

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

# THESE

*présentée par*

**EDWUIN JESUS CARRASQUERO RODRIGUEZ**

*pour l'obtention du*

**TITRE DE DOCTEUR EN MECANIQUE**

*Intitulée*

---

**ETUDE DU COMPORTEMENT TRIBOLOGIQUE PAR  
FROTTEMENT-USURE DE REVETEMENTS A BASE DE  
WC-Co-Cr ET DE NiCrBSi PROJETES THERMIQUEMENT.**

---

Soutenue le 3 décembre 2008 devant le jury d'examen :

**Directeurs de Thèse :** Mariana H. STAIA, Professeur, Université Centrale du Venezuela Caracas.  
Jacky LESAGE, Professeur, Université de Lille I.

**Rapporteurs :** Eli Saul PUCHI-CABRERA, Professeur, Université Centrale du Venezuela Caracas.  
Linda Gil De FUENTES, Professeur, Université Nationale Expérimentale Polytechnique "Antonio José de Sucre" Vicerrectorado Puerto Ordaz, Edo. Bolivar Venezuela.

**Membres :** Eric LE BOURHIS, Professeur, Université de Poitiers.  
Ovidio LEON, Professeur, Université Nationale Expérimentale Polytechnique "Antonio José de Sucre" Vicerrectorado Puerto Ordaz, Edo. Bolivar Venezuela.  
Gema GONZALEZ, Professeur, Université Centrale du Venezuela Caracas.  
Michel TRAISNEL, Professeur, Université de Lille I.

**UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA**  
**FACULTAD DE INGENIERIA**  
**COMISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**  
**DOCTORADO INDIVIDUALIZADO EN CIENCIAS DE LA**  
**INGENIERÍA**

**EDWUIN JESUS CARRASQUERO RODRIGUEZ**

**Trabajo de Tesis Doctoral a ser presentado ante la Ilustre**  
**Universidad Central de Venezuela para optar al Título de**  
*Doctor en Ciencia de la Ingeniería*

---

**EVALUACIÓN TRIBOLÓGICA DE RECUBRIMIENTOS**  
**OBTENIDOS POR PROYECCIÓN TÉRMICA A BASE DE**  
**WC-Co-Cr Y NiCrBSi BAJO CONDICIONES DE**  
**“FRETTING WEAR”**

---

Defensa el 3 diciembre de 2008 delante del jurado del examen:

**Director de Tesis:** **Mariana H. STAIA**, Profesora, Universidad Central de Venezuela, Caracas-Venezuela.  
**Jacky LESAGE**, Profesor, Universidad de Lille I.

**Reportores :** **Eli Saul PUCHI-CABRERA**, Profesor, Universidad Central de Venezuela, Caracas-Venezuela.  
**Linda Gil De FUENTES**, Profesora, Universidad Nacional Experimental Politécnica “Antonio José de Sucre” Vicerrectorado Puerto Ordaz, Edo. Bolívar Venezuela.

**Miembros :** **Eric LE BOURHIS**, Profesor, Universidad de Poitiers.  
**Ovidio LEON**, Profesor, Universidad Nacional Experimental Politécnica “Antonio José de Sucre” Vicerrectorado Puerto Ordaz, Edo. Bolívar Venezuela.  
**Gema GONZALEZ**, Profesora, Universidad Central de Venezuela, Caracas-Venezuela  
**Michel TRAISNEL**, Profesor, Universidad de Lille I.

**Titre en français :**

ETUDE DU COMPORTEMENT TRIBOLOGIQUE PAR FROTTEMENT-USURE DE REVETEMENTS A BASE DE WC-Co-Cr ET DE NiCrBSi PROJETES THERMIQUEMENT

**Résumé :**

L'usure par frottement est un phénomène destructif qui peut accélérer l'initiation des fissures dans des composantes vibrantes et provoquer une rupture catastrophique. Compte tenu des conditions de chargement, des propriétés du matériau et du milieu environnant, le frottement peut provoquer de l'usure en combinant quatre mécanismes classiques (oxydation, adhésion, fatigue en surface et abrasion). Cette étude porte sur la tenue à l'usure de WC-Co-Cr et Ni-Cr déposé par HVOF sur un substrat d'acier SAE 1045. Les essais ont été conduits sous conditions de lubrification sèche, avec différents chargements cycliques et à amplitude variable. Les revêtements ont été étudiés par MEB, EDS, profilométrie optique 3D. Différents mécanismes d'usure ont été observés en fonction du temps, du chargement et de son amplitude. A long terme, il résulte que l'usure adhésive et par délamination représentent les mécanismes prédominants pour la couche déposée. L'augmentation de la résistance à l'usure induite sur la structure est attribuée à la présence dans la couche déposée des carbures dispersées de Ni et de Cr ou encore à la présence des borures dans la matrice de Ni-Cr. D'autre part, nous avons remarqué que le mécanisme d'usure dépend de la magnitude du chargement appliqué. L'étude numérique du profil de l'empreinte obtenue en profondeur permet d'estimer le volume d'usure. On observe ainsi une bonne corrélation entre les valeurs expérimentales et celles obtenues par profilométrie 3D. Il a été déterminé que, pour une amplitude d'usure constante, le volume d'usure augmente en fonction de la charge appliquée sous des conditions de chargement constante.

