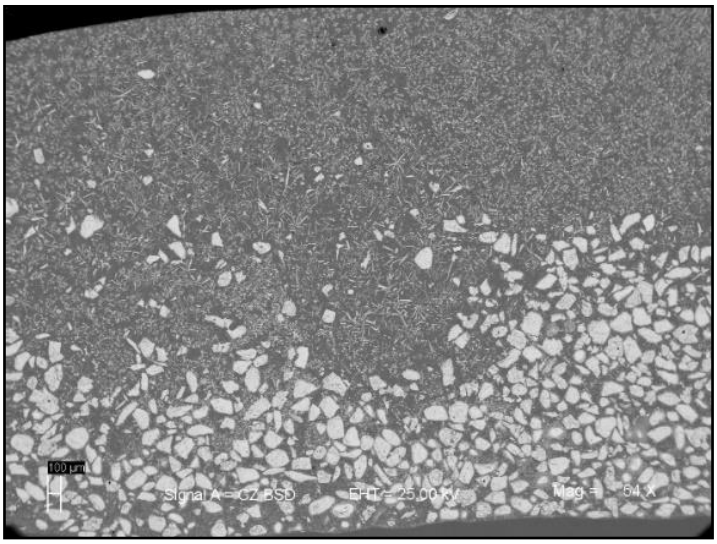


Figura 4.25: Imagen SEM de la sección transversal izquierda del recubrimiento, magnificación de x54.

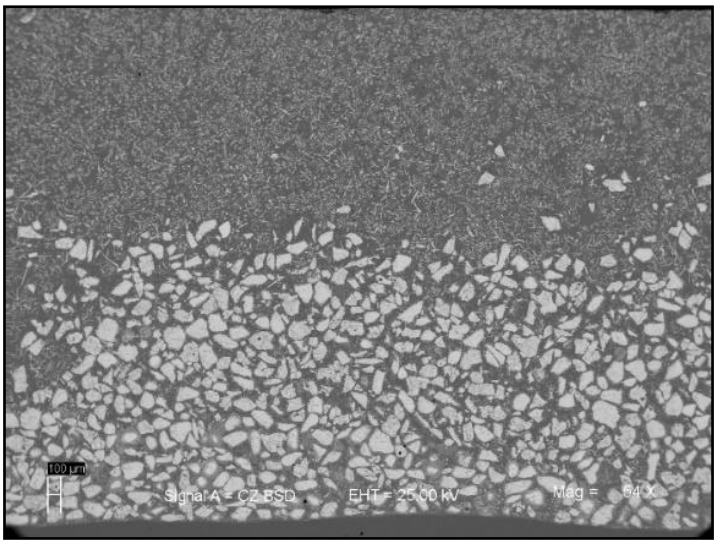


Figura 4.26: Imagen SEM de la sección transversal central del recubrimiento, magnificación de x54.

Figura 4.27: Análisis EDS por área de tungsteno de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54.

La presencia de los carburos precipitados a lo largo de toda la sección transversal del segundo cordón y en ciertas zonas superiores del primer cordón se confirma a través del análisis SEM de la Figura 4.28 y la Figura 4.29. En el análisis SEM de la Figura 4.29 se observan los carburos precipitados que fueron examinados mediante un análisis EDS puntual de elementos químicos que se encuentra en la Tabla 4.5, el cual determino que

están compuestos por cromo, fierro, níquel y tungsteno (ver los espectros 1 y 2). Con esto se concluye que los carburos precipitados corresponden a complejos fase η.

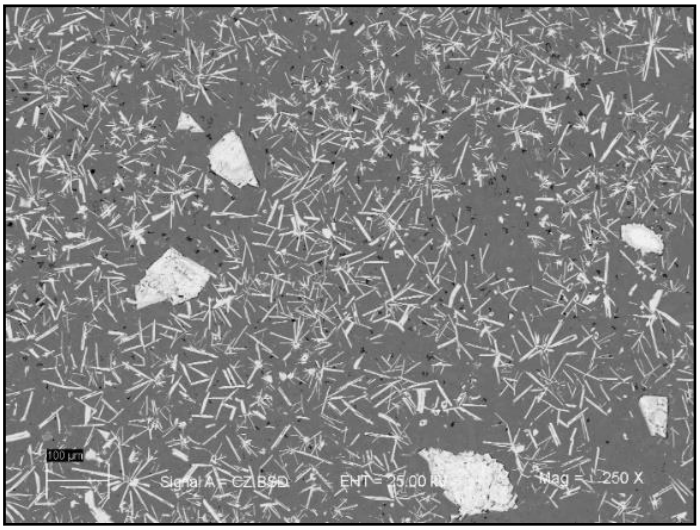


Figura 4.28: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes al segundo cordón, magnificación de x250.

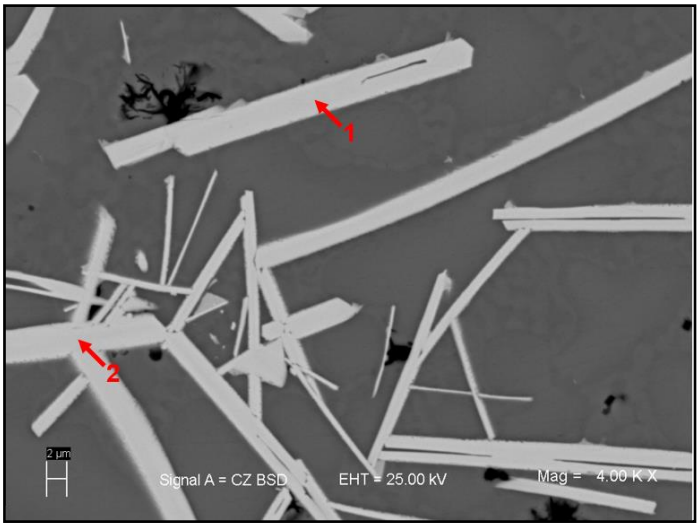


Figura 4.29: Imagen SEM de los carburos precipitados pertenecientes al segundo cordón, magnificación de x4.000.

Tabla 4.5: Análisis EDS puntual de elementos químicos de la Figura 4.29.

