

**TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA ADHESIÓN  
POR MÉTODOS DE INDENTACIÓN INTERFACIAL DE  
RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET.**

Presentado ante la  
Universidad Central de Venezuela  
Por el Br. Cuello. G. Jhonny. R  
Para optar al título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009

**TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

**EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA ADHESIÓN  
POR MÉTODOS DE INDENTACIÓN INTERFACIAL DE  
RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET.**

TUTOR ACADÉMICO: Prof. María de los Ángeles Rodríguez

Presentado ante la  
Universidad Central de Venezuela  
Por el Br. Cuello. G. Jhonny. R  
Para optar al título de  
Ingeniero Mecánico

Caracas, 2009



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA  
FACULTAD DE INGENIERIA  
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA  
DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA DE PRODUCCION



Caracas, 26 de mayo de 2.009

## ACTA

Los abajo firmantes, Miembros del Jurado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica, para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por el bachiller:

**JHONNY CUELLO**

*Titulado:*

**“EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA ADHESIÓN POR MÉTODOS DE  
INDENTACIÓN INTERFACIAL DE RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET”**

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero, Mecánico.

*Prof. Crisanto Villalobos*  
Jurado



*Prof. Alberto Pertuz*  
Jurado

*Profa. María de los A. Rodríguez*  
Tutora

## **DEDICATORIA**

A DIOS primeramente, por permitirme mantener la fe y la confianza en mí mismo para el logro de mis metas.

A mis padres y hermanas por ser fuente inagotable de inspiración, en especial a mi padre que hizo de mí un hombre de bien, hoy te ofrezco el fruto de tu esfuerzo.

A mi novia por ayudarme a entender que todo en la vida es posible, cuando creemos en nosotros mismos.

Jhonny Cuello.

## **RECONOCIMIENTOS Y AGRADECIMIENTOS**

A la Universidad Central de Venezuela U.C.V. por brindarme la gran oportunidad de formarme como profesional.

Al Profesor Andrea Scagni, al personal de Plasmatec Ingenieros C.A., por su colaboración, y disposición incondicional que permitió realizar este trabajo.

Al Departamento de Microscopía Electrónica del Instituto Universitario de Tecnología, principalmente al Profesor Esteban Barrios por su valiosa colaboración.

Al Dr. Gerardo González Jefe del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Experimental Politécnica Antonio José de Sucre, U.N.E.X.P.O. Barquisimeto por toda la colaboración, orientación, y ayuda suministrada durante el desarrollo de la tesis.

Al profesor Crisanto Villalobos por su valiosa amistad e incondicionalidad en todo momento.

Al técnico del laboratorio Yasmín Coa, del laboratorio de Metalografía del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Experimental Politécnica Antonio José de Sucre, U.N.E.X.P.O. Barquisimeto, que sin su gran ayuda e impecable trabajo no hubiese sido posible la excelente preparación de las muestras.

Al profesor José Gregorio La Barbera, excelente amigo que en todo momento colaboró para llevar a cabo este trabajo.

Jhonny Cuello.

Cuello G., Jhonny R.

## **EVALUACIÓN DE LA RESISTENCIA A LA ADHESIÓN POR MÉTODOS DE INDENTACIÓN INTERFACIAL DE RECUBRIMIENTOS TIPO CERMET**

**Tutor Académico: Prof. María de los Ángeles Rodríguez. Tesis.  
Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería  
Mecánica. Año 2009, 146 págs.**

**Palabras Clave:** HVOF, tenacidad a la fractura, indentación, cermet, tratamientos térmicos.

### **Resumen.**

Se evaluó la resistencia a la adhesión, específicamente de tres recubrimientos, depositados en la superficie de un acero inoxidable AISI/SAE 304. Estos recubrimientos están compuestos por mezclas de diferentes porcentajes, uno de los cuales es de una aleación denominada comercialmente Colmonoy 88 (NiCrBSiWCFe), y la otra aleación de Carburo de Tungsteno y Cobalto (WC-12%Co).

Se realizó la deposición del recubrimiento, utilizando un proceso conocido como HVOF, seguidamente se aplicaron 2 tratamientos térmicos, uno dentro del horno a temperaturas de trabajo diferentes de 600°C Y 950°C respectivamente, haciendo uso de una atmósfera inerte con argón, y por último un calentamiento superficial a la llama.

El método utilizado para evaluar la adherencia del recubrimiento sobre el sustrato fue el de indentación interfacial a través de un ensayo de dureza Vickers, propuesto por Chicot et Lesage el cual establece el estudio de la propagación de la longitud de grieta a lo largo de la intercara estando íntimamente relacionada con la tenacidad a la fractura del sustrato-recubrimiento.

Técnicas de microscopía óptica y electrónica fueron utilizadas para evaluar la microestructura, y por ende, se logró la determinación semicuantitativa de los elementos presentes.

Los resultados obtenidos, demuestran que tratamientos térmicos realizados a altas temperaturas, parecieran ser efectivos para eliminar el efecto del espesor sobre la tenacidad de fractura, así como también, incrementan la carga crítica necesaria para iniciar la grieta.

## ÍNDICE

Lista de tablas.....	x
Lista de Figuras.....	x
Siglas.....	xii
Abreviaturas.....	xii
Acrónimos.....	xii
INTRODUCCIÓN.....	1
Capítulo I: PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.....	3
1.1.ANTECEDENTES.....	3
1.2.PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.....	6
1.3.OBJETIVOS.....	7
1.3.1 Objetivo general.....	7
1.3.2 Objetivos específicos.....	7
Capítulo II: MARCO TEORICO.....	8
2.1 TENACIDAD DE LA FRACTURA.....	8
2.1.1 Generalidades.....	8
2.1.2 Mecánica de la grieta.....	11
2.1.3 Modos de fractura.....	16
2.1.4 Intensidad de tensión y tenacidad a la fractura.....	17
2.2 MODELOS DE GRIETA.....	23
2.3 FRACTURA EN LA INTERFASE.....	26
2.3.1Influencia de los tratamientos térmicos sobre el punto crítico.....	32
2.4 PROCESO DE ROCIADO TERMICO.....	35
2.4.1 Generalidades.....	35
2.4.2 Aplicaciones.....	38
2.4.3 Ventajas del Termorrociado.....	38
2.4.4 Proceso del Termorrociado.....	38
2.4.5 Método del Termorrociado.....	38

2.4.6 Proceso HVOF.....	39
2.4.6.1 Proceso dentro de una pistola HVOF.....	40
2.4.7 Procesos involucrados en la formación de la llama.....	43
2.4.8 Aspectos termodinámicos y cinéticos del proceso de Termorrociado HVOF.....	44
2.4.9 Variables que afectan la calidad del recubrimiento.....	46
2.4.10 Efectos de la distancia de rociado.....	47
2.4.10.1 Relación oxígeno/ combustible y la presión de la cámara.....	49
2.4.10.2 Morfología y procesamiento de los polvos.....	49
2.4.10.3 Aleaciones de carburo de tungsteno-cobalto.....	50
2.4.11 Características principales de los recubrimientos.....	50
2.4.11.1 Características del proceso. HVOF.....	51
2.5 Tratamientos térmicos e influencia sobre las propiedades de los recubrimientos.....	52
2.6. MATERIALES DE LOS RECUBRIMIENTOS.....	53
2.6.1 Cermets.....	53
2.6.2 Carburo de tungsteno con cobalto.....	54
2.6.3 Mezclas.....	54
2.6.4 Aleación base níquel.....	55
CAPITULO III: MARCO METODOLÓGICO.....	56
3.1 Materiales.....	56
3.2 Preparación de las probetas.....	56
3.3 Depósito de los recubrimientos.....	59
3.4 Tratamientos térmicos.....	61
3.5 Ensayo de indentación vickers.....	63
3.6 Modelo aplicado.....	65
3.7 Microscopia electrónica de barrido.....	67
CAPITULO IV: ANALISIS DE RESULTADOS.....	69
4.1 Análisis de valores de diagonales y crecimiento de las grietas.....	69
4.2 Puntos de intersección, calculo $(E/H)_I$ y $K_{ca}$ .....	76

4.3 Valores de tenacidad interfacial aparente.....	77
4.4 Variación de la tenacidad interfacial con relación al espesor.....	78
4.5 Análisis de la tenacidad aparente según la composición química.....	79
4.6 Análisis de la tenacidad interfacial de acuerdo a las muestras no tratadas y tratadas térmicamente.....	81
4.7 Microscopía electrónica de barrido.....	82
CONCLUSIONES.....	113
RECOMENDACIONES.....	114
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	115
BIBLIOGRAFÍA.....	120
NOMENCLATURA.....	122
SÍMBOLOS GRIEGOS.....	123
SÍMBOLOS MATEMÁTICOS.....	123
CONVERSIONES.....	123
GLOSARIO.....	125
ANEXOS.....	131

## LISTA DE TABLAS

TABLA II.1 Valores típicos de resistencia a la fractura para algunos materiales.....	19
TABLA II.2 Beneficio del proceso HVOF.....	43
TABLA III.1 Composiciones químicas de las mezclas.....	56
TABLA III.2 Parámetros del rociado térmico.....	60
TABLA III.3 Porcentaje volumétrico de las mezclas.....	67
TABLA IV.1 Valores del punto crítico, modulo de Young, dureza vickers y Kca calculado para la mezcla 90%(Wc-12Co)+10%NiCrB.....	76
TABLA IV.2 Valores del punto crítico, modulo de Young, dureza vickers y Kca calculado para la mezcla 70%(Wc-12Co)+30%NiCrB.....	77

TABLA IV.3. Valores de tenacidad interfacial aparente para la mezcla 90%(Wc-12Co)+10%NiCrB.....	78
TABLA IV.4 Valores de tenacidad interfacial aparente para la mezcla 70%(Wc-12Co)+30%NiCrB.....	78
TABLA IV.5 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.....	87
TABLA IV.6 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.....	94
TABLA IV.7 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.....	100
TABLA IV.8 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.....	112
TABLAS A1-a propiedades del acero AISI/SAE 304.....	131
TABLAS A1-b propiedades del WC-12%Co.....	132
TABLAS A1-c propiedades del NiCrB.....	132
TABLA A1 Valores de Kca obtenidos para el ensayo de indentación interfacial por Chicot.....	141
TABLA A2 Comparación entre las propiedades de los recubrimientos obtenidos con procesos de rociado de llama, plasma y HVOF.....	142
TABLA A3 Datos para el valor de la diagonal de la recta de dureza aparente para la mezcla 90%(WC-12%Co)+10%NiCrB con sus respectivos tratamientos térmicos.....	150
TABLA A4 Datos para el valor de la diagonal de la recta de dureza aparente y de longitud de grieta para las rectas de fisuración, para cada espesor de la mezcla 90%(WC-12%Co)+10%NiCrB con sus respectivos tratamientos térmicos.....	150
TABLA A5 Datos para el valor de la diagonal de la recta de dureza aparente y de longitud de grieta para las rectas de fisuración, para cada espesor de la mezcla 70%(WC-12%Co)+30%NiCrB con sus respectivos tratamientos térmicos.....	151
TABLA A6 Datos para el valor de la diagonal de la recta de dureza aparente y de longitud de grieta para las rectas de fisuración, para cada espesor de la	

mezcla 70%(WC-12%Co)+30%NiCrB con sus respectivos tratamientos térmicos.....	151
TABLA A7 Datos para el valor de la diagonal de la recta de dureza aparente y de longitud de grieta para las rectas de fisuración, para cada espesor de la mezcla 70%(WC-12%Co)+30%NiCrB con sus respectivos tratamientos térmicos.....	152

## LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 Sección transversal de una superficie recubierta por rociado térmico.....	10
Fig. 2.2 Esfuerzos en la cercanía de la punta de una grieta.....	12
Fig. 2.3 Esquema de esfuerzos en un elemento tridimensional.....	13
Fig. 2.4 Modos de fractura.....	16
Fig. 2.5 Geometría del indentador Vickers y forma de la huella.....	22
Fig. 2.6-a Grieta Palmqvist.....	24
Fig. 2.6-b Grieta mediana radial.....	24
Fig. 2.7 Esquema para el estudio de esfuerzos con grietas en la interfase...27	
Fig. 2.8 Esquema de crecimiento de grieta interfacial.....	29
Fig. 2.9 Gráfica de carga contra longitud de grieta.....	30
Fig. 2.10 Zonas de agrietamiento.....	32
Fig. 2.11 Gráfica de carga contra tamaño de grieta para varios espesores t.33	
Fig. 2.12 Modificación del punto crítico después de realizar tratamientos térmico.....	33
Fig.2.13 Kca contra $1/t^2$ (Válida para muestras sin tratamiento térmico)....	34
Fig. 2.14 Esquema simple del proceso de rociado térmico.....	37
Fig. 2.15 Esquema de una pistola de HVOF.....	41
Fig. 3.1 Corte de las probetas con sierra de cinta.....	57
Fig. 3.2 Rectificado de las probetas.....	57
Fig. 3.3 Dimensiones de las probetas expresadas en milímetros.....	57

Fig. 3.4 Balanza digital.....	58
Fig. 3.5 Soldado de las probetas en el ángulo.....	58
Fig. 3.6 Limpieza, eliminación de impurezas y arenado.....	59
Fig. 3.7 Instrumento de medición de la rugosidad.....	59
Fig. 3.8 Deposición de recubrimiento con pistola J-Gun.....	61
Fig. 3.9 Desbastadora manual, lijas, pulidora de muestras metalográficas.....	62
Fig. 3.10 Probeta tratada con llama.....	63
Fig. 3.11 Horno de atmósfera controlada.....	63
Fig. 3.12 Durómetro FV-700.....	65
Fig. 4.1 Tamaño de grieta contra carga para la mezcla 90%(Wc- 12%Co)+10%NiCrB sin tratamiento térmico.....	71
Fig. 4.2 Tamaño de grieta contra carga para la mezcla 90%(Wc- 12%Co)+10%NiCrB con tratamiento térmico a 600°C.....	72
Fig. 4.3 Tamaño de grieta contra carga para mezcla 70%(Wc- 12%Co)+30%NiCrB sin tratamiento térmico.....	73
Fig. 4.4 Tamaño de grieta contra carga para la mezcla 70%(Wc- 12%Co)+30%NiCrB tratamiento térmico con llama.....	74
Fig. 4.5 Tamaño de grieta contra carga para la mezcla 70%(Wc- 12%Co)+30%NiCrB con tratamiento térmico a 950°C.....	74
Fig. 4.6 Tenacidad interfacial aparente contra $1/t^2$ para la 90%(Wc- 12%Co)+10%NiCrB.....	80
Fig. 4.7 Tenacidad interfacial aparente contra $1/t^2$ para la 70%(Wc- 12%Co)+30%NiCrB.....	80
Fig. 4.8 Tenacidad interfacial aparente contra espesor para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	81
Fig. 4.9 Tenacidad interfacial aparente contra espesor para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	82
Fig. 4.10 Tenacidad interfacial aparente contra espesor para las muestras sin tratamiento térmico.....	82

Fig. 4.11. Electrones Secundarios para 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	83
Fig. 4.12. Electrones Secundarios para 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	84
Gráfica 1. Espectro de Rayos X.....	86
Fig. 4.14. Presencia de partículas de alúmina para 90%(Wc-12%Co)+10%NiCr.....	87
Fig. 4.15. Mapping para 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	88
Fig. 4.16. Mapping para 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	90
Gráfica 2 Espectro de Rayos X.....	91
Fig.4.18. Electrones secundarios para 70%(WC-(12%Co)+30%NiCrB.....	94
Fig.4.19. Electrones secundarios de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	95
Fig.4.20 Electrones primarios de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	96
Fig.4.21. Electrones secundarios de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	97
Fig.4.22. Electrones Primarios para 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	97
Fig.4.22. Electrones Primarios para 90% (Wc-12%Co)+10%NiCrB.....	105
Fig.4.23. Estudio puntual de elementos presentes en la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	98
Fig.4.24. Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	102
Fig.4.25. Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	103
Fig.4.26. Electrones secundarios para 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	104
Fig.4.27 Electrones primarios para 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	104
Fig.4.28. Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	105
Fig.4.29. Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	106

Fig.4.30 Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	107
Fig.4.31 Mapping para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	108
Fig.4.32 Electrones secundarios de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	108
Fig.4.33. Electrones primarios para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	109
Fig.4.34 Estudio puntual de elementos presentes en la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	109
Gráfica 3 Espectros de Rayos X de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.....	111
Fig. A.1. Tamaños de grietas contra carga para distintos espesores de recubrimiento rociadas con Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> .....	138
Fig. A.2 Gráfica para comparar tenacidad aparente con carga crítica para varias muestras rociadas con Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> .....	139
Fig. A.3 Gráfica de carga contra tamaño de grieta para varias muestras termorrociadas en diferentes estados de tratamiento.....	139
Fig.A.4 dureza módulo de elasticidad y tenacidad a la fractura de Wc-Co rociados por HVOF.....	140
Fig. A.5. Variación de la tenacidad a la fractura de dos muestras según el método de indentación en nano recubrimientos de WC-12Co con el aumento de la temperatura final de tratamiento térmico.....	141
Fig.A.6 Probetas rociadas con 90% WC-Co y 10%NiCrB, sin rectificar..	142
Fig. A.7 Probetas después de realizado el tratamiento térmico.....	143
Fig. A.8 Esmerilado de rebarbas para las probetas, luego de extraerlas del perfil de ángulo con deposición previa del recubrimiento.....	143
Fig. A.9 Pistola HVOF.....	144
Fig A.10 Superficie de la muestra después de realizado el proceso de granallado.....	144
Fig A.11 Probetas después de realizado el rociado térmico con la medida del espesor de recubrimiento.....	145
Fig. A.12 Durómetro Wolpert universal.....	145

Fig. A.13a.) Ocular con escala graduada, b.) Microscopio utilizado para medir los valores de longitud de grieta.....	146
Fig. A.14 Probeta con recubrimiento totalmente desprendido.....	147
Fig. A.15 Grieta interfacial en un recubrimiento de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB con 200 micrones de espesor.....	147
Fig. A.16 Recubrimiento de 100%(Wc-12%Co) con un espesor de 600 micrones.....	148
Fig.A.17 Recubrimiento de 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB con un espesor de 600 micrones.....	148
Fig. A.18 Cortadora de disco de diamante para piezas con recubrimientos.....	149

## Siglas

I.U.T.	Instituto Universitario de Tecnología
U.C.V.	Universidad Central de Venezuela
U.N.E.X.P.O.	Universidad Experimental Politécnica Antonio José de Sucre

## Abreviaturas

°C	Grados Celsius
Br.	Bachiller
Ec.	Ecuación
Fig.	Figura
GPa	Gigapascal
Hv	Dureza Vickers (Hardness Vickers)
Ing	Ingeniero
Kg/h	Kilogramos por hora
Kgf	Kilogramo fuerza
KPa	Kilopascal
KW	Kilovatio
Lpmin	Litros por minuto
m/s	Metros por segundo
Mm	Milímetro
MPa	Megapascal
Ppm	Partes por millón
Prof(a)	Profesor (a)
RPM	Revoluciones por minuto
µm/plg	Micrómetro por pulgada

## Acrónimos

HVOF	High Velocity Oxygen Fuel
EDX	Energía Dispersiva de Rayos X

## INTRODUCCIÓN

A través de los años se ha dedicado mucho esfuerzo y tiempo en el estudio del comportamiento de los materiales y el producto de la combinación de elementos metálicos, obteniéndose con esto, un acabado superficial, que aumente la vida útil de la pieza al mejorar las superficies en contacto y disminuir la probabilidad de micro grietas que aceleren la falla mecánica

La mecánica de fractura es una ciencia que estudia los mecanismos y procesos de propagación de grietas en sólidos, así como la distribución de tensiones y deformaciones que ocurren en un material agrietado, o con discontinuidades sometidas a ciertas tensiones externas. La formulación energética de la mecánica de fractura consiste en comparar la energía disponible para la propagación de una grieta en una estructura con la energía necesaria para producir su agrietamiento.

Uno de los aspectos importantes que hacen diferente un análisis convencional de resistencia de materiales a otro de mecánica de fractura, es que en el primer caso la resistencia de tensión de ruptura es independiente del tamaño de la estructura o elemento sometido a carga, mientras que en el segundo la resistencia puede variar en función del tamaño de la estructura.

El método de indentación es un procedimiento sencillo y de fácil aplicación, al momento de obtener la dureza de un material determinado para luego comprobar sus propiedades mecánicas, por otra parte, en el caso especial de los revestimientos, las pruebas de indentación pueden ser realizadas para determinar la dureza (aún cuando los sustratos intervienen en las medidas) o las propiedades de adhesión si se incluyen la resolución de algunos problemas de interpretación. La indentación puede crear y propagar una fisura en la interface entre el revestimiento y su sustrato. La carga mínima necesaria para iniciar la fisura es interpretada en términos de una aparente rigidez interfacial la cual puede representar la adhesión.

Los materiales CERMETS o carburos cementados basados en WC-Co desarrollados comercialmente desde hace 80 años, son utilizados en muchas aplicaciones donde se requiere una buena combinación de dureza y tenacidad. Sin embargo, el avance industrial que demanda cada día sistemas de mecanizado de alta precisión más eficientes o materiales con mayores resistencias al desgaste, ha motivado el desarrollo de composiciones donde carburos cúbicos tales como el TiC, TaC y NbC o mezclas de carburos, sean adicionados para mejorar las propiedades de estabilidad térmica y química microestructural.

Durante el desarrollo de esta tesis se verificará la resistencia a la adhesión de una mezcla sobre un metal base. Se hará referencia a los valores obtenidos a través del ensayo de dureza, todo lo relacionado con tenacidad de fractura y una gamma de conceptos los cuales en los capítulos correspondientes, se permitirá la interpretación de los valores obtenidos, realizando estudios minuciosos de las gráficas generadas, las cuales serán comparadas con investigaciones realizadas por otros autores previamente.

Finalmente se harán estudios de microscopía electrónica para verificar el proceso de difusión, de los elementos presentes, tanto en el recubrimiento como en el substrato.

## CAPÍTULO I

### 1.1 ANTECEDENTES

Chicot et al. (1996), propusieron la fórmula para calcular la tenacidad interfacial aparente y la verificaron ensayando varias probetas de acero y Stellite rociadas con carburo de cromo. Los autores pudieron comprobar que la grieta crece en modo diferente para distintos espesores, que el tratamiento térmico tiende a eliminar los esfuerzos residuales en la interfase, y que la tenacidad aparente tiende a crecer con el punto crítico de carga (ver anexos, figuras A1 y A2, y tabla A2).

Di Prinzi et al. (1998), evaluaron la tenacidad a la fractura de dos aleaciones de carburos cementados para diferentes porcentajes de cobalto. Para uno de los recubrimientos se obtuvo una disminución de la tenacidad a la fractura con el aumento del contenido de cobalto, pero para el segundo no se obtuvo la misma tendencia.

Staia et al. (2000), estudiaron la influencia de la presión del “grit blasting” sobre la resistencia a la adhesión de recubrimientos WC-17Co mediante el método de indentación interfacial. Hallaron que para las presiones de 0,483 MPa y 0,621 MPa los puntos críticos de los varios espesores de las probetas tienden a unificarse después de realizar un tratamiento térmico. Diferentemente ocurrió en el caso de la presión de 0,345 MPa, donde al parecer los esfuerzos residuales no pudieron aliviarse por completo como en los casos anteriores.

Lesage y Chicot (2002), realizaron el ensayo de indentación interfacial sobre varias probetas de varios aceros recubiertas con polvos de carburo de cromo y níquel cromo, estudiando el papel de los esfuerzos

residuales sobre la adhesión de dichos recubrimientos. Hallaron que los tratamientos térmicos alivian los esfuerzos residuales aumentando el punto crítico de las probetas, y definieron un valor de tenacidad interfacial aparente para espesor infinito que puede extrapolarse a través de gráficas de tenacidad aparente contra el inverso del cuadrado del espesor del recubrimiento ( $K_{Ca}$  vs.  $1/t^2$ ).

Chicot et al. (2005), investigaron varias muestras de aleaciones de acero recubiertas con carburo de cromo y níquel-cromo mediante la técnica HVOF. Definieron una relación para el espesor del recubrimiento y la tenacidad aparente del mismo. Así mismo evaluaron la influencia de algunos tratamientos térmicos sobre la tenacidad a la fractura, obteniendo, para el mejor de los casos, un aumento del valor del punto crítico desde 0,2 N a 5,7 N.

Planche et al. (2005), realizaron una investigación sobre los diferentes procesos de rociado, donde definieron que la dureza, adhesión y módulo de Young son más elevados al aplicar el proceso HVOF que al aplicar procesos de plasma y llama.

Watanabe et al. (2005), realizaron un estudio sobre el efecto del tamaño del carburo de tungsteno en la tenacidad interfacial aparente de recubrimientos rociados con WC-12Co. Encontraron que la tenacidad interfacial tiende a aumentar con el tamaño del carburo de tungsteno.

Marot et al. (2006), compararon el método de indentación interfacial con el de tensión, demostrando que los valores de tenacidad aparente se desviaban entre los dos métodos a lo sumo en un 10%, para varios recubrimientos de NiCr (80-20) de 0,3 mm de espesor.

Passos et al. (2006), realizaron el ensayo de indentación interfacial para varias probetas de acero al carbono recubiertas con polvo de níquel-cromo (80-20%) a 120, 320 y 520  $\mu\text{m}$ . Se usaron las técnicas de rociado HVOF, rociado por arco y rociado por llama. Para todos los procesos, la tenacidad interfacial aparente aumentó con el espesor del recubrimiento en aproximadamente  $3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Los investigadores calificaron el rociado HVOF como el mejor entre los tres en cuanto a tenacidad interfacial.

Hivvart y Crampon (2007), rociaron con plasma polvos de carburo de cromo y níquel cromo y realizaron el ensayo de indentación interfacial, comprobando que el método de indentación Vickers es efectivo para calcular la tenacidad aparente y la disminución de esfuerzos residuales en recubrimientos cermet, calculando los mismos valores de tenacidad mediante el método de adhesión en tensión.

Park et al. (2007), utilizaron el método de indentación (no interfacial) para evaluar el efecto de tratamientos térmicos sobre probetas recubiertas con WC-12Co. Definieron que la dureza Vickers del recubrimiento aumentó aproximadamente en un 30% para el tratamiento de mayor temperatura, 900 °C. Además definieron que el valor de tenacidad a la fractura aumenta gradualmente con la temperatura del tratamiento térmico hasta un punto máximo de 800 °C aproximadamente, punto a partir del cual dicho valor aparentemente comienza a disminuir.

Watanabe et al. (2007), midieron el módulo de Young, la dureza y la tenacidad a la fractura de recubrimientos HVOF depositados con doce polvos diferentes de carburo de tungsteno y cobalto. Los investigadores concluyeron que el módulo de Young y la dureza disminuyeron en un 20-30% al aumentar el porcentaje de cobalto en los polvos, mientras que la tenacidad a la fractura permaneció en un rango entre los 4 y los 6  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,

sin presentar una tendencia clara. Los recubrimientos de menor dureza fueron los de tamaño de partícula de 2  $\mu\text{m}$ .

## **1.2 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**

Con la finalidad de mejorar la resistencia de los materiales, ante los daños superficiales producidos por diversas acciones principalmente por las mecánicas, se ha realizado investigaciones que han llevado a aumentar la dureza y tenacidad de la superficie del material. Aplicando distintos tratamientos de depósito de vapor, térmico, termoquímico, físico, químico y termorrociado. Estos estudios se deben al uso que se les da a los equipos tales como: bombas, turbinas y otros elementos similares, los cuales presentan desgastes por abrasión, erosión, corrosión, entre otros.

Existe la necesidad de medir las propiedades intrínsecas que exige que sea con una precisión exacta, procedimiento que puede convertirse en una dificultad, debido a que estas propiedades dependen mucho de la carga aplicada pudiéndose volver más complicado, ya que en algunos recubrimientos el rango de cargas es muy amplio y depende del resultado de la contribución de ambos materiales que intervienen en el sustrato y el recubrimiento. Cabe señalar que es importante el uso de test que puedan aportar información de la adhesión del recubrimiento en el sustrato y ser una herramienta que simplifique el análisis de estos tratamientos térmicos.

Con el propósito de interpretar los resultados, varios métodos han sido propuestos para expresar tanto la tenacidad en la intercara como la energía de fractura, por lo tanto en este trabajo de investigación se pretende determinar mediante uno de estos modelos, cómo la tenacidad de fractura se ve afectada por el espesor de la capa y la composición química del recubrimiento, comparando así los resultados obtenidos por medio de muestras, bajo las mismas condiciones, pero con tratamiento térmico

posterior y establecer un criterio acerca de las influencia que se puede obtener en la adhesión del recubrimiento.

### **1.3 OBJETIVOS**

#### **1.3.1 OBJETIVO GENERAL**

Evaluar la influencia del tratamiento térmico posterior y espesor sobre la resistencia a la adhesión obtenida, mediante técnicas de indentación interfacial en recubrimientos tipo cermet.

#### **1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Determinar la dureza de los recubrimientos depositados por rociado térmico con y sin tratamiento térmico posterior mediante el ensayo de indentación y evaluar la influencia de los tratamientos térmicos.
- Determinar la dureza interfacial y la tenacidad de fractura para las muestras con y sin tratamiento térmico posterior y relacionarlo con la resistencia a la adhesión.
- Determinar la influencia del espesor sobre la resistencia a la adhesión.
- Determinar la influencia del tratamiento térmico sobre la resistencia a la adhesión (relacionada a través de la técnica de indentación interfacial).
- Determinar la dureza y la tenacidad de fractura interfacial de los recubrimientos con y sin tratamiento térmico posterior, mediante técnicas de Indentación y comparar estos resultados con los obtenidos con otro substrato y tratar de establecer una relación entre ambos resultados.

## CAPÍTULO II

### 2.1 MECÁNICA DE LA FRACTURA

#### 2.1.1 GENERALIDADES

Las investigaciones sobre agrietamiento por indentación se basan en los estudios previamente realizados para la mecánica de la fractura. Dicha ciencia fue desarrollada por A. A. Griffith, ingeniero aeronáutico inglés durante la primera guerra mundial, para tratar de explicar la falla de materiales frágiles.

Griffith se encontró con el problema que los cálculos de esfuerzo en la cercanía de la punta de una grieta tendían a infinito, lo cual no tenía lógica, ya que cualquier estructura con una grieta debería fracturarse, sin importar el tamaño de la grieta o la carga a resistir.

Para resolver el problema, Griffith se apoyó en la termodinámica, asumiendo que el crecimiento de una grieta requería creación de energía en la superficie, energía aportada por la pérdida de energía de deformación que acompaña el alivio de esfuerzos locales a medida que la grieta avanza. Griffith concluyó que la falla ocurría cuando la pérdida de energía de deformación era suficiente para proveer el incremento en la energía superficial.

Las teorías de Griffith fueron revisadas años más tarde, y se empezó a desarrollar el estudio del crecimiento de la grieta en términos de esfuerzo en vez de energía. También se definió una nueva propiedad de los materiales, la resistencia a la fractura,  $K_{IC}$ .

La mecánica de la fractura hoy en día se encarga de estudiar el comportamiento de los materiales que pueden fallar a causa de una grieta, y el estudio de la resistencia a la fractura ha venido aumentando su importancia en las últimas décadas. Ésta representa la capacidad de un material que contiene una grieta de resistir a fracturarse. Existen varios tipos de resistencia a la fractura, dependiendo de la carga que debe soportar el material.