***English title:***

TRIBOLOGICAL EVALUATION UNDER FRETTING WEAR OF WC-Co-Cr AND NiCrBSi COATINGS OBTAINED BY THERMAL SPRAYING

***Abstract:***

Fretting wear is a destructive phenomenon that can accelerate crack initiation in vibrating components, leading to premature catastrophic failures. Depending on loading conditions, material properties and environment, fretting can cause fretting wear, which combines all four basic wear mechanisms (oxidative, adhesive, surface fatigue and abrasive). The present study investigates the fretting wear performance of a WC-Co-Cr and Ni-Cr alloy, deposited by HVOF onto a SAE 1045 steel. Tests were conducted under unlubricated dry conditions, at different applied normal loads, cycles and amplitudes. The coatings were studied by means of SEM, EDS and 3D profilometry. Different wear mechanisms were observed, depending on time, load and amplitude. In a long term, the adhesive wear and delamination wear were the predominant wear mechanisms for the coating. The increase in the fretting wear resistance provided by the coating Ni-Cr has been attributed to the presence of a large amount of dispersed Ni and Cr carbide and/or borides in the Ni-Co matrix. Examination of the fretted surfaces by SEM indicates that the uncoated substrate undergoes an abrasive wear mechanism. On the contrary, it has been observed that the wear mechanism of the coating-substrate system depends on the magnitude of the applied load. The numerical integration of the wear scar depth profile curves employed in the present work allows an estimation of the wear volume which is in good agreement with that determined experimentally by means of 3D profilometry. It has been determined that, at a constant wear amplitude the wear volume increases with the applied normal load and that at under constant load conditions.

## RESUME FRANÇAIS ETENDU

---

Le présent travail a été mené à bien afin d'évaluer le comportement sous des conditions de « fretting wear » (frottement par petits débattements) de deux revêtements obtenus par la technique de projection thermique HVOF (High Velocity Oxy-Fuel). Les revêtements, à base de carbure tungstène, cobalt et chrome (WC-Co-Cr) et à base nickel (NiCrBSiFeC) ont été déposés sur un acier SAE 1045. Le « fretting wear » est un phénomène destructif qui peut accélérer l'initiation des fissures dans les composants soumis à des vibrations. Ceci peut conduire à des ruptures prématurées du système qui peuvent être catastrophiques. De même, selon les conditions de chargement, les caractéristiques des matériaux et la nature de l'atmosphère, le « fretting » peut présenter une combinaison de quatre mécanismes de base de l'usure (oxydant, adhésif, érosif et abrasif).

Les éprouvettes sont fabriquées à partir de barres en acier SAE 1045 qui ont été préalablement coupées puis usinées pour obtenir des disques de 25 mm de diamètre et de 5 mm d'épaisseur. Ensuite, la surface des disques a été nettoyée en employant des particules d'alumine (Grade 40) sous les mêmes conditions (en utilisant une pression d'air de 500 kPa) afin d'éliminer les oxydes présents à la surface et, à son voisinage, pour garantir un profil d'ancrage correct du revêtement projeté thermiquement, lequel est essentiel pour une bonne adhésion.

Afin de pouvoir tester les revêtements dans des conditions industrielles, tous les échantillons ont été envoyés à une entreprise locale de projection thermique pour y être recouverts. La déposition a été effectuée en utilisant la technique HVOF au moyen d'un pistolet type JP-5000 et les conditions d'opération sont rassemblées dans le tableau ci-dessous.

Paramètres du procédé de déposition par projection thermique HVOF.

Distance de projection	300 mm
Angle de projection	90°
Flux de kérosène	10 l/min
Flux d'oxygène	35 l/min
Vitesse d'alimentation de la poudre	40 g/min

Un groupe d'échantillons a été recouvert avec un alliage commercial de poudres de WC - 10 % CO – 4 % Cr, et un autre groupe avec un alliage à base de Nickel (Cr : 7.6%, Si : 3.6%, Fe : 2.4%, B : 1.6%, C : 0.25%, Ni : bilan). Les poudres utilisées pour la projection des revêtements ont été préalablement caractérisées à l'aide des techniques de Micrographie Électronique à Balayage (MEB) et de Diffraction des Rayons X (DRX) afin de déterminer les phases présentes avant déposition et de manière à obtenir ainsi une information qualitative sur leur composition chimique. Les résultats obtenus sur les poudres seront ensuite utilisés à titre comparatif avec les résultats obtenus directement sur les revêtements.

Les essais ont été réalisés sur les échantillons avec et sans revêtement, sous les mêmes conditions avec deux amplitudes de glissement dont les valeurs sont respectivement, de  $100 \pm 25 \mu\text{m}$  et de  $200 \pm 25 \mu\text{m}$  et à une fréquence de glissement constante de 30 Hz. Les charges normales appliquées sont de 30, 40, 50 et 70 N, et le nombre total de cycles de « fretting » effectués sur chaque échantillon sont de  $10^4$ , de  $10^5$ ,  $5 \times 10^5$ ,  $10^6$  et  $1.5 \times 10^6$ .

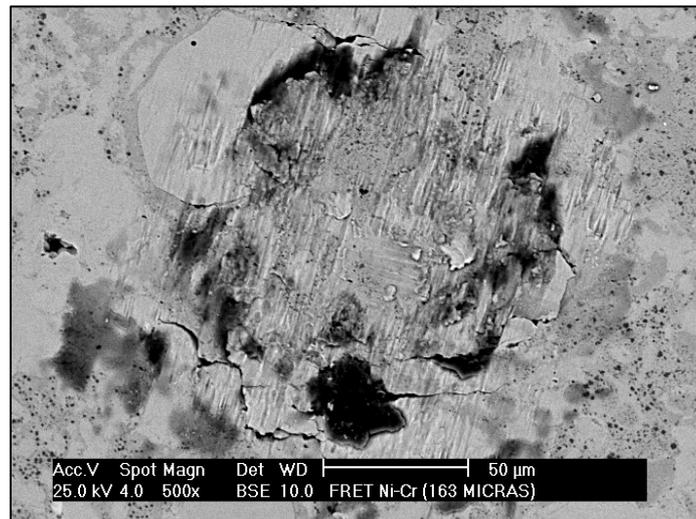
Les poudres de déposition et les revêtements ont été analysées par diffraction des rayons X (DRX), Microscopie Electronique à Balayage (MEB) couplée à de la microanalyse chimique par dispersion d'énergie de rayon-X (EDX). Les surfaces testées ont été analysées par des techniques de profilométrie optique (3D) et de MEB, lesquelles ont permis d'estimer et d'identifier les mécanismes d'usure.