Espectro	Elemento, %			
	Cr	Fe	Ni	W
1	1,76	8,32	9,97	79,94
2	1,70	7,52	9,59	81,18

Es posible observar en el análisis EDS lineal expuesto en la Figura 4.30 una zona de disolución rica en tungsteno/níquel en la interfase carburo/matriz de un carburo de tungsteno afectado fuertemente por disolución, la cual posee una extensión de aproximadamente de 30 µm. En esta figura se aprecia como la periferia de la partícula fue fuertemente degrada, precipitando una elevada cantidad de carburos cuya morfología es amorfa.

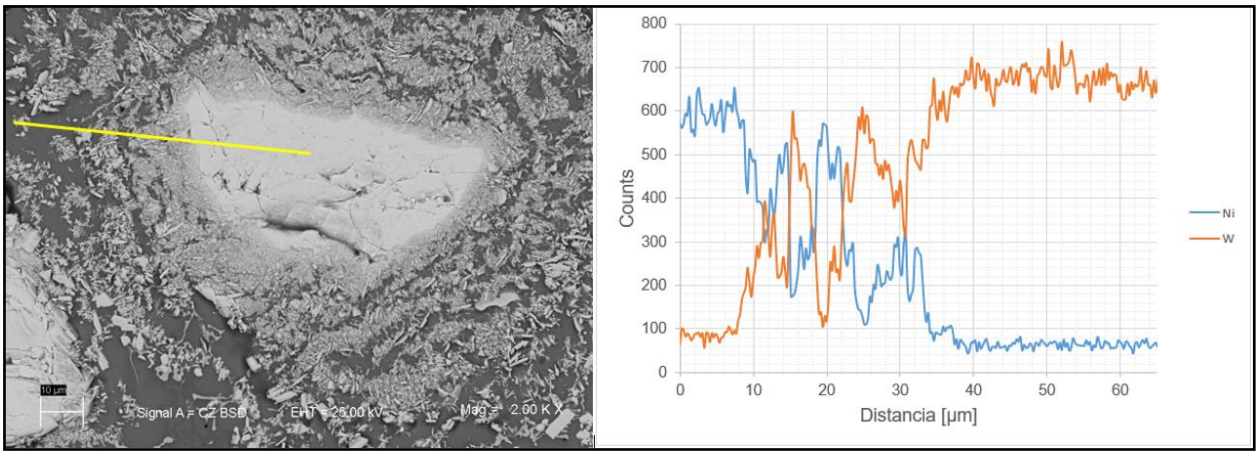


Figura 4.30: Análisis EDS lineal de níquel (azul) y tungsteno (naranjo) en interfase carburo/matriz de carburo de tungsteno con alto grado de disolución, magnificación de x2.000.

A través del análisis EDS por área de cromo de la Figura 4.31, nuevamente se encuentra la presencia de este elemento en el recubrimiento, con una concentración de 1,3% en peso, la cual como se explicó anteriormente, no podría promover la disolución de los carburos de tungsteno. Con esto, se considera otra vez que la composición química de los polvos no fue respetada por la empresa proveedora.

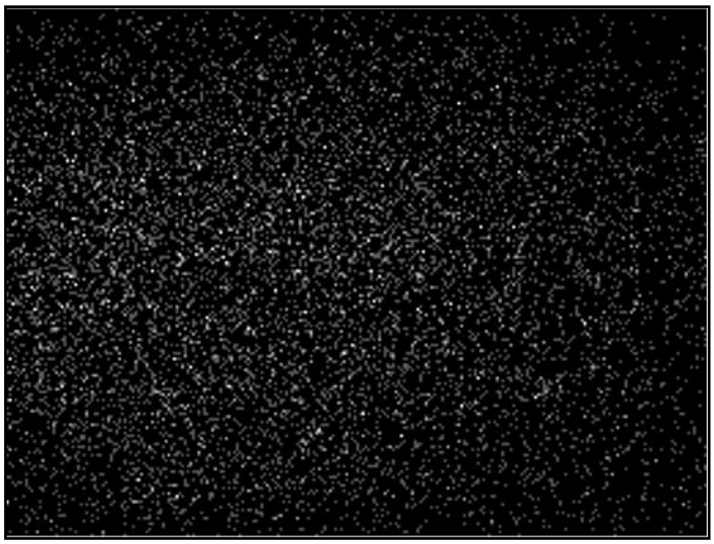


Figura 4.31: Análisis EDS por área de cromo de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54.

En cuanto a la dilución, se determinó una concentración de 26,5% en peso de fierro dentro del recubrimiento, logrando visualizarse en el análisis EDS por área de fierro de la Figura 4.32 que la mayoría de este elemento se encuentra distribuido en el segundo cordón como parte de los carburos precipitados complejos fase η, los cuales se encuentran en gran cantidad en esta zona.

Figura 4.32: Análisis EDS por área de fierro de la sección transversal observada en la Figura 4.26, magnificación de x54.

4.1.2. Ensayo de Dureza

4.1.2.1. Recubrimiento A

Los valores de dureza obtenidos en la matriz de la zona superior del segundo cordón, la cual esta carente de carburos de tungsteno, presenta carburos precipitados, y posee una profundidad aproximada de 0,3 mm a lo largo de toda la sección transversal, fluctúan entre 660 y 880 HV_{500}. Los carburos de tungsteno de la región cercana a la zona superior del segundo cordón que han sido afectados en distinto grado por disolución presentan valores de dureza comprendidos entre 1.066 y 2.207 HV_{500}. Finalmente, los valores de dureza obtenidos en la matriz de la zona media del recubrimiento, la cual posee carburos precipitados, oscilan entre 735 y 880 HV_{500}.

4.1.2.2. Recubrimiento B

Los valores de dureza obtenidos en la matriz de la zona superior del segundo cordón, la cual posee una muy baja cantidad de carburos de tungsteno, a excepción de algunos sobrevivientes al proceso de depositación que no lograron decantar, presenta una alta cantidad de carburos precipitados complejos fase η, y cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,2 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal, oscilan entre 696 y 736 HV_{500}. Los valores de dureza obtenidos en determinados carburos de tungsteno afectados por disolución de la región media del recubrimiento fluctúan entre 600 y 935 HV_{500}.

4.1.2.3. Recubrimiento C

Los valores de dureza obtenidos en la matriz de la zona superior del segundo cordón, la cual esta desprovista de carburos de tungsteno, posee carburos precipitados complejos fase η, y cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,3 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal, fluctúan entre 610 y 724 HV_{500}. A la vez, se determinó la dureza de ciertos carburos de tungsteno del segundo cordón afectados por disolución, encontrándose valores comprendidos entre 1.066 y 3.406 HV_{500}.