La mecánica de la fractura utiliza métodos analíticos de mecánica de sólidos para estudiar las fuerzas generadas en las grietas. Es una herramienta importante para estudiar la falla de un cuerpo y tratar de mejorar así su resistencia a ceder ante esfuerzos.

El estudio de la propagación de la grieta puede ayudar a evitar desastres, ya que en muchos casos se pueden generar grietas en estructuras, ya sea por oxidación de partes, por existencia de geometrías propensas a agrietarse (por ejemplo en agujeros para tornillos, remaches...), por soldaduras defectuosas, etc. [1]. En nuestro caso se intenta estudiar la propagación de la grieta propiciada por defectos en la interfase de un metal recubierto con rociado térmico.

En la interfase es muy común encontrar una pobre adhesión ya que, a diferencia del proceso de soldadura, en el rociado térmico no ocurre un enlace metalúrgico. Además es posible que exista hidrógeno, esfuerzos residuales, porosidades y otros defectos [2].

En la figura 2.1 se presenta la sección transversal de una superficie recubierta con este método. Un aspecto crítico es la porosidad presente en el recubrimiento; ésta puede variar de un 20% hasta un mínimo de 1%.

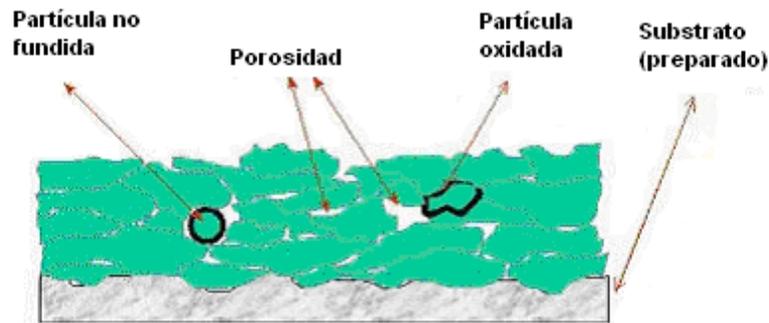


Fig. 2.1. Sección transversal de una superficie recubierta por rociado térmico.

Dependiendo de las condiciones también pueden aparecer las partículas no fundidas, que por alguna razón no llegaron a la temperatura de fusión y fueron incorporadas al recubrimiento. Estas generalmente interrumpen la continuidad del mismo y disminuyen su fuerza cohesiva. De hecho, en el proceso de rociado térmico de alta velocidad, la partícula termina de fundirse al impactar con la superficie del metal base y no antes de llegar al mismo.

La mecánica de la fractura servirá para estudiar el esfuerzo crítico que puede soportar un determinado recubrimiento antes de separarse del metal base. A su vez, la mecánica de la fractura abarca una gran cantidad de asuntos referentes a la falla; como estudio de fatiga, fractura frágil y dúctil, localización de daño, daño acumulativo, mecánica de grietas, concentradores de esfuerzos, fractura lineal elástica y estudio de fractura mediante energía, entre otros.

### 2.1.2 MECÁNICA DE LA GRIETA

A finales de los años cincuenta, se introdujo un avance importante en la mecánica de la fractura, ya que se planteó el análisis de fallas en términos de tensiones. A partir de aquí se dedujo que existe una pequeña zona plástica alrededor de la punta de la grieta donde las tensiones no tienden a infinito. El concepto principal que se introdujo fue el factor de intensidad de esfuerzos,  $K$ , de gran aplicación en mecánica de la fractura, que está relacionado con la tasa de liberación de energía planteada por Griffith.

Para entender los fenómenos de agrietamiento, es conveniente hacer una breve explicación de la mecánica de la grieta. El estudio de la misma es muy complicado y puede llevar a ecuaciones integro-diferenciales y con límites, dependiendo del método utilizado para abordar el tema.

En la figura 2.2 se muestra un esquema que se utiliza para encontrar los esfuerzos en la cercanía de la punta de una grieta. Como se puede apreciar, el estudio se realiza tomando en cuenta la distancia del punto en estudio a la punta de la grieta, mediante coordenadas polares, donde los parámetros a tomar en cuenta son “ $r$ ”, distancia a la punta de la grieta, y “ $\theta$ ”, ángulo de inclinación.

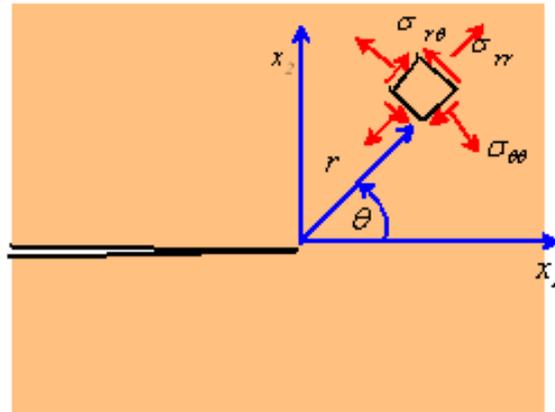


Fig. 2.2. Esfuerzos en la cercanía de la punta de una grieta [3].

El estado de tensión puede calcularse teóricamente considerando una grieta semi-infinita en un sólido elástico infinito sujeto a carga uniforme en el infinito. Realizando varias suposiciones y estableciendo condiciones de borde, se puede llegar a ecuaciones bastante complicadas con límites que tienden a infinito [3]. Para simplificar dichas ecuaciones, se realizan ciertos cambios de variable donde se reemplazan las expresiones con límites, por ejemplo, se puede utilizar un factor “K” como una nueva variable como se muestra en las ecuaciones 2.1, 2.2. y 2.3. [3].

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{22} \quad \text{Ec. 2.1.}$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{12} \quad \text{Ec. 2.2.}$$

$$K_{III} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{32} \quad \text{Ec. 2.3.}$$

Aquí es donde resulta útil el factor de intensidad de tensión, K, que caracteriza tanto el desplazamiento como el esfuerzo cerca de la punta de la grieta. Los factores  $K_I$ ,  $K_{II}$  y  $K_{III}$  denotan la intensidad de tensión en los

modos de carga I, II y III. Para entender mejor las direcciones y modos de carga, se puede ver la figura 2.3. El valor de  $r$  representa la distancia radial del punto analizado a la punta de la grieta y  $\sigma_{22}$ ,  $\sigma_{12}$  y  $\sigma_{32}$ , representan los valores del tensor de esfuerzos de Cauchy en la dirección normal “22” y en las direcciones de corte “12” y “32”, como se muestra en la figura 2.3.

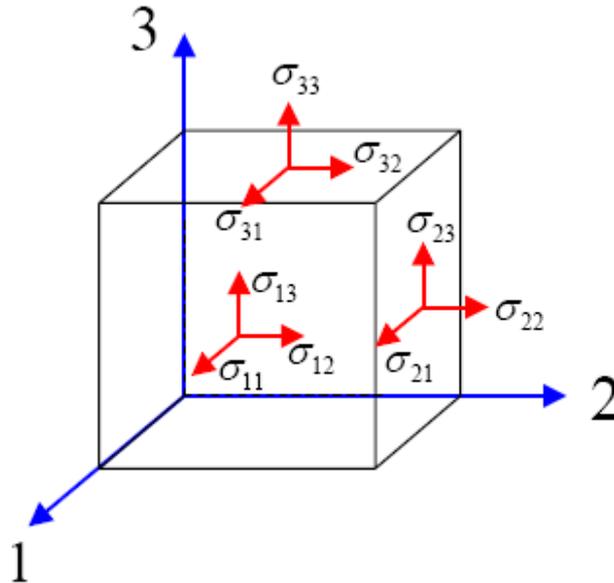


Fig. 2.3. Esquema de esfuerzos en un elemento tridimensional.

El tensor de esfuerzos de Cauchy se puede escribir como la ecuación 2.4 [3].

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \equiv \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \equiv \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix}$$

Ec.

2.4.

Para calcular los valores de intensidad de esfuerzo es necesario calcular todo el campo de esfuerzos en el sólido estudiado, lo cual puede

resultar bastante difícil, pero posible gracias a los métodos numéricos. Una vez obtenidos los valores de  $K$ , es posible calcular los esfuerzos considerados en la figura 2.2, mediante las ecuaciones 2.5, 2.6 y 2.7 [3].

$$\sigma_{rr} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{5}{4} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \frac{1}{4} \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left( -\frac{5}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{3}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right)$$

Ec. 2.5.

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{3}{4} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{1}{4} \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) - \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{3}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{3}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right)$$

Ec. 2.6.

$$\sigma_{r\theta} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{1}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{1}{4} \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{1}{4} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{3}{4} \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right)$$

Ec. 2.7.

Las ecuaciones 2.5, 2.6 y 2.7 se convierten, para coordenadas rectangulares, en las ecuaciones 2.8, 2.9, 2.10, 2.11 y 2.12 [3].

$$\sigma_{11} = \frac{K_I \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}} \left( 1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) - \frac{K_{II} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}} \left( 2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right)$$

Ec. 2.8.

$$\sigma_{22} = \frac{K_I \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}} \left(1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right)$$

Ec. 2.9.

$$\sigma_{12} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right) + \frac{K_{II} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}} \left(1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right)$$

Ec. 2.10.

$$\sigma_{31} = -\frac{K_{III} \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}}$$

Ec. 2.11.

$$\sigma_{32} = \frac{K_{III} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)}{\sqrt{2\pi r}}$$

Ec. 2.12.

De esta forma, conociendo los valores de K, es posible estudiar el modo en que varía el campo de esfuerzos en la cercanía de la grieta en la mecánica de la fractura. Los valores de K pueden determinarse numéricamente o empíricamente para varios casos y así aplicarlos al diseño en ingeniería.

### 2.1.3 MODOS DE FRACTURA

Los tres modos de fractura dependen de la dirección en que se aplica la fuerza, como ilustra la figura 2.4. El modo I representa la fractura a

tensión en apertura, el modo II la fractura a corte en deslizamiento, y el modo III la fractura al corte en rasgamiento.

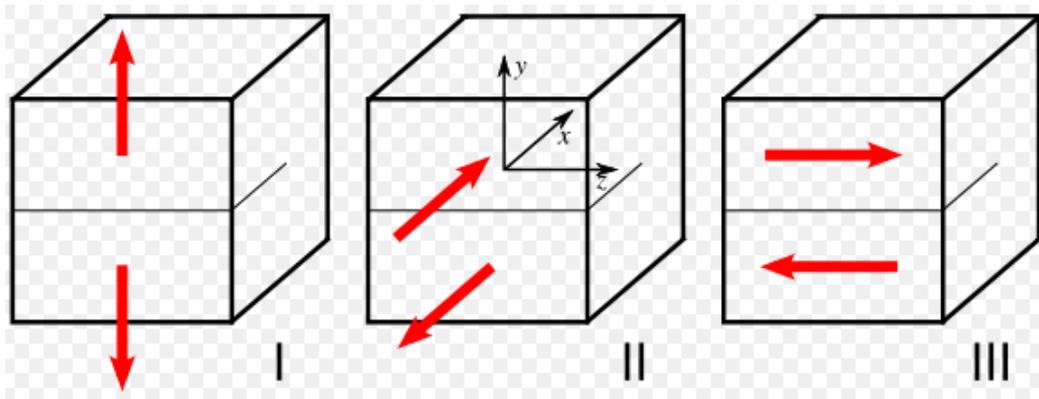


Fig. 2.4. Modos de fractura [26].

El primero es causado por cargas opuestas en dirección normal al plano de apertura. El segundo es ocasionado por cargas opuestas en dirección paralela al plano de la grieta y en dirección perpendicular al plano que comprende el frente de la grieta. El tercero aparece cuando existen fuerzas en dirección opuesta, paralelas al plano de la grieta y en dirección paralela al plano que comprende el frente de la grieta [4].

#### 2.1.4 INTENSIDAD DE TENSIÓN Y TENACIDAD A LA FRACTURA

El valor de intensidad de tensión puede usarse para calcular el valor de esfuerzo corregido después de generar una grieta en un sólido. El modo de calcular los esfuerzos puede resultar muy útil, ya que a partir de un análisis sobre probetas se pueden hallar ciertas relaciones y valores de  $K_I$  aplicables a casos reales.

Para el caso simple de un sólido rectangular delgado con una grieta de tamaño  $2a$  perpendicular a la carga, el factor de intensidad de tensión en modo I se calcula con la ecuación 2.13 [26].

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad \text{Ec. 2.13.}$$

En la ecuación 2.13,  $K_I$  es el factor de intensidad de tensión en el modo I,  $\sigma$  representa el esfuerzo real al que se somete el cuerpo y  $a$  es igual a la mitad de la longitud de la grieta existente en el sólido.

El valor de  $K$ , en cualquiera de los tres modos, es siempre proporcional a la carga aplicada al material. Las unidades de  $K$  son  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , ya que depende directamente del esfuerzo aplicado y del tamaño de la grieta. Al obtener experimentalmente un valor máximo de  $K$  que no permita la fractura, es posible hallar con la fórmula de la ecuación 13 un valor máximo aplicable de esfuerzo, y por lo tanto evitar que cierta pieza agrietada falle.

Dicho valor máximo de  $K$  es el factor  $K_C$ , intensidad de esfuerzo crítica o tenacidad a la fractura, el cual representa la capacidad de un material de resistirse a la propagación de una grieta. La fractura ocurre cuando  $K \geq K_C$ . En el caso de modo de fractura I, se tendría falla cuando  $K_I \geq K_{IC}$ . Para hallar el valor de  $K_C$ , se tienen las ecuaciones 2.14 y 2.15 [26]:

$$K_C = K_{IC} = \sqrt{EG_C} \quad (\text{Para deformación plana})$$

Ec. 2.14.

$$K_C = \sqrt{\frac{EG_C}{1-\nu^2}} \quad (\text{Para esfuerzo plano})$$

Ec. 2.15.

En las ecuaciones 2.14 y 2.15, E es el módulo de Young,  $\nu$  el coeficiente de Poisson y  $G_C$  la tasa de desprendimiento de energía por esfuerzo en el punto crítico donde la grieta comienza a propagarse.

El caso de esfuerzo plano contempla la deformación en tres dimensiones debido al efecto del coeficiente de Poisson. El caso de deformación plana sólo se da para casos ideales de placas muy delgadas, donde el valor de  $\nu$  se considera nulo.

La tenacidad a la fractura también depende del modo de fractura, por lo que existen en realidad tres factores diferentes  $K_C$  diferentes;  $K_{IC}$ ,  $K_{IIC}$  y  $K_{IIIC}$ . El más usado en ingeniería es  $K_{IC}$ , que se puede hallar experimentalmente. Sus unidades son, al igual que para K,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Cabe destacar que  $K_{IC}$  se utiliza mayormente para casos de fractura frágil, ya que en fractura dúctil las relaciones pueden dar resultados poco confiables. En la

tabla II.1 se muestran los valores típicos aproximados de resistencia a la fractura de algunos materiales.

Tabla II.1. Valores típicos de resistencia a la fractura para algunos materiales [25]:

<b>Material</b>	<b><math>K_{IC}</math> (MPa-m<sup>1/2</sup>)</b>
<b>Metales</b>	
Aleación de aluminio	36
Aleación de acero	50
Aleación de titanio	44-66
Aluminio	14-28
<b>Cerámicos</b>	
Óxido de aluminio	3-5
Carburo de silicio	3-5
Vidrio "Soda-lime"	0.7-0.8
Concreto	0.2-1.4
<b>Polímeros</b>	
Polimetil metacrilato	1
Poliestireno	0.8-1.1

Existen varias ecuaciones empíricas que definen el valor de tenacidad a la fractura mediante experimentos. Un estudio interesante de la misma se ha llevado a cabo en laboratorios durante las dos últimas décadas. De este modo, los autores [6], han comenzado a describir, el comportamiento de las grietas para varios metales, descubriendo que hay una gran cantidad de factores que pueden limitar las ecuaciones a pequeños rangos de los parámetros que conforman las mismas.

Un método útil para medir la resistencia a la fractura es el de indentación. Con este método se intenta obtener una grieta en un material frágil mediante la aplicación de una carga con un cuerpo de punta piramidal de alta dureza. Dicho cuerpo toma el nombre de indentador, y se utiliza

desde hace muchas décadas (se empezó a utilizar alrededor de 1920) para obtener el valor de dureza “Vickers”.

La dureza es una propiedad de los materiales que se puede medir con ensayos donde se utilizan indentadores de varias geometrías los cuales presionan perpendicularmente contra la superficie a evaluar para obtener una huella de deformación. Al medir el tamaño de la huella de deformación se puede calcular el valor de dureza, utilizando ciertas ecuaciones, que varían dependiendo del ensayo. Para los ensayos de dureza se utilizan indentadores de distintas geometrías y rangos de carga diferentes.

Cada ensayo tiene su modo de calcular la dureza, pero básicamente, la dureza es igual la relación entre fuerza aplicada al indentador sobre área de la huella. Para el ensayo Vickers, en particular, la dureza se calcula con la ecuación 2.16 [26].

$$H_V = \frac{F}{A} \approx \frac{1,854F}{d^2}$$

Ec. 2.16.

F es la fuerza aplicada, d es el diámetro promedio de la indentación en mm y A el área superficial de la huella, la cual no es plana si no tridimensional, y por lo tanto no se calcula como el área de un rombo ( $A = d^2/2$ ), si no como muestra la ecuación 2.17-a [26].

$$A = \frac{d^2}{2 \operatorname{sen}\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}$$

Ec. 2.17-a.

La ecuación 2.17-a puede aproximarse a la ecuación 2.17-b.

$$A \approx \frac{d^2}{1,854}$$

Ec. 2.17-b.

El ángulo de  $136^\circ$  afecta el área proyectada, y deriva de la geometría del indentador Vickers, como se puede ver en la figura 2.5. En la misma se aprecia que el ángulo entre la cara del indentador y la superficie es de  $22^\circ$ , por lo que el ángulo existente entre las dos caras del indentador es de  $136^\circ$ . El valor de dureza Vickers suele darse en función de la carga aplicada, por ejemplo, un valor de 440Hv30 representa una dureza Vickers de 440 para una carga de 30 Kgf.

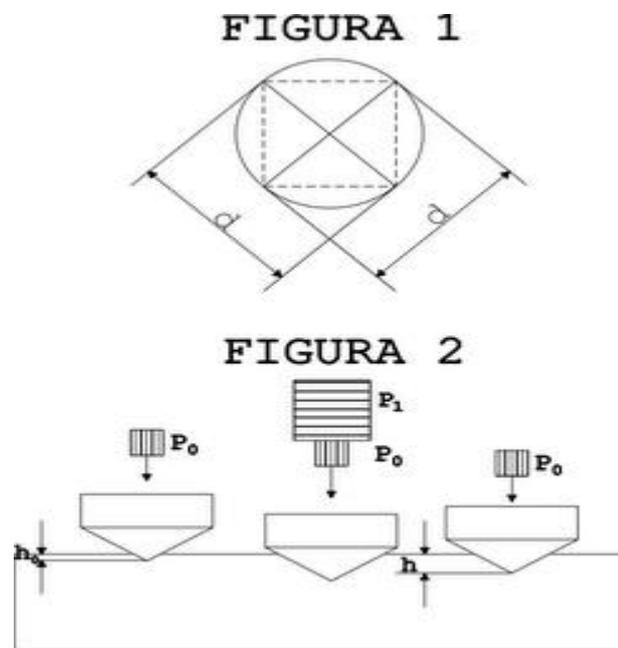


Fig. 2.5. Geometría del indentador Vickers y forma de la huella. Al promediar los valores de  $d_1$  y  $d_2$  se puede obtener el valor promedio de diagonal  $d$  para calcular la dureza [26].

Si la carga que se aplica en una prueba de dureza Vickers es suficientemente elevada se producirán unas grietas en los vértices de la huella (y dependiendo del material y de otros factores también alrededor de la misma). Si la carga se eleva, las grietas tienden a aumentar.

En 1957, el investigador Palmqvist fue el primero que pensó en utilizar la prueba de indentación Vickers para calcular la tenacidad a la fractura [5], calculando el tamaño de la grieta propagada desde los vértices de la huella hecha con el indentador. Sin embargo, como no ocurre una fractura únicamente de modo I, es necesario hablar de tenacidad a la fractura de esfuerzo plano,  $K_C$ , en lugar de tenacidad a la fractura en deformación plana de modo I,  $K_{IC}$  [6].

La fractura por indentación no ocurre únicamente en modo I debido a varios factores, entre los cuales se hallan el cambio de densidad del material en la zona indentada, la geometría del indentador o el efecto de Poisson, el cual establece que si un cuerpo elástico es sometido a una carga axial de tracción, aumenta su dimensión en la dirección de la carga, pero disminuye su área transversal. Por este motivo el cálculo de  $K_{IC}$  mediante indentación resulta bastante problemático. Además de esto se tienen otros problemas a la hora de utilizar el método, como la aparición de grietas laterales (que representan una pérdida de energía en la interfase que no se considera en los cálculos) o crecimiento sub-crítico de grietas [7].

Para calcular la tenacidad a la fractura es necesario medir la distancia de la punta de la grieta al centro de la huella. Sin embargo, ha habido una gran cantidad de investigaciones sobre grietas y se han definido alrededor de 20 ecuaciones, según los diferentes autores. Las ecuaciones se dividen en

dos grupos, dependiendo de la suposición del tipo de grieta existente. A continuación analizaremos los modelos de grieta y las ecuaciones generadas por diferentes autores

## 2.2 MODELOS DE GRIETA

Las grietas que se generan a partir de una indentación Vickers, se clasifican en dos modelos; el de la grieta Palmqvist, y el de la grieta Mediana-radial. Los mismos difieren en el comportamiento de la grieta bajo la superficie, como se observa en la figura 2.6.

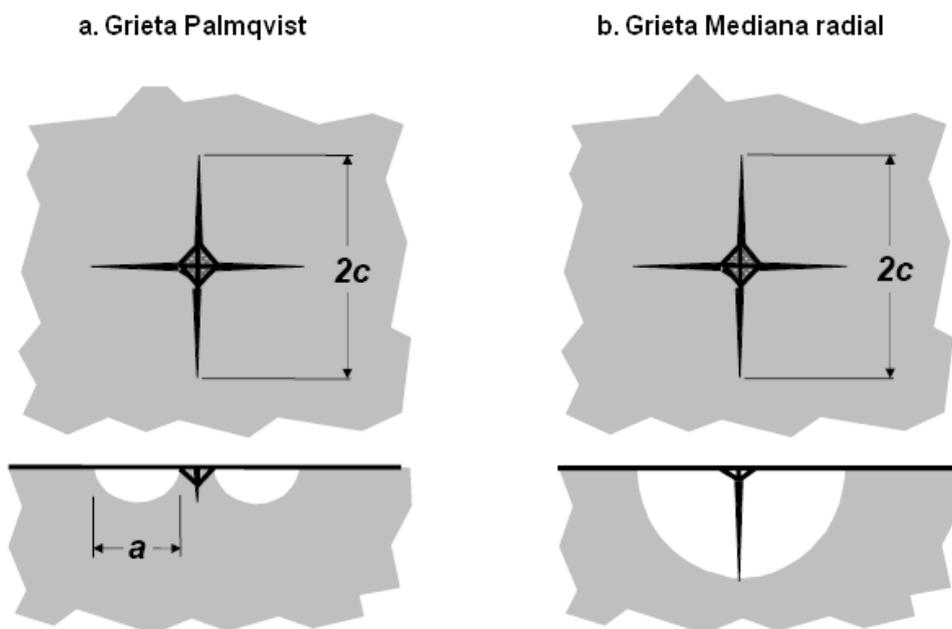


Fig. 2.6-a. Grieta Palmqvist [29].

Fig.2.6-b. Grieta Mediana radial [29].

Para ambos casos las grietas son estables y crecen al crecer la carga. Además, para los dos tipos de grieta hay varias ecuaciones que permiten determinar la tenacidad a la fractura (ver anexos, tabla A.1). Éstas dependen

de diversos parámetros, sin embargo, las más empleadas son las ecuaciones 2.18 y 2.19 [6].

Para la grieta Palmqvist, la ecuación 2.18 se escribe como:

$$K_{IC} = 0,0319 \frac{P}{a \sqrt{c}} \quad \text{Ec. 2.18.}$$

Donde los valores  $a$  y  $c$  son dimensiones de las grietas que se pueden apreciar en las figuras 2.6-a y 2.6-b.  $P$  es la carga aplicada con el indentador.

Para la grieta mediana radial, se tiene la ecuación 2.19.

$$K_{IC} = 0,0154 \sqrt{\frac{E}{H}} \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \approx 0,05 \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \quad \text{Ec. 2.19.}$$

El valor  $E$  es el módulo de elasticidad del material y el valor  $H$  es la dureza Vickers del mismo.

El término  $K_{IC}$  debe en realidad ser reemplazado por el término  $K_C$  ya que, como se dijo anteriormente, en una indentación Vickers no hay únicamente fractura del modo I, pero los investigadores suelen utilizar  $K_{IC}$  en sus ecuaciones. La ecuación 2.19 es muy utilizada, y el término constante igual a 0,0154 (obtenido empíricamente por Antsis, et al. en 1981) se puede

asociar a otros parámetros constantes,  $\varepsilon_0$  y  $\varphi$ , como se observa en la ecuación 2.20 [8, 9].

$$K_C = \chi_R \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}}, \quad \chi_R = \varepsilon_0 (\cot(\varphi))^{\frac{2}{3}} \sqrt{\frac{E}{H}}$$

Ec. 2.20.

En donde  $\varepsilon_0$  es una constante del material que depende de la ley constitutiva plástica del mismo y  $\varphi$  es el ángulo medio de las caras del indentador.

Diversos estudios demuestran que la ecuación 2.20 es válida para altos valores de carga, donde la fracción  $a/d$  es mayor que 2 ( $d$  es el valor de la mitad de la diagonal de la huella y  $a$  el tamaño de la grieta a partir del vértice de la huella). Para valores menores no se han conseguido ecuaciones generales satisfactorias, no obstante, en el estudio de tenacidad a la fractura en una interfase, se utiliza una sola ecuación que se obtiene a partir de varios valores de carga y tamaño de grieta, donde no importa el valor de la relación  $a/d$ .

### 2.3 FRACTURA EN LA INTERFASE

Para el caso de la propagación de la grieta en la interfase, es necesario recurrir a un estudio similar al utilizado en mecánica de la grieta. El estudio de propagación de grietas en la interfase no ha sido completamente desarrollado, ya que sólo se estudia desde hace pocas décadas.

El estudio del modelo se hace mediante la mecánica de la fractura lineal elástica para la interfase, basada en un complicado análisis asintótico de campos de tensión y esfuerzo cerca de la punta de la grieta [3], como

muestra la figura 2.7. Nuevamente se realizan varias consideraciones, con la diferencia que en el nuevo estudio se introducen nuevos parámetros en las ecuaciones, es decir  $\mu_1$ ,  $\nu_1$ ,  $\mu_2$  y  $\nu_2$ , que son propiedades que tienen que ver con la elasticidad de los materiales “1” y “2” (recubrimiento y sustrato, respectivamente).

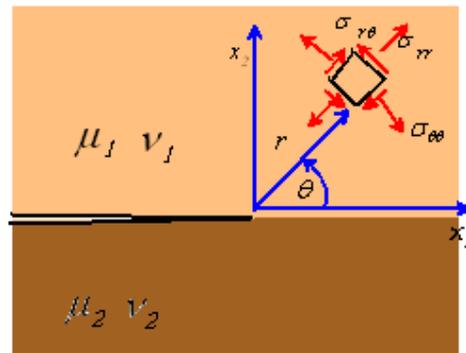


Fig. 2.7. Esquema para el estudio de esfuerzos en grietas en la interfase [3].

En modo análogo al empleado para el caso de grieta no interfacial, se puede llegar a la ecuación 2.21 para calcular el factor de intensidad  $K$  para la interfase [3].

$$K = K_1 + iK_2 = \lim_{r \rightarrow 0} (\sigma_{22} + i\sigma_{12}) r^{-i\varepsilon} \sqrt{2\pi r}$$

Ec. 2.21.

Donde  $\varepsilon$  es un parámetro que depende de los parámetros de elasticidad del material, y  $K_1$  y  $K_2$  son análogos a los valores de  $K$  del modo I y II del caso del sólido uniforme. En este caso también se pueden obtener las ecuaciones de esfuerzos y calcularlos, ya que dependen de los valores de

K, pero no las presentaremos en el presente trabajo ya que no serán utilizadas.

Otro estudio interesante es el de la selección del camino a tomar por la grieta. Dependiendo de varios parámetros, entre los cuales se encuentra la calidad de la adhesión, la grieta preferirá seguir diferentes direcciones y tendrá diferentes longitudes.

Como se busca una propiedad que depende de dos materiales a la vez, es necesario hablar de una tenacidad interfacial aparente,  $K_{Ca}$  en lugar de  $K_C$  o de  $K_{IC}$ . Los investigadores Démarécaux et al. Después de un análisis meticoloso de la zona plástica en la interfase alrededor de la indentación, obtuvieron la ecuación 2.22 para la tenacidad interfacial aparente [3,10].

$$K_{Ca} = 0,015 \frac{P_C}{(a_C)^{\frac{3}{2}}} \cdot \left(\frac{E}{H}\right)_i^{\frac{1}{2}}$$

Ec. 2.22.

El término  $(E/H)_i^{\frac{1}{2}}$  puede expresarse como:

$$\left(\frac{E}{H}\right)_i^{\frac{1}{2}} = \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_S^{\frac{1}{2}}}{1 + \left(\frac{H_S}{H_C}\right)^{\frac{1}{2}}} + \frac{\left(\frac{E}{H}\right)_C^{\frac{1}{2}}}{1 + \left(\frac{H_C}{H_S}\right)^{\frac{1}{2}}}$$

Ec. 2.23.

El valor  $P_C$  representa una carga crítica mínima para la cual comienza a aparecer una grieta en la interfase. El valor de  $a_C$  representa el valor del parámetro “a” para el cual la grieta comienza a aparecer. Los valores de E y H son el módulo de elasticidad y dureza respectivamente. El subíndice i denota la interfase. Los sub-índices S y C se utilizan para indicar el sustrato y el recubrimiento respectivamente (ver anexos para la obtención de  $(E/H)_i^{1/2}$ ).

El tamaño de “a” se mide desde el centro de la huella hasta el vértice de la grieta como se ve en la figura 2.8. El valor de  $(E/H)$  interfacial fue propuesto por Chicot et al. (1996) al promediar los valores de longitud de diagonal de huella y radio de zona plástica del sustrato y del recubrimiento (ver anexos). El valor constante de 0,015 fue obtenido empíricamente después de realizar varios ensayos por Chicot et al. Se puede notar que la ecuación de Chicot tiene un gran parecido con la ecuación 2.19, de Antsis et al.