Afin d'estimer les valeurs réelles des volumes de matière usés, nous proposons une nouvelle méthodologie expérimentale qui, au moyen d'une expression que nous avons développée, nous a permis de déterminer le taux de perte de masse en fonction des variables associées au phénomène de fretting. Nous avons ainsi développé un programme mathématique dont les algorithmes s'appuient sur l'estimation du rayon de contact ( $a$ ), la pression moyenne de contact ( $P_0$ ), la pression maximale de contact ( $P_{\text{max}}$ ), le module élastique composé ( $E^*$ ) et la distribution d'efforts de Bonn Mises à travers le revêtement.

Les résultats obtenus par MEB nous ont permis de décrire les mécanismes prédominants de l'usure. Ils sont principalement de type adhésif et par délamination pour les surfaces revêtues, tandis que pour le substrat nous avons trouvé un mécanisme d'usure plutôt de type abrasif. De plus, nous avons déterminé que le volume d'usure du système revêtu sous des conditions de fretting est approximativement 90 % plus élevé

que celui correspondant au substrat non revêtu. Ceci indique que ces revêtements peuvent être utilisés dans des applications tribologiques sévères.

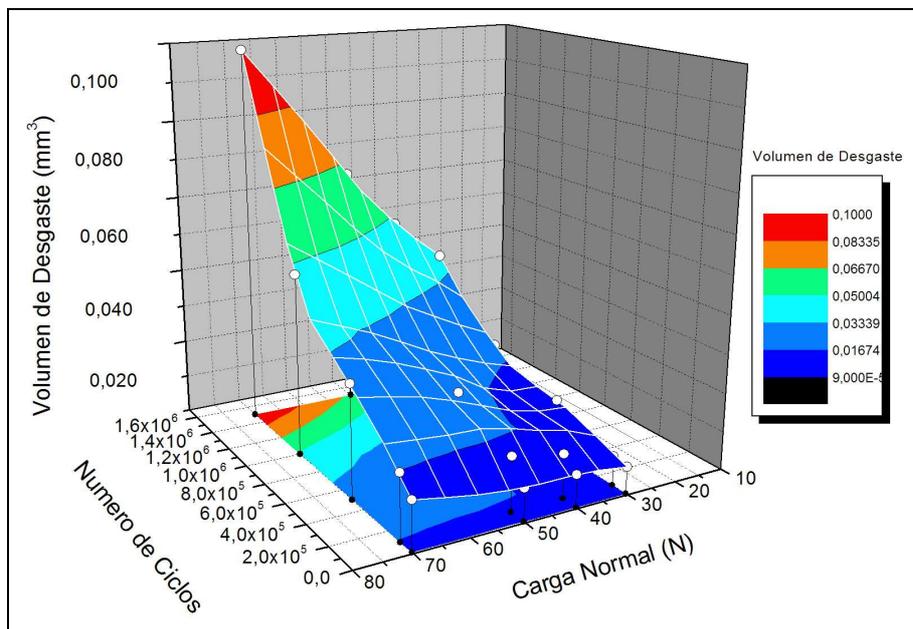
Pour les échantillons en acier SAE 1045 testé à une amplitude de débattement ( $\delta$ ) de 100  $\mu\text{m}$  à 200  $\mu\text{m}$ , nous avons observé un volume d'usure qui varie de  $5.51 \times 10^{-3}$  jusqu'à  $9.87 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ , respectivement pour l'intervalle charge et le nombre de cycles total testé. Pour l'acier recouvert avec l'alliage NiCrBSiFeC, nous avons obtenu des valeurs comprises entre  $2.30 \times 10^{-4}$  et  $3.20 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ . Quant aux revêtements de WC-Co-Cr, les valeurs des volumes d'usure varient entre  $1.02 \times 10^{-5}$  et  $1.16 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$  pour les mêmes conditions d'essai. Par conséquent, en augmentant l'amplitude de débattement, on produit une faible augmentation du volume usé pour tous les systèmes testés lorsqu'on augmente la charge appliquée. Par contre, cette influence est rendue plus significative pour les essais effectués au-dessus de  $10^5$  cycles et de 50N. En effet, nous avons obtenu le plus grand volume d'usure pour la plus grande amplitude de débattement ( $\delta = 200 \mu\text{m}$ ). De même, nous avons démontré que le déplacement total accumulé (V/S) est influencé de manière directe par l'amplitude du glissement.



Les valeurs du coefficient d'usure obtenues avec l'acier SAE 1045 ont été  $5.79 \times 10^{-6}$  et de  $2.85 \times 10^{-6} [\text{mm}^3/\text{m.N}]$  quand l'amplitude du débattement a été de 100 et de 200  $\mu\text{m}$  respectivement. Dans le cas des systèmes revêtus avec l'alliage à base NiCr, les valeurs obtenues pour K varient entre  $1.98 \times 10^{-7}$  et  $1.07 \times 10^{-7} [\text{mm}^3/\text{m.N}]$  pour  $\delta = 100$  et 200  $\mu\text{m}$ , respectivement. Pour les systèmes revêtus avec WC-Co-Cr, les valeurs du coefficient d'usure sont de l'ordre  $4.71 \times 10^{-9}$  et  $8.55 \times 10^{-9} [\text{mm}^3/\text{m.N}]$  pour les valeurs de  $\delta = 100$  et 200  $\mu\text{m}$ , respectivement.

Ces résultats indiquent que, sous les conditions expérimentales utilisées ici dans les essais de « fretting wear », l'utilisation de ces revêtements déposés sur l'acier conduit à une diminution du volume d'usure pour le recouvrement à base de NiCr, diminution multipliée par trois dans le cas du revêtement à base de WC-Co-Cr. Pour les revêtements NiCr, cet accroissement de la résistance est dû à la présence et à la distribution homogène de carbures et de borures de Ni et de Cr dispersés dans la matrice. Pour les revêtements WC-Co-Cr, c'est la présence de carbures complexes du type  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  qui en ait à l'origine.