4.1.2.4. Recubrimiento D

Los valores de dureza obtenidos en la matriz del segundo cordón, la cual está prácticamente libre de carburos de tungsteno, a excepción de unos muy pocos sobrevivientes al proceso de depositación que no lograron decantar, repleta de carburos precipitados complejos fase η, y cuya profundidad varía entre 2 y 3 mm a lo largo de toda la sección transversal, se encuentran comprendidos entre 483 y 642 HV_{500}. Los valores de dureza obtenidos en los carburos de tungsteno afectados por disolución del primer cordón oscilan en torno a 1.800 HV_{500}.

4.1.3. Ensayo de Desgaste

Los resultados obtenidos para determinar la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos a través de la pérdida de volumen se muestran en la Tabla 4.6.

Tabla 4.6: Pérdida de volumen de los recubrimientos.

Recubrimiento	Pérdida de volumen, mm^3						
	Valor obtenido en ensayos, mm^3				Suma, mm^3	Promedio, mm^3	Desviación estándar, mm^3
A	21,73	19,54	13,18	21,15	75,60	18,90	3,92
B	21,18	12,12	13,64	23,28	70,22	17,56	5,50
C	40,68	21,90	22,71	31,49	116,78	29,20	8,80
D	23,46	28,61	31,39	21,17	104,63	26,16	4,67

Para comparar si un promedio de la pérdida de volumen presenta un comportamiento estadísticamente distinto, se utiliza la tabla de análisis de varianza de un factor (ver la Tabla 4.7), en donde se puede observar, en función del resultado que muestra el valor P, que para significancias estadísticas iguales o superiores a 0,05, al menos un promedio de la pérdida de volumen de los recubrimientos es distinto.

Tabla 4.7: Tabla de análisis de varianza de un factor.

Fuente de variación	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrados medios	F	P
Recubrimientos	3	379,19	126,40	3,49	0,05
Error experimental	12	434,97	36,25	-	-
Total	15	814,16	-	-	-

Para poder determinar cuál de los recubrimientos muestra un promedio de la pérdida de volumen distinto, se utiliza el test de comparación múltiple LSD de Fisher. El test considera para la comparación de los promedios la distribución t de Student con una significancia de 0,07, con lo cual, a partir del uso del valor P se obtienen los siguientes resultados (Ver la Figura 4.33 y la Tabla 4.8).

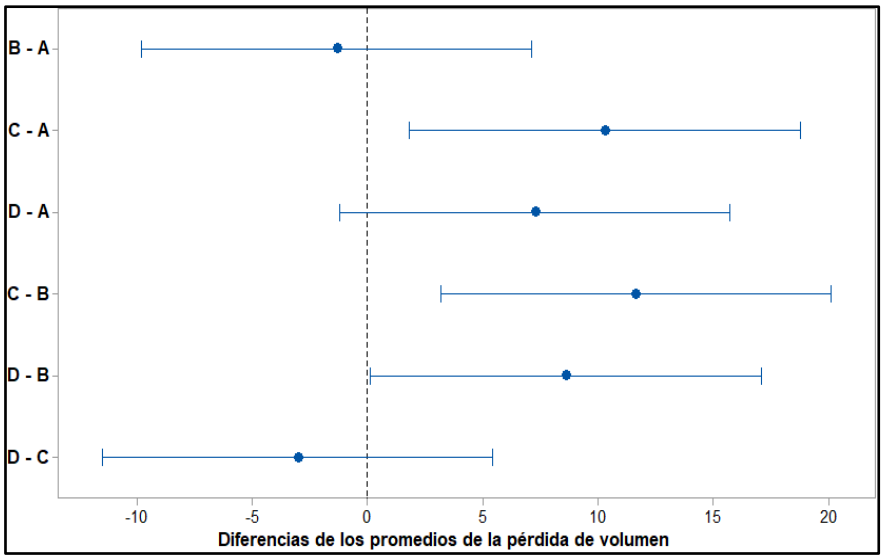


Figura 4.33: Diferencias de los pares de promedio de la pérdida de volumen utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 93%. Si un intervalo no contiene al cero, los promedios correspondientes son significativamente diferentes.

Tabla 4.8: Agrupación de información para los pares de promedio de la pérdida de volumen utilizando el método LSD de Fisher y una confianza de 93%. Los promedios que no comparten un color por agrupación son significativamente diferentes.

Recubrimiento	Promedio, mm^3	Agrupación		
C	29,19			
D	26,16			
A	18,90			
B	17,56			

Con los resultados obtenidos, se determina que el peor promedio de la pérdida de volumen corresponde al del recubrimiento C, el cual no es estadísticamente distinto al del recubrimiento D, pero si es estadísticamente distinto al de los recubrimientos B y A. En cambio, el mejor promedio de la pérdida de volumen corresponde al del recubrimiento B, el cual no es estadísticamente distinto al del recubrimiento A, pero si es estadísticamente distinto al de los recubrimientos D y C. Con esto, se infiere que la mejor resistencia al desgaste abrasivo lo poseen los recubrimientos B y A, ya que no son significativamente distintos.

Al comparar la resistencia al desgaste abrasivo de los cuatro tipos de recubrimientos con los de los aceros AISI D2 y Hardox 500 mediante los promedios de la pérdida de volumen, se determina que los recubrimientos B y A poseen un rendimiento mayor al del acero AISI D2 y altamente superior al del acero Hardox 500. Por otra parte, los recubrimientos D y C poseen un rendimiento levemente mayor al del acero AISI D2 y altamente superior al del acero Hardox 500 (ver la Figura 4.34).