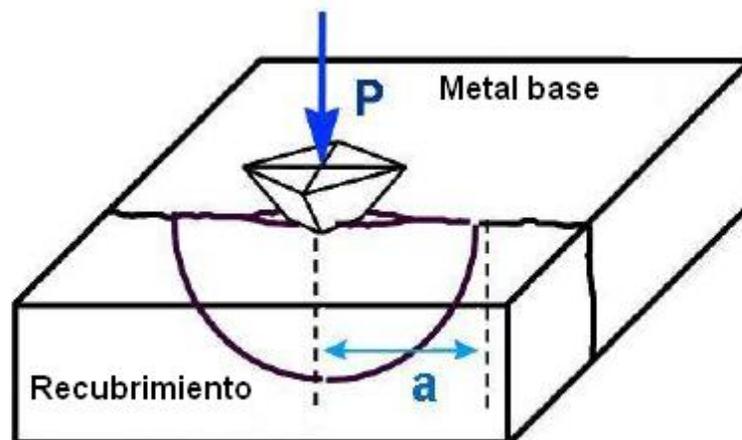


Fig. 2.8. Esquema de estudio de crecimiento de grieta interfacial [28].

Resulta interesante estudiar los valores de carga  $P$  y tamaño  $a$  (igual al tamaño de media diagonal de la huella más el tamaño de la grieta) en coordenadas logarítmicas. La relación entre  $P$  y “ $a$ ” se ha definido como exponencial, con una constante de proporcionalidad denominada  $\alpha$  y una pendiente  $n$  como se muestra en la ecuación 2.24 [3].

$$a = \alpha P^n \quad \text{Ec. 2.24.}$$

Si se coloca el valor del logaritmo neperiano de  $a$  en un sistema de coordenadas cartesiano en el eje de las ordenadas, y en el eje de las abscisas el valor del logaritmo neperiano de  $P$ , variando la carga se debe obtener un gráfico con dos rectas, como se aprecia en la figura 2.9.



Fig. 2.9. Gráfica de carga contra longitud de grieta en coordenadas logarítmicas.

El valor de  $n$  varía con el espesor; cuando éste aumenta,  $n$  disminuye, lo cual se puede explicar aplicando la función logaritmo a ambos

lados de la ecuación 24, donde  $n$  queda como el valor de la pendiente de la recta de fisuración o de agrietamiento en la figura 2.9.

Para valores de carga muy altos, las grietas pueden desviarse de la interfase, variando su valor de longitud y creando así otra pendiente, diferente a  $n$  para las rectas de fisuración. A partir de esa carga, se tiene una “zona II” en la gráfica de carga-tamaño de grieta, que no es de mucho interés, ya que no representa la longitud real de la grieta en la interfase (Ver Figura 2.10).

La recta de dureza aparente se forma cuando no aparece grieta y continúa después del punto crítico bajo la suposición de que no se genera grieta al elevar la carga. No obstante, una vez que se supera el punto crítico, aparece la grieta, y el valor de  $a$  se incrementa a una rata en modo mayor que en la recta de dureza aparente, ya que además de ser igual al valor de media diagonal, se le suma el valor de la grieta que se genera. El punto crítico es muy interesante, ya que representa el valor mínimo de carga a partir del cual comienza a aparecer la grieta.

No es conveniente tomar los valores de la media diagonal para cargas mayores a  $P_C$  y con los mismos graficar la recta de dureza aparente más allá del punto crítico, ya que al aparecer la grieta y la huella se deforma por lo que el indentador puede penetrar ligeramente en la grieta, obteniéndose un valor de diagonal mayor al que se tendría si no hubiese grieta.

Para resolver este problema, se puede indentar por separado en el substrato y en el recubrimiento promediando los valores de las diagonales, pues se ha demostrado que para una misma carga, la longitud de la diagonal

de las huellas que caen en la interfase, es igual al promedio de las diagonales en el sustrato y en el recubrimiento.

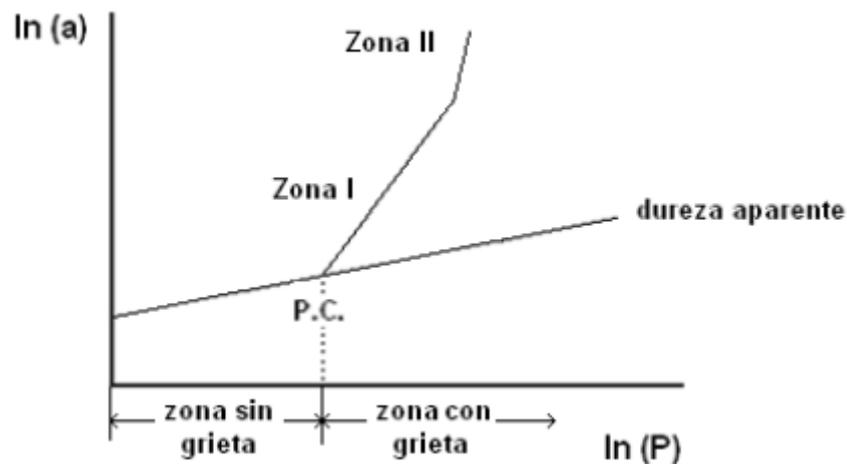


Fig. 2.10. Zonas de agrietamiento.

### 2.3.1 INFLUENCIA DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS SOBRE EL PUNTO CRÍTICO

La importancia de los gráficos de grieta contra carga no sólo reside en su utilidad para hallar el punto crítico, si no en que debido a las mismas se ha logrado predecir la variación de la resistencia a la adhesión del recubrimiento dependiendo de su espesor y del tratamiento térmico al que se somete la probeta.

Según varios estudios [2], [10], [11], se ha descubierto una tendencia del punto crítico a aumentar con el espesor del material, en valor tanto de carga como de longitud de grieta. No obstante, cabe destacar que después de realizar tratamientos térmicos (como un recocido, ver sección 2.7,

tratamientos térmicos), el punto crítico tiende a ser igual para cualquier espesor (véanse figura 2.11-b y anexos, figura A3). Esto se debe a los esfuerzos residuales que intervienen en la relación entre los parámetros  $K_{Ca}$  y espesor de recubrimiento “ $t$ ”.

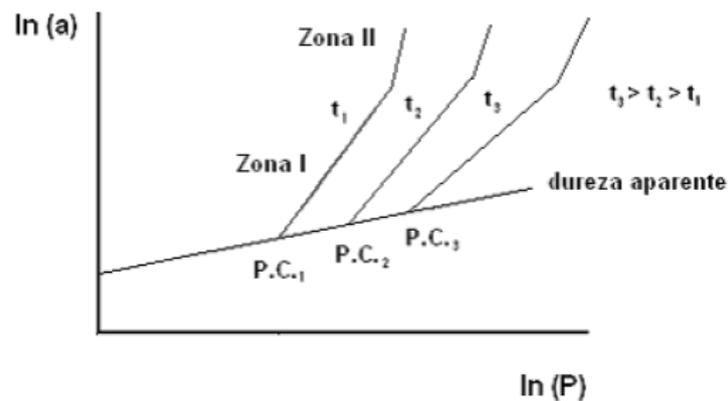


Fig. 2.11. Gráfica de carga contra tamaño de grieta para varios espesores  $t$ .

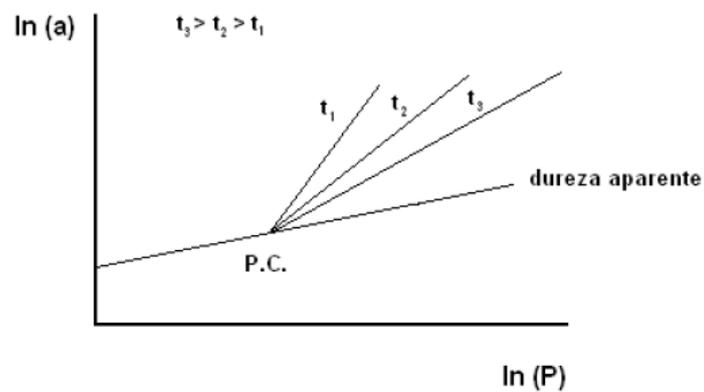


Fig. 2.12. Modificación del punto crítico después de realizar tratamientos térmicos.

Se ha encontrado experimentalmente que  $K_{Ca}$  es inversamente proporcional al cuadrado de  $t$ , de donde se puede extrapolar un valor  $K_{Ca0}$  para un valor infinito de espesor, como se puede apreciar en la figura 2.12.

Una vez realizado un tratamiento térmico, los esfuerzos residuales ocasionados por el proceso de rociado térmico se alivian, y se obtiene un único valor de punto crítico (ver figura 2.12). De este modo, se supone que la variación de  $K_{Ca}$  con el espesor depende directamente de un factor  $p(\sigma)$ , que es función de los esfuerzos residuales, y que desaparece con los tratamientos térmicos [2]. De aquí se obtiene la ecuación 2.25 [11].

$$K_{Ca} = K_{Ca_0} + \frac{p(\sigma)}{t^2}$$

Ec. 2.25.

La ecuación 2.25 presenta una gráfica que puede ser observada en la figura 2.13.

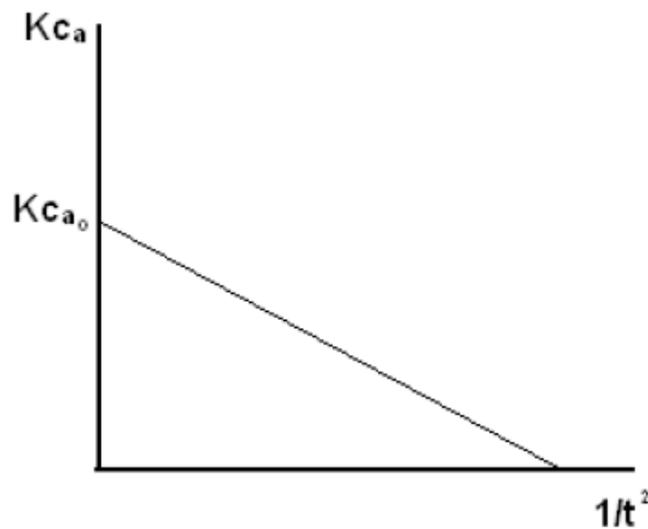


Fig. 2.13.  $K_{Ca}$  contra  $1/t^2$  (válida para muestras sin tratamiento térmico).

De esta figura se obtiene, que sí se logra anular el valor del parámetro  $p(\sigma)$ , la recta de la gráfica debería tornarse horizontal, teniendo un único valor de  $K_{Ca}$  igual para cualquier espesor de recubrimiento. Esto se obtiene realizando tratamientos térmicos que alivian los esfuerzos residuales que aumentan el valor de  $p(\sigma)$ .

Como el valor de  $K_{Ca}$  está relacionado directamente con el punto crítico (ver ecuación 2.22), se explica de este modo que al realizar un tratamiento térmico, y por ende manteniendo constante el valor de  $K_{Ca}$ , las coordenadas del punto crítico no varían al variar el espesor  $t$  (teóricamente el valor de  $(E/H)_i$  tampoco varía con el espesor ya que es una propiedad intrínseca de los materiales).

De este modo, en el desarrollo del trabajo se observa la influencia de ciertos tratamientos térmicos sobre el valor del punto crítico, para varios espesores de recubrimientos rociados con el proceso HVOF.

## **2.4 PROCESO DE ROCIADO TÉRMICO**

### **2.4.1 GENERALIDADES**

La tecnología de los procesos de fusión-rociado data de 1900 cuando la atomización fundida fue introducida para la fabricación de polvos metálicos (Berndt, 1992). Las primeras experiencias utilizaban materiales de bajo punto de fusión como el plomo, posteriormente comenzaron a fabricarse polvos con metales de más alto punto de fusión y fue entonces cuando estos procesos fueron aceptados. Más tarde a los ingenieros de procesos se les ocurrió interceptar un material en el camino de las partículas atomizadas aún fundidas, surgieron de esta manera los recubrimientos fusión-rociado o rociados térmicamente. Unos años más tarde en 1912

Schoop patenta el primer equipo de rociado térmico utilizando un proceso de combustión. Al principio este proceso estaba limitado a materiales de bajo punto de fusión pero luego fue progresivamente extendido para aceros. En la década que siguieron a estos descubrimientos se introducen otras fuentes de calor como el plasma por arco para la fusión de materiales refractarios incluyendo óxidos cerámicos, (Fauchais, 2001).

La utilización de recubrimientos como medio de protección de partes estructurales viene siendo empleada desde hace algunas décadas. El Termorrociado, también llamado Rociado Térmico (ver figura 2.14), es una de las técnicas más interesantes para producir recubrimientos debido a que ofrece soluciones prácticas y económicas a una gran variedad de problemas industriales. Sin embargo, estos procesos están controlados por numerosos parámetros los cuales tienen una influencia directa sobre las propiedades del depósito, (Leigh, 1997).

Los recubrimientos termorrociados son comúnmente aplicados para ofrecer resistencia principalmente frente al desgaste y la corrosión, tanto a temperatura ambiente como a temperatura elevada, así como también para restablecer las dimensiones de piezas desgastadas. Estas técnicas de proyección han sido relacionadas con procesos de soldadura desde el punto de vista de aplicaciones, sin embargo, en dichos procesos el material de aporte es fundido al metal base formando así un enlace metalúrgico. En los procesos de termorrociado generalmente el recubrimiento se adhiere al sustrato a través de un enlace mecánicos. No obstante, algunos procesos de proyección térmica han alcanzado una resistencia de enlace por encima de los 70Mpa (Van Den BERGE, 1998).

El termorrociado es un proceso que usa la energía química (combustión) o eléctrica (plasma o arco) para calentar y acelerar partículas (metal, cerámica, cermets, inter-metálicos y polímeros), con una antorcha o pistola a velocidades que oscilan entre 50-1000m/s y proyectarlas contra la superficie a ser recubierta.

Las altas velocidades y temperaturas alcanzadas por las partículas causan una deformación significativa de las gotas cuando impactan sobre la superficie del sustrato, produciéndose capas o placas delgadas (“splats”) que posteriormente se conforman y se adhieren a la superficie del sustrato.

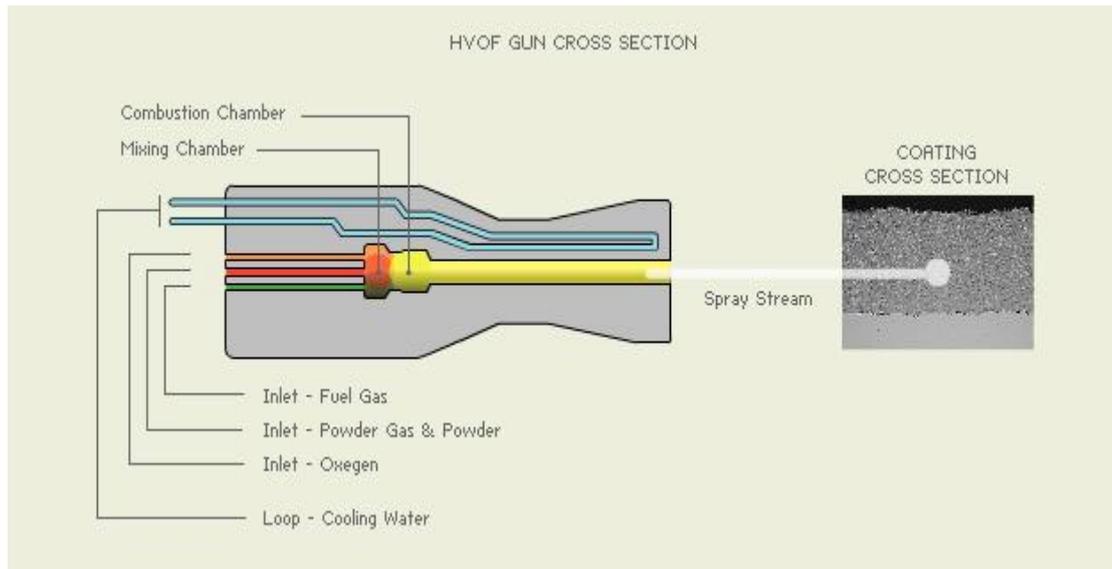


Fig. 2.14. Esquema simple del proceso de rociado térmico [27].

La consolidación de las partículas se logra termomecánicamente, el trabajo mecánico de éstas se debe a la energía cinética impartida por las altas velocidades del gas que aceleran las partículas. La consolidación ocurre de acuerdo a las siguientes etapas: flujo líquido, redistribución sólida, deformación sólida, recristalización y difusión.

Los depósitos contienen niveles de porosidad, partículas fundidas, semifundidas o no fundidas e inclusiones de óxidos (producto de la oxidación de las partículas). Las características del recubrimiento dependen del tipo de proceso de rociado térmico usado, las condiciones de operación seleccionadas y del material a rociar, Esta técnica permite

procesar materiales en muchas formas: polvo, barras, alambres y mezclas de compuestos.

#### **2.4.2. Aplicaciones**

- Alta resistencia al desgaste y a la corrosión de la superficie.
- Restauración dimensional (brocas de perforación, bloques de motores, conductores térmicos y eléctricos, etc.).
- En la industria aeroespacial, automotriz, química del plástico y biomedicina e implementos para la agricultura.

#### **2.4.3. Ventajas del Termorrociado**

- Uso de gran variedad de materiales.
- Aplicación del recubrimiento sobre el sustrato en algunos casos sin una preparación superficial y un calentamiento significativo.
- Las piezas se pueden recubrir nuevamente sin cambios en sus propiedades o dimensiones.

#### **2.4.4. Proceso del Termorrociado**

La combinación de las altas temperaturas de las partículas y velocidades de las gotas causan una deformación cuando impactan sobre la superficie del sustrato, formando capas continuas (1-20 $\mu$ m) sólidas que se enfrían a altas velocidades, para formar materiales cristalinos, uniformes y de tamaño de grano pequeño. Los depósitos contienen niveles de porosidad, partículas fundidas, semifundidas o no fundidas e inclusiones de óxidos (producto de la oxidación de las partículas).

#### **2.4.5. Método del Termorrociado**

La característica común de los métodos de rociado térmico es el uso de la energía química o eléctrica para calentar los materiales a

depositar creando un flujo de gotas fundidas y semi-fundidas que son aceleradas y dirigidas hacia las superficies a ser recubiertas.

El Termorrociado es un término que agrupa una serie de procesos usados para aplicar recubrimientos metálicos y no metálicos. Esos procesos usados para aplicar recubrimientos metálicos y no metálicos. Esos procesos se agrupan en tres categorías principalmente: Termorrociado por arco de plasma, Termorrociado por combustión y Termorrociado por arco eléctrico (Krepaski, 1993).

Para estos procesos, es requerido una fuente de calor y un medio de proyectar las partículas. Por este motivo, el Termorrociado se describe como aquel que combina la energía térmica para el calentamiento y fusión con la energía cinética para la proyección y dispersión de las partículas de la aleación donde éstas impactan, se esparcen y solidifican sobre el sustrato previamente preparado. En este proceso las fuentes de energía térmica se usan para calentar los materiales para recubrir (polvos, alambres, etc.), hasta llevarlos a un estado de fusión o semi-fusión. Las partículas calientes son aceleradas o propulsadas hacia una superficie, ya sea por gases del proceso o por jets de atomización.

El elemento principal en este proceso es entonces el origen de la energía térmica. Esta puede ser suministrada por la combustión entre un combustible y el oxígeno, por calentamiento eléctrico y por radiación.

#### **2.4.6. Proceso HVOF (High Velocity Oxygen-Fuel)**

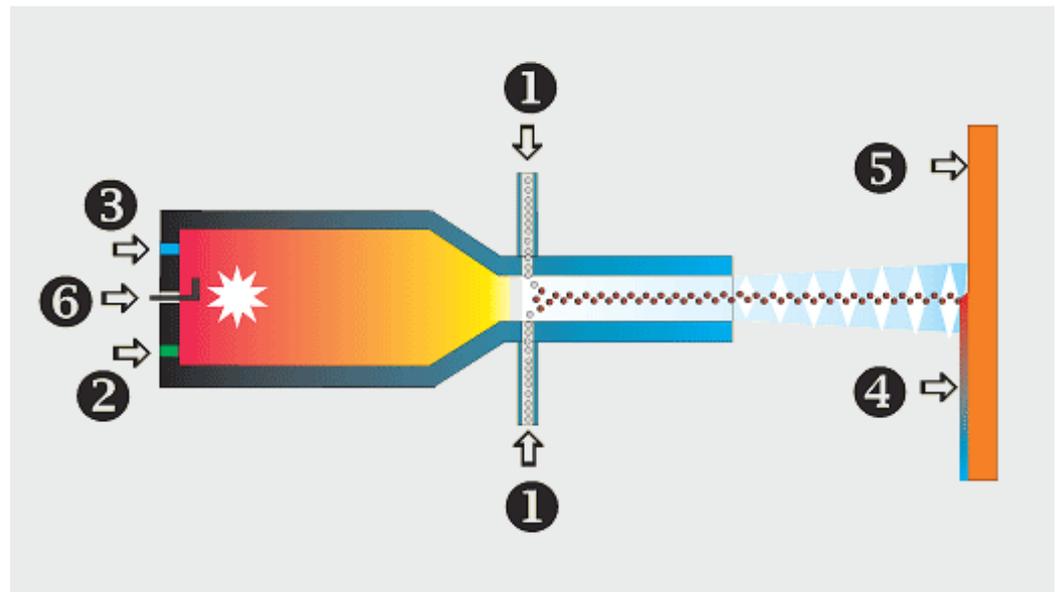
En años recientes la tendencia mayoritaria en la industria de termorrociado ha estado dirigida a aumentar la velocidad de las partículas o polvos para obtener mejores espesores de recubrimientos, así como mejoras en la dureza, densidad, resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste. Entre las técnicas de hipervelocidad se encuentra la modalidad:

HVOF (termorrociado por combustión de alta velocidad), la cual genera la máxima velocidad de partículas. (Fauchais, 2001).

Los procesos de hipervelocidad utilizan una mayor energía cinética y menos energía térmica comparada con otros procesos de rociado térmico tales como arco eléctrico, llama y plasma. La velocidad de la partícula en estos procesos es considerablemente mayor que la alcanzada en los procesos de rociado térmico convencionales lo cual le permite tener una mayor oxidación porque ésta tienen menos contacto con la atmósfera, menos tiempo en la llama y una menor temperatura final comparada con procesos de plasma o arco eléctrico. (ASM Handbook, Vol .2)

#### **2.4.6.1. Proceso dentro de una pistola HVOF**

Todas las pistolas HVOF desarrolladas (ver figura 2.15), constan esencialmente de una cámara de combustión interna en la cual un gas (propileno, propano, hidrogeno o acetileno) o combustible líquido (K-1 kerosén) y oxígeno, son inyectados a altas presiones (0.5-3.5) Mpa y altas velocidades de flujo, hasta 0,016 m<sup>3</sup>/s. Estos compuestos son entonces encendidos y continuamente combustionan, siendo acelerados a través de una boquilla convergente-divergente hacia un cilindro o tubo de aceleración enfriado con agua. Los polvos son inyectados junto con un gas de transporte hacia la salida de la cámara de combustión en la corriente de gas caliente y supersónico y, son acelerados durante su recorrido a través de un tubo o cañón hasta salir a la atmósfera.



Partes:

1. Adición del material - Polvo
2. Entrada de Kerosene
3. Entrada de Oxígeno
4. Rociado
5. Material base
6. Chispa de bujía

Fig.2.15 Esquema de una pistola de HVOF

El objetivo de la tecnología HVOF es transferir energía cinética y térmica a las partículas en polvo que formarán el recubrimiento con un alto grado de eficiencia. La velocidad de la partícula (es decir la velocidad a la cual las partículas del recubrimiento viajan durante su trayectoria desde la salida de la pistola de termorrociado hacia el sustrato), es un factor crítico en todos los procesos. Significativamente la pistola HVOF puede producir velocidades de partícula que son

considerablemente más altas que otros procesos de termorrociado disponibles comercialmente.

Las ventajas que presentan el proceso HVOF sobre otras tecnologías de termorrociado son:

- Ambiente más favorable (menos atmósfera oxidante).
- Tiempos de exposición en vuelo, más cortos, debido a velocidades de partículas más altas que otros procesos.
- Calentamiento de la partícula más eficiente y uniforme debido a la elevada micro-turbulencia.
- Temperatura final de partícula menor comparada con pistolas de plasma o de arco.
- Mayor energía cinética al impactar el sustrato.

La tabla II.2, resume las características básicas del proceso HVOF que conlleva a una mejor calidad del recubrimiento y las causas que las generan.

**Tabla II.2. Beneficios del proceso HVOF**

<b>CARACTERISTICAS</b>	<b>CAUSA</b>
Alta densidad	Alta energía de impacto
Mayor resistencia a la corrosión	Menor porosidad
Mayor resistencia al desgaste	Recubrimientos mas duros
Mayor adhesión y resistencia cohesiva	Mejor enlace entre las partículas
Menor contenido de óxido	Menor tiempo de exposición al aire
Menor contenido de partículas no fundidas	Mejor calentamiento de las partículas
Mayor estabilidad química de los polvos y fases	Menor tiempo a la temperatura
Recubrimientos más gruesos	Menos esfuerzos residuales
Superficie con menor rugosidad	Mayor energía de impacto

#### **2.4.7. Procesos involucrados en la formación de la llama**

En la cámara de combustión de la pistola se mezclan los gases que han sido introducidos a velocidad y relación predeterminada. Una chispa provoca la ignición del proceso de combustión y la energía liberada por dicho proceso es absorbida por los gases, aumentando su

temperatura y energía cinética. Parte de esta energía acumulada en las moléculas de fluido se libera cuando éste choca con las paredes de la cámara y del cañón (también denominado tubo de aceleración), que se mantiene refrigerado por agua. El aumento de temperatura y energía cinética de los gases provoca una diferencia de presión importante entre el interior de la cámara y la salida de la pistola de proyección, lo que produce una aceleración de las moléculas del gas involucradas en el proceso de combustión expandiéndose en el tubo de aceleración hacia el exterior.

A la salida de la pistola es donde la expansión del gas cobra su magnitud real (la presión es la atmosférica), el flujo es laminar y sub-expandido, es decir, la presión a la salida es mayor que la atmosférica. Durante el proceso la velocidad del fluido pasa de subsónica a supersónica formando en la llama una cadena de rombos brillantes denominados ondas de choque o diamante que debido al rozamiento con el medio ambiente tienden a desaparecer a una cierta distancia de la salida de la pistola. (ASM Handbook, Vol. 2)

#### **2.4.8. Aspectos termodinámicos y cinéticos del proceso de termorrociado HVOF**

Mucho se ha escrito sobre el proceso HVOF, pero es importante destacar que Thorpe (1992) fue el primero en realizar un estudio riguroso de cómo opera el proceso, considerando los fundamentos y principios termodinámicos.

Según Knotek, 1993 un análisis del sistema de termorrociado HVOF se puede dividir en tres subsistemas principales:

- La fuente de energía, la cual permite que los gases y las partículas a termorrociar sean calentadas y aceleradas dentro de la pistola.

- El viaje fuera de la pistola de las partículas dentro de la corriente de gas (chorro libre), donde las partículas continúan siendo aceleradas.
- La formación del recubrimiento, donde las energías cinéticas y térmicas de las partículas gobiernan la estructura del recubrimiento.

Cuando se habla de aspectos cinéticos y termodinámicos en un proceso HVOF típicamente se está hablando de las condiciones del gas, por lo que se realizó un estudio de las condiciones del gas con partículas de carburo de tungsteno – cobalto utilizando un cañón de aceleración con una longitud de 8 pulgadas.

Las partículas de carburo de tungsteno están usualmente mezcladas, aglomeradas o recubiertas con cobalto. El cobalto tiene un punto de fusión de 1760K. Los resultados indican que las partículas de 40 $\mu$ m y tamaños más pequeños alcanzan el punto de fusión antes de dejar el cañón de 8 pulgadas. La temperatura de las partículas no cambiará mucho durante el viaje, hasta que todo el recubrimiento de cobalto que rodea la partícula se funde, ya que el calor de fusión es suministrado por la transferencia de calor. Esto no se consideró en este simple análisis. Para un buen enlace del recubrimiento al sustrato, es importante que el cobalto esté líquido o al menos ablandado cuando las partículas impacten contra el sustrato. Observaciones experimentales confirman que las partículas de 40 $\mu$ m de carburo de tungsteno recubiertas de cobalto están lo suficientemente fundidas para adherirse a las paredes del cañón de HVOF, para longitudes de cañón mayores de 8 a 10 pulgadas. Todo esto se encuentra en los datos suministrados por la figura II.14, que indican que la temperatura de las partículas de 40 $\mu$ m para esta longitud de cañón (8 inches), está alrededor de 1760 K.

Después de dejar el cañón, la corriente de gas a altas temperaturas y altas velocidades deberá entrar al aire frío del ambiente y así deberá expandirse, posteriormente se enfriará lentamente. Los choques de diamante, tal como ya se discutió, se vuelven cada vez menores y se observa que se disipan alrededor de una distancia de 20 veces de diámetro del cañón para sistemas HVOF con una longitud de cañón de 0,22 m (8.75 inches) y con una presión de cámara de combustión de 8.2 bar (120 psi). (ASM Handbook, Vol. 2)

#### **2.4.9 Variables que afectan la calidad del recubrimiento**

La comunidad que trabaja en el campo del termorrociado está al tanto que la velocidad y la temperatura de las partículas antes de impactar el sustrato son los factores más importantes que determinan la calidad del recubrimiento. Es decir, la microestructura y las propiedades físicas del recubrimiento son influenciadas por estos parámetros.

Los efectos de la velocidad y de la temperatura de la partícula sobre las características del recubrimiento han sido estudiados por un gran número de investigadores.

Indudablemente que para producir recubrimientos de calidad se requiere un conocimiento detallado de cómo los parámetros de entrada del proceso afectan la temperatura y velocidad de la partícula y como esto se relaciona a las características del recubrimiento. A continuación se mencionan las variables más importantes:

- Efecto de la distancia de rociado.
- Relación oxígeno / combustible y la presión de la cámara.
- La morfología y procesamiento de los polvos.
- Efecto del gas de transporte.
- Velocidad o flujo de alimentación de los polvos.

- Longitud del cañón de la pistola.

#### **2.4.10. Efectos de la distancia de rociado**

Yang (1996) modeló el movimiento de las partículas y su comportamiento térmico durante el proceso de termorrociado HVOF, el cual fue validado con datos experimentales obtenidos en una pistola JP-5000 como la utilizada en la presente investigación.

Utilizó polvos de la aleación INCONEL 718 (super aleación base níquel) y obtuvo, el comportamiento de la temperatura y velocidad de las partículas en función de la distancia, desde el punto de inyección de los polvos en el cañón hasta la distancia de ubicación del sustrato a recubrir. Para esta investigación se evaluaron diferentes diámetros de polvo y velocidades de inyección del mismo.

Las partículas con diámetros mayores tales como 20 y 40 micrones salen del cañón con velocidades menores de 820 y 470 m/ s, respectivamente; debido a la mayor inercia de esas partículas ellas son menos aceleradas cuando la velocidad del gas es mayor que la respectiva velocidad de las partículas.

En general, mientras más altas sea la velocidad de la partícula al impactar mejor será el recubrimiento obtenido. Esto se debe a que una mayor velocidad simplemente compacta las partículas más densamente en el recubrimiento. Esta diferencia de velocidades para diferentes tamaños de partículas, puede explicarse por la inercia de la partícula y así por el mecanismo de aceleración y desaceleración de la misma.