Enfin, nous avons estimé que l'effort maximal de Von Mises pour le revêtement à base de NiCr est de 1720 MPa, lequel est situé dans le revêtement. Au fur et à mesure que l'on s'approche de l'interface, ces efforts diminuent jusqu'à une valeur approximativement de 400 MPa, laquelle est plus petite que la résistance mécanique du substrat. En ce qui concerne les efforts de Von Mises dans les revêtements de WC-Co-Cr, nous avons trouvé que la valeur maximale de l'effort de Von Mises est de 2048 MPa et que la variation dans l'épaisseur est semblable à celle observée pour le revêtement à base de NiCr.



## AGRADECIMIENTOS

Al concluir la escritura de esta tesis que resume de alguna forma casi cinco años de estudios, trabajo y esfuerzo, de éxitos y fracasos, te invade una cierta sensación de orgullo, de satisfacción por haber alcanzado un objetivo. Sin embargo, te asalta también una cierta nostalgia y recuerdas cada uno de los momentos y etapas que has atravesado. Es precisamente al echar la vista atrás cuando valoras en toda su magnitud el apoyo que has recibido en cada momento de las personas que te rodean y el orgullo se torna en gratitud.

Tengo la absoluta certeza de que la realización de este trabajo de investigación, así como la elaboración de la presente memoria, no hubiera sido posible sin el concurso de un numeroso grupo de personas que no deben quedar en el anonimato. Es por tanto una obligación y un placer expresar mi profundo agradecimiento a todas esas personas, que me han acompañado en el transcurso de estos años.

En primer lugar, deseo expresar mi más sincero agradecimiento a mi directora de Tesis, la Dra. Mariana H. Staia por su apoyo desde mis inicios, al brindarme la oportunidad de recurrir a su capacidad, experiencia científica en un marco de confianza, afecto y sobre todo amistad.

No puedo olvidar agradecer al Dr. Eli Saul Puchi por haberme introducido de forma tan didáctica en el complejo mundo del Mathcad<sup>®</sup>. Deseo agradecerle además sus originales aportaciones a este trabajo de investigación y sus siempre enriquecedores comentarios y consejos en busca de lo invisible.

A los Drs. Jacky Lesage y Didier Chicot del Laboratorio de Mecánica de Lille de la Universidad de Ciencia y Tecnologías de Lille, Francia. Por su apoyo continuo durante mi estadía en sus instalaciones.

Al Fondo Nacional Ciencia, Tecnología e Innovación (FONACIT- Venezuela) y al Ministère de l'Éducation Nationale, de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche (Francia), por el financiamiento recibido a través del Programa de Cooperación de Postgrado (PCP) entre Francia-Venezuela.

A la Universidad Central de Venezuela a través del Consejo de Desarrollo Científico y Humanístico (CDCH-UCV) por el financiamiento recibido por el proyecto PI08-00-5794-2005.

A mis compañeros del PCP, la Ing. Yucelys Santana y el Ing. José G. La Barbera, con los que compartí las mismas experiencias, por su apoyo y ánimo en cada etapa que se pasa y viene a lo largo de estos años de estudio.

A mis amigos que siempre han estado apoyándome en las malas y en las buenas: Maribel, Wilfrido, Yoibiris, José Balbino, Geovanny, Angela, Miriam y Daniel.

Tampoco puedo olvidar a mi esposa Katherine, de quien me siento muy orgulloso por ser ejemplo de perseverancia. Gracias a su amor, comprensión y ayuda he llegado hasta aquí y sé que a su lado podré afrontar cualquier cosa que me depare el futuro. Te quiero.... .

Finalmente, agradecer a mi familia su comprensión y su apoyo inquebrantables. Espero algún día poder llegar a compensar, especialmente a mi Madre, por mis ausencias y por sus desvelos cuando era pequeño.

Todas estas personas y algunas mas que seguro quedan en el tintero que han contribuido de otra forma, les agradezco el haberme brindado todo el apoyo, colaboración, ánimo y sobre todo amistad.

Gracias y cuenten con mi apoyo...

# ÍNDICE

	pp.
LISTA DE TABLAS	13
LISTA DE FIGURAS	14
INTRODUCCIÓN	18
CAPITULO I	21
ANTECEDENTES BIBLIOGRAFICOS	
CAPITULO II	50
METODOLOGIA EXPERIMENTAL	
<i>2.1 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS</i>	51
<i>2.2 CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.</i>	52
<i>2.3 ENSAYOS DE FRETTING WEAR</i>	53
2.4. DETERMINACIÓN DEL VOLUMEN DE LAS HUELLAS DE FRETTING	55
CAPITULO III	58
RESULTADOS EXPERIMENTALES	
<i>3.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.</i>	58
<i>3.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX)</i>	64
<i>3.3 PROPIEDADES MECÁNICAS</i>	65
<i>3.4 ENSAYOS DE FRETTING WEAR</i>	69

3.4.1 DETERMINACIÓN DEL VOLUMEN DESGASTE	69
3.4.2 EVALUACIÓN DE LAS HUELLAS DE FRETTING	79
<b>CAPITULO IV</b>	<b>92</b>
<b>DISCUSIÓN DE RESULTADOS</b>	
<b><i>4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL. y DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX)</i></b>	<b>92</b>
<b><i>4.2 DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS</i></b>	<b>95</b>
<b><i>4.3 ENSAYOS DE FRETTING WEAR</i></b>	<b>96</b>
<b>CONCLUSIONES</b>	<b>107</b>
<b>PERSPECTIVAS FUTURAS</b>	<b>108</b>
<b>REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS</b>	<b>109</b>