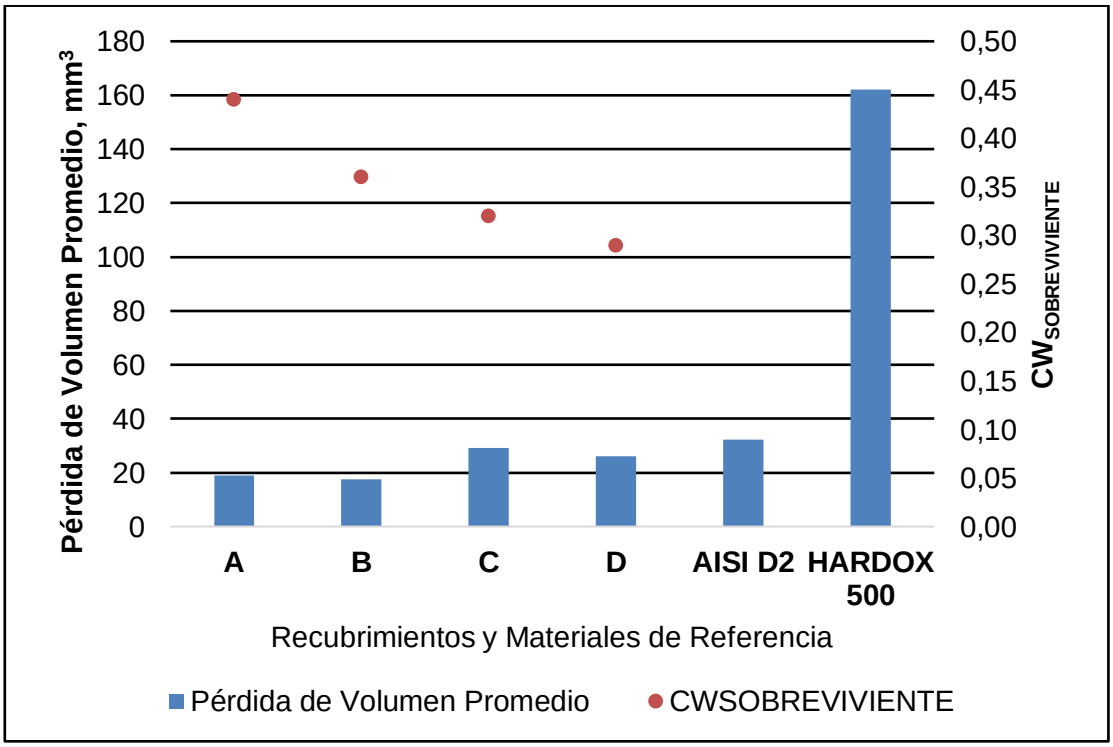


Figura 4.34: Pérdida de volumen promedio y $CW_{SOBREVIVIENTE}$ de los recubrimientos, acero AISI D2 y acero HARDOX 500.

4.2. Discusiones

4.2.1. Mecanismos de Disolución y de Decantación

Separar los mecanismos de disolución y de decantación no brinda mucho valor en la caracterización de la microestructura, ya que las variables térmicas generaron una elevada disolución en los carburos de tungsteno. En futuras investigaciones se recomienda realizar un análisis comparativo entre incrementos graduales de corriente eléctrica desde 130 a 170 A, con tensión y velocidad de avance constantes, con el objetivo de observar con mayor tolerancia las variaciones en la disolución y la decantación de los carburos de tungsteno. A continuación, se explica cómo estos mecanismos actuaron en forma conjunta en ciertas zonas de los recubrimientos.

4.2.1.1. Recubrimiento A

Se infiere que, en la zona superior del segundo cordón del recubrimiento, la cual esta carente de carburos de tungsteno, presenta carburos precipitados, y posee una profundidad aproximada de 0,3 mm a lo largo de toda la sección transversal, los fenómenos de disolución y de decantación actuaron en forma conjunta, siendo más potente la disolución. En primera instancia, al depositar el segundo cordón, los carburos de tungsteno de la zona superior más cercanos a las altas temperaturas del plasma se disuelven completamente, dando origen a la precipitación de carburos pequeños. Tras esto, los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación y afectados por disolución, decantan en la medida que el segundo cordón no solidifique.

En cuanto a la zona de transición entre los cordones depositados de aproximadamente 0,5 mm de profundidad, el argumento para explicar su generación está asociado a los pases superpuestos y al calor acumulado por el primer cordón. Al depositar el primer cordón, los carburos de tungsteno de la zona superior más cercanos a las altas temperaturas del plasma se disuelven completamente, dando paso a la precipitación de carburos pequeños, y los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación y afectados por disolución, decantan en la medida que el primer cordón no solidifique. Tras esto, al depositar el segundo cordón, el calor acumulado en la zona superior del primer cordón, debido al enfriarse solamente hasta 100 °C, incrementará producto del impacto del plasma y esta zona se fundirá parcialmente, con lo cual, los

carburos de tungsteno de la zona superior del primer cordón sobrevivientes al proceso de depositación que habían decantado, en conjunto con los primeros carburos de tungsteno que son adicionados para conformar la zona inferior del segundo cordón y que están en presencia de un mayor calor al estimado producto del calor acumulado en la zona superior del primer cordón, se verán afectados por disolución completa, generando así las condiciones necesarias para apreciar una zona de transición con una baja cantidad de carburos de tungsteno y una alta cantidad de carburos precipitados. Investigaciones previas han concluido que la probabilidad de formación de la zona de transición está inversamente relacionada con la magnitud del aporte calórico, siendo menor con el empleo de una alta magnitud de energía. Esto sería explicado por la mayor turbulencia que se produce en el baño fundido al emplear un mayor aporte calórico [9].

4.2.1.2. Recubrimiento B

Se deduce que los fenómenos de disolución y de decantación actuaron en forma conjunta en la zona superior del segundo cordón del recubrimiento y bajo la misma dinámica que en el revestimiento A, produciendo así una región con una muy baja cantidad de carburos de tungsteno, a excepción de algunos sobrevivientes al proceso de depositación que no lograron decantar, y prominente en carburos precipitados complejos fase η, cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,2 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal.

4.2.1.3. Recubrimiento C

Como parece ser habitual, los fenómenos de disolución y de decantación intervinieron en forma combinada en la zona superior del segundo cordón del recubrimiento y bajo la misma dinámica que en los revestimientos A y B, generando así una zona que se encuentra desprovista de carburos de tungsteno, posee carburos precipitados complejos fase η, y cuya profundidad varía entre 0,9 y 1,3 mm aproximadamente a lo largo de toda la sección transversal.

Para la zona de transición entre los pases superpuestos, cuya profundidad cambia a lo largo de toda la sección transversal de izquierda a derecha con valores desde 0,4 a 1,4 mm respectivamente, se infiere que se produjo bajo la misma dinámica que la del revestimiento A, pero la profundidad fue superior y variable debido al mayor aporte calórico utilizado. La presencia de esta zona derriba la aseveración de que la probabilidad de formación de la región de transición está inversamente relacionada con la magnitud del aporte calórico [9], ya que se obtiene con 13.995 J/cm más que el empleado en el recubrimiento A.