Respecto al efecto de la distancia de rociado en la temperatura de la partícula, Yang y Sobolve (1996), determinaron para diversos polvos de alimentación que el comportamiento térmico de la partícula durante su viaje al sustrato depende de su morfología, tamaño, forma, temperatura inicial, de la transferencia de calor del gas a la

partícula del material y de sus propiedades termofísicas. De la comparación y resultados presentados por Sobolev para partículas de WC-12%-Co, se tiene que la distancia de rociado para partículas relativamente pequeñas:

Dp:  $10\mu\text{m} < 400\text{mm}$ .

Dp:  $20\mu\text{m} < 480\text{mm}$ .

Dp:  $25\mu\text{m}$  puede exceder los 500mm.

Esto significa que la distancia de rociado óptima aumenta con el peso de la partícula. Debido a que un aumento en el peso de la partícula causa una disminución en su velocidad y así un aumento de su tiempo de resistencia a altas temperaturas en la llama.

Es importante destacar que el intervalo de distancias de rociado permisible y su valor máximo aumentan con el diámetro de la partícula. Las condiciones térmicas óptimas para el termorrociado HVOF pueden ser más fácilmente alcanzadas para diámetros de partículas que estén en un intervalo entre 20 y 40  $\mu\text{m}$ .

Las partículas con un tamaño mayor al intervalo de 40  $\mu\text{m}$  no se fundirán adecuadamente. En cambio, partículas con un tamaño menor como partículas de 10  $\mu\text{m}$  de diámetro tendrán una tolerancia muy estrecha para la distancia de rociado óptima la cual puede ser muy difícil de controlar. (ASM Handbook, Vol. 2).

#### **2.4.10.1. Relación oxígeno/combustible y la presión de la cámara**

Las variables de velocidad y temperatura de partícula son las responsables directas de la calidad del recubrimiento obtenido, por lo que los caudales de oxígeno y combustible y la relación existente entre ellos son los factores que a la hora de la proyección térmica de alta velocidad (HVOF), con un tipo de pistola determinado y una distribución de

tamaños, composición de fases y morfología prefijadas, pueden ser modificados con el objetivo de alterar dichas variables y así obtener una óptima calidad en el recubrimiento. (ASM Handbook, Vol. 2)

#### **2.4.10.2. La morfología y procesamiento de los polvos**

La forma y tamaño de la partícula es de gran importancia en procesos tales como la velocidad de alimentación en la pistola, transferencia de calor y la interacción con la atmósfera durante el viaje de los polvos hacia el sustrato (Sobolev, 1999, Fauchais, 2001).

Los polvos obtenidos por procesos de atomización de un gas tienden a ser esféricos, mientras que los atomizados con agua y los obtenidos por molienda son angulares. Los polvos pueden tener tamaños comparables pero diferente morfología lo cual tiene una influencia significativa en las características de termorrociado. Por lo tanto además de especificarse el tamaño de los polvos, debe también indicarse la morfología de los mismos.

Los procesos de alta velocidad como el HVOF, requiere un tamaño de partícula más fino que los otros procesos de termorrociado como Plasma y Llama, debido al corto tiempo de resistencia de la partícula en la zona de combustión.

Según Kepraski (1993), en algunos casos un tamaño de partícula muy fino tenderá a generar esfuerzos residuales más altos en el recubrimiento y límites menores en los espesores del mismo, posiblemente debido a que el rápido enfriamiento reduce el tiempo para el recubrimiento pueda relajar térmicamente los esfuerzos por deformación plástica. (ASM Handbook, Vol. 2).

### **2.4.10.3 Aleaciones de carburo de tungsteno-cobalto**

De todos los carburos cementados, éstas aleaciones son las más fáciles de conseguir comercialmente; consisten en partículas de carburo de tungsteno mezcladas o aglomeradas con cobalto. Estas aleaciones exhiben una excelente resistencia al desgaste por abrasión y son utilizadas también, para recubrir herramientas de cortes y en recubrimientos para componentes expuestos a medios agresivos.

Comercialmente estas aleaciones contienen un intervalo de cobalto entre 3 y 25% de porcentaje en peso. Para propósitos mecánicos, las aleaciones con 3 y 12% de cobalto y tamaños de grano entre 0,5 y más de 5  $\mu\text{m}$  son comúnmente utilizados. (ASM Handbook, Vol. 5)

## **2.4.11 CARACTERÍSTICAS PRINCIPALES DE LOS RECUBRIMIENTOS.**

### **Dureza, Densidad y Porosidad:**

La dureza y resistencia a la erosión les permite ser útiles en aplicaciones de alto desgaste. La densidad de los recubrimientos rociados es usualmente menor que la que poseen antes de depositarse. En general, a mayor velocidad de partícula más duro y denso será el recubrimiento. La velocidad de partícula para los distintos procesos, en orden decreciente, es: detonación, high-velocity oxygen fuel (HVOF), arco por plasma, arco por alambre y rociado por llama.

La densidad también depende de la temperatura de la partícula y del tipo de gas de atomización utilizado. La porosidad también depende del tipo de proceso de rociado de los parámetros utilizados y del material utilizado en menor grado.

### **Resistencia a la corrosión:**

Para aplicaciones en muy altas temperaturas y para exposición química, el recubrimiento debe ser muy resistente a la corrosión. Para estas

aplicaciones el recubrimiento ofrece una barrera resistente a la corrosión que protege al sustrato bajo condiciones extremas.

**Adhesión:**

Este tipo de recubrimientos puede tener muy alta adhesión, algunos recubrimientos especiales usados para aplicaciones de alto desgaste aplicados con procesos de alta velocidad de partícula pueden llegar a tener buenas. La misma puede ser mejorada dependiendo del tratamiento térmico que recibe la muestra rociada. Se ha demostrado que la resistencia a la adhesión se puede aumentar en modo considerable realizando tratamientos térmicos normales o cíclicos [2].

**2.4.11.1 Características del proceso HVOF**

- Produce recubrimientos muy limpios, duros y densos con estructuras finas y homogéneas.
- Los recubrimientos están adheridos firmemente al sustrato.
- Es excelente en cuanto a la resistencia a la corrosión y al desgaste.
- Es recomendado para recubrimientos de carburo y a menudo para recubrimientos de súper-aleaciones.
- Es posible realizar recubrimientos de espesores muy pequeños.
- Las superficies recubiertas normalmente son muy lisas.
- Se puede recubrir piezas de geometrías muy complejas.
- Se puede evitar con facilidad recubrir áreas que no llevan recubrimiento.
- El proceso puede ser automatizado por completo.

**2.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS E INFLUENCIA SOBRE LAS PROPIEDADES DE LOS RECUBRIMIENTOS**

Los tratamientos térmicos son procesos de calentamiento y posteriormente un enfriamiento controlado, a los que son sometidos ciertos

materiales, en la mayoría de los casos aceros, con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas.

En algunos casos se aplican tratamientos térmicos para mejorar las propiedades de recubrimientos, como adhesión, dureza, resistencia al desgaste, etc.

Un material calentado hasta una temperatura determinada (que depende del material) y enfriado lentamente (generalmente dentro del horno), tiene un recocido completo. Con este tratamiento se aumenta la elasticidad, por el contrario, disminuye la dureza.

Si se calienta un material hasta cierta temperatura y se deja enfriar al aire, se le denomina normalizado. El material desarrolla de este modo una mayor resistencia, se alivian las tensiones internas y se distribuye homogéneamente el carbono.

Los tratamientos térmicos pueden emplearse también en otros materiales además del acero. Un ejemplo son los recubrimientos. En algunos casos es posible aplicar tratamientos térmicos sobre recubrimientos, logrando mejorar la calidad del mismo. Han habido investigaciones que demuestran que el tratamiento térmico tiene una influencia directa sobre el valor de tenacidad a la fractura, aumentándolo en modo notable [2], [10].

Entre estos se hallan Chicot et. al. [2], que han demostrado que el tratamiento térmico de recocido aumenta la tenacidad interfacial aparente de ciertos recubrimientos. En otro trabajo, Chicot y Lesage [23], hallaron que los esfuerzos residuales existentes entre el sustrato y el recubrimiento disminuyen con la ayuda de tratamientos térmicos como el recocido.

Otro tratamiento térmico que se puede utilizar sobre recubrimientos es el de llama oxi-acetilénica. Éste se diferencia del tratamiento en horno en que la velocidad de enfriamiento es mucho mayor, por lo que pueden crearse esfuerzos residuales en el proceso de enfriamiento.

## 2.6 MATERIALES DE LOS RECUBRIMIENTOS

### 2.6.1 CERMETS

Los materiales “cermet” deben su nombre a la combinación de las palabras “ceramic” y “metal”, del inglés, ya que los materiales que los componen son en parte cerámicos y en parte metales. Los materiales cermet están formados por 2 ó más componentes distinguibles físicamente y separables mecánicamente, presentan varias fases químicamente distintas, completamente insolubles entre sí y separadas por una interfase.

La clase más amplia de cermets está formada por los carburos cementados, éstos se obtienen moliendo los polvos de carburo de tungsteno (WC) con cobalto. El cobalto tiene como finalidad agregar ductilidad, a expensas de la dureza la cual disminuye, aumentando su contenido en peso desde 3 hasta 15% [15].

### 2.6.2 CARBURO DE TUNGSTENO CON COBALTO

El carburo de tungsteno con cobalto es una aleación con carbono (contenido en peso  $\leq 5,10$  %), hierro ( $\leq 2,00$  %), cobalto (11-13 %) y tungsteno (80 - 82 %).

El tungsteno, símbolo químico W (también llamado Wolframio), es un material muy duro y denso que se obtiene de la wolframita, y se funde a una asombrosa temperatura de 3422 °C, el mayor de los puntos de fusión de todos los metales. Cuando se le combina con una aleación de carbono toma el nombre de carburo de tungsteno y puede llegar a ser cuatro veces más duro que el titanio (entre 8,5 y 9,5 en la escala de dureza de Mohs); por este motivo se le usa en herramientas de corte, abrasivos y rodamientos, ya que su precio es mucho menor que el del diamante.

Cuando el carburo de tungsteno es unido con cobalto, toma el nombre de carburo cementado. De este modo disminuye la fragilidad del material, aumentando así su tenacidad y durabilidad. Las características del

material pueden ser muy diferentes al cambiar el tamaño de los granos, el contenido de cobalto y el de carbono, o al variar el proceso de aplicación.

### **2.6.3 MEZCLAS**

Los recubrimientos tipo cermet estudiados en el trabajo contienen, exceptuando el caso de la mezcla de 100%Wc-12%Co, un porcentaje de otra aleación, lo que los convierte en compuestos. Los compuestos son muy utilizados como polvos para recubrimientos, ya que, variando el porcentaje de sus componentes, pueden ofrecer características tanto de uno como de otro material. Durante el desarrollo de este trabajo se estudian recubrimientos tipo cermet (en particular carburo de tungsteno con 12% cobalto) y una aleación base níquel.

### **2.6.4 ALEACION BASE NÍQUEL**

La aleación base níquel contiene múltiples fases finas y duras que se distribuyen uniformemente a lo largo de una matriz de Ni-Cr-B. Dichas fases duras, compuestas por boruros o carburos bi y tri-metálicos, se precipitan durante la manufactura del producto, motivo por el cual son parte inherente de la microestructura, en lugar de añadirse externamente así como los polvos compuestos convencionales.

Las fases duras permanecen uniformes a lo largo de los procesos a los que se someten, para asegurar un desempeño consistente a lo largo del recubrimiento, ya que al estar bien distribuidas en la matriz, se asegura que no se erosionarán prematuramente.

El acabado es bastante aceptable, ya que las partículas que componen la aleación de níquel son muy finas (con un tamaño de grano de alrededor de 5-10 micrones). Las fases duras, junto con la alta dureza de la matriz de Ni-Cr-B, pueden resistir abrasión y corrosión extremas.

La aleación en estudio, se forma a partir de una base de níquel o cobalto y tienen una muy buena resistencia al desgaste, además de la resistencia a la corrosión. Esta aleación en particular, tiene la siguiente composición química; 56,4% Ni, 17,3% W, 15,0% Cr, 4,50% Si, 3,50% Fe, 3,00% B, 0,800% C. Referirse a los anexos A1-c para observar las características del material [24].

## CAPÍTULO III

### 3.1 MATERIALES

Para el desarrollo de esta investigación, fueron utilizados un acero inoxidable AISI/SAE 304 como sustrato y tres mezclas de polvos de carburo de tungsteno con 12% de contenido de cobalto en peso (en modo abreviado WC-12Co) y de una aleación base níquel (NiCrBSi), estas mezclas fueron proyectadas como recubrimientos a través de la técnica HVOF. En la tabla III.1 se observan las mezclas utilizadas.

Tabla III.1. Composiciones químicas de las mezclas:

<b>Composición</b>
100% (WC-12Co)
90% (WC-12Co) + 10% NiCrBSi
70% (WC-12Co) + 30% NiCrBSi

### 3.2 PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS

Las muestras se cortaron en secciones de 40 mm de largo proveniente de una pletina de acero AISI/SAE 304, de espesor igual a 7,94 mm (5/16 inches) y de ancho igual a 30 mm ó (1 ¼ inches), como se muestra en la figura 3.3. El proceso de corte con sierra de cinta se muestra en la figura 3.1. Estas probetas luego fueron rectificadas por sus seis caras para garantizar paralelismo y así evitar variaciones en el espesor al momento de rectificar la pieza recubierta. Se usó una rectificadora de precisión de hasta una milésima de milímetro, además de utilizar un tornillo micrométrico para verificar los espesores de recubrimientos finales. La máquina utilizada para el rectificado se muestra en la figura 3.2.



Fig. 3.1. Corte de las probetas con Sierra de cinta.

Fig. 3.2. Rectificado de las probetas.

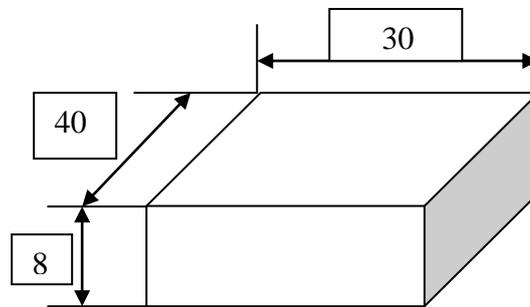


Fig. 3.3. Dimensiones de las probetas expresadas en mm.

El peso requerido de los polvos para rociar las probetas fue obtenido a través del uso de una balanza, siendo estos de 900 gr para cada mezcla respectiva, en la figura 3.4 se observa la balanza utilizada. Luego a cada mezcla le fue añadido alcohol etanol para así garantizar una mezcla uniforme, la cual se llevo a cabo por espacio de 5 horas. A continuación se utilizaron dos ángulos de acero bajo carbono de dimensiones 3 pulgadas y su equivalente en milímetros 76.2 mm, los cuales fueron perforados, para luego colocar las muestras a una separación de 10mm, dicho ángulo se perforó con una broca de  $\frac{1}{4}$  de pulgada de diámetro para posteriormente colocar 15 piezas en cada ángulo soldándolas en la parte anterior del mismo. Uno de los ángulos se muestra en la figura 3.5.



Fig. 3.4. Balanza digital



Fig. 3.5. Soldado de las probetas en el ángulo.

Previamente al rociado térmico las muestras fueron tratadas con un disolvente (thinner comercial) y luego precalentadas con llama para eliminar la presencia de grasa e impurezas que interfieran en la adhesión del recubrimiento. Posteriormente se aplicó un arenado o “sand-blasting” a las muestras, el cual consiste en proyectar arena a alta presión contra la superficie a rociar, para aumentar su rugosidad mejorando, así la adhesión al sustrato.

Es importante enfatizar que el arenado (del inglés: sand-blasting) permite aumentar la rugosidad superficial de un material. Este proceso de granallado se realizó con partículas de alúmina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) con las cuales se impactó la superficie de la pieza a recubrir, impulsadas a una presión de 400 Kpa (60 psi), dichas partículas poseen un tamaño que oscila de (0 – 1) mm de diámetro. En la figura 3.6 se puede observar la alúmina (color blanco), y la manguera transportadora, que proyecta la alúmina hacia las pletinas. La rugosidad fue medida con un instrumento llamado rugosímetro, el cual se muestra en la figura 3.7. Se tomaron 10 valores que oscilaron de (5- 7)  $\mu\text{m/in}$  para así obtener un valor que garantice la adhesión del recubrimiento a la superficie tratada.



Fig. 3.6 (a, b, c). Limpieza y eliminación de impurezas y arenado.

Fig. 3.7(d) Instrumento de medición de la rugosidad.

### 3.3 DEPÓSITOS DE LOS RECUBRIMIENTOS

Para el proceso de rociado térmico de las probetas se empleó una pistola de alta velocidad marca Whitco Hypersonic JP-5000, la cual se puede observar en los anexos (figura A.12) y en la figura 3.9, sin embargo se pueden apreciar, tanto la proyección de las partículas como pequeñas ondas de presión en forma de rombos. Los parámetros de rociado se ubican en la tabla III.2.

Tabla III.2. Parámetros aproximados para el proceso de rociado térmico:

	<b>Parámetros valores.</b>	<b>Unidades</b>	<b>Conversión</b>	<b>Unidades</b>
<b>Temperatura de Pre calentamiento del Substrato (°C) (Temp de Llama)</b>	62	°C	62	°C
<b>Distancia de rociado térmico (cm)</b>	16	pulg	40,64	cm
<b>Presión de oxígeno (MPa)</b>	17	psi	0,1172 10869	MPa
<b>Flujo de oxígeno (l/min)</b>	500	N/A		
<b>Presión de Kerosén (Mpa)</b>	110	psi	0,7584 2327	MPa
<b>Flujo de Kerosén (l/min)</b>	6,5	G/H	0,4100 863	l/min
<b>Presión de la cámara de combustión (Mpa)</b>	110	psi	0,7584 2327	MPa
<b>Velocidad de Alimentación (r.p.m)</b>	382	r.p.m	382	r.p.m
<b>Presión de Nitrógeno (Mpa)</b>	200	psi	1,3789 514	Mpa
<b>Tornillo que lleva el material a la manguera</b>	6	hilos /pulg	6	hilos /pulg

La presión del combustible se mantuvo en 790 Kpa (115 psi) para las mezclas de 100%(Wc-12%Co) y 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB y en 1030 Kpa (150 psi) para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB. En la figura 3.8 se observa detalladamente las ondas en forma de diamante en el chorro de alta velocidad. Las probetas sin tratamiento y las tratadas térmicamente, ya rectificadas se muestran en los anexos, en las figuras desde la A.6 a la A.9. Las probetas tratadas con sand-blasting y recién rociadas se pueden ver en los anexos en las figuras A.13 y A.14 respectivamente.



Fig. 3.8. Deposición de recubrimiento con pistola Whitco Hypersonic JP-5000.

Sin tratamientos térmicos se trabajaron tres muestras para una mezcla de 100%(Wc-12%Co), doce muestras en total para la mezcla de 90%(Wc-2%Co)+10%NiCrB de las cuales, se dejaron tres muestras sin tratamiento térmico, tres muestras con tratamiento de llama, tres muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico de recocido dentro del horno utilizando temperaturas 600 °C y las otras tres muestras a 950 °C, lo anterior se repitió para la mezcla de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.

### 3.4 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Luego de ser depositados los polvos en el sustrato y teniendo listas las muestras con los distintos tratamientos térmicos se procedió a rectificar la superficie del recubrimiento, para así llevarlos a los espesores requeridos (200, 400 y 600)  $\mu\text{m}$ . Luego se procedió a desbastar cada cara lateral de las probetas utilizando papel de lija con varios tipos de granulometrías comenzando con grano 80 hasta 1500. Posteriormente se efectuó un pulido mecánico mediante el uso de una pulidora de muestras metalográficas, en la cual se trabajó con una suspensión de alúmina de 1 $\mu$  para pulido grueso y de 0.3  $\mu$  para pulido fino, para de esta forma dar a la pieza el acabado final obteniéndose una superficie especular tipo espejo. Ver figura 3.9 i); ii); iii)

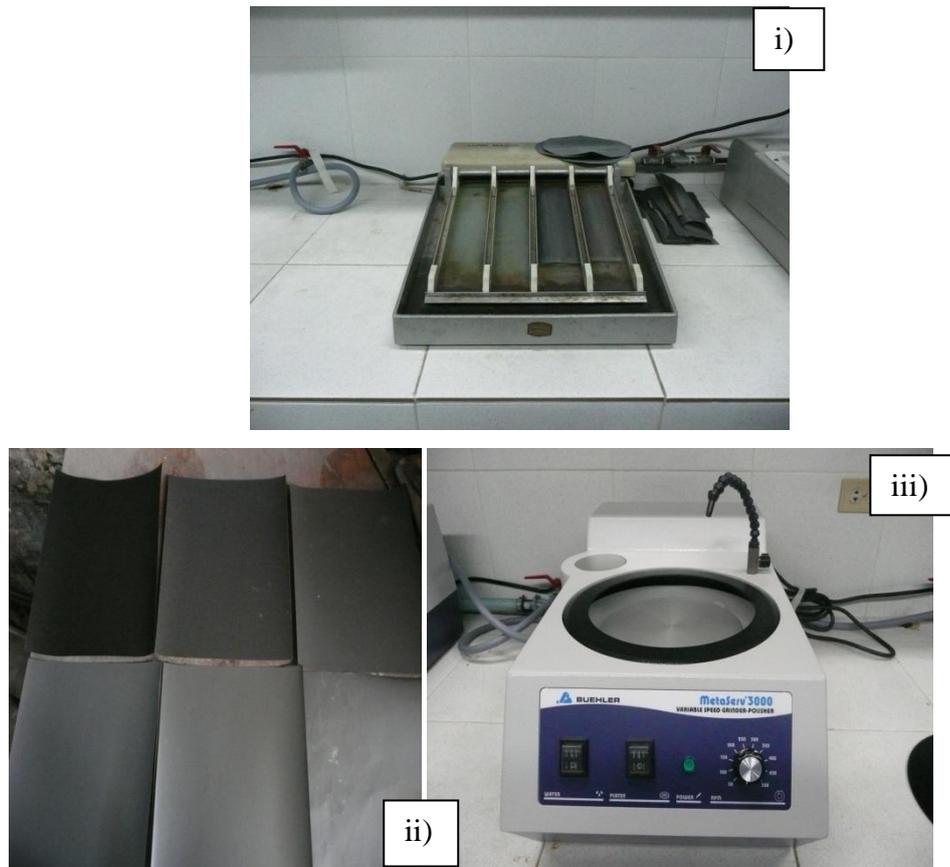


Fig. 3.9. i) Desbastadora manual ii) Lijas iii) Pulidora de muestras metalográficas.

Posteriormente, se procedió a efectuar tratamientos térmicos a las muestras con el fin de lograr el alivio de los esfuerzos residuales y con ello garantizar una mayor adherencia.

El tratamiento con llama se llevó a cabo por espacio de aproximadamente 300 segundos hasta obtener una superficie con apariencia glaseada, la cual se obtiene cuando la temperatura alcanza aproximadamente 1000 °C. (Ver figura 3.10). El tratamiento térmico de recocido en el horno consistió en calentar probetas gradualmente hasta los 600 °C y las otras hasta los 950 °C, con una velocidad de calentamiento de 15°C por minuto, manteniéndolas a dichas temperaturas durante una hora, y dejándolas

enfriar en horno en una atmósfera controlada con gas argón hasta alcanzar la temperatura ambiente ( $\sim 25^{\circ}\text{C}$ ) basado en estudios previos realizados por Lesage et al.

La figura 3.11 muestra el horno utilizado ubicado en el Laboratorio CITALA perteneciente a la escuela de Ingeniería Metalúrgica U.C.V, donde se le realizó el tratamiento térmico a las probetas.



Fig. 3.10. Probeta tratada con llama. Fig. 3.11. Horno de atmósfera controlada.

### 3.5 ENSAYO DE INDENTACIÓN VICKERS

El ensayo de indentación Vickers se realizó utilizando un durómetro universal marca Wolpert con rango de cargas entre 1 y 250 Kgf (ver anexos, figura A15). El durómetro posee un tiempo nominal de indentación de 30 segundos, de acuerdo la norma E92-82. Se realizaron cinco indentaciones para cada carga para obtener un valor confiable de longitud de grieta y alrededor de cinco valores de carga diferentes para cada recta de fisuración, además de seis valores de carga diferentes para cada recta de dureza aparente, esto ya que existía poca desviación estándar pero de ser necesario se hubiesen aplicado más cargas para hallar el valor de dureza aparente, el de la recta de fisuración y así garantizar que la tendencia de la recta fuese lo más lineal posible. El número de valores de carga utilizados por cada recta de fisuración dependió en gran parte del punto crítico de carga, y de la

fragilidad del recubrimiento, el cual se desprendía al aplicar cargas mayores a 50 Kgf, en especial para espesores de 200 micrones.

Por otra parte, se realizaron y midieron cinco indentaciones en el sustrato y cinco en el recubrimiento para una carga de 1 Kgf para hallar el valor de dureza Vickers, de ser necesario se hubiesen podido aplicar más cargas para obtener dicho valor de dureza, el durómetro utilizado fue el modelo FV-700 Future Tech (ver figura 3.12), con una precisión de hasta una décima de micrómetro al medir la huella. La distancia entre cada indentación fue de al menos veces el diámetro de la huella para evitar indentar zonas previamente endurecidas, norma E92-82. Los valores de dureza Vickers se transformaron de  $\text{Kgf/mm}^2$  a GPa y así poder introducirlos en la fórmula de tenacidad interfacial aparente.

Al finalizar el proceso de indentación se utilizó un Microscopio Unión (ver anexo A.12), con una magnificación de hasta 100x, y un ocular con escala graduada el cual permitió medir la longitud de grieta con mayor precisión.

Para hallar los valores de tenacidad interfacial aparente se utilizó la ecuación 2.22 de Chicot et al. Una vez obtenidos los valores de longitud de grieta para cada una de las cargas y cada uno de los espesores, se procedió a utilizar una hoja de cálculo, para graficar cada una de las rectas de fisuración y de dureza aparente para las muestras con las distintas composiciones químicas. Se utilizó el método de mínimos cuadrados (ver anexos, "Cálculo de mínimos cuadrados") para hallar las rectas de mejor ajuste y sus puntos de intersección (puntos críticos).



Fig.3.12 Durómetro con rango de carga de 1 a 50Kgf

### 3.6 MODELO APLICADO

Los valores de módulo de elasticidad  $E$  para substrato y recubrimiento se hallaron en investigaciones previas y en la literatura. El módulo de Young para el carburo de tungsteno se puede observar en los anexos, en la figura A4. Los valores tomados de módulo de elasticidad fueron: 200 GPa para el acero 304 [32], 106 GPa [30] para el recubrimiento de aleación de níquel y 250 GPa para el recubrimiento de carburo de tungsteno con cobalto [31]. Para hallar los valores de  $E$  de las mezclas se utilizó la fórmula para mezclas, tomada del libro Smith, donde se establece que el módulo de Young de una mezcla se puede aproximar a un promedio

entre las razones volumétricas y los módulos de Young de los componentes de la misma.

Para hallar las razones volumétricas del carburo de tungsteno y de la aleación de níquel se utilizó la densidad de los mismos, la densidad de un recubrimiento de aleación de níquel es de 9,89 g/cc y de un recubrimiento de carburo de tungsteno con 12% cobalto el cual es 14,85 g/cc; Una vez obtenidas las densidades de los recubrimientos de aleación de níquel y carburo de tungsteno, se aplica el procedimiento respectivo para el cálculo de las fracciones volumétricas utilizando la ecuación 3.1, para materiales compuestos, mencionada previamente.

$$E_m = E_x V_x + E_y V_y \quad \text{Ec. 3.1}$$

$E_m$ ,  $E_x$  y  $E_y$  son los módulos de elasticidad del material compuesto, de un material “x” y de un material “y” respectivamente.  $V_x$  y  $V_y$  son las razones volumétricas de los materiales “x”, “y”. Con la ecuación 3.1 se calculan en modo aproximado los valores del módulo de elasticidad de los recubrimientos de las mezclas (90% WC-12Co + 10% NiCr) y (70% WC-12Co + 30% NiCr), ya que  $E_f$  y  $E_m$  son términos conocidos para la aleación de níquel y para el carburo de tungsteno. Los valores  $V_x$  y  $V_y$  para las mezclas (90% WC-12Co + 10% NiCr) y (70% WC-12Co + 30% NiCr), se obtienen dividiendo los volúmenes de los compuestos presentes en las mismas entre el volumen total de la mezcla. Los volúmenes de los compuestos se calcularon como la relación entre la masa, ya que se conoce el porcentaje en peso de las mezclas y la densidad cada compuestos. Cada valor de volumen se muestran en porcentajes para las mezclas de 100% Wc-12% Co, 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB respectivamente, en tabla III.3.

Tabla III.3. Porcentajes volumétricos de las mezclas:

<b>Composición</b>
100% (WC-12Co)
86,0% (WC-12Co) + 14,0% NiCrBSi
61,4% (WC-12Co) + 38,6% NiCrBSi

Los valores de E obtenidos para las mezclas 90%(WC-12%Co) + 10% NiCrB y 70%(WC-12%Co) + 30%NiCrB fueron respectivamente 230 GPa y 194 GPa.

El módulo de elasticidad se consideró igual para las muestras que recibieron tratamientos térmicos, como han hecho investigadores en trabajos previos [19], es posible debido a que un cambio de hasta un 80% en el valor del módulo de elasticidad, se refleja en una variación de pocas décimas de MPa-m<sup>1/2</sup> en el valor de la tenacidad aparente. Un método propuesto por los investigadores es el de indentación dinámica, donde se realizan varios miles de indentaciones sobre el recubrimiento para hallar el módulo de Young con lo cual se obtiene un valor real de dicho módulo.

Posteriormente, luego de haber obtenido los valores de  $a_C$ ,  $P_C$ ,  $E_S$ ,  $E_C$ ,  $H_S$  y  $H_C$ , se calculó el valor de tenacidad a la fractura aparente  $K_{Ca}$  para cada una de las probetas, para así estudiar el comportamiento de la resistencia a la adhesión al modificar varios parámetros. Seguidamente se procedió a graficar, cada una de las posibles variaciones de tenacidad aparente con respecto al espesor y al tratamiento térmico.

### 3.7 MICROSCOPIA ELÉCTRICA DE BARRIDO (MEB)

Se les realizó un corte de sección (10x10) mm a dos muestras con una cortadora de disco de diamante para piezas con recubrimientos, el

proceso de corte se realizó a poca velocidad de tal manera de evitar que se produjera desprendimiento del recubrimiento, dicho proceso demoró aproximadamente veinticuatro horas (ver figura A.19). Las mezclas tratadas fueron la de 90%(WC-12%Co)+10%NiCrB con tratamiento térmico a 600°C y la de 70%(WC-12%Co)+30%NiCrBSi con tratamiento térmico a 950°C, de espesor 600µm para cada una, teniendo presente que ambas muestras habían sido previamente rectificadas y pulidas, con el objetivo de captar imágenes especulares de elementos presentes y así poder observar con claridad la interfase. En el laboratorio de microscopía electrónica se observó cada muestra y posteriormente se aplicó una técnica la cual lleva por nombre “Electrones Primarios” conocido como “Backscattering” o “Electrones Retrodispersados”, y la otra técnica aplicada fue la de “Electrones Secundarios” con el fin de observar los elementos presentes en el recubrimiento. Con las técnicas empleadas se obtuvo, tablas en porcentajes de los elementos químicos, gráficas de los mismos e imágenes que muestran difusión de elementos presentes en la superficie interna de dichos recubrimientos y también en el sustrato.