## LISTA DE TABLAS

	Pág.
Tabla 2.1. Variables del proceso de deposición por proyección térmica HVOF.	51
Tabla 2.2. Parámetros involucrados en el calculo computacional del radio de contacto, la máxima presión de contacto y la distribución de esfuerzos de von Mises a través del sistema recubrimiento-substrato.	54
Tabla 2.3. Identificación de las Muestras ensayadas a diferentes condiciones experimentales.	55
Tabla 3.1. Parámetros obtenidos mediante la utilización de las ecuaciones de Hertz.	66
Tabla 3.2. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del acero SAE 1045, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100 $\mu\text{m}$ .	71
Tabla 3.3. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del acero SAE 1045, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200 $\mu\text{m}$ .	71
Tabla 3.4. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del recubrimiento de NiCrBSiFeC, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100 $\mu\text{m}$ .	71
Tabla 3.5. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del recubrimiento de NiCrBSiFeC, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200 $\mu\text{m}$ .	71
Tabla 3.6. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del recubrimiento de WC-Co-Cr, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100 $\mu\text{m}$ .	72
Tabla 3.7. Volumen de desgaste determinado de las huellas de <i>fretting</i> del recubrimiento de WC-Co-Cr, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200 $\mu\text{m}$ .	72
Tabla 4.1. Valores de las pendientes y correlación de los datos experimentales obtenidos por regresión lineal.	104

## LISTA DE FIGURAS

	pp.
Figura 1. Creación y evolución de partículas de tercer cuerpo entre dos interfaces en contacto.	22
Figura 2. Geometría del contacto Hertziano de una esfera con un plano.	24
Figura 3. Distribución de presiones en un contacto hertziano.	26
Figura 4. Representación de la geometría del contacto hertziano para un sistema recubrimiento sustrato.	27
Figura 5. (a) Perfil esquemático de una huella producida por un indentador Bercovich (durante y después de la aplicación de la carga) (b) Curva de carga - desplazamiento producida durante el contacto.	28
Figura 6. Análisis de Mindlin de deslizamiento parcial para el contacto bola sobre plano sujeto a una fuerza tangencial.	30
Figura 7. Tres modos básicos de “fretting” representativos del desplazamiento en las huellas.	31
Figura 8. Mapa de Fretting en términos de la fuerza normal aplicada vs amplitud de desplazamiento ( $\delta$ ).	33
Figura. 9. Definición de la relación de deslizamiento “e” e identificación de la transición entre fretting y movimiento de deslizamiento recíprocante.	33
Figura 10. Representación esquemática de los regímenes de fretting (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM).	35
Figura 11. Representación de una huella de desgaste de curvatura compuesta generada por una superficie esférica.	39
Figura 12. a) Modelo de la huella de desgaste por fretting wear; b) esquema del método de trapecios para cálculo de un volumen por revolución de un área.	40
Figura 13. (a) Amplitud de deslizamiento crítica para la transición del régimen de deslizamiento parcial al total. b) volumen de desgaste perdido en función de la amplitud de deslizamiento en un ensayo de “fretting” lubricado y sin lubricación.	44
Figura 14. Diagrama de flujo del procedimiento experimental realizado.	50
Figura 15. Esquema de la máquina de fretting	54
Figura 16. Morfología de la huella de Fretting: a) Vista superior; b) Superficie elipsoidal.	56
Figura 17. Fotomicrografía obtenida por MEB de los polvos utilizados para la deposición por HVOF de los recubrimientos a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC	58
Figura 18. Fotomicrografía obtenida por MEB de la sección transversal de los polvos utilizados para la deposición por HVOF de los recubrimientos a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC	59

Figura 19. Fotomicrografia obtenida por MEB de la superficie de los recubrimientos obtenidos por HVOF: a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC	60
Figura 20. Fotomicrografias obtenida por análisis químico de composición por área (WDS) de la sección transversal del recubrimiento de NiCrBSiFeC	61
Figura 21. Fotomicrografias obtenidas mediante el análisis químico por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de la sección transversal del recubrimiento de WC-17%Co-4%Cr	61
Figura 22. Fotomicrografias obtenida por MEB en modo de BSE del recubrimiento de NiCrBSiFeC: a) sección transversal; b) Detalle de "a" ; c) Superficie; d) Detalle de "c"	62
Figura 23. EDX realizado en las fases indicadas en la Fig. 3.6 con la letra "a".	63
Figura 24. Fotomicrografias obtenida por MEB del recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr: a) sección transversal; b) Detalle de "a" ;	64
Figura 25. EDX realizado en la zona indicada en la Figura 3.8b con la letra "a".	64
Figura 26. Patrón de difracción de rayos X de los recubrimientos de NiCrBSiFeC	65
Figura 27. Patrón de difracción de rayos X de los recubrimientos de WC-10%Co-4%Cr.	65
Figura 28. Cambio de los esfuerzos de von Mises calculados en función de la profundidad para el recubrimiento base Ni, para una carga normal de 70N.	67
Figura 29. Cambio de los esfuerzos de von Mises calculados en función de la profundidad para el recubrimiento WC-Co-Cr, para una carga normal de 70N.	67
Figura 30. Huella de desgaste de "fretting wear": a) perfil topográfico en 3D; Perfiles de la sección transversal en profundidad medido en: b) dirección del deslizamiento; c) dirección perpendicular al deslizamiento.	70
Figura 31. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del acero SAE 1045. $\delta = 100 \mu\text{m}$	73
Figura 32. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del acero SAE 1045. $\delta = 200 \mu\text{m}$	73
Figura 33. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del recubrimiento NiCrBSiFeC. $\delta = 100 \mu\text{m}$ .	74
Figura 34. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del recubrimiento NiCrBSiFeC. $\delta = 200 \mu\text{m}$ .	74