4.2.1.4. Recubrimiento D

El segundo cordón del recubrimiento fue afectado completamente por disolución, generando una zona que se encuentra prácticamente libre de carburos de tungsteno y repleta de carburos precipitados complejos fase η, cuya profundidad varía entre 2 y 3 mm a lo largo de toda la sección transversal. Se infiere que, al depositar el primer cordón, varios carburos de tungsteno sufrieron de disolución completa debido al alto aporte calórico, y que se dieron las condiciones de solidificación necesarias para que la mayor parte de los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación y afectados por disolución decantaran. Tras esto, al depositar el segundo cordón, el calor acumulado en la zona superior del primer cordón, debido al enfriarse solamente hasta 100 °C, y el aporte calórico utilizado, generaron las condiciones para promover la disolución completa de la mayoría de los carburos de tungsteno del segundo cordón, tras lo cual, los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación decantaron, alojándose la mayoría en la zona superior del primer cordón gracias a la fusión parcial de esta producto del impacto del plasma. Esto es validado mediante la Figura 4.35 y la Figura 4.36, en donde se observa la microestructura del segundo cordón, y la Figura 4.37 y la Figura 4.38, en donde se observa la microestructura del primer cordón.

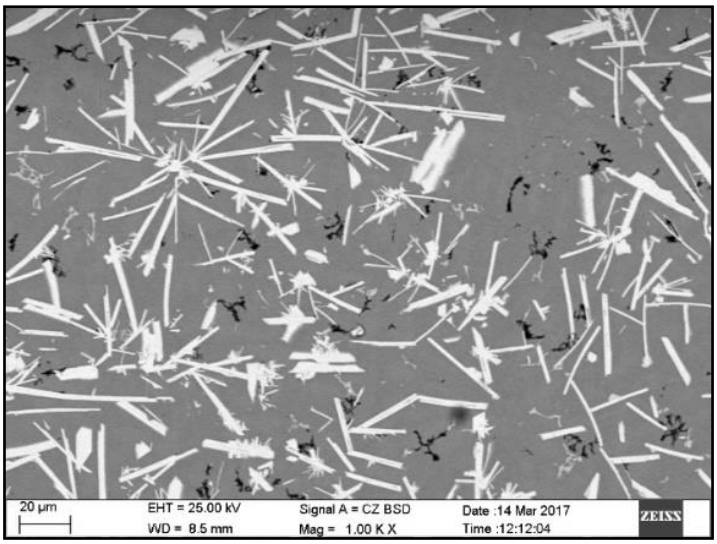


Figura 4.35: Microestructura de la zona superior del segundo cordón del recubrimiento repleta de carburos precipitados complejos fase η, magnificación de x1.000.

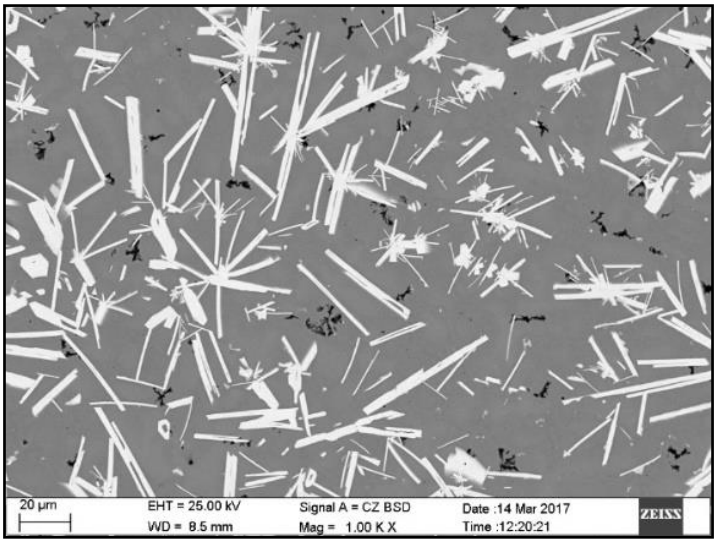


Figura 4.36: Microestructura de la zona inferior del segundo cordón del recubrimiento repleta de carburos precipitados complejos fase η, magnificación de x1.000.

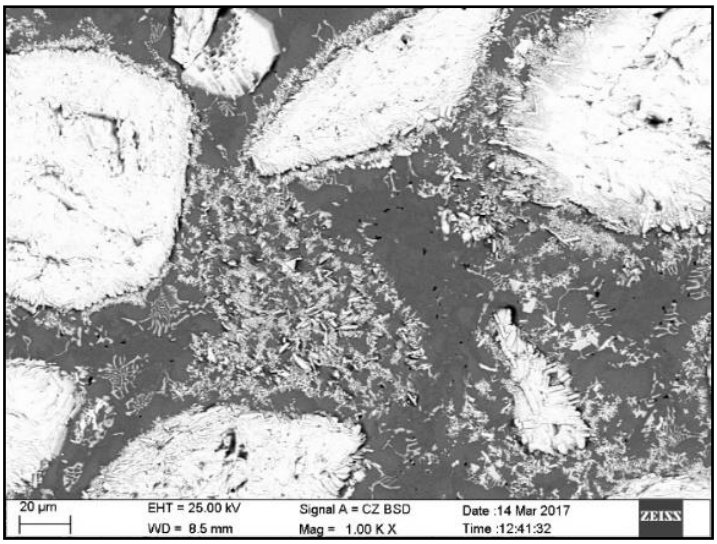


Figura 4.37: Microestructura de la zona superior del primer cordón del recubrimiento con presencia de carburos de tungsteno afectados por disolución, magnificación de x1.000.