## CAPÍTULO IV

### RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS

#### 4.1 ANÁLISIS DE VALORES DE DIAGONALES Y CRECIMIENTO DE LAS GRIETAS

Se aplicó tratamientos térmicos a las mezclas de 90%(Wc-12%)+10%NiCrB y 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB con lo cual se observó la mejora en la adhesión del recubrimiento.

Para la mezcla 90%(Wc-12%)+10%NiCrB se trabajó con espesores de (400 y 600)  $\mu\text{m}$ , sin tratamiento térmico y con tratamiento térmico a 600°C, los mismos espesores fueron utilizados para la mezcla de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, sin tratamiento, con llama y con tratamiento térmico a 950°C.

La mezcla con la cual se logró obtener la gráfica incluyendo los tres espesores fue la de 90%(Wc-12%)+10%NiCrB, aplicando tratamiento térmico a 600°C

Es importante destacar que, aunque se prepararon las muestras con la mezcla de 100%(Wc-12%Co) y se les aplicaron sus respectivos tratamientos térmicos a las mismas, no fue posible obtener las rectas de fisuración para los distintos espesores de (200, 400 y 600) $\mu\text{m}$ , ya que en la mayoría de los casos se desprendieron casi todos los recubrimientos, sólo se trabajaron las muestras que se encontraban sin tratamiento térmico para los distintos espesores, debido a que éstas soportaron las cargas aplicadas lo cual demostró que había una excelente adhesión, sin embargo, no se logró presentar la gráfica de longitud de grieta vs carga aplicada, por lo que no existía la posibilidad de comparar la recta de fisuración obtenida sin tratamiento térmico, con la rectas que, en teoría debían haber sido generadas por el resto de los tratamientos (estos tratamientos ya han sido mencionados con anterioridad). Por otra parte, las piezas que tenían espesor de 200 micrones se les desprendió totalmente el recubrimiento, poco después de

haber sometido las mismas a dichos tratamientos (ver figura A.14), al momento de calentar la muestra, tanto el sustrato como el recubrimiento tienden a separar las moléculas, pero por otro lado al dejar de calentar ésta, la tendencia del recubrimiento es a enfriarse mucho más rápido que el sustrato ya que este posee un coeficiente de expansión térmica lineal de  $(4,5-5,6) \mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$ , en este particular el acero 304 al ser calentado mantiene por más tiempo la transferencia de calor debido a que a elevadas temperaturas el coeficiente de expansión térmica lineal es  $18,7 \mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$ , lo que trae como consecuencia que el recubrimiento tienda a desprenderse. Esto debido a que cuando el recubrimiento se enfría, las moléculas están unidas, pero como el sustrato todavía se encuentra a cierta temperatura y las moléculas de éste están separadas, justo al momento de comenzar a unirse las moléculas del acero necesitan romper ese enlace que tienen las moléculas del recubrimiento, por ello la tendencia del mismo es a desprenderse, “(teniendo presente que el tratamiento con llama tiende a fragilizar más el recubrimiento, debido a que en este tipo de tratamiento existe un enfriamiento brusco, mientras que en un horno con atmósfera controlada, la velocidad de enfriamiento disminuye)”.

Por otro lado, el carburo de tungsteno con cobalto es un compuesto muy frágil, no posee elemento químico alguno que debido a su gran porcentaje permita el enlace con más de un elemento presente en el sustrato y se logre una buena adhesión.

Se observa en la figura 4.1 como a medida que aumenta el espesor de recubrimiento aumentan los valores de punto crítico con su respectivo valor para longitud de grieta crítica, por el contrario para la gráfica presentada en la figura 4.2 se observa como la recta de fisuración varía debido al tipo de tratamiento térmico realizado en comparación con la gráfica de la figura 4.1. También se percibe como el valor del punto crítico, cambia a medida que aumenta el espesor. Se observa también un cambio notable en las pendientes de las rectas de fisuración de la gráfica 4.2 con

respecto a la 4.1, lo cual hace parecer, que el tratamiento térmico de 600°C no alivió los esfuerzos residuales en su totalidad, y para la muestra que se encuentra sin tratamiento térmico, “la misma no alivia esfuerzos por sí misma”, es posible decir, en este caso particular, que la gráfica la cual refleja mejor tendencia en cuanto a resistencia a la adhesión, es la que se encuentra sin tratamiento térmico, debido a que las rectas de fisuración tienden a disminuir sus pendientes. A diferencia de las otras muestras a las cuales se les aplicó tratamiento térmico.

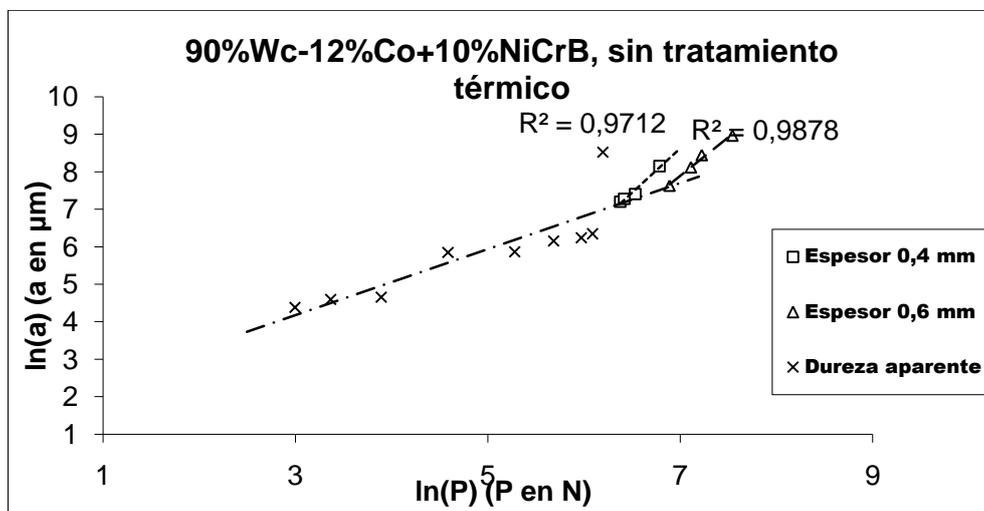


Fig. 4.1. Tamaño de grieta versus carga para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, sin tratamiento térmico.

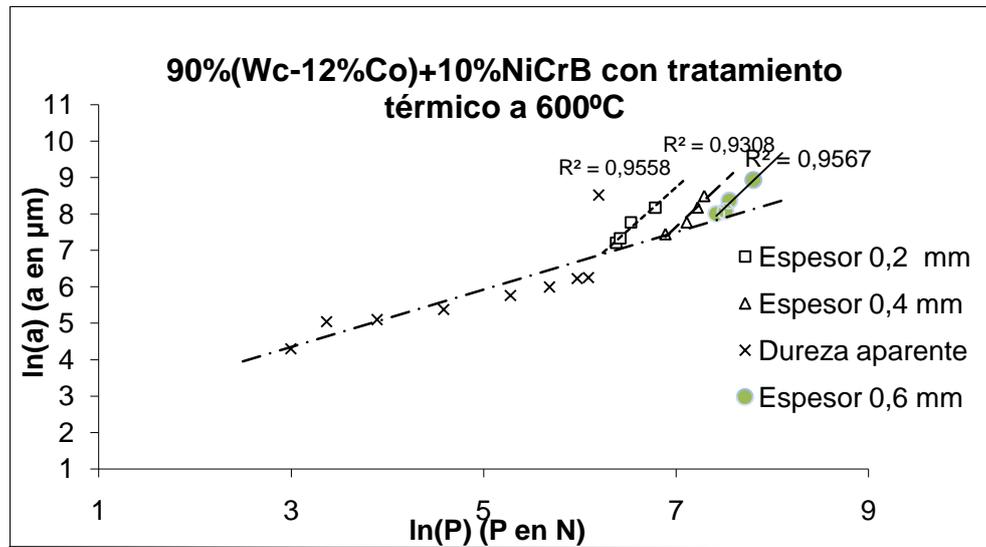


Fig. 4.2. Tamaño de grieta versus carga para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, con tratamiento térmico a 600 °C.

Analizando la gráfica presentada en la figura 4.3, se observa, que a pesar de que la muestra se encuentra sin tratamiento térmico, la tendencia de las rectas de fisuración permite el aumento del valor del punto crítico y que no existe una buena resistencia a la adhesión. Sin embargo, las rectas de fisuración son más inclinadas en la figura 4.3, por ende, es posible apreciar un cambio con respecto a la gráfica de la figura 4.1 en la cual existen las mismas condiciones pero con otro tipo de mezcla.

También, se percibe que las rectas de fisuración varían poco, esto en cierto modo se ve afectado por la composición química del recubrimiento, por ello existe mayor resistencia a la adhesión en la gráfica 4.3 que en la gráfica 4.1.

En la figura 4.4 se verifica que las rectas de fisuración tienden a estar muy cercanas, por lo tanto, el punto crítico casi no varía, pareciera ser entonces que a pesar de que se realizó un tratamiento con llama, las tensiones internas fueron parcialmente aliviadas y así se obtuvo una mejora

en la adhesión, es por ello que se observan los valores de punto crítico bastante cercanos.

Finalmente para la figura 4.5 se observa que con el tratamiento térmico a 950°C no se logró el alivio de tensiones ya que las pendientes de las rectas disminuyeron, en consecuencia los valores de punto crítico tendieron a acercarse comparado con el de la gráfica 4.4; por lo que se podría inferir, que existe una mayor resistencia a la adhesión.

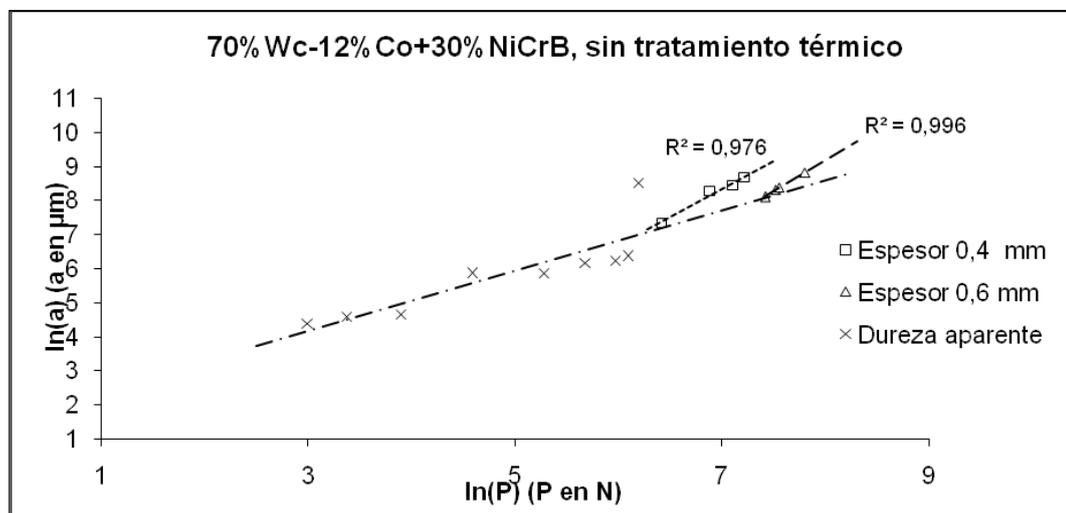


Fig. 4.3. Tamaño de grieta versus carga para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, sin tratamiento térmico.

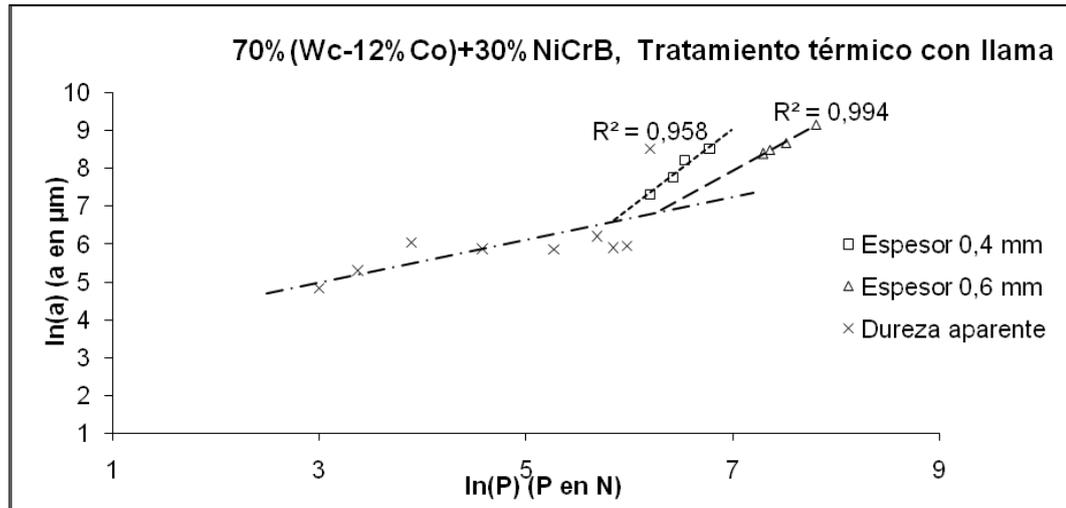


Fig. 4.4. Tamaño de grieta versus carga para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, con llama.

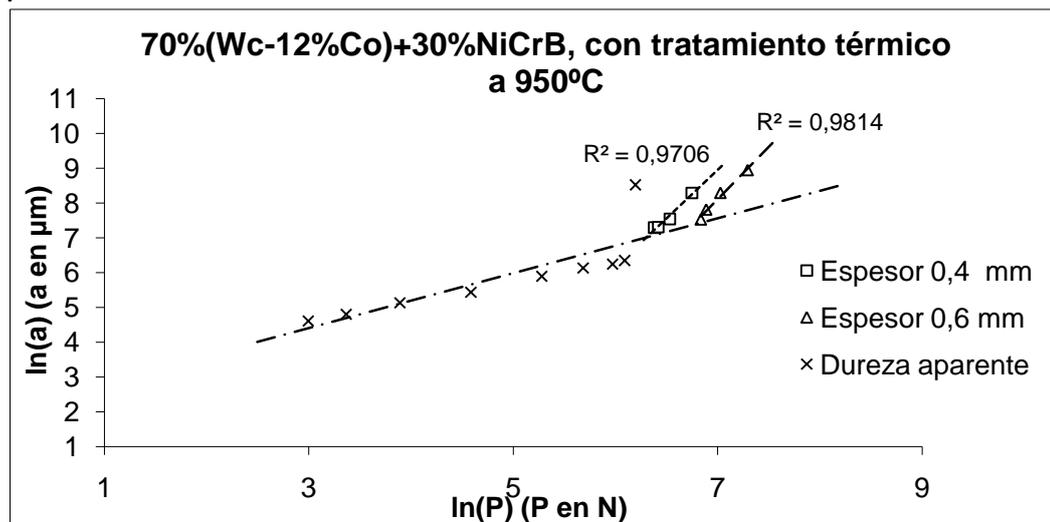


Fig. 4.5. Tamaño de grieta versus carga para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, con tratamiento térmico a 950 °C.

Es importante resaltar que de los cinco gráficos obtenidos, pareciera que los resultados fueron relativamente cercanos a como se esperaba de acuerdo a investigaciones previas. En los tratamientos térmicos, específicamente con llama, 600°C, se obtuvo el cierto alivio de tensiones al menos casi en la totalidad, esto en parte, podría ser por el tipo de sustrato

utilizado, debido a que éste posee níquel (Ni), por otro lado el recubrimiento también lo posee, lo cual pareciera que, al ser sometida la probeta a tratamientos térmicos, se crea un enlace químico mayor de los elementos, por lo que se pudiese inferir, que al ser calentada la muestra, por efecto de la temperatura, se crea la movilidad de los átomos, lo que permite la unión de los elementos químicos, para así crear una mayor adherencia, sin embargo, se observa que para el tratamiento a 950°C el alivio de esfuerzos no fue exitoso, posiblemente no ocurrió, debido al corto tiempo que la muestra se mantuvo dentro del horno.

La variación del valor punto crítico de la gráfica 4.4, pudiera ser aproximadamente de 50% con respecto a la variación del punto crítico de la gráfica 4.3, con lo que se podría verificar que la gráfica obtenida para el tratamiento con llama, alivio casi en su totalidad los esfuerzos residuales, por lo que para la gráfica obtenida sin tratamiento térmico, no se produjo ningún tipo de alivio de esfuerzos.

Se observa como al agregar en cierto porcentaje NiCrB al WC-12%Co, aumenta notablemente la difusión.

Los valores de dispersión de  $R^2$  son aceptables y cercanos a 1 en la mayoría de los casos.

Si se presta atención a las gráficas de las dos mezclas sin tratamiento térmico, se logra percibir que se tiene un aumento relativo del punto crítico, además de que las pendientes de las rectas de fisuración varían notablemente.

En cuanto a los tratamientos térmicos, se observa que el punto crítico tiende a estar cercano, para los espesores de (400 y 600)  $\mu\text{m}$ , ya que hubo alivio de tensiones pero no en su totalidad. Sin embargo, para el tratamiento con llama, de la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, el valor mencionado de punto crítico, es el que tiende a mejorar al aplicar dicho tratamiento, teniendo en cuenta que el enfriamiento es a temperatura ambiente

comparado con el resto de los tratamientos, en los cuales, el enfriamiento se logró, en el mismo horno donde fueron tratadas las probetas.

#### 4.2 PUNTOS DE INTERSECCIÓN, CÁLCULO DE $(E/H)_i$ Y DE $K_{ca}$

Las tablas de la IV.1 a la IV.2, reflejan los valores de punto crítico, módulos de Young, dureza Vickers tanto del recubrimiento como del sustrato, y de  $K_{ca}$  calculado para las mezclas. El valor de dureza Vickers del recubrimiento fue calculado para todas las probetas de espesor 0,6 mm en una zona intermedia entre la intercara y el recubrimiento con la finalidad de evitar indentar áreas que se encuentren con alta deformación plástica.

Observando las tablas propuestas, los valores de dureza Vickers afectan en modo considerable el valor de  $(E/H)_i$ , por lo que es necesario calcularlos para cada probeta después de realizar los tratamientos térmicos para obtener mejores resultados. El módulo de Young del recubrimiento juega un papel importante, sin embargo no se va a calcular para cada caso, no es tan importante el realizar dicho cálculo debido a que para realizarlo de manera precisa se necesita realizar un ensayo de indentación dinámica para obtener resultados confiables.

Tabla IV.1. Valores de punto crítico, módulos de Young, durezas Vickers y de  $K_{ca}$  calculado para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.

<b>90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, sin tratamiento térmico</b>								
$P_c$ (N)	$a_c$ ( $\mu$ m)	$E_c$ (GPa)	$E_s$ (GPa)	$H_c$ (GPa)	$H_s$ (GPa)	$(E/H)^{1/2}$	$K_{ca}$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
518,070	62,791	230	200	11,83	1,90	8,57	<b>1,73</b>	0,4
661,661	106,677	230	200	11,83	1,90	8,57	<b>2,19</b>	0,6
<b>90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, tratamiento con tratamiento térmico a 600°C</b>								
$P_c$ (N)	$a_c$ ( $\mu$ m)	$E_c$ (GPa)	$E_s$ (GPa)	$H_c$ (GPa)	$H_s$ (GPa)	$(E/H)^{1/2}$	$K_{ca}$ (MPa·m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
499,220	972,037	230	200	13,36	1,83	8,65	<b>2,16</b>	0,2
1002,150	975,003	230	200	13,36	1,83	8,65	<b>4,32</b>	0,4
1551,537	1200,474	230	200	13,36	1,83	8,65	<b>4,89</b>	0,6

Tabla IV.2. Valores de punto crítico, módulos de Young, durezas Vickers y de  $K_{ca}$  calculado para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.

<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, sin tratamiento térmico</b>								
$P_C$ (N)	$a_C$ ( $\mu$ m)	$E_C$ (GPa)	$E_S$ (GPa)	$H_C$ (GPa)	$H_S$ (GPa)	$(E/H)^{1/2}$	$K_{ca}$ ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )	t (mm)
567,767	1233,138	194,4	200	11,83	1,95	8,37	<b>1,64</b>	0,4
780,818	1125,197	194,4	200	11,83	1,95	8,37	<b>2,59</b>	0,6
<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, tratamiento con llama</b>								
$P_C$ (N)	$a_C$ ( $\mu$ m)	$E_C$ (GPa)	$E_S$ (GPa)	$H_C$ (GPa)	$H_S$ (GPa)	$(E/H)^{1/2}$	$K_{ca}$ ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )	t (mm)
340,346	736,696	194,4	200	10,71	1,80	8,71	<b>2,22</b>	0,4
530,129	936,475	194,4	200	10,71	1,80	8,71	<b>2,41</b>	0,6
<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, tratamiento térmico a 950°C</b>								
$P_C$ (N)	$a_C$ ( $\mu$ m)	$E_C$ (GPa)	$E_S$ (GPa)	$H_C$ (GPa)	$H_S$ (GPa)	$(E/H)^{1/2}$	$K_{ca}$ ( $MPa \cdot m^{1/2}$ )	t (mm)
547,230	1108,615	194,4	200	17,64	2,08	8,15	<b>1,81</b>	0,4
856,305	1578,145	194,4	200	17,64	2,08	8,15	<b>1,66</b>	0,6

#### 4.3 VALORES DE TENACIDAD INTERFACIAL APARENTE

La tabla IV.5, refleja los valores de tenacidad interfacial aparente para los espesores de recubrimiento y tratamientos térmicos aplicados para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB sin tratamiento para espesores de 0,4 y 0,6 mm, (esto debido a las razones expuestas con anterioridad), por otro lado se tienen los valores de tenacidad para los distintos espesores de recubrimiento obtenidos para un tratamiento térmico a 600°C. En la tabla IV.6, se observa para la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB sin tratamiento térmico, tratamiento con llama y tratamiento térmico a 950°C, los valores respectivos de tenacidad para espesores de recubrimiento de 0,4 y 0,6 mm respectivamente. Se hace notoria la diferencia de tenacidad en los espesores de 0,6 mm para las mezclas sin tratamiento térmico lo cual indica que a medida que se aumenta el espesor se incrementa el valor de  $K_{ca}$ . También se observa que a medida que se realiza tratamiento térmico, disminuye el valor de tenacidad de fractura, lo cual indica que al parecer los esfuerzos residuales fueron aliviados totalmente.

Tabla IV.5. Valores de tenacidad interfacial aparente para la mezcla.

<b>90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, sin tratamiento térmico</b>	
$K_{ca}$ (MPa-m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
1,73	0,4
2,19	0,6
<b>90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, tratamiento térmico a 600°C</b>	
$K_{ca}$ (MPa-m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
2,16	0,2
4,32	0,4
4,89	0,6

Tabla IV.6. Valores de tenacidad interfacial aparente para la mezcla.

<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, sin tratamiento térmico</b>	
$K_{ca}$ (MPa-m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
1,64	0,4
2,59	0,6
<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, tratamiento con llama</b>	
$K_{ca}$ (MPa-m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
2,22	0,4
2,41	0,6
<b>70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB, tratamiento térmico a 950°C</b>	
$K_{ca}$ (MPa-m <sup>1/2</sup> )	t (mm)
1,81	0,4
1,66	0,6

#### 4.4 VARIACIÓN DE LA TENACIDAD INTERFACIAL CON RELACIÓN AL ESPESOR

Sería interesante realizarle un análisis, a la gráfica que relaciona la tenacidad aparente con el inverso del cuadrado del espesor. El mismo sólo toma en cuenta los valores de tenacidad aparente para probetas no tratadas térmicamente, ya que se planteó en primera instancia que los tratamientos térmicos iban a modificar los esfuerzos residuales en la intercara.

Las gráficas que en teoría permiten relacionar la tenacidad interfacial aparente contra  $1/t^2$ , para cada mezcla correspondiente a las ya mencionadas en el párrafo anterior, aunque sólo se trabajó con dos espesores de recubrimientos, el otro punto se hubiese obtenido de no haberse desprendido el espesor de 200µm, al momento de realizar la

indentación. Por otra parte hay que tener en cuenta, que la data fue obtenida a través de valores experimentales y que la desviación estándar debe disminuir, para evitar cometer errores. Sin embargo, no es posible mostrar con dos puntos la tendencia de la gráfica, ya que los valores obtenidos son experimentales y por ello la desviación estándar estaría siendo ideal, lo cual para este tipo de investigación, no resulta conveniente.

#### **4.5 ANÁLISIS DE LA TENACIDAD INTERFACIAL APARENTE SEGÚN LA COMPOSICIÓN QUÍMICA**

A continuación se presentan gráficas que permiten observar como varía la tenacidad interfacial aparente con respecto al espesor de una mezcla específica.

Cabe destacar que la gráfica para la mezcla de 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB, se obtuvo dos puntos tanto para 400 y 600 micrones, con lo cual se trazó una curva que podría hacer pensar que es la mejor tendencia, sin embargo, no garantiza de que sea la más adecuada.

En otro orden de ideas, con la tendencia presentada en la figura 4.6, se puede al menos decir, que la mezcla de 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB con tratamiento térmico a 600°C, parece indicar que es la curva más adecuada, por ende, estaría ofreciendo una mejor resistencia a la adhesión para los distintos espesores.

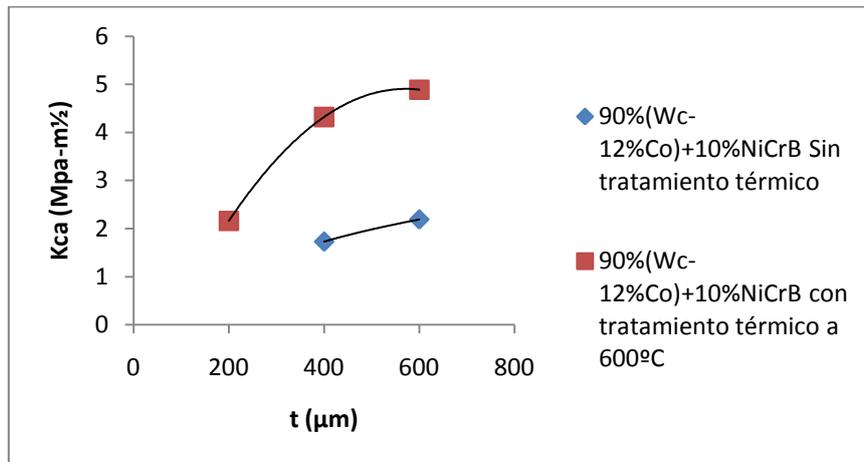


Fig. 4.6. Tenacidad interfacial aparente contra espesor para la mezcla 90%(Wc-12%Co)+10%NiCrB.

En la figura 4.7 teniendo en cuenta de que hubo una muestra con espesor que no emitió resultados, se aprecia sin embargo para la curva de la mezcla 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB y espesor de 400 μm como el tratamiento térmico de 950°C posiblemente ha aliviado los esfuerzos residuales, por lo que ofrecería una mejor resistencia a la adhesión, por otra parte el tratamiento con llama, tendería a ser el más eficaz para espesores 200 y 400 μm respectivamente.

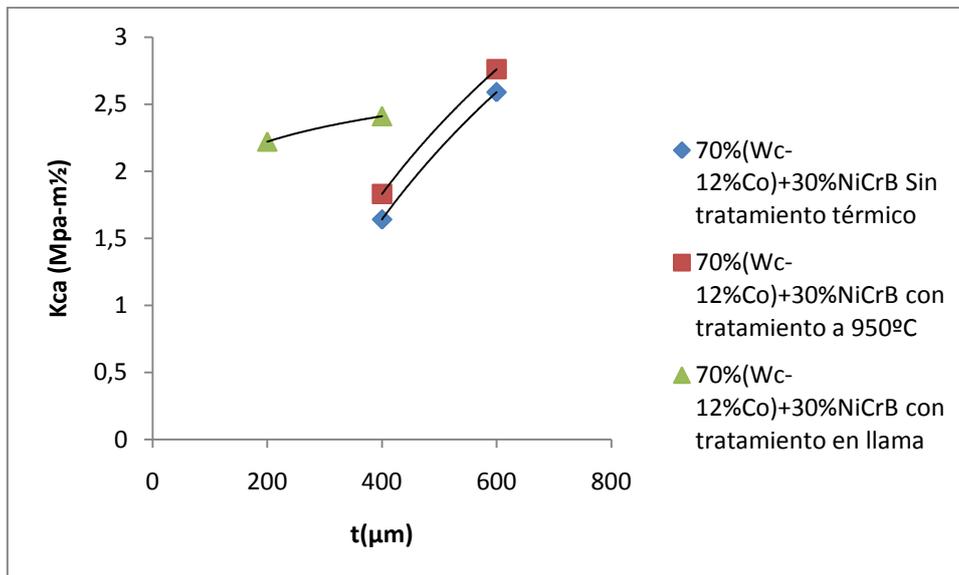


Fig. 4.7. Tenacidad interfacial aparente contra espesor para la mezcla de 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB.

#### 4.6 ANÁLISIS DE LA TENACIDAD INTERFACIAL APARENTE DE ACUERDO A LAS MUESTRAS, NO TRATADAS TÉRMICAMENTE.

La siguiente gráfica permite realizar un estudio de los cambios en la resistencia a la adhesión:

Para las muestras sin tratamiento térmico, es posible observar en la gráfica 4.8, que la disminución del contenido de carburo de tungsteno, y el incremento de NiCrBSi en porcentaje de (10 y 30) % respectivamente, permite el aumento de la resistencia a la adhesión del recubrimiento.

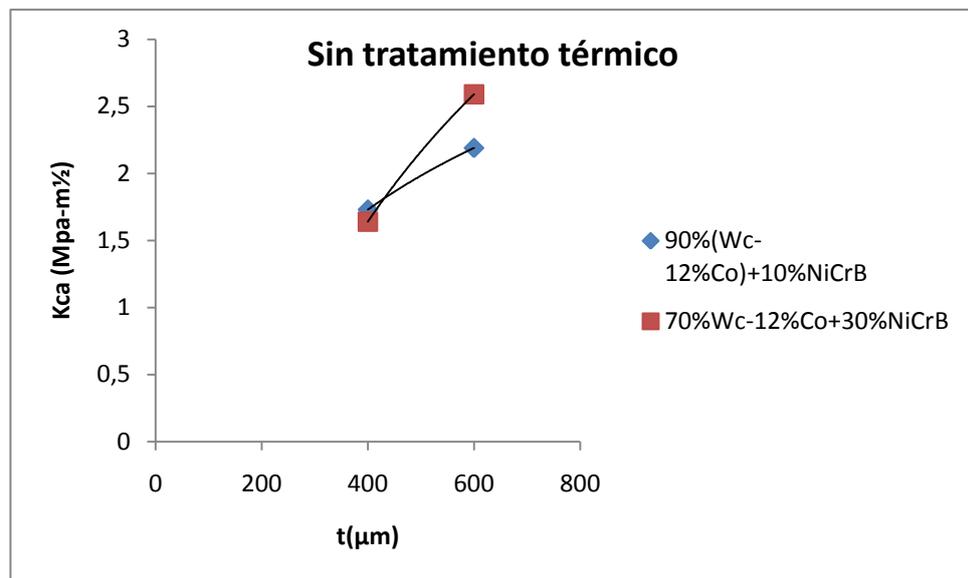


Fig. 4.8. Tenacidad interfacial aparente contra espesor para las muestras sin tratamiento térmico.