Figura 35. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del recubrimiento WC-Co-Cr. $\delta=100\ \mu\text{m}$ .	75
Figura 36. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de fretting del recubrimiento WC-Co-Cr. $\delta=200\ \mu\text{m}$ .	75
Figura 37. Efecto de la amplitud de desplazamiento en el volumen desgastado del sustrato y el recubrimiento NiCrBSiFeC para una carga normal aplicada de: a) 30 N; b) 40 N; c) 50 N; d) 70N.	77
Figura 38. Efecto de la amplitud de desplazamiento en el volumen desgastado del sustrato y el recubrimiento WC-Co-Cr para una carga normal aplicada de: a) 30 N; b) 40 N; c) 50 N; d) 70 N.	78
Figura 39. Evolución de la relación entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado (V/S) en función de la carga normal del sustrato y el recubrimiento NiCrBSiFeC.	78
Figura 40. Evolución de la relación entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado en función de la carga normal aplicada del sustrato y el recubrimiento WC-Co-Cr.	79
Figura 41. Fotomicrografías por MEB de la morfología de las huellas de desgaste de sustrato y las recubiertas con NiCrBSiFeC, ensayadas a un carga normal aplicada de 70 N, $\delta=200\ \mu\text{m}$ y $N_t=1.5 \times 10^6$ ciclos. a) Acero SAE 1045; b) Vista detallada del área indicada en (a); c) Recubrimiento de NiCrBSiFeC; d) Vista detallada del área indicada en (c).	81
Figura 42. Fotomicrografías obtenida por MEB de la morfología de las huellas de desgaste en el recubrimiento NiCrBSiFeC, ensayado a un carga normal aplicada de 30 N. a) $\delta=100\ \mu\text{m}$ y $N_t=104$ ciclos. b) $\delta=100\ \mu\text{m}$ y $N_t=105$ ciclos; c) $\delta=200\ \mu\text{m}$ y $N_t=105$ ciclos; d) Modo BSE, $\delta=200\ \mu\text{m}$ y $N_t=105$ ciclos.	82
Figura 43. Fotomicrografías obtenidas por MEB en modo (BSE) muestran la morfologías de las huellas de desgaste de la muestra recubierta con la aleación a base de NiCr ensayadas a diferentes cargas con un $\delta=200\ \mu\text{m}$ y $N_t=1.5 \times 10^6$ ciclos. a) Carga aplicada de 70 N; b) Vista detallada señalada en (a); c) Vista detallada señalada en (b); d) Carga aplicada de 50 N; e) Vista detallada señalada en (d); f) Carga aplicada de 30 N.	83
Figura 44. Fotomicrografías obtenida por MEB de la morfología de las huellas de desgaste en el recubrimiento WC-Co-Cr, ensayado a un carga normal aplicada de 70 N y $N_t=1.5 \times 10^6$ ciclos. a) $\delta=200\ \mu\text{m}$ . b) Vista detallada de la zona demarcada en (a). c) $\delta=100\ \mu\text{m}$ ; d) Vista detallada de la zona demarcada en (c).	85
Figura 45. Huellas de desgaste por "fretting" obtenidas a una carga de 70 N, $\delta=200\ \mu\text{m}$ , $N_t=106$ ciclos. a) Fotomicrografías del sustrato; b) Fotomicrografías del recubrimiento a base NiCr; c) Perfil en 3D y 2D del sustrato; d) Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr.	86

Figura 46. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 30 N.	87
Figura 47. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 40 N	88
Figura 48 Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 50 N.	89
Figura 49. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 70 N.	89
Figura 50. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento de WC-Co-Cr ensayado a una carga de 70 N.	90
Figura 51. Fotomicrografías obtenida por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de una huella de fretting del recubrimiento de NiCrBSiFeC ensayado a una carga $P=70$ N, $\delta=100$ $\mu\text{m}$ , $N_t=105$ ciclos.	91
Figura 52. Fotomicrografías obtenida por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de una huella de fretting del recubrimiento de NiCrBSiFeC ensayado a una carga $P=70$ N, $\delta=100$ $\mu\text{m}$ , $N_t=106$ ciclos.	91
Figura 53. Representación esquemática de la secuencia de decarburización de partículas de polvo de WC-Co, acompañado de la formación de la fase $W_2C$ . y $Co_6W_6C$ [KEAR <i>et al.</i> 2001].	94
Figura 54. Fotomicrografía obtenida por MEB en modo de BSE de la indentación producida en la superficie del recubrimiento de NiCr luego de la aplicación de una carga estática de 70 N. a) Detalle general; b) Vista detallada del área indicada en (a) mostrando la presencia de deformación plástica y fractura en el recubrimiento.	96
Figura 55. Volumen de desgaste vs número total de ciclos para varias condiciones de carga. [LISKIEWICZ <i>et al.</i> 2003]	98
Figura 56. Curvas de contorno del volumen desgastado de las muestras: a) Acero SAE 1045; b) Recubrimiento a base NiCr; c) Recubrimiento de WC-Co-Cr	101
Figura 57. Volumen de desgaste del recubrimiento de NiCr vs los de WC-Co-Cr ensayados bajo todas las condiciones experimentales de carga y amplitud de deslizamiento.	102
Figura 58. Representación esquemática de los regímenes de fretting (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM) [VINCENT <i>et al.</i> 1992]]	105
Figura 58. Representación esquemática de los regímenes de fretting (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM) [VINCENT <i>et al.</i> 1992]]	105

## INTRODUCCION

La degradación de las capas superficiales de un metal debido al desgaste es uno de los principales problemas industriales dando como resultado la necesidad de reparar o de sustituir componentes mecánicos. El desgaste es un proceso complejo y se considera como interdisciplinario en el cual diversos fenómenos mecánicos, físicos y químicos están implicados. El “*fretting*” es un tipo específico de desgaste que se produce por la aplicación de un movimiento oscilatorio de pequeña amplitud entre dos superficies que se encuentren en contacto. Este proceso, inducido generalmente por vibraciones, se considera como un problema en todos los campos del sector de transporte y se ha identificado por ejemplo en cojinetes del balanceo, llaves, empalme de tornillos, torones de acero, contactos eléctricos y hasta en implantes médicos; y él mismo constituye un proceso complejo y no toda la cinética y mecanismos de desgaste son aun bien conocidos. Una de las consecuencias inmediatas de este proceso en condiciones atmosféricas normales es la producción de óxidos de los productos de desgaste o “*debris*”, en cuyo caso el proceso recibe el término de “*fretting wear*” o “*fretting corrosion*”