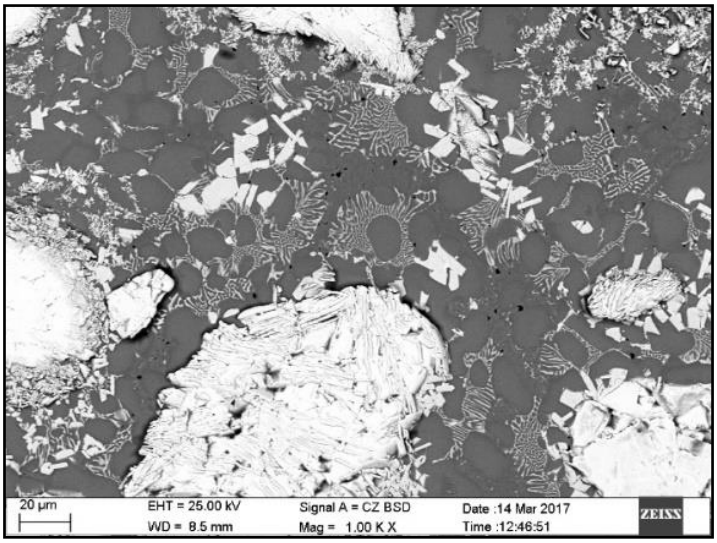


Figura 4.38: Microestructura de la zona inferior del primer cordón del recubrimiento con presencia de carburos de tungsteno afectados por disolución, magnificación de x1.000.

4.2.2. Resistencia al Desgaste Abrasivo

Claramente los resultados obtenidos mediante el ensayo de desgaste, el análisis de varianza de un factor y el test de comparación múltiple LSD de Fisher no muestran una resistencia al desgate abrasivo acorde a lo esperado según los efectos cuantificados de las variables térmicas impuestas sobre la microestructura y la dureza de los

recubrimientos (ver la Tabla 4.9), los cuales indican que la mejor resistencia al desgaste abrasivo debió poseerla el recubrimiento A, seguido del B, C y D. Con esto se infiere que tal vez el rectificado al mínimo a todas las superficies de las probetas, las desviaciones en la eficiencia de depositación del material en las superficies ensayadas o el procedimiento experimental realizado en el ensayo ASTM G56, ya sea juntos o por separado, jugaron un papel adverso en los resultados esperados.

Tabla 4.9: Efectos cuantificados de las variables térmicas impuestas sobre la microestructura y la dureza de los recubrimientos.

Aportes calóricos, J/cm	$CW_{SOBREVIVIENTE}$	Profundidad de la zona superior del segundo cordón desprovista de carburos de tungsteno, mm	Dureza de la matriz de la zona superior del segundo cordón desprovista de carburos de tungsteno, HV_{500}
A: 17.606	0,44	0,3	660-880
B: 19.740	0,36	0,9-1,2	696-736
C: 31.601	0,32	0,9-1,3	610-724
D: 35.431	0,29	2,0-3,0	483-642

En un escenario hipotético, si los resultados hubiesen estado acordes a lo esperado, la variable clave en el rendimiento frente al desgaste abrasivo hubiese sido la dureza de la matriz base níquel de las zonas superiores del segundo cordón desprovistas de carburos de tungsteno, las cuales poseían una considerable cantidad de carburos precipitados, y en ciertos casos, algunos carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación que no decantaron. Bajo las condiciones de ensayo establecidas, al considerar que las zonas superiores del segundo cordón entrarían en contacto con el material abrasivo, la relación de dureza entre la matriz y el abrasivo hubiese jugado un rol importante en el nivel de desgaste. Investigaciones previas han determinado que los abrasivos con dureza menor o igual a la superficie desgastada son considerados como “abrasivos blandos”, mientras que los abrasivos de mayor dureza en relación con la superficie desgastada son valorados como “abrasivos duros” [23,24]. La dureza de la arena de cuarzo utilizada en el ensayo fue de 900-1.000 HV_{500}, con lo cual esta hubiese actuado como abrasivo duro frente a la matriz y abrasivo blando frente a los carburos de tungsteno sobrevivientes al proceso de depositación que no decantaron, tras lo cual, el

mecanismo de desgaste abrasivo producido en los recubrimientos hubiera estado caracterizado por un continuo deterioro y desprendimiento de la matriz de las zonas superiores del segundo cordón, lo cual generaría que los pocos carburos de tungsteno presentes que no decantaron fuesen expulsados de la matriz.

Por otra parte, si se compara la resistencia al desgaste abrasivo de cada recubrimiento con el determinado por Mendez *et al.* [1], mediante una razón entre el promedio de la pérdida de volumen y el $\Delta Volumen_{CRITERIO}$ (ver el Anexo 7.3), los resultados muestran que los recubrimientos producidos poseen una resistencia al desgaste abrasivo con una media cinco veces más baja en comparación a recubrimientos con propiedades optimas (ver la Tabla 4.10), lo cual indicaría que las variables de soldadura y térmicas utilizadas no son las adecuadas.

Tabla 4.10: Promedio de la pérdida de masa, promedio de la pérdida de volumen y rendimiento de los recubrimientos.

Recubrimiento	Promedio de la pérdida de masa, g	Promedio de la pérdida de volumen, mm^3	Promedio de la pérdida de volumen/$\Delta Volumen_{CRITERIO}$
B	0,204	17,56	4,1
A	0,220	18,90	4,4
D	0,304	26,16	6,1
C	0,340	29,20	6,8

4.2.3. Dilución

La presencia de fierro dentro de los recubrimientos, originada por la difusión desde el material substrato, podría jugar un papel significativo en la disolución de los carburos de tungsteno. Esto es inferido debido a su constante presencia dentro de los carburos precipitados complejos fase η. Con esto, se concluye que se deberían manejar de mejor manera las variables de soldadura y térmicas, con el objetivo de disminuir la dilución entre el material substrato y los recubrimientos, y así afectar lo menos posible las propiedades de los depósitos.

4.2.4. Variables de Soldadura y Térmicas

Según los resultados obtenidos en el análisis metalográfico, el ensayo de dureza y el ensayo de desgaste, se puede inferir que los aportes calóricos empleados para la producción de los recubrimientos no son los adecuados. El empleo de aportes calóricos cercanos o mayores a 20.000 J/cm (considerando una eficiencia térmica de 60% para el proceso PTAW) produce considerables niveles de disolución en los carburos de tungsteno, profundas zonas superiores desprovistas de carburos de tungsteno, y la precipitación de carburos pequeños frágiles y de baja resistencia al desgaste abrasivo. A la vez, los carburos de tungsteno que sobreviven al proceso de depositación, poseen valores de dureza menores a los estimados, debido a la disolución que los afecta.