En este particular, el resto de las gráficas tampoco van a ser analizadas, ya que no existen, al menos dos curvas generadas para una misma mezcla o por los menos dos puntos para ofrecer una posible tendencia, de lo que sería la curva, si se hubiese obtenido el valor para el espesor faltante, por ello no se hace posible comparar y tampoco ofrecer resultado alguno.

#### 4.7 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (MEB)

Los resultados obtenidos para las muestras de 90%(WC-12%Co)+10%NiCrB con tratamiento térmico a 600°C y 70%(WC-12%Co)+30%NiCrB con tratamiento térmico a 950°C, las cuales se les realizó un corte para luego aplicarle la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido, fueron los siguientes:

En la figura 4.9 se utilizó la técnica de electrones secundarios con lo que es posible observar la morfología de la microestructura del recubrimiento, el cual se aprecia con pocas imperfecciones, lo cual permite inferir que hubo una buena deposición, sin embargo, en la figura 4.10 se aprecia una mayor nitidez de la dicha microestructura, en la que se observan ciertos espacios vacíos, probablemente por falta de compactación del recubrimiento, o durante la preparación metalográfica de la muestra.

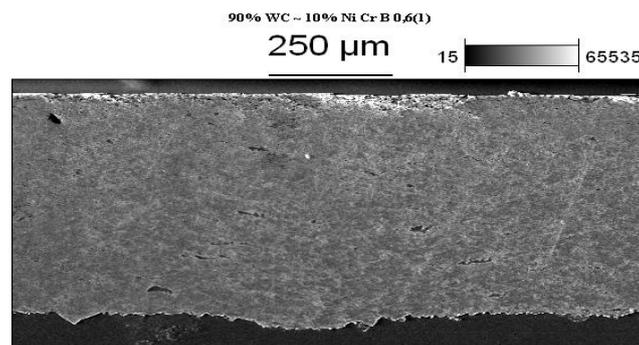


Fig. 4.9

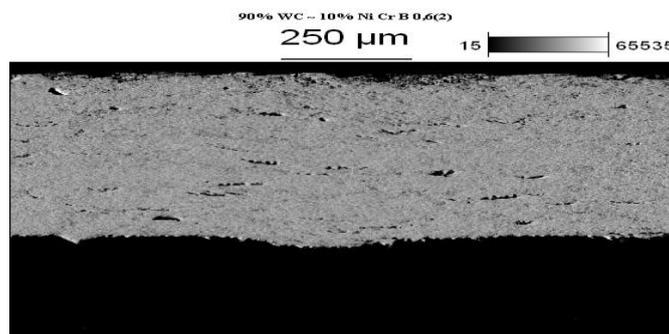


Fig. 4.10

En la figura 4.11 se percibe que al realizar una búsqueda puntual (mapping) de los elementos presentes en el conjunto substrato-recubrimiento

incluyendo la interfase, estos se difunden del substrato al recubrimiento y viceversa. Por otra parte, el espectro de colores representa cada uno de los elementos, según la proporción, en el conjunto mencionado.

En la figura 4.12 se observan los elementos Fe, Cr, Mn, Co, y Ni difundidos y distribuidos uniformemente, tanto en el substrato, como en el recubrimiento.

En la gráfica 1 se observa que al realizar un estudio de zonas puntuales, existe la presencia de elementos que se esperaban estuviesen presente, lo cual se verifica en cada uno de los espectros, para cada punto seleccionado.

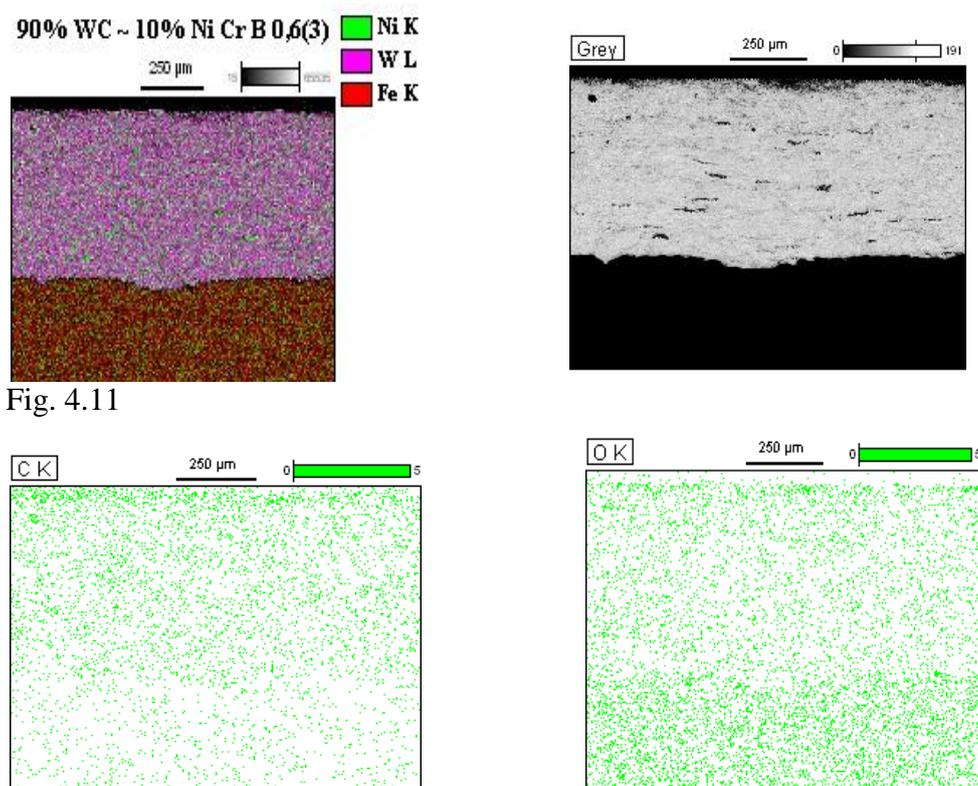
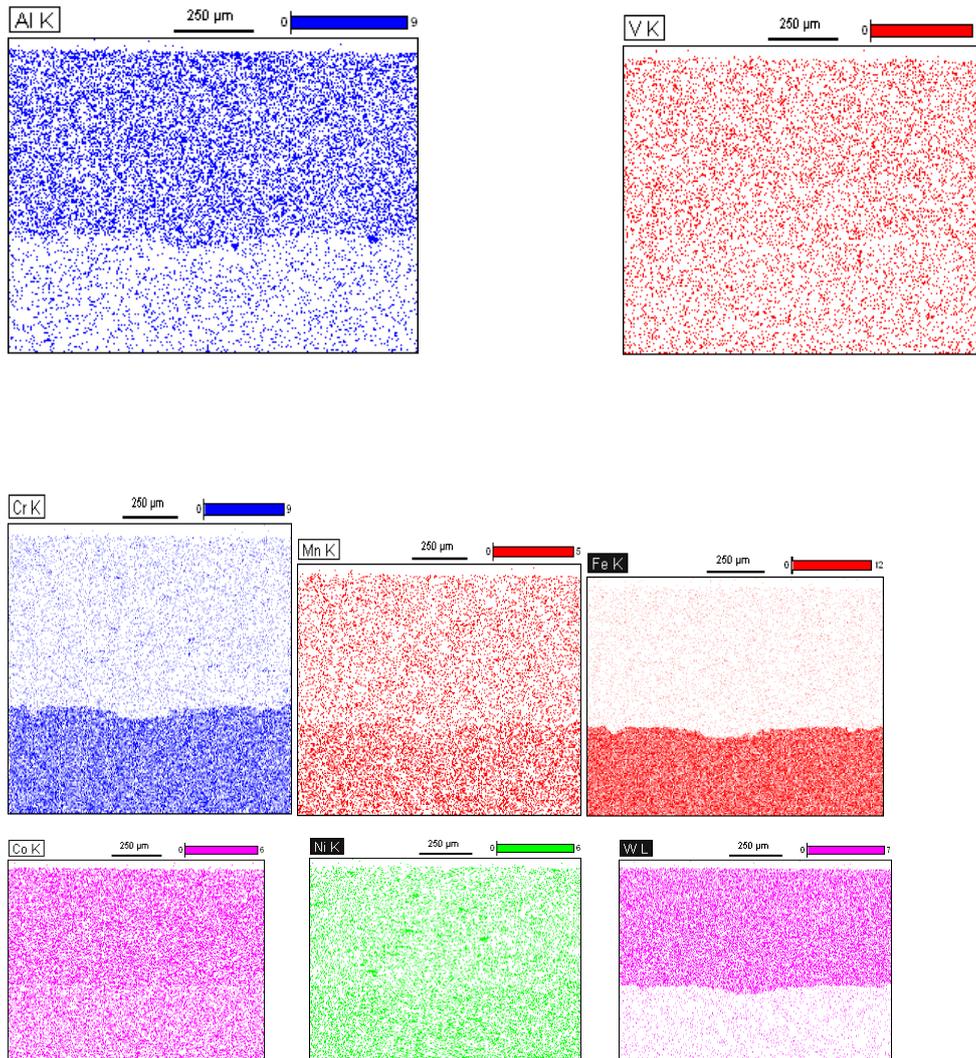


Fig. 4.11



Data Type: Counts Mag: 100 Acc. Voltage: 20.0 kV  
Fig.4.12

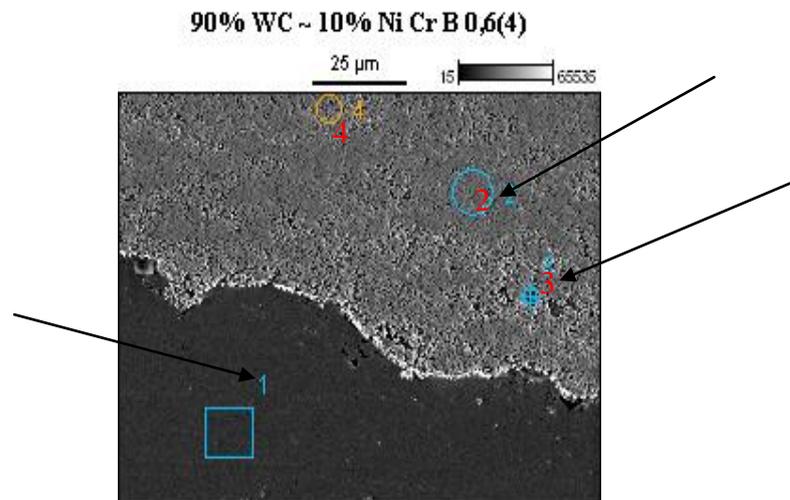
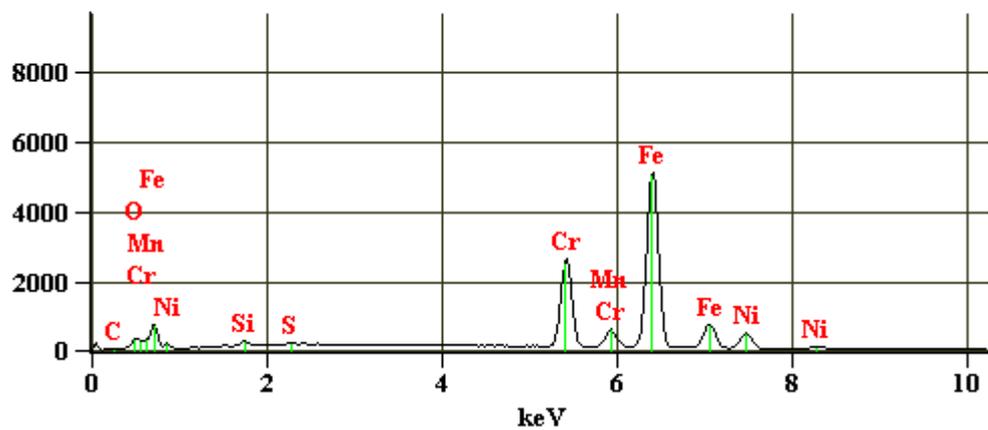
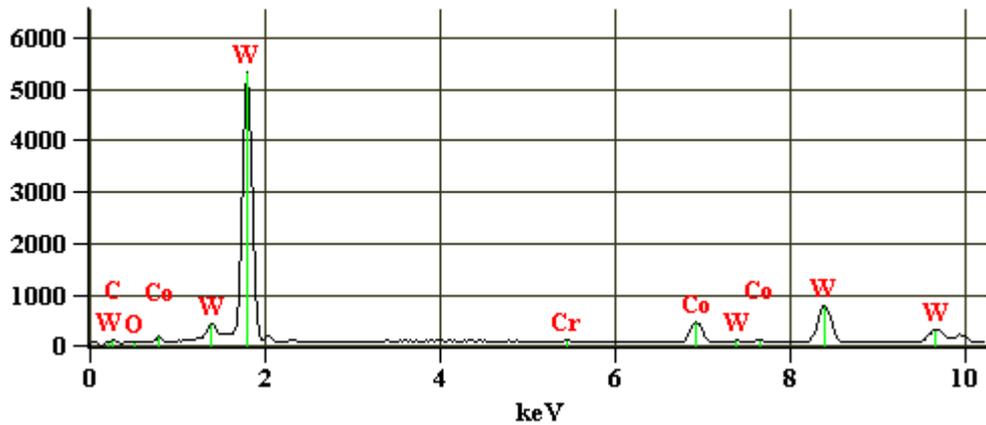


Fig. 4.13

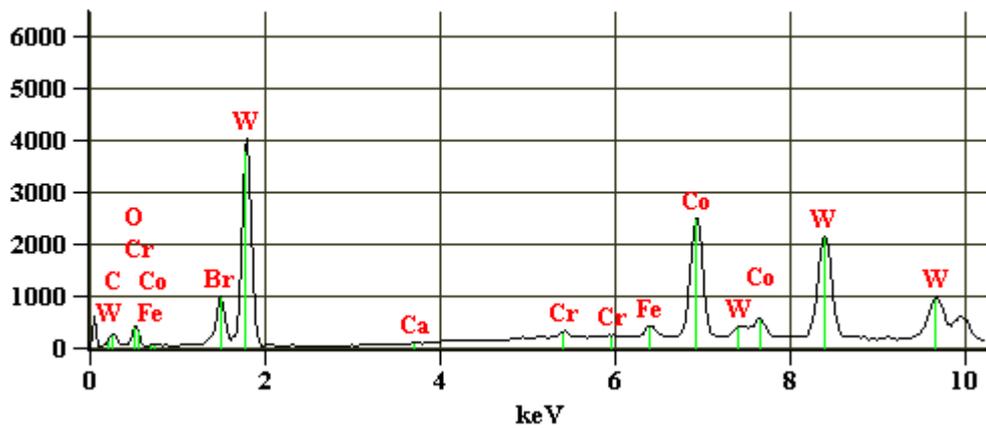
Full scale counts: 5091      90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt1



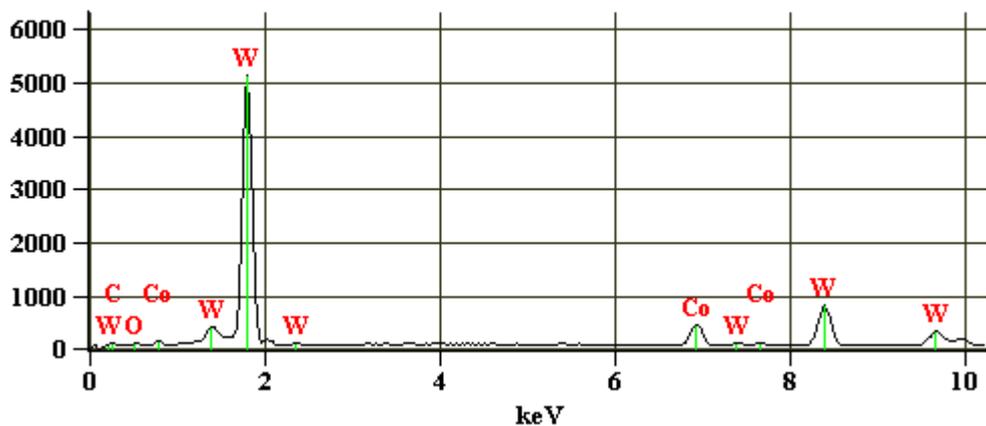
Full scale counts: 5321 90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt2



Full scale counts: 4023 90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt3



Full scale counts: 5135 90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt4



Gráfica 1, Espectros de Rayos X

La tabla IV.5, presenta valores en porcentaje, para cada punto seleccionado en la figura 4.13.

	Weight %										
	Si- K	S- K	Ca- K	Cr- K	Mn- K	Fe- K	Co- K	Ni- K	Se- K	Br- K	W- L
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt1	0.71	0.23		20.2 9	2.18	67.8 1		8.79			
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt2				0.27			9.13				90.6 0
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt3			0.06	1.22		2.02	17.5 3			0.00	79.1 6
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt4							9.51		0.59		89.9 0

	Atom %										
	Si- K	S- K	Ca- K	Cr- K	Mn- K	Fe- K	Co- K	Ni- K	Se- K	Br- K	W- L
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt1	1.38	0.39		21.3 7	2.17	66.4 9		8.20			
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt2				0.81			23.7 2				75.4 7
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt3			0.20	2.98		4.58	37.6 8			0.00	54.5 5
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)_pt4							24.5 4		1.14		74.3 2

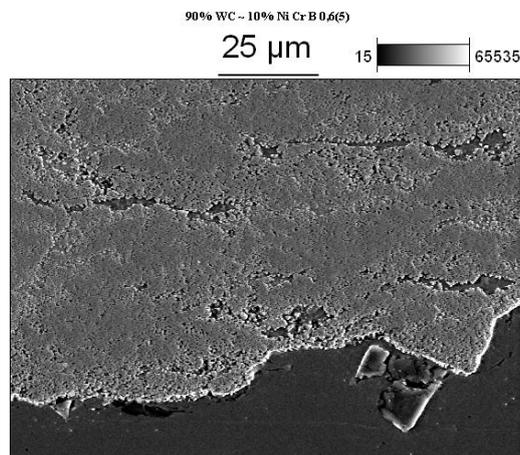
Tabla IV.5 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.

En la figura 4.14 se aprecia la presencia de partículas de alúmina, principalmente hacia el substrato, debido a los poros presentes en la superficie de este, los cuales funcionan como contenedores.

También es posible observar una superficie irregular de la intercara, bastante compacta, además de una zona oscura, o varias, lo cual pareciera que se debe a material removido durante la preparación metalográfica de la muestra.

En la figura 4.15, se realizó un mapping del cual se obtuvo como resultado que en la interfase existe concentración de tungsteno, elementos del substrato pasaron al recubrimiento, por lo que se podría decir, que hubo un proceso de difusión en todo el conjunto, durante el proceso de deposición.

Continuando con el análisis realizado en el conjunto substrato-recubrimiento, representado en la figura 4.15, se verificó la presencia de elementos en la interfase, y en el conjunto (figs.4.16), lo cual permite corroborar el proceso de difusión.



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 1000

Fig. 4.14

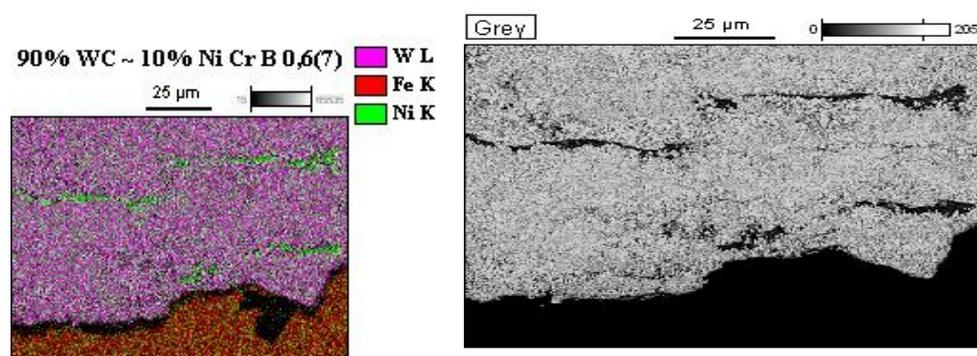
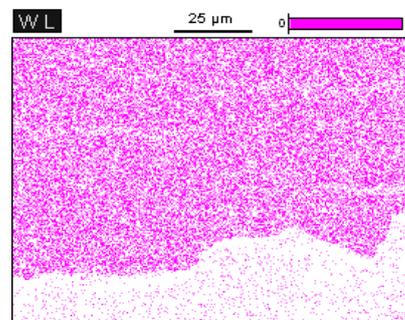
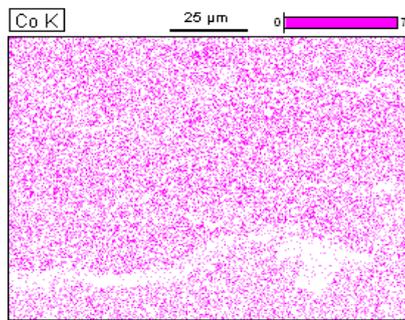
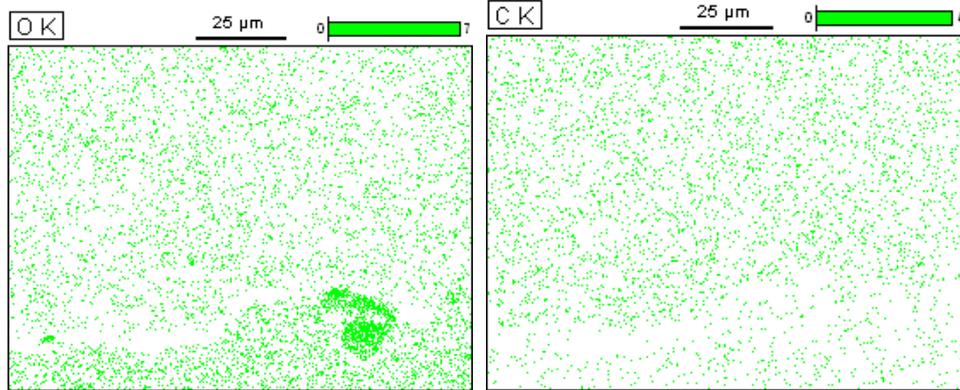
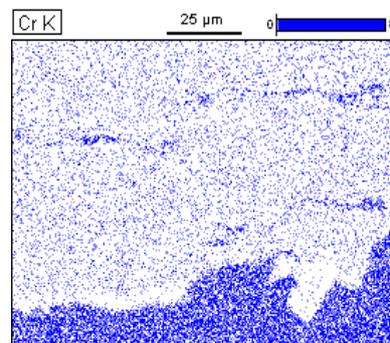
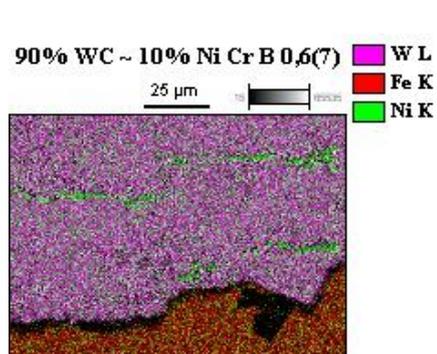
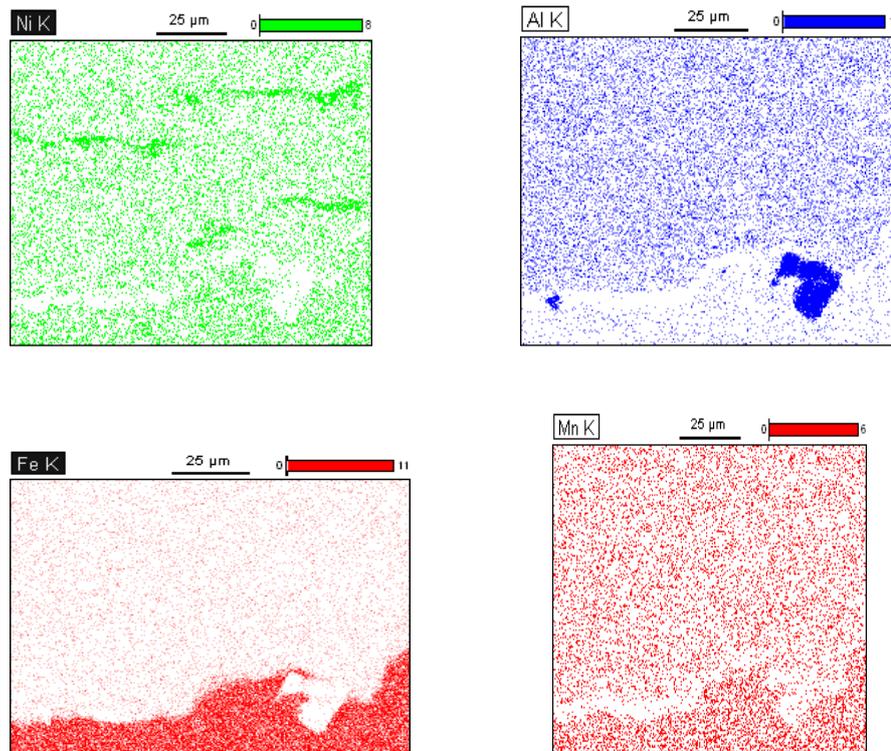


Fig.4.15



Data Type: Counts Mag: 1000 Acc. Voltage: 20.0 kV





Figs.4.16  
Data Type: Counts

La figura 4.17 presenta un estudio puntual en zonas del sustrato y del recubrimiento, con la finalidad de obtener información acerca de elementos presentes en estos, se observa que para el punto 1 existe la presencia de hierro, cromo y aluminio.

La presencia del aluminio se debe a partículas que quedaron inmersas en los poros y no fue posible eliminarlas.

Para el punto 2, se verifica mayor presencia del tungsteno lo cual era lo esperado.

Para el punto 3, se observa tungsteno y cierta presencia de bromo en pequeña proporción.

Finalmente para el punto 4, existe nuevamente tungsteno, en una zona vacía, lo cual contribuye a decir que durante todo el proceso, la difusión se llevó cabo.

La figura 4.17 presenta un estudio puntual en zonas del sustrato y del recubrimiento, con la finalidad de obtener información acerca de elementos presentes en estos, se observa que para el punto 1 existe la presencia de hierro, cromo y aluminio. La presencia del aluminio se debe a partículas que quedaron inmersas en los poros y no fue posible eliminarlas.

Para el punto 2, se verifica mayor presencia del tungsteno lo cual era lo esperado.

Para el punto 3, se observa tungsteno y cierta presencia de bromo en pequeña proporción.

Finalmente para el punto 4, existe nuevamente tungsteno, en una zona vacía, lo cual contribuye a decir que durante todo el proceso, la difusión se llevó cabo.