Las investigaciones experimentales planteadas en la literatura referentes al “*fretting wear*” se han concentrado en el análisis del efecto de las variables físicas específicas tales como amplitud del deslizamiento, carga normal, frecuencia de la vibración, así como en las características del fenómeno, las cuales incluyen como es el tipo de contacto, el modo de vibración y la condición inicial de las superficies; todos estos trabajos se han realizado con el fin de dar a conocer como estos parámetros afectan al “*fretting wear*” y como se puede evitar o reducir en el futuro diseño de componentes que estén en contacto [BERTHIER *et al.* 1989; ZHOU *et al.* 1997b; FOUVRY *et al.* 2000; FOUVRY *et al.* 2001; GORYACHEVA *et al.* 2001; ELLEUCH y FOUVRY, 2002; ENDO y MARUI, 2004; KLAFFKE, 1989; KLAFFKE, 1985; STACHOWIAK *et al.* 1995; ENDO y MARUI, 2002; HUANG *et al.* 2006; KASAREKAR *et al.* 2007; HAGER *et al.* 2004; VADIRAJ *et al.* 2007].

FOUVRY *et al.* (2006) presentaron una descripción de varias estrategias paliativas contra los fenómenos de “*fretting*”, incluyendo el uso de lubricantes, deposición de recubrimientos gruesos de bajo coeficiente de fricción dúctiles, uso del granallado “*shot peening*” y uso de recubrimientos delgados de alta dureza. El éxito en la aplicación de

estos paliativos con el uso de los recubrimientos se ha relacionado con la presencia de tensiones residuales compresivas muy altas, que previenen el proceso de nucleación de la grieta independientemente de las condiciones de deslizamiento aplicadas. Entre estas posibles soluciones planteada por estos investigadores no se han incluido la utilización de los recubrimientos por proyección térmica, probablemente, debido al hecho de que éstos son caracterizados principalmente por la presencia de tensiones residuales compresivas débiles.

Si embargo los recubrimientos por proyección térmica es una de las alternativas industriales que hoy en día se utilizan para la recuperación de piezas o componentes de máquinas que han sufrido procesos de desgaste y/o corrosión. La utilización de los recubrimientos por proyección térmica que contienen carburos (WC-Co) son encontrados en áreas que requieren protección contra el desgaste. En la industria siderúrgica, por ejemplo, los rodillos de laminación son rociados para su protección y en la mayoría de los casos para la recuperación de la superficie dañada por el desgaste que han sufrido. Otro ejemplo, se presenta en la industria aeronáutica, en donde los alabes de las turbinas son recubiertas con aleaciones de aluminio o titanio para protección en contra de erosión y desgaste, respectivamente [NICOLL *et al.* 1992; HARFIELD-WÜNSCH y TUNG, 1994; AHMED Y HADFIELD, 1997; IRVING, 1996; MOSKOWITZ, 1992]. La utilización de recubrimientos por proyección térmica de aleación base níquel en una gran variedad de aplicaciones, tales como, barreras térmicas en componentes de turbinas, recubrimientos de restauración de partes de máquinas en donde se necesiten superficies resistentes a las altas temperaturas, corrosión y desgaste [PAWLOWSKI, 1995; TANI *et al.* 1998; BRINDLEY, 1997; UNGER, 1987; SAMPATH *et al.* 1989].

La proyección térmica proporciona recubrimientos con características microestructurales y propiedades mecánicas propias de una aleación cualesquiera sobre un sustrato, y donde el desempeño ante el “*fretting wear*” puede ser diferente, por lo que el estudio de un sistema particular recubrimiento/sustrato es de gran importancia ya que en la literatura no se reporta como será el desempeño de este tipo de recubrimiento en condiciones de “*fretting wear*”. [ECONOMOU *et al.* 2000; HUTSON *et al.* 2003; MIYOSHI *et al.* 2003; CHEN y ZHOU, 2001; KALIN y VIZINTIN, 2001; KUBIAK *et al.* 2005; KOIPRASERT *et al.* 2004].

Unas de las limitaciones experimentales de los ensayos se presentan en la cuantificación del fenómeno de “*fretting wear*”, ya que es necesario determinar la pérdida

de masa por unidad de tiempo o si es posible el volumen perdido, para poder predecir de alguna forma la velocidad de desgaste. A diferencia del “*fretting fatiga*”, se puede estimar la vida remanente del componente con la determinación del crecimiento de las grietas generadas utilizando las teorías clásicas de mecánica de fractura. WHITENTON y BLAU (1988), RACITI *et al.* (1989), y KLAFFKE (1989), indican diferentes expresiones para el cálculo del volumen perdido durante los ensayos de “*fretting wear*”. No obstante, KALIN *et al.* (2000) realizaron una comparación de la utilización de las ecuaciones empíricas planteadas por estos investigadores para la determinación del volumen desgastado para la configuración de contacto puntual (esfera sobre plano), estudiando el efecto del uso de diferentes materiales, tamaño de las huellas, amplitud de deslizamiento y el uso de lubricantes, encontrando que se pueden cometer errores experimentales hasta por un orden de 20 % en función de las suposiciones en las cuales están desarrolladas dichas expresiones.

En síntesis, el estudio de los recubrimientos termorociados ante el fenómeno de “*fretting wear*”, surge como el interés del desarrollo de este trabajo y así verificar si son los recubrimientos termorociados por HVOF ser una de las posibles estrategias paliativas viables para reducir el daño por causado por el “*fretting wear*”. Para ello se analizará el efecto de las variables involucradas al fenómeno, se identificará los mecanismos de desgaste que predominan en cada sistema a estudiar y se pretende plantear una nueva metodología experimental que permita la estimación real del volumen desgastado de las huellas.