A través del análisis de los antecedentes bibliográficos, se recomienda utilizar aportes calóricos comprendidos entre 5.000 y 7.000 J/cm (considerando una eficiencia térmica de 60% para el proceso PTAW) y corrientes eléctricas comprendidas entre 130 y 160 A, ya sea para depositar un solo cordón o dos pases superpuestos. Con el uso de estas variables, y al considerar la utilización de una tensión genérica de 25 V para el proceso PTAW, las velocidades de avance a utilizar debiesen estar comprendidas entre 0,28 y 0,48 cm/s. En el caso que se desee incrementar la penetración en el material substrato mediante el incremento de la corriente eléctrica a valores cercanos a 200 A, se deberán ajustar las variables de soldadura para converger en un aporte calórico cercano al recomendado. Finalmente, en el caso que se depositen dos pases superpuestos, se aconseja permitir que el primer cordón depositado se enfríe lo máximo posible antes de depositar el segundo, con el objetivo de que el calor acumulado en el primer cordón no afecte la depositación del segundo. Temperaturas menores a 40 °C son recomendables.

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

- El empleo de aportes calóricos cercanos o mayores a 20.000 J/cm (considerando una eficiencia térmica de 60% para el proceso PTAW) en la fabricación de los recubrimientos, produce considerables niveles de disolución en los carburos de tungsteno, profundas zonas superiores desprovistas de carburos de tungsteno, y la precipitación de carburos pequeños frágiles y de baja resistencia al desgaste abrasivo. A la vez, los carburos de tungsteno que sobreviven al proceso de depositación poseen valores de dureza menores a los estimados, debido a la disolución que los afecta.

- Se recomienda utilizar aportes calóricos comprendidos entre 5.000 y 7.000 J/cm (considerando una eficiencia térmica de 60% para el proceso PTAW) en la fabricación de los recubrimientos, y corrientes eléctricas comprendidas entre 130 y 160 A, ya sea para depositar un solo cordón o dos pases superpuestos.

- Se aconseja evitar el precalentamiento del material substrato previo a la depositación del recubrimiento. En el caso que se depositen dos pases superpuestos, se sugiere permitir que el primer cordón depositado se enfríe lo máximo posible antes de depositar el segundo, con el objetivo de que el calor acumulado en el primer cordón no afecte la depositación del segundo. Temperaturas menores a 40 °C son recomendables.

- La presencia de fierro dentro de los recubrimientos, originada por la difusión desde el material substrato, podría jugar un papel significativo en la disolución de los carburos de tungsteno. Esto es inferido debido a su constante presencia dentro de los carburos precipitados complejos fase η.

- Los resultados obtenidos mediante el ensayo de desgaste, el análisis de varianza de un factor y el test de comparación múltiple LSD de Fisher no muestran una resistencia al desgate abrasivo acorde a lo esperado. La mejor resistencia al desgaste abrasivo lo poseen los recubrimientos B y A. Con esto se infiere que tal vez el rectificado al mínimo a todas las superficies de las probetas, las desviaciones en la eficiencia de

depositación del material en las superficies ensayadas o el procedimiento experimental realizado en el ensayo ASTM G56, ya sea juntos o por separado, jugaron un papel adverso en los resultados esperados.

- Los recubrimientos producidos poseen una resistencia al desgaste abrasivo promedio cinco veces más baja en comparación a recubrimientos con propiedades óptimas según antecedentes bibliográficos.

CAPÍTULO 6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] Mendez, P. F., Barnes, N., Bell, K., Borle, S. D., Gajapathi, S. S., Guest, S. D., ... & Wood, G. (2014). Welding processes for wear resistant overlays. Journal of Manufacturing Processes, 16(1), 4-25.

[2] Liyanage, T., Fisher, G., & Gerlich, A. P. (2012). Microstructures and abrasive wear performance of PTAW deposited Ni–WC overlays using different Ni-alloy chemistries. Wear, 274, 345-354.

[3] Wolfe, T. B. B. (2010). Homogeneity of metal matrix composites deposited by plasma transferred arc welding.

[4] Vargas, C. (2013). Soluciones Avanzadas en Recargues Duros. Welmek Metallurgies Chile Ltda.

[5] Yarmuch, M. A. R. (2005). Effect of welding parameters on the plasma transferred arc welding (PTAW) process for autogenous beads and 410SS-WC overlays.

[6] Neville, A., Reza, F., Chiovelli, S., & Revega, T. (2006). Assessing metal matrix composites for corrosion and erosion-corrosion applications in the oil sands industry. Corrosion, 62(8), 657-675.

[7] Wu, P., Zhou, C. Z., & Tang, X. N. (2003). Microstructural characterization and wear behavior of laser cladded nickel-based and tungsten carbide composite coatings. Surface and Coatings Technology, 166(1), 84-88.

[8] Niranatlumpong, P., & Koiprasert, H. (2011). Phase transformation of NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings. Surface and Coatings Technology, 206(2), 440-445.

[9] Badisch, E., & Kirchgaßner, M. (2008). Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. Surface and Coatings Technology, 202(24), 6016-6022.

[10] Jones, M., & Waag, U. (2011). The influence of carbide dissolution on the erosion–corrosion properties of cast tungsten carbide/Ni-based PTAW overlays. Wear, 271(9), 1314-1324.

[11] Li, Q., Lei, T. C., & Chen, W. Z. (1999). Microstructural characterization of WCp reinforced Ni–Cr–B–Si–C composite coatings. Surface and Coatings Technology, 114(2), 285-291.

[12] Portnoi, K. I., Romashov, V. M., Chubarov, V. M., Levinskaya, M. K., & Salibekov, S. E. (1967). Phase diagram of the system nickel-boron. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 6(2), 99-103.

[13] "Process for making tungsten carbide castings." U.S. Patent 2,028,911, issued January 28, 1936.

[14] Dash, T., Nayak, B. B., Abhangi, M., Makwana, R., Vala, S., Jakhar, S., ... & Basu, T. K. (2014). Preparation and Neutronic Studies of Tungsten Carbide Composite. Fusion Science and Technology, 65(2), 241-247.

[15] Philip, M. M. (1968). U.S. Patent No. 3,379,503. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.

[16] Terry, C. J., & Frank, J. D. (1989). U.S. Patent No. 4,834,963. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.

[17] Lux, B., & Zeiler, B. (1998). Production of refractory metal powders. ASM International, ASM Handbook., 7, 188-201.