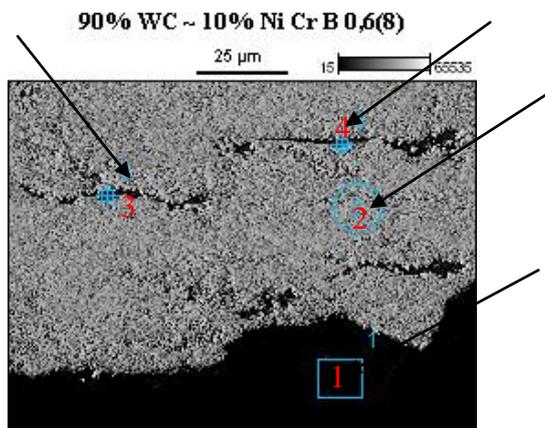


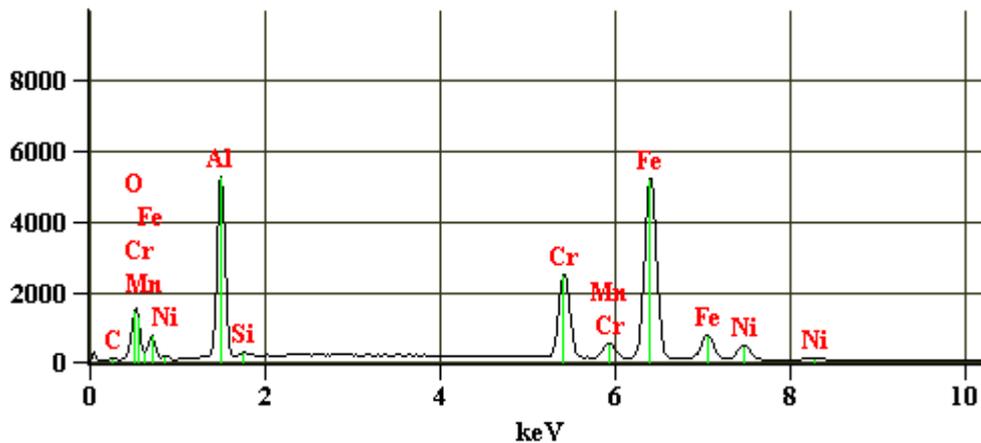
Image Name:  
90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(8)

Accelerating Voltage: 20.0 kV

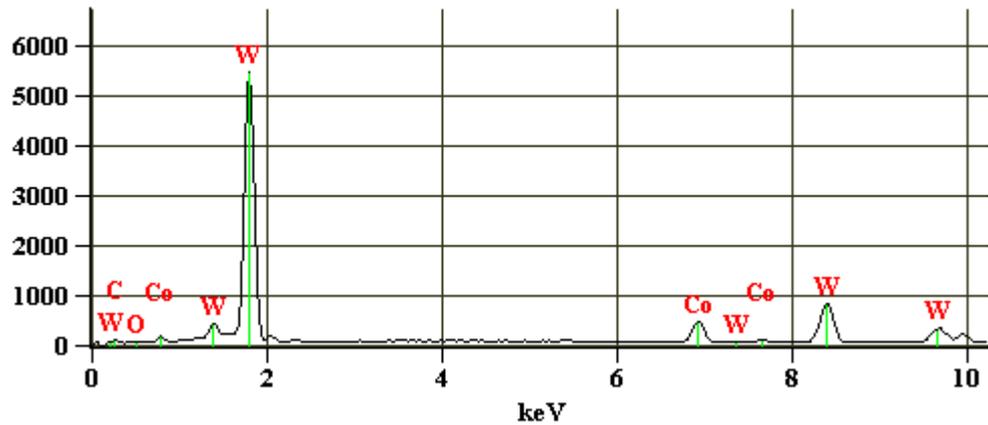
Magnification: 1000

Fig. 4.17

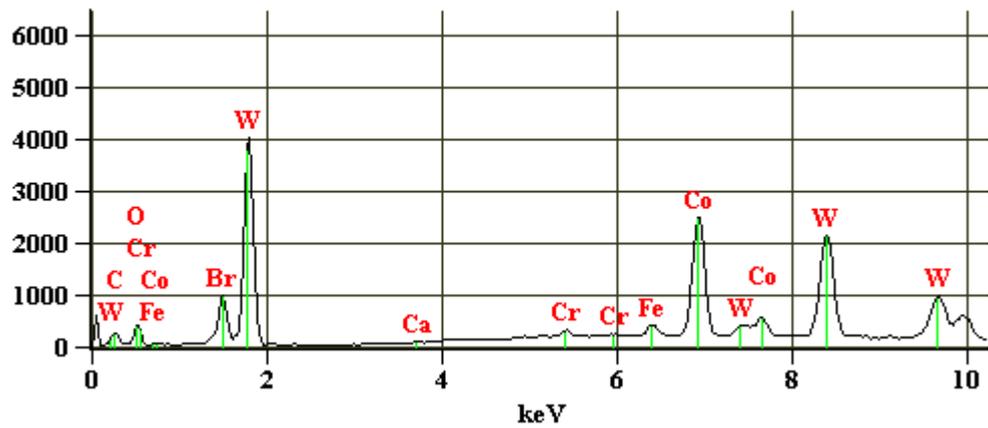
Full scale counts: 5244 90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(8)\_pt1



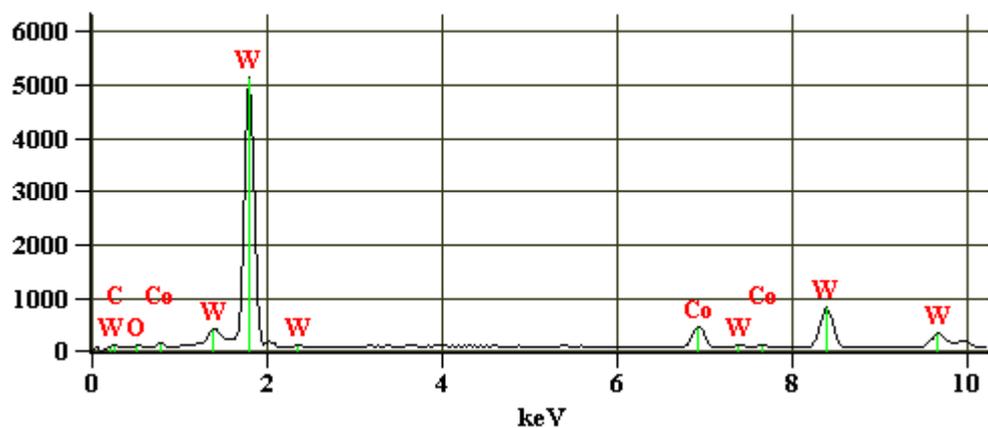
Full scale counts: 5445    90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(8)\_pt2



Full scale counts: 4023    90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt3



Full scale counts: 5135    90% WC ~ 10% Ni Cr B 0,6(4)\_pt4



Gráfica 2, Espectro de Rayos X

La tabla IV.6 ofrece información de los valores de porcentaje, de acuerdo a cada punto seleccionado en la figura 4.17

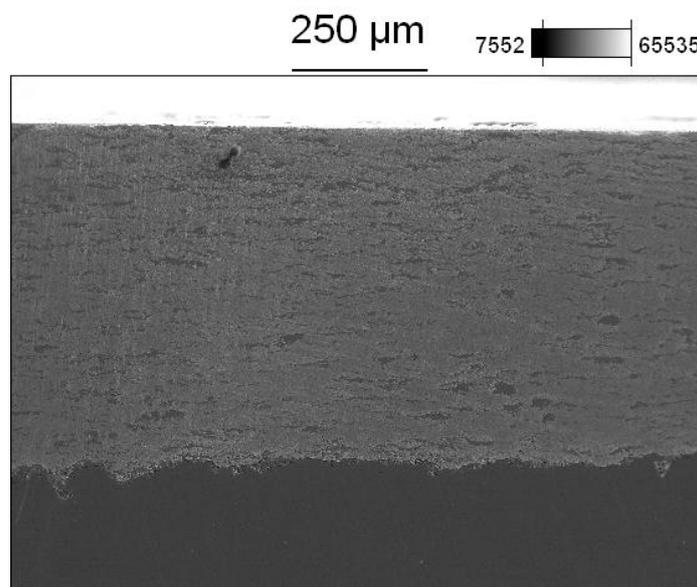
Weight %											
	<i>F-</i> <i>K</i>	<i>Al-</i> <i>K</i>	<i>Si-</i> <i>K</i>	<i>Cr</i> <i>-K</i>	<i>M</i> <i>n-</i> <i>K</i>	<i>Fe</i> <i>-K</i>	<i>Co</i> <i>-K</i>	<i>Ni</i> <i>-K</i>	<i>Ge</i> <i>-K</i>	<i>Br</i> <i>-K</i>	<i>W-</i> <i>L</i>
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_p</i>		23.	0.	15.	1.5	51.		6.4			
<i>t1</i>		91	73	36	7	95		8			
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_p</i>							9.				90.
<i>t2</i>							10				90
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_p</i>	0.	1.0		15.		3.0	0.	64.			15.
<i>t3</i>	38	9		29		5	04	43			73
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_p</i>		0.0		17.		2.6	0.	42.	0.	0.	35.
<i>t4</i>		0		75		8	68	72	00	43	73

Atomic %											
	<i>F-</i> <i>K</i>	<i>Al</i> <i>-K</i>	<i>Si-</i> <i>K</i>	<i>Cr</i> <i>-K</i>	<i>M</i> <i>n-</i> <i>K</i>	<i>Fe</i> <i>-K</i>	<i>Co</i> <i>-K</i>	<i>Ni</i> <i>-K</i>	<i>G</i> <i>e-</i> <i>K</i>	<i>Br</i> <i>-K</i>	<i>W-</i> <i>L</i>
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_pt</i>		+/-	+/-	+/-	+/-	+/-		+/-			
<i>1</i>		0.	0.	0.	0.	0.		0.			
		14	03	10	06	22		09			
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_pt</i>							+/-				+/-
<i>2</i>							0.				0.
							15				72
<i>90% WC ~ 10%</i>											
<i>Ni Cr B 0,6(8)_pt</i>	+/-	+/-		+/-		+/-	+/-	+/-			+/-
<i>3</i>	0.	0.		0.		0.	0.	0.			0.
	19	04		10		06	05	27			30
<i>90%( WC+12%C</i>											
<i>o)+ 10% Ni Cr B</i>		-		+/-		+/-	+/-	+/-		+/-	+/-
<i>0,6_pt4</i>		--		0.		0.	0.	0.	---	0.	0.
				12		06	06	22		28	40

Tabla IV.6. Valores de porcentaje en peso, porcentaje atómico.

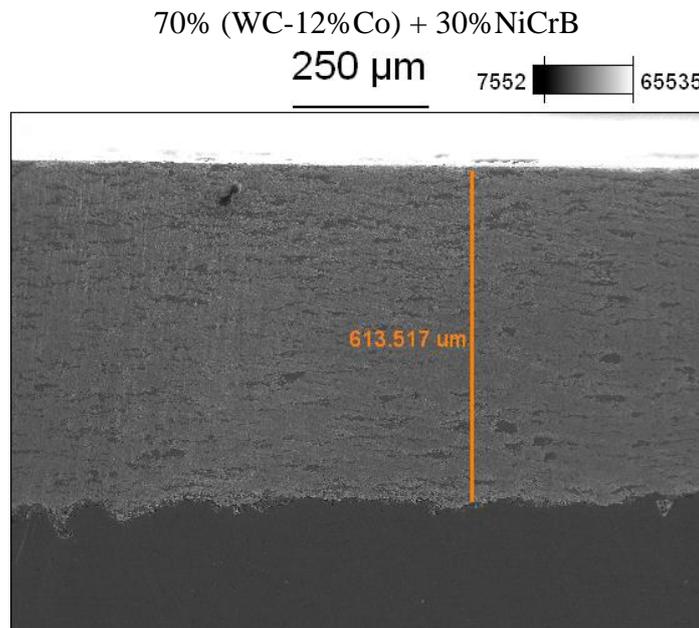
Las figuras 4.18 y 4.19, corresponden a una misma fotomicrografía representativa del sistema recubierto, en las cuales se observa una intercara irregular y se aprecia que al aplicar el recubrimiento este llena muy bien dicha intercara. Cerca de la superficie se observan partículas de alúmina. Con relación al recubrimiento este se aprecia bastante denso y con una estructura lamelar, la cual está orientada paralela a la intercara. Las zonas oscuras pudieran corresponder a material removido, durante el proceso de preparación metalográfica.

70% (WC-12%Co) + 30%NiCrB



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 100

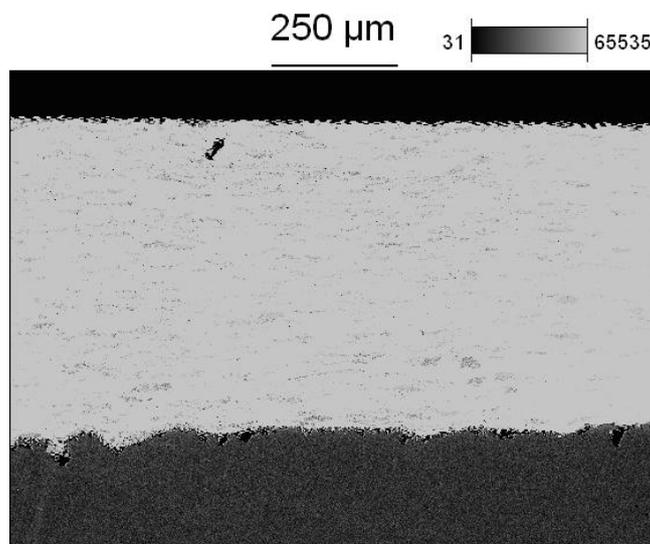
Fig. 4.18



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 100

Fig. 4.19

En la figura 4.20 se pueden apreciar mejor los espacios vacíos, lo cual probablemente, se pudo haber generado por falta de apilamiento o compactación durante el proceso de deposición, o en su defecto por material removido durante la preparación metalográfica.

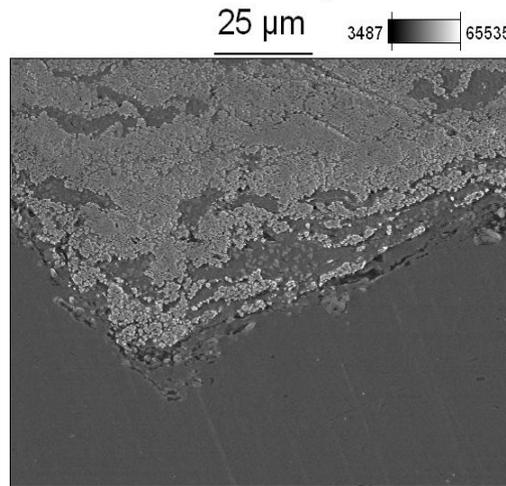


Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 100

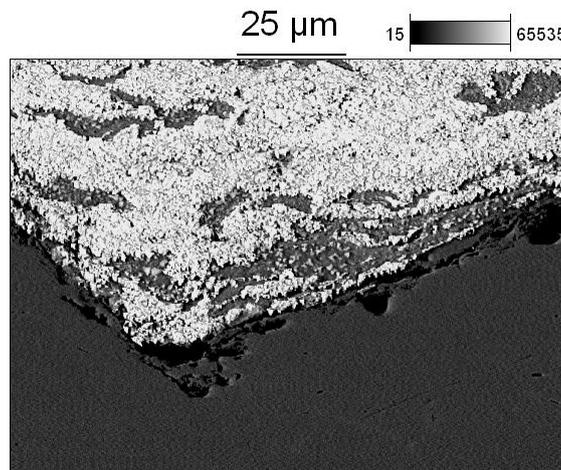
Fig.4.20

En la figura 4.21, se observa la intercara, el conjunto substrato-recubrimiento, además es posible apreciar que el recubrimiento es bastante regular, lo que conlleva a una superficie posiblemente continua.

En la figura 4.22, se percibe que las zonas de mayor contraste (brillantes) representan al carburo de tungsteno, y las zonas más oscuras (grises con forma de lagos) son ricas en cobalto.



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 1000  
Fig.4.21



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 1000  
Fig.4.22

En la figura 4.23, se aprecian puntos específicos los cuales, permiten analizar la zona en estudio, en primer lugar se seleccionó la zona del sustrato, ubicada con el número 1 para observar que elementos presentes, lo cual se puede apreciar en el gráfico 1, donde existe mayor presencia de hierro y bajo porcentaje de carbono.

Para el punto 2 seleccionado se verifica la presencia de tungsteno (ver gráfico 2).

Para el punto 3 se aprecia el níquel (Ni) en mayor grado (ver gráfico 3), seguido por el cromo (Cr), particularmente en este caso, se percibe como existe un proceso de difusión ya que elementos del recubrimiento, se mezclaron con elementos del sustrato.

Por otra parte, la tabla IV.7, refleja valores de peso en porcentaje, el peso atómico y otros datos relacionados con elementos presentes específicamente para el recubrimiento.

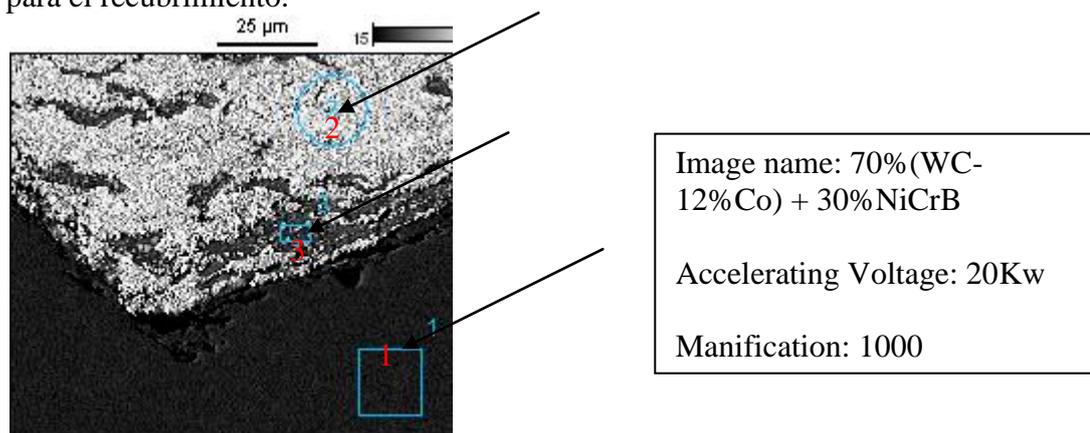


Fig 4.23

70% (WC-12%Co) + 30%NiCrB\_Pto 1

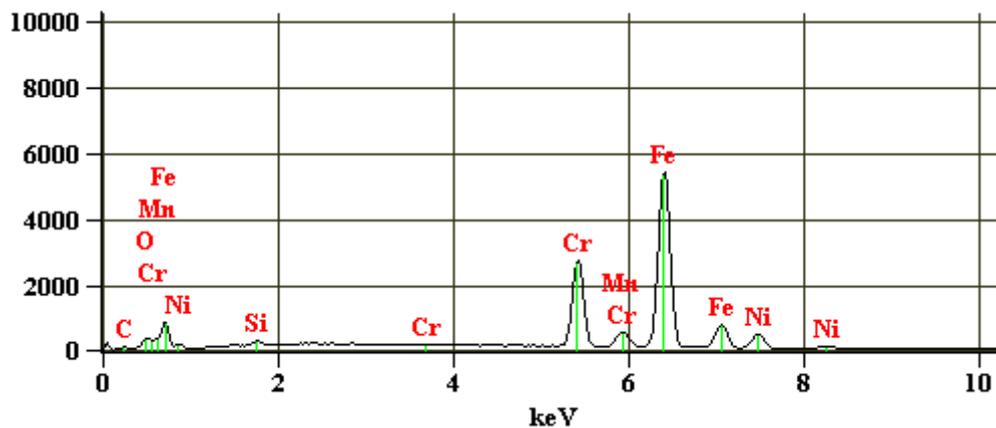


Gráfico 3, Espectro de Rayos X

70%(WC-12%Co) + 30%NiCrB\_Pto 2

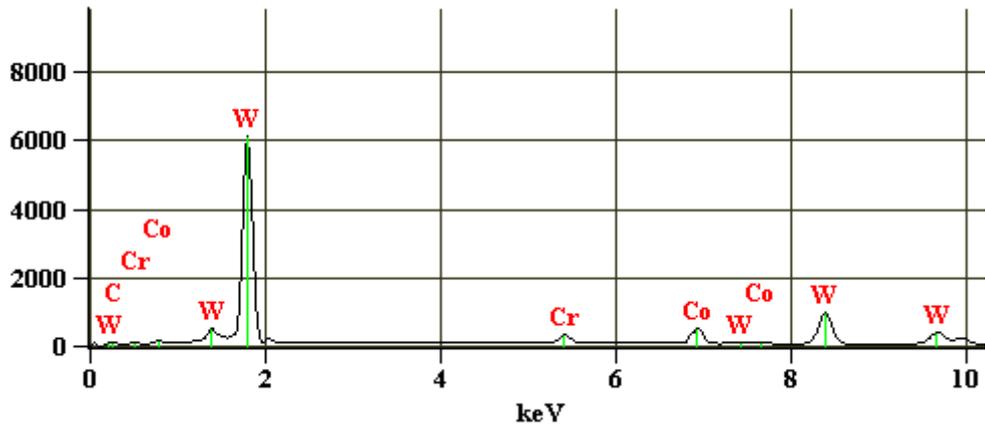


Gráfico 4, Espectro de Rayos X

70%(WC-12%Co) + 30%NiCrB\_Pto 3

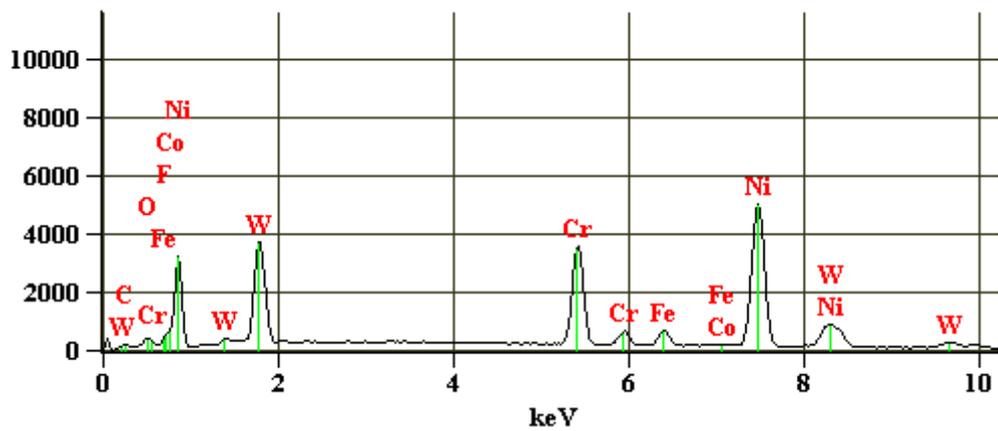


Gráfico 5, Espectro de Rayos X

	Weight %							
	<i>F-</i> <i>K</i>	<i>Si-</i> <i>K</i>	<i>Cr-</i> <i>K</i>	<i>Mn-</i> <i>K</i>	<i>Fe-</i> <i>K</i>	<i>Co-</i> <i>K</i>	<i>Ni-</i> <i>K</i>	<i>W-</i> <i>L</i>
<i>70% (WC- 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6_ _pt1</i>		0.6 8	20.3 5	2.01	68.5 1		8.46	
<i>70%(WC- 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6 _pt2</i>			3.04			8.6 1		88.3 5
<i>70% (WC- 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6 _pt3</i>	0.7 8		18.6 8		3.38	0.1 5	54.5 3	22.4 8

	Atom %							
	<i>F-</i> <i>K</i>	<i>Si-</i> <i>K</i>	<i>Cr-</i> <i>K</i>	<i>Mn-</i> <i>K</i>	<i>Fe-</i> <i>K</i>	<i>Co-</i> <i>K</i>	<i>Ni-</i> <i>K</i>	<i>W-</i> <i>L</i>
<i>70% (WC- 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6 _pt1</i>		1.3 2	21.4 7	2.01	67.3 0		7.90	
<i>70% (WC - 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6 _pt2</i>			8.53			21.3 3		70.1 4
<i>70% (WC- 12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6 _pt3</i>	2.7 3		23.7 2		3.99	0.17	61.3 2	8.07

Tabla IV.7 Valores de porcentaje en peso, porcentaje atómico.

Para la figura 4.24, se aprecia que al realizar un mapping, se perciben los elementos presentes difundidos sobre el conjunto.

En la figura 4.25, se observa la presencia de hierro, tungsteno y níquel en la interfase, lo cual permite inferir, que se logró la difusión de los elementos.

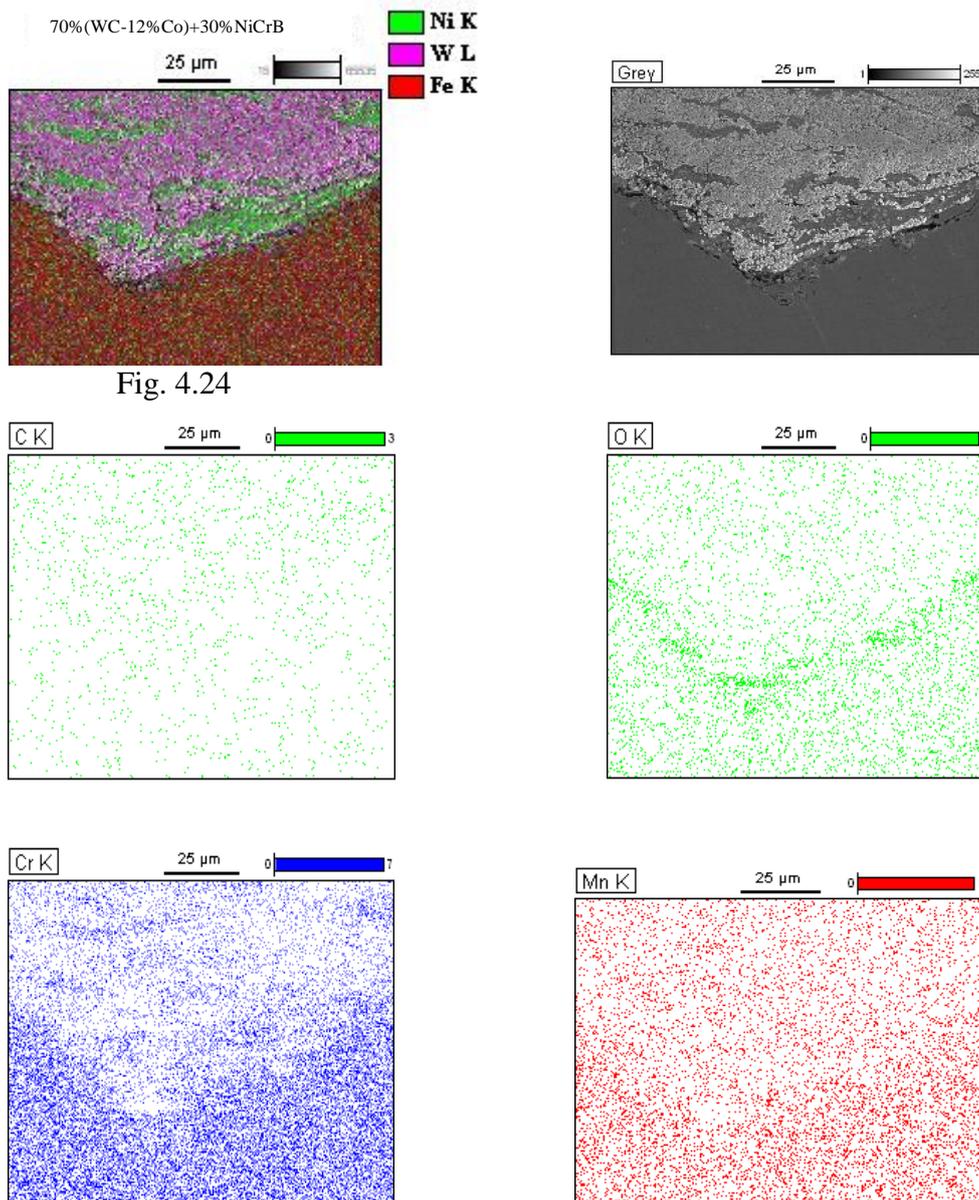
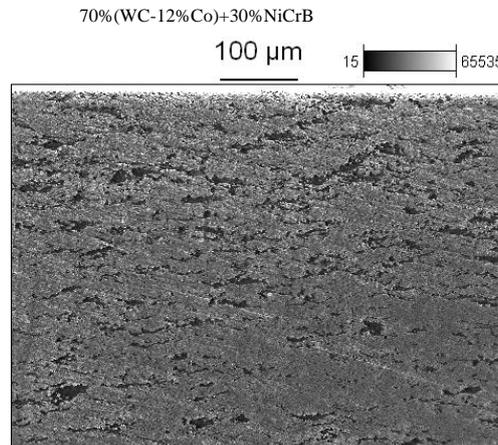


Fig. 4.24

Data Type: Counts Mag: 1000 Acc. Voltage: 20.0 kV



En la figura 4.26 y 4.27 se perciben espacios vacíos, lo que podría atribuirse a cierta remoción del material al momento de la preparación metalográfica o que durante el proceso de deposición, los poros del sustrato no fueron completamente llenados.



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 200

Fig. 4.26

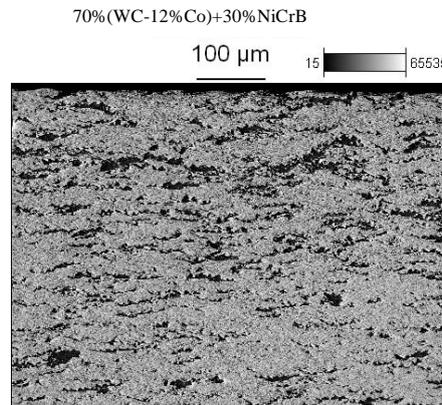


Fig. 4.27

En la figura 4.29, 4.30, se percibe tungsteno y cromo en la interfase, debido a que hubo mayor concentración de dichos elementos en esa zona.

En la figura 4.31, se observa la presencia de níquel en mayor proporción, por lo que los elementos estuvieron bien distribuidos y difundidos en el conjunto sustrato-recubrimiento.

En la figura 4.32, se aprecia la presencia de níquel y tungsteno en la interfase y cobalto por lo que los elementos estuvieron bien distribuidos y difundidos en el conjunto sustrato-recubrimiento.

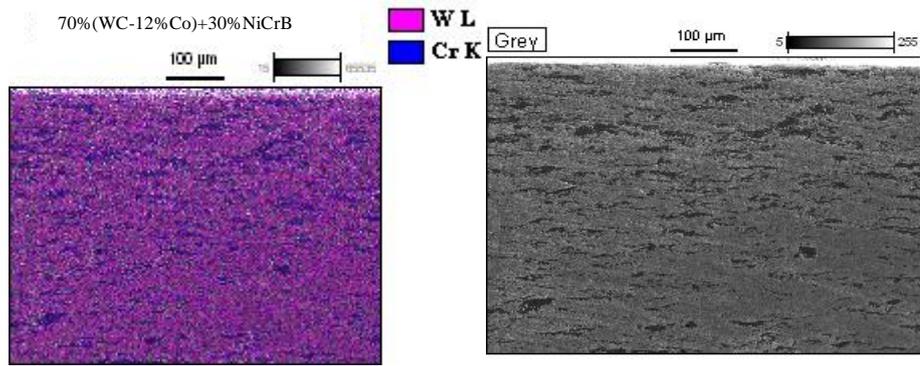
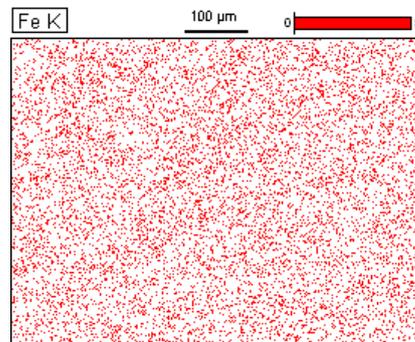
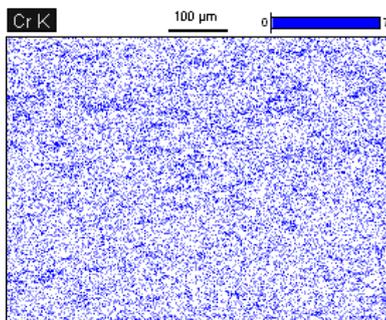
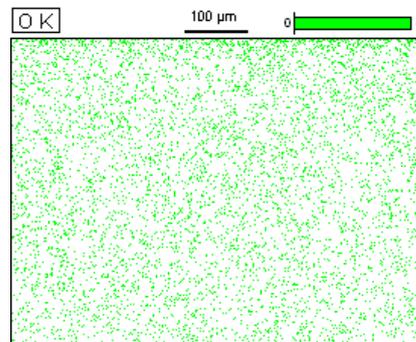
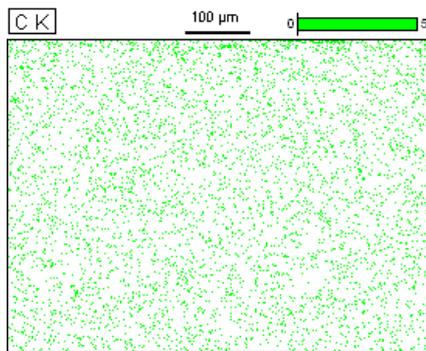


Fig 4.29



Data Type: Counts Mag: 200 Acc. Voltage: 20.0 kV

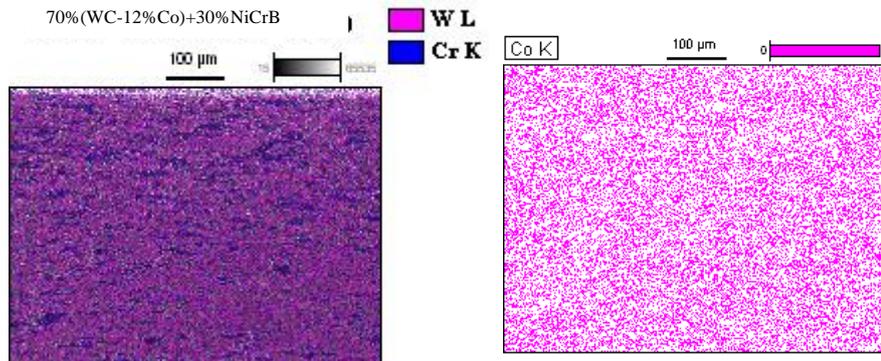
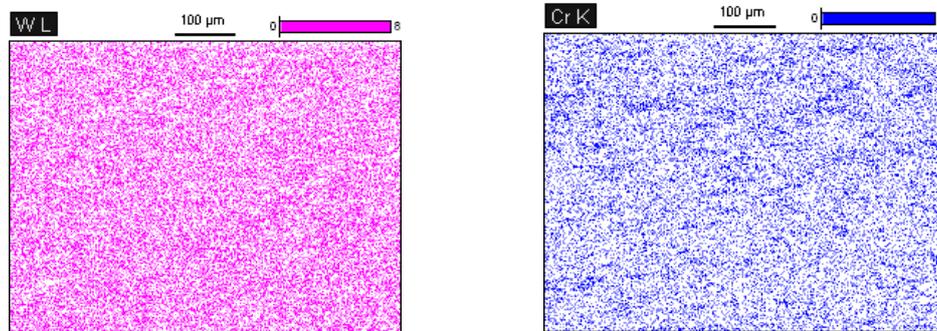
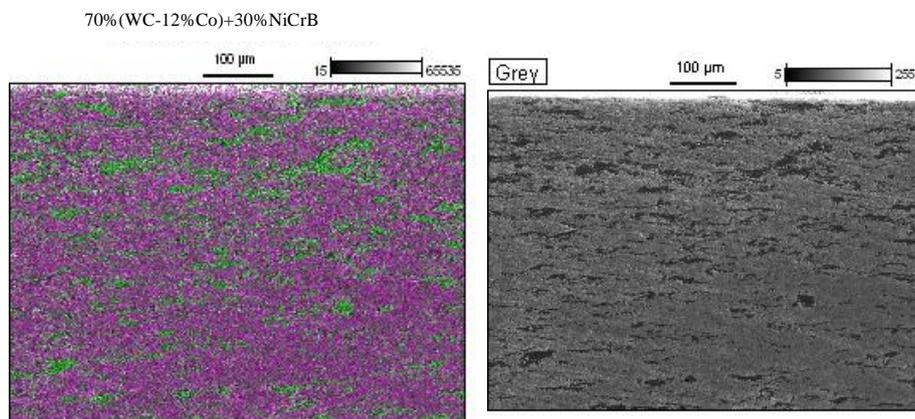
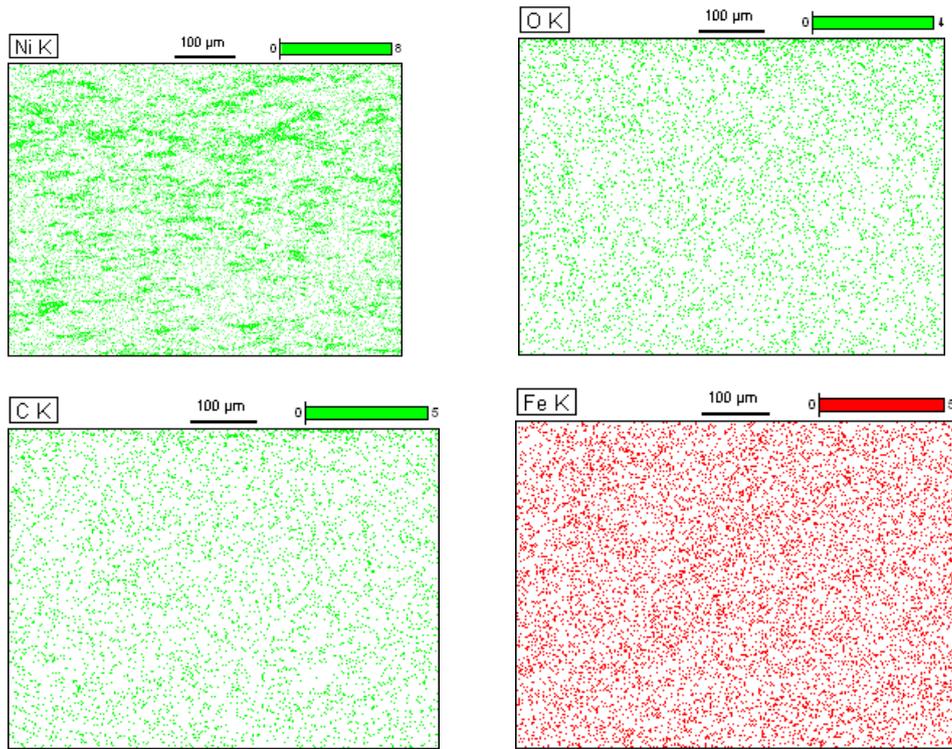


Fig. 4.30

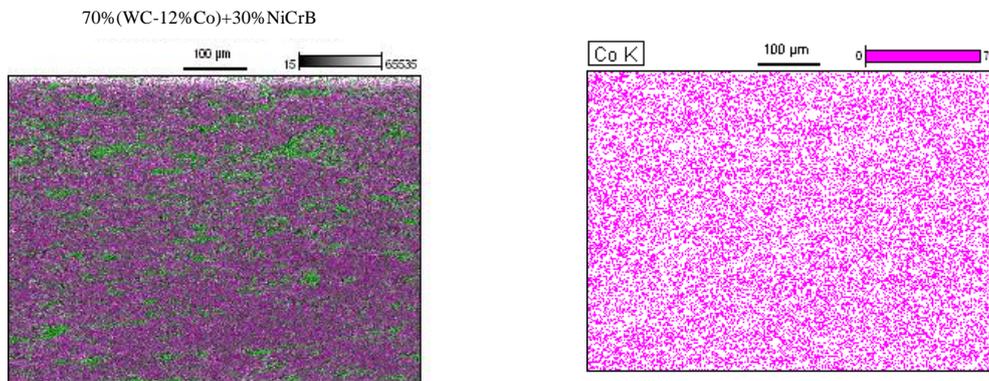


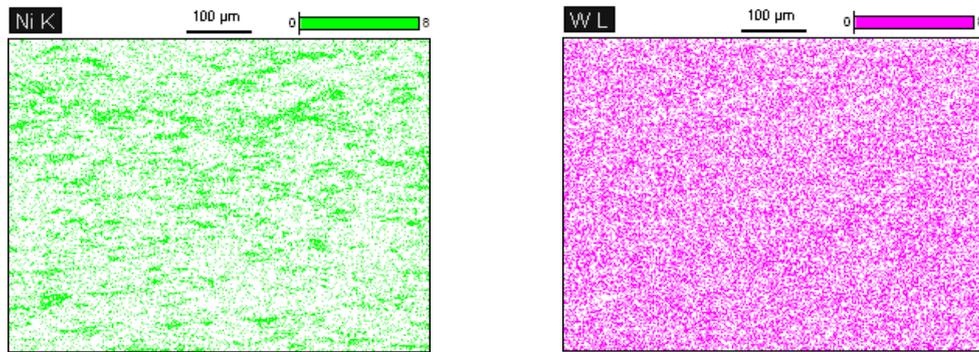
Data Type: Counts Mag: 200 Acc. Voltage: 20.0 kV





Data Type: Counts Mag: 200 Acc. Voltage: 20.0 kV  
Fig. 4.31

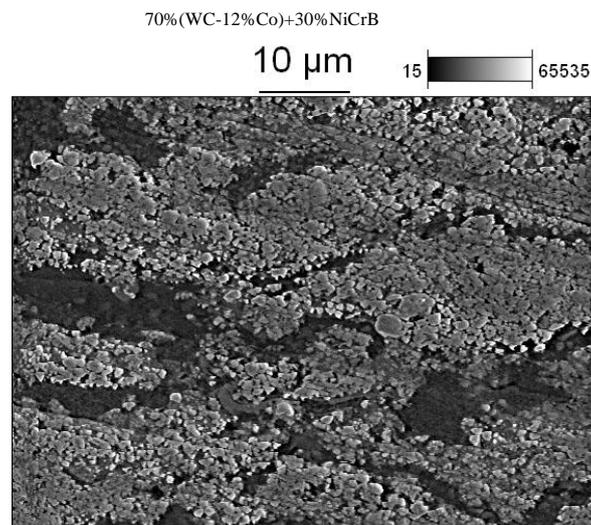




Data Type: Counts Mag: 200 Acc. Voltage: 20.0 kV

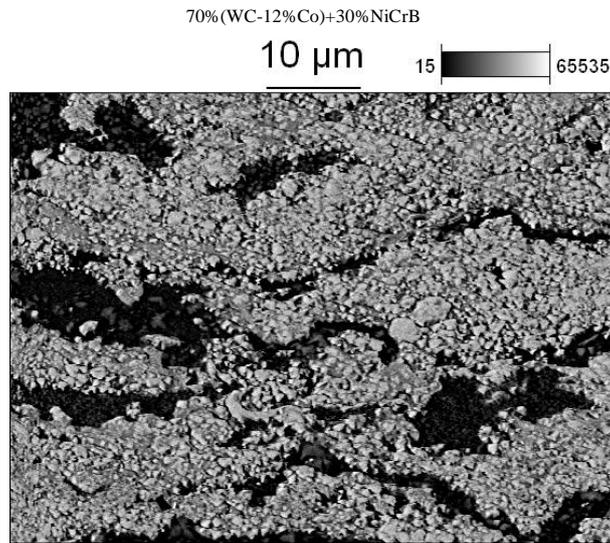
Fig.4.32

En la figura 4.33 y 4.34 se aprecia la fotomicrografía representativa del sistema recubierto, se percibe que la zona más brillante, es el carburo de tungsteno y la zona de menor contraste, representa al cobalto, y níquel, cromo, boro, en la proporción determinada.



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 2000

Fig. 4.33



Accelerating Voltage: 20.0 kV Magnification: 2000  
Fig. 4.34

Los puntos seleccionados en la figura 4.35, fueron analizados para observar la presencia de ciertos elementos en la microestructura tales como: tungsteno níquel, cobalto, entre otros, con lo que se puede obtener como resultado que existe, difusión de dichos elementos.

Posteriormente se obtuvo un espectro de rayos X gráfica 6, donde se verificó mayor presencia de elementos de tungsteno en las zonas analizadas.

Finalmente se generó una tabla IV.8 la cual representa, los valores en porcentaje en peso, y el porcentaje atómico de los elementos presentes en las zonas analizadas.

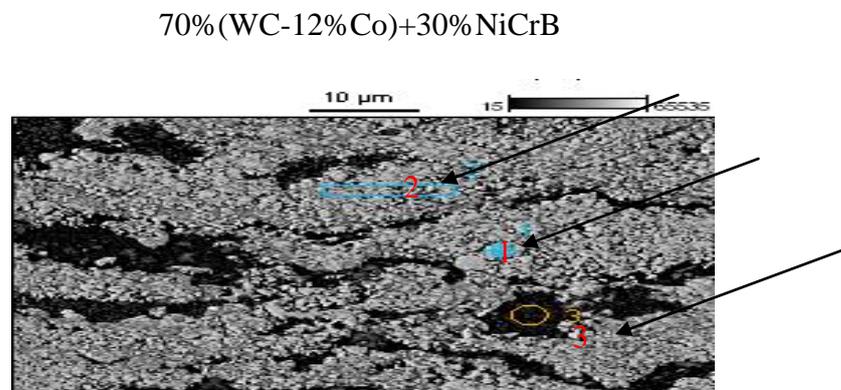
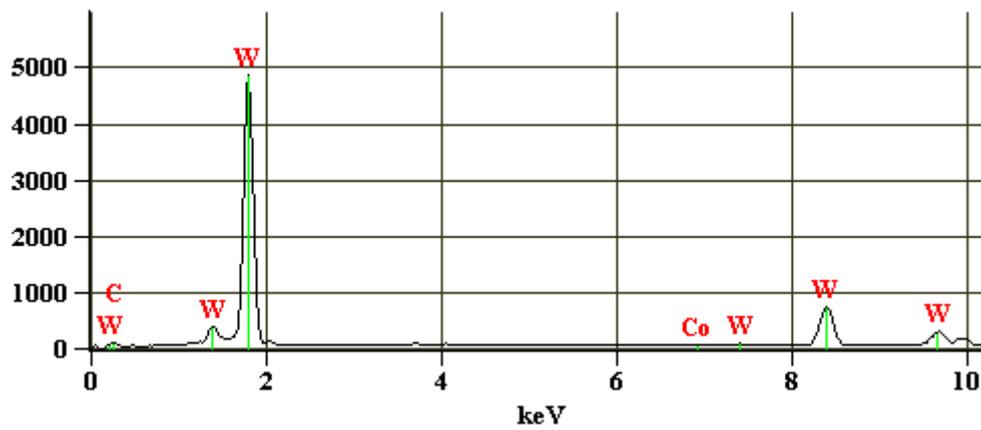
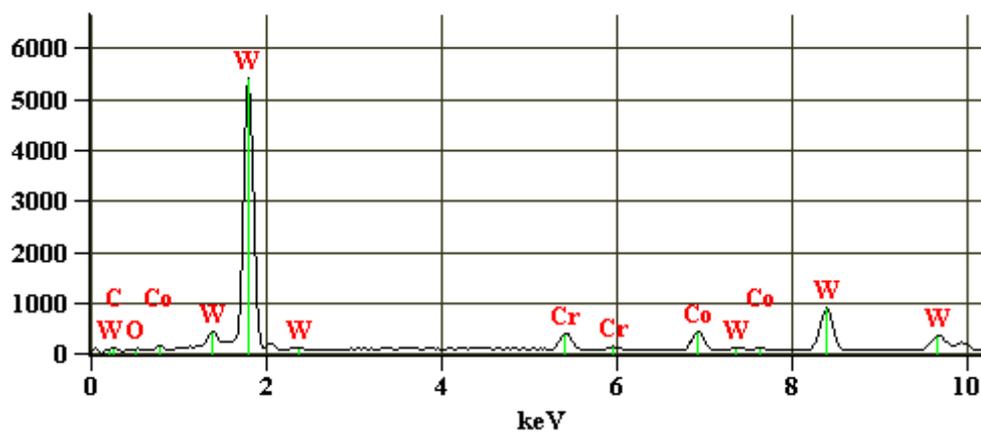


Fig.4.35

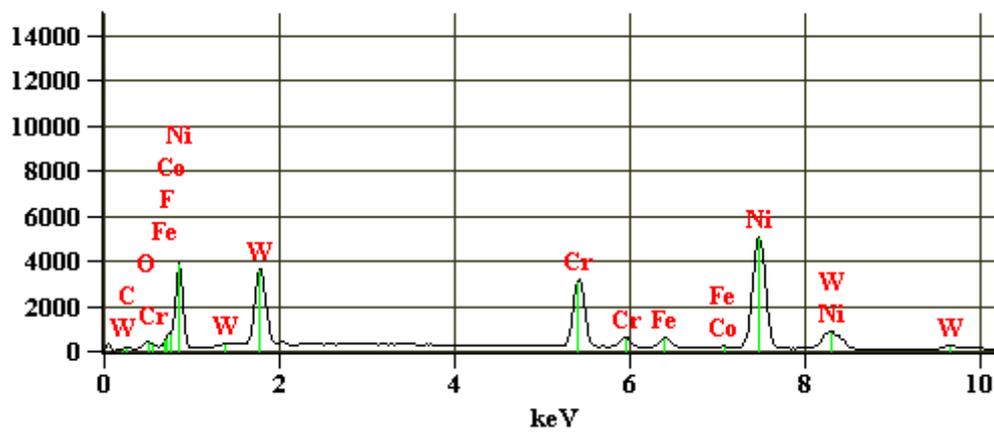
70%(WC-12%Co)+30%NiCrB\_pt1



70%(WC-12%Co)+30%NiCrB\_pt2



70%(WC-12%Co)+30%NiCrB\_pt3



Gráfica 6, Espectro de rayos X

	Weight %					
	<i>F-K</i>	<i>Cr-K</i>	<i>Fe-K</i>	<i>Co-K</i>	<i>Ni-K</i>	<i>W-L</i>
<i>70% WC-12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6_pt1</i>				0.72		99.28
<i>70%( WC-12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6)_pt2</i>		4.63		7.47		87.90
<i>100% CW 12% Co ~ 0,6(12)_pt3</i>	0.34	17.79	3.18	0.05	58.93	19.71

	Atom %					
	<i>F-K</i>	<i>Cr-K</i>	<i>Fe-K</i>	<i>Co-K</i>	<i>Ni-K</i>	<i>W-L</i>
<i>70% (WC-12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6_pt1</i>				2.22		97.78
<i>70% (WC-12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6_pt2</i>		12.82		18.27		68.91
<i>70% (WC-12% Co)+30%NiCrB ~ 0,6_pt3</i>		22.38	3.72	0.05	65.66	7.01

Tabla IV. 8 Valores para porcentaje en peso, porcentaje atómico.

## CONCLUSIONES

1. Al aumentar el espesor de recubrimiento la carga crítica aumenta, por lo tanto a mayor espesor aumenta la resistencia a la adhesión.
2. De las mezclas tratadas, la que ofrece mayores características de adherencia es la que está compuesta por 70%(Wc-12%Co)+30%NiCrB a 600°C y con llama.
3. A mayor espesor, mayor es la carga requerida para separar las superficies, por ende, mayor es la adherencia.
4. A través de la microscopía electrónica de barrido permite representar los elementos presentes en el conjunto substrato-recubrimiento, por lo que de una forma u otra, la difusión se observó en la mayoría de los casos.
5. A medida que se incrementa el porcentaje de NiCrBSi y se añade al WC-12%Co, en cierta forma mejora la difusión.

## RECOMENDACIONES

- Realizarle mantenimiento preventivo al durómetro de la escuela de Ingeniería Metalúrgica, para poder utilizarlo en investigaciones futuras.
- Incrementar los espesores de recubrimiento, para que al momento de penetrar la huella, ésta por su magnitud de carga aplicada, no lo desprenda.
- Dejar las muestras dentro del horno, en un tiempo no mayor a 20 minutos, podría ser conveniente para lograr el alivio de los esfuerzos residuales.
- Acondicionar mejor los laboratorios de Metrología, el taller mecánico, pertenecientes a la Escuela de Ingeniería Mecánica, y a futuro adquirir equipos actualizados y necesarios, que permitan satisfacer las exigencias de una tesis de grado y del tutor como tal.
- Para que no se desprenda el recubrimiento durante el proceso de preparación metalográfica, sería conveniente probar con una desbastadora con papel de lija en forma de cinta.
- Para trabajos futuros sería conveniente, realizar un estudio más certero para medir los alivios de tensiones generados, por el tratamiento térmico de recocido.

---

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Anderson T. L. (1995). Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications. USA, Ed. CRC, 2da. Ed.
- [2] Chicot D., P. Araujo, N. Horny, A. Tricoteaux & J. Lesage (2005). Application of the interfacial indentation test for adhesion toughness determination. -- EN: Surface & coatings technology. -- N° 200 (1), pp. 174-177.
- [3] Bower A. F., Advanced solids mechanics lecture notes. Brown University. Disponible <<http://www.engin.brown.edu/courses/En175/notes.htm>> [Consultado 2007, 11, 23.]
- [4] Tada H., P. C. Paris & G.R. Irwin. (2000). Stress Analysis of Cracks Handbook. USA, Ed. Professional Engineering Publishers, 3ra. Ed.
- [5] Antsis G. R., P. Chantikul, B. R. Lawn & D. B. Marshall (1981). A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, Direct crack measurement. -- EN: J. Am. Ceram. Soc.-- N° 64 (9) pp. 533-538.
- [6] Di Prinzio A., M. Suárez, M. H. Staia (1998). Evaluación de la tenacidad a la fractura de dos aleaciones de carburos cementados, grado K. -- EN: Revista de la Facultad de Ingeniería.-- N° 2 (13) pp. 35-40.
- [7] Gong J. (1999). Determining indentation toughness by incorporating true hardness into fracture mechanics equations. -- EN: J. Of European Ceram. Soc. -- N° 19 (1) pp. 1585-1592.

- [8] Rubio-González C. & J. F. Rodríguez (2002). Modelo cohesivo lineal para el análisis de la zona plástica en cuerpos agrietados. Métodos numéricos en ingeniería y ciencias aplicadas. Barcelona, (España).
- [9] Lawn, B. (1999). Fracture of brittle solids. United Kingdom, Cambridge University Press, 2da Ed.
- [10] Chicot D., P. Démarécaux and J. Lesage (1996). Apparent interface toughness of substrate and coating couples from indentation tests. -- **EN**: Thin solid films. -- N° 283 (1) pp. 151-157.
- [11] Passos L. A., P. M. Araujo, T. F. Soares & J. Lesage (2006). Aplicação da técnica de indentação interfacial para caracterização da aderência de revestimentos projetados por aspersão térmica. Foz do Iguaçu, PR, Brasil. 17° CBECIMat - Congreso Brasileiro de Ingeniería y Ciencia de los Materiales.
- [12] Berndt C. C., W. Brindley, A. N. Goland, H. Herman, D. L. Houck, K. Jones, S. Sampath, M. Smith & R. A. (1992). Apparent interface toughness of substrate and coating couples from indentation tests. Current problems in plasma spray processing -- **EN**: J. Of Thermal Spray Technology. -- N° 1 (4) pp. 341-356.
- [13] Fauchais, P., A. Vardelle & B. Dossoubs. (2001). Quo Vadis Thermal spraying -- **EN**: J. Of Thermal Spray Technology. -- N° 10 (1) pp. 44-66.
- [14] Van Der Berge A. (1998). Thermal Spray Processes -- **EN**: Advanced materials and processes. -- N° 12 (1) pp. 31-36.

- [15] Wang Z., J Heberlein, E. Pfender & W. Gerberich (1996). Influence of gas velocity and particle velocity on coating adhesion in wire arc spraying. -- EN: Practical solutions for engineering problems. -- pp. 151-157.
- [16] Schey J. A. (2000). Introduction to manufacturing processes. USA, Ed. Mc Graw Hill, 3ra. Ed.
- [17] Voggenreiter H., H. Huber, S. Beyer & H. J. Spies (1996). Influence of particle velocity and molten phase on the chemical and mechanical properties of HVOF spray structured coatings of alloy 316-L. -- EN: Libro de actas de la conferencia internacional "8th National Thermal Spray Conference", U.S.A., Texas.
- [18] Creffield G. K. Cole & G. R. White (1995). The effect of gas parameter on HVOF coatings. -- EN: Libro de actas de la conferencia internacional "8th National Thermal Spray Conference", U.S.A., Texas.
- [19] Bilbao C., A. Moreno, J. Ivan (2002). Evaluación de la resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet depositados por HVOF con tratamiento térmico posterior (Tesis). -- Caracas: Universidad Central de Venezuela, Ingeniería Mecánica.
- [20] Rodríguez, M. (2002) Evaluación de recubrimientos base níquel depositados por la técnica HVOF con tratamiento térmico posterior (Tesis). -- Caracas: Universidad Central de Venezuela, Ingeniería Mecánica.
- [21] Planche M. P., H. Liao, B. Normand, C. Coddet (2004). Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating

properties using different thermal spraying process. -- EN: Surface & Coatings Technology, France.

[22] Lesage J. & D. Chicot (2002). Role of residual stresses on interface toughness of thermally sprayed coatings thin Solid Films N° 415, pp. 143-150.

[23] Wall Colmonoy Corporation, Disponible <<http://www.wallcolmonoy.com>> [Consultado 2009, 05, 2]

[24] Totemeier T. C., J. K. Wright (2006). Residual stress determination in thermally sprayed coatings - a comparison of curvature models and X-ray techniques. -- EN: Surface & Coatings Technology. -- N° 200 (1) pp. 3955 – 3962.

[25] William F. Smith. (1998). Fundamentos de la ciencia e Ingeniería de los materiales. España, Editorial Mc Graw Hill, 3ra Ed, p. 652.

[26] Wikipedia, the encyclopedia libre. Disponible <<http://en.wikipedia.org>> [Consultado 2008, 03, 11]

[27] Sulzer-Metco Corporation, página web, sección de productos y servicios. <<http://www.sulzermetco.com/en/desktopdefault.aspx>> [Consultado 2008, 03, 11]

[28] Watanabe M., A. Owada, S. Kuroda, Y. Gotoh (2007). Effect of WC size on interface fracture toughness of WC–Co HVOF sprayed coatings. -- EN: Surface & Coatings Technology.

[29] Chivavibul P., M. Watanabe, S. Kuroda, K. Shinoda (2007). Effects of carbide size and Co content on the microstructure and mechanical properties

of HVOF-sprayed WC–Co coatings. *Surface & Coatings Technology* N° 202, pp. 509-521.

[30] La Barbera-Sosa J.G., Y.Y. Santana, M.H. Staia, J. Lesage, J. Caro, G. Mesmacque, E.S. Puchi Cabrera (2008). Microstructural and mechanical characterization of Ni-Base thermal spray coating deposited by HVOF -- EN: *Surface & Coatings Technology*.

[31] La Barbera-Sosa J.G., Y.Y. Santana, M.H. Staia and E.S Puchi Cabrera (2008). Mechanical properties and microstructure of Wc-10Co-4Cr and Wc-12Co thermal spray coatings deposited by HVOF -- EN: *Surface & Coatings Technology*.

[32] MatWeb Material Property Data, Disponible < <http://www.matweb.com>> [Consultado 2009, 03, 26].

[33] Requena, P.(2003) Estudio de Fatiga y Corrosión Fatiga en la Aleación Ti-6Al-4V Recubierta con un depósito de WC-Co Termorrociado por HVOF. Tesis de Grado, Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Metalúrgica.

[34] Bissi, H., Costa P. (2008) Influencia del Tratamiento sobre la Resistencia a la Adhesión de Recubrimientos tipo CERMET Tesis de Grado, Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica.

Bavaresco Ly J,(2000).” Evaluacion de la resistencia al desgaste de recubrimientos rociados mediante la tecnica alta velocidad oxigeno-combustible (HVOF)”. Tesis de Grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).

Colmenares J. (2004). “Optimización de recubrimientos metálicos estructurados por rociado térmico”. Tesis de grado, Escuela de Ingeniería Mecánica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).

Division of Engineering Brown University, Lecture notes, Professor Alaan Bower Disponible <<http://www.engin.brown.edu/>> [Consultado 2009, 03, 05]

J.M. Guilemany, J.M.Miguel.(2002). “Evaluación de Propiedades Mecánicas en recubrimientos obtenidos por proyección térmica. VIII Congreso Nacional de propiedades Mecánicas. Gandia 2002.pp.443-450.

Koutský J. (2004). High Velocity Oxy-Fuel Spraying. J. of Materials Processing Technology N° 157–158, pp. 557-560.

Malaver I. y J. La Barbera, (1995).” Evolución de la resistencia al desgaste por evasión de recubrimientos termorociados”. Tesis de grado, Escuela de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Central de Venezuela (UCV).

Oliveira F., L. Hernández, J.A. Berríos, C. Villalobos, A. Pertuz & E.S. Puchi Cabrera (2001). Corrosion fatigue properties of a 4340 steel coated with Colmonoy 88 alloy, applied by HVOF thermal spray. Surface and Coatings Technology. N° 140, pp.128-135.

Pouvreau C. (2007). Indentation Fracture of Gallium Arsenide (Tesis).-- Suiza: École Polytechnique Fédérale de Lausanne.

Shigley J. E. & C. R. Mischke (2002). Diseño en ingeniería mecánica. 6ta Ed. México: McGraw Hill.

Staia M. H., E. Ramos, A. Carrasquero, A. Roman, J. Lesage, D. Chicot & G. Mesmacque (2000). Effect of substrate roughness induced by grit blasting upon adhesion of WC-17% Co thermal sprayed coatings. Thin Solid Films. N° 377-378, pp. 657-664.

Sulzer-Metco Corporation, página web, sección de productos y servicios. Disponible <<http://www.sulzermetco.com/en/desktopdefault.aspx>> [Consultado 2009, 02, 08]

Wall Colmonoy Corporation. Disponible <<http://www.wallcolmonoy.com>> [Consultado 2009, 03, 18]

## NOMENCLATURA

### LISTA DE SÍMBOLOS

- a: tamaño de grieta,  $\mu\text{m}$ .  
 ac: tamaño crítico de grieta,  $\mu\text{m}$ .  
 A: área de huella,  $\text{mm}^2$ .  
 b: radio de la zona plástica interfacial,  $\text{mm}$ .  
 bc: radio de la zona plástica del recubrimiento,  $\text{mm}$ .  
 bs: radio de la zona plástica del sustrato,  $\text{mm}$ .  
 d: diagonal de huella promedio,  $\text{mm}$ .  
 di: diagonal de huella promedio interfacial,  $\text{mm}$ .  
 dc: diagonal de huella promedio del recubrimiento,  $\text{mm}$ .  
 ds: diagonal de huella promedio del sustrato,  $\text{mm}$ .  
 E: módulo de elasticidad,  $\text{GPa}$ .  
 E<sub>x</sub>: módulo de elasticidad del compuesto x,  $\text{GPa}$ .  
 E<sub>y</sub>: módulo de elasticidad del compuesto y,  $\text{GPa}$ .  
 E<sub>c</sub>: módulo de elasticidad del recubrimiento,  $\text{GPa}$ .  
 E<sub>m</sub>: módulo de elasticidad de la mezcla,  $\text{GPa}$ .  
 E<sub>s</sub>: módulo de elasticidad del sustrato,  $\text{GPa}$ .  
 F: Fuerza aplicada con el indentador,  $\text{Kgf}$ .  
 G<sub>c</sub>: rata crítica de desprendimiento de energía por esfuerzo,  $\text{N/m}$ .  
 H<sub>v</sub>: número de dureza Vickers,  $\text{GPa}$  (normalmente se expresa en  $\text{Kg/mm}^2$ ).  
 H<sub>c</sub>: número de dureza Vickers del recubrimiento,  $\text{GPa}$ .  
 H<sub>s</sub>: número de dureza Vickers del sustrato,  $\text{GPa}$ .  
 K: factor de intensidad de tensión,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 K<sub>I</sub>: factor de intensidad de tensión en modo I,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 K<sub>C</sub>: tenacidad a la fractura,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 K<sub>IC</sub>: tenacidad a la fractura en deformación plana o en modo I,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 K<sub>ca</sub>: tenacidad interfacial aparente,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 K<sub>cao</sub>: tenacidad interfacial aparente para espesor infinito,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .  
 n: pendiente de recta de fisuración, adimensional.  
 P: carga de indentación,  $\text{N}$ .  
 P<sub>c</sub>: carga crítica de indentación,  $\text{N}$ .  
 p( $\sigma$ ): función de esfuerzos residuales,  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{5/2}$ .  
 r: distancia radial en coordenadas polares,  $\text{m}$ .  
 t: espesor de recubrimiento,  $\mu\text{m}$ .

### SÍMBOLOS GRIEGOS

- $\alpha$ : constante de proporcionalidad de grieta-carga, adimensional.  
 $\epsilon$ : parámetro de elasticidad del material, adimensional.  
 $\epsilon_0$ : parámetro de plasticidad del material, adimensional.  
 $\theta$ : ángulo de inclinación en coordenadas polares, grados.

$\mu$ :	constante elástica del material, GPa.
$\nu$ :	coeficiente de Poisson, adimensional.
$\xi$ :	ángulo medio entre las caras del indentador.
$\pi$ :	constante numérica pi, adimensional.
$\sigma$ :	esfuerzo, MPa.
$\sigma_{xy}$ :	esfuerzo normal en las direcciones x e y, MPa.
$\tau_{xy}$ :	esfuerzo cortante en las direcciones x e y, MPa.
$\varphi$ :	ángulo medio del indentador, grados.
$\chi_R$ :	constante de corrección de tenacidad a la fractura, adimensional.

### SÍMBOLOS MATEMÁTICOS

cos: función coseno.

cot: función cotangente.

i: número imaginario.

lim: límite.

ln: función logaritmo neperiano.

sen: función seno.

$x_i$ : valor x del elemento i-ésimo.

$y_i$ : valor y del elemento i-ésimo.

$\sum_{i=1}^n x_i$ : suma de n elementos “ $x_i$ ” desde 1 hasta n.

### CONVERSIONES

$$\text{Kgf} \times 9,80665 \text{ m/s}^2 = \text{N}.$$

$$\mu\text{m} \times 10^{-3} = \text{mm}.$$

$$\text{mm} \times 10^{-3} = \text{m}.$$

$$\text{inches} \times 25,4 = \text{mm}.$$

$$\text{psi} \times 6,89476 = \text{KPa}.$$

$$\frac{\text{Kgf}}{\mu\text{m}^2} \times 9.806,65 = 10^3 \text{ MPa} = \text{GPa}.$$

$$\frac{\text{N}}{\mu\text{m}^2} \times 10^3 = \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}.$$