[18] Findeisen, E., Frank, K., Becker, W., & Muller, F. (1992). U.S. Patent No. 5,089,182. Washington, DC: U.S. Patent and Trademark Office.

[19] ASTM G65-16, Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, www.astm.org.

[20] Huang, S. W., Samandi, M., & Brandt, M. (2004). Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. Wear, 256(11), 1095-1105.

[21] Rasband, W.S., ImageJ, U. S. National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA, https://imagej.nih.gov/ij/, 1997-2016.

[22] ASTM E18-08b, Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008, www.astm.org.

[23] Wahl, H. (1951). Verschleißprobleme im Braunkohlenbergbau. Braunkohle, Wärme und Energie, 3(5/6), 75-87.

[24] Richardson, R. C. D. (1968). The wear of metals by relatively soft abrasives. Wear, 11(4), 245-275.

CAPÍTULO 7. ANEXOS

7.1. Razón en Volumen entre la Fase Carburo y la Fase Matriz

Se define la masa ($M_{Ni\text{-}WC}$) y el volumen ($V_{Ni\text{-}WC}$) de un recubrimiento duro Ni-WC en función de la masa y el volumen de la fase carburo y la fase matriz:

$$M_{Ni-WC} = M_{CARBURO} + M_{MATRIZ} \quad (1)$$

$$V_{Ni-WC} = V_{CARBURO} + V_{MATRIZ} \quad (2)$$

Se expresa la masa y la densidad de la fase carburo y la fase matriz en función de los parámetros de los polvos PTAW:

$$M_{CARBURO} = 0{,}6 \cdot M_{Ni-WC} \quad (3)$$

$$M_{MATRIZ} = 0{,}4 \cdot M_{Ni-WC} \quad (4)$$

$$\rho_{CARBURO} = \frac{M_{CARBURO}}{V_{CARBURO}} = 16{,}5\ \frac{g}{cm^3} \quad (5)$$

$$\rho_{MATRIZ} = \frac{M_{MATRIZ}}{V_{MATRIZ}} = 8{,}1\ \frac{g}{cm^3} \quad (6)$$

Al remplazar (3) en (5) y (4) en (6), y asociar los términos correspondientes, se obtiene la expresión para la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz (9):

$$\rho_{CARBURO} = \frac{0{,}6 \cdot M_{Ni-WC}}{V_{CARBURO}} \quad (7)$$

$$\rho_{MATRIZ} = \frac{0{,}4 \cdot M_{Ni-WC}}{V_{MATRIZ}} \quad (8)$$

$$\frac{V_{CARBURO}}{V_{MATRIZ}} = \frac{0{,}6}{0{,}4} \cdot \frac{\rho_{MATRIZ}}{\rho_{CARBURO}} \quad (9)$$

Finalmente, se obtienen los valores para la razón en volumen entre la fase carburo y la fase matriz mediante el siguiente calculo:

$$\frac{V_{CARBURO}}{V_{Ni-WC}} = \frac{V_{CARBURO}}{V_{CARBURO}+V_{MATRIZ}} = \frac{\frac{V_{CARBURO}}{V_{MATRIZ}}}{\frac{V_{CARBURO}}{V_{MATRIZ}}+1} = \frac{\frac{0{,}6}{0{,}4} \cdot \frac{\rho_{MATRIZ}}{\rho_{CARBURO}}}{\frac{0{,}6}{0{,}4} \cdot \frac{\rho_{MATRIZ}}{\rho_{CARBURO}}+1} = 0{,}42 \quad (10)$$

$$\frac{V_{MATRIZ}}{V_{Ni-WC}} = \frac{V_{MATRIZ}}{V_{CARBURO}+V_{MATRIZ}} = \frac{1}{\frac{V_{CARBURO}}{V_{MATRIZ}}+1} = \frac{1}{\frac{0,6}{0,4}\cdot\frac{\rho_{MATRIZ}}{\rho_{CARBURO}}+1} = 0,58 \qquad (11)$$

7.2. Densidad de los Recubrimientos Duros Ni-WC

Se define la densidad de un recubrimiento duro Ni-WC (ρ_{Ni-WC}) en función de su masa (M_{Ni-WC}) y volumen (V_{Ni-WC}):

$$\rho_{Ni-WC} = \frac{M_{Ni-WC}}{V_{Ni-WC}} \qquad (12)$$

Al expresar la masa en función de la fase carburo y la fase matriz (13), y posteriormente las masas de estas fases en función de las densidades y los volúmenes correspondientes (14), se obtiene una expresión para la densidad del recubrimiento:

$$\rho_{Ni-WC} = \frac{M_{CARBURO}+M_{MATRIZ}}{V_{Ni-WC}} \qquad (13)$$

$$\rho_{Ni-WC} = \frac{\rho_{CARBURO}\cdot V_{CARBURO}+\rho_{MATRIZ}\cdot V_{MATRIZ}}{V_{Ni-WC}} \qquad (14)$$

Finalmente, al remplazar (10) y (11) en (14), se obtiene el valor para la densidad de un recubrimiento duro Ni-WC:

$$\rho_{Ni-WC} = \frac{\rho_{CARBURO}\cdot 0,42\cdot V_{Ni-WC}+\rho_{MATRIZ}\cdot 0,58\cdot V_{Ni-WC}}{V_{Ni-WC}}$$

$$\rho_{Ni-WC} = \rho_{CARBURO}\cdot 0,42 + \rho_{MATRIZ}\cdot 0,58$$

$$\rho_{Ni-WC} = 11,63\ \frac{g}{cm^3}$$

7.3. Criterio para la Pérdida de Volumen de los Recubrimientos Duros Ni-WC

Mendez *et al.* [1] han determinado mediante el procedimiento A del ensayo ASTM G65 una pérdida de masa en torno a 0,05 g para los recubrimientos duros Ni-WC, lo cual le confiere a este proyecto de trabajo de titulación como criterio una pérdida de volumen de 4,3 mm^3.

$$\Delta Volumen_{CRITERIO} = \frac{\Delta M_{Ni-WC}}{\rho_{Ni-WC}} = \frac{0{,}05\ g}{11{,}63\ \frac{g}{cm^3}} = 0{,}0043\ cm^3 \cdot \frac{1000\ mm^3}{1\ cm^3} = 4{,}3\ mm^3$$