# **CAPITULO I**

## **ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS**

En este capítulo se presenta de manera resumida la revisión bibliográfica más reciente publicada referente al fenómeno de *“fretting wear”*. No obstante, cabe destacar, que existen extensas investigaciones que se han realizado hasta el momento para la evaluación microestructural, mecánica, resistencia al desgaste deslizante, abrasión, erosión, condiciones óptimas de deposición, etc., de recubrimientos termorociados. Algunos de los resultados más importantes en la literatura de especialidad serán mostradas en el presente capítulo, con el fin de exponer la influencia del material y el efecto que pueda tener el tratamiento superficial sobre su desempeño tribológico ante el *“fretting wear”*.

El *“fretting”* (frotamiento entre cuerpos) se puede definir como *“el desgaste que se produce por la aplicación de un movimiento oscilatorio de pequeña amplitud entre dos superficies que se encuentren en contacto”*. Si este movimiento relativo es la consecuencia sea de una de vibración externa o de una carga cíclica aplicada a uno de los componentes, el proceso recibe el término de *“fretting fatigue”*.

El *“fretting”* es un proceso de daño del material que involucra la sinergia de tres mecanismos discretos: desgaste, corrosión y fatiga. Una de las consecuencias inmediatas de este proceso en condiciones atmosféricas normales es la producción de óxidos de los productos de desgaste o *“debris”*, en cuyo caso el proceso recibe el término de *“fretting wear”* o *“fretting corrosion”*. En la Figura 1 se muestra como, en el área de contacto entre dos superficies, se generan *“debris”* que generan posteriormente un daño mayor por efecto abrasivo en las superficies en contacto.

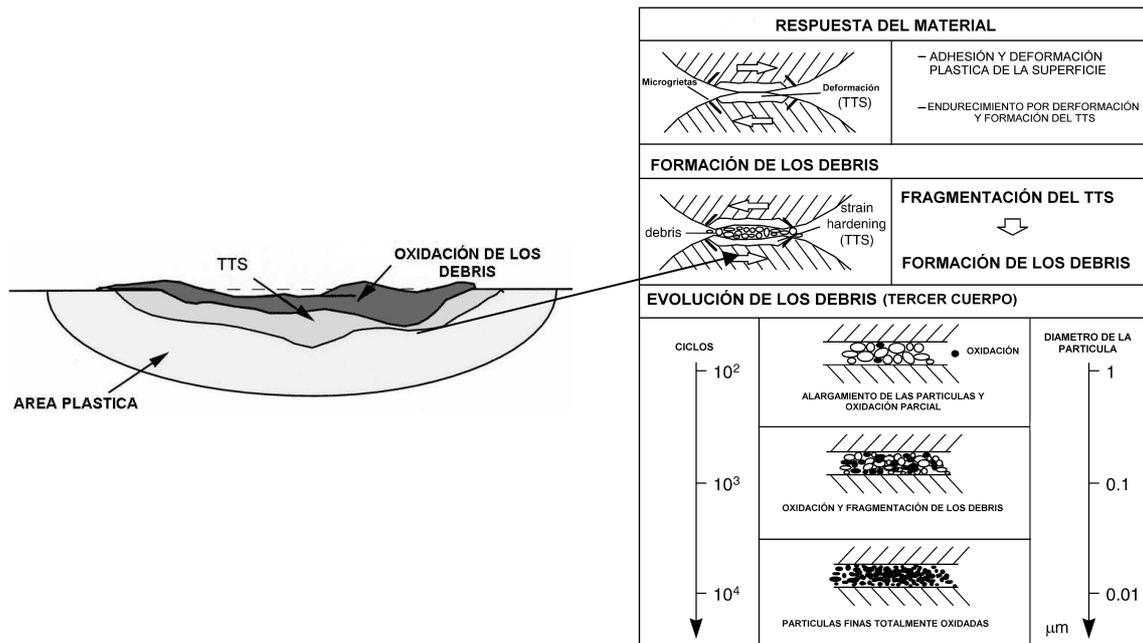


Figura 1. Creación y evolución de partículas de tercer cuerpo entre dos superficies en contacto [SAUGER *et al.* 2000]

La mayor parte de los sistemas mecánicos induce vibraciones y trabajo bajo condiciones de cargas variables, los cuales provocan la degradación por “*fretting*” que conduce a la falla catastrófica de los elementos. Aun cuando el proceso es una de las fuentes de mayor daño en el campo industrial, su entendimiento y comprensión es a menudo considerado por muchos como trivial e insignificante.

El daño por “*fretting*” es identificado por ejemplo en cojinetes del balanceo, llaves, empalme de tornillos, torones de acero, contactos eléctricos e implantes médicos. El mismo constituye un proceso complejo y no toda la cinética y mecanismos son aun bien conocidos. COLLINS (1981) definió más de 50 factores que influyen el fenómeno de “*fretting*”. No obstante, la lista no está cerrada y, aun hoy día, todavía se continúa agregando otros aspectos, como por ejemplo, el efecto de la presencia de un campo magnético [SATO *et al.* 2000].

Existe una gran cantidad de factores que afectan al comportamiento de un sistema ante el “*fretting*”. Entre ellos cabe destacar los siguientes: tensión normal de contacto, carga tangencial, carga externa aplicada a la pieza, comportamiento a la fatiga de los materiales, coeficiente de fricción, tensiones residuales, amplitud del deslizamiento, efectos de escala, coeficiente de asimetría de las cargas aplicadas, número de ciclos, tratamiento superficial, dureza y rugosidad de las superficies, condiciones ambientales, susceptibilidad a la corrosión, compatibilidad entre las superficies, espesor de las capas de

óxido, frecuencia, área de contacto, temperatura, etc. Todos ellos se pueden dividir en dos grupos principales: los que afectan las propiedades y comportamiento del material, y los que afectan al campo de tensiones.

Las investigaciones experimentales planteadas en la literatura se han concentrado en el análisis del efecto de un número de variables físicas específicas tales como amplitud del deslizamiento, carga normal, frecuencia de la vibración, así como en las características del fenómeno de *“fretting”*, las cuales incluyen tipo de contacto, modo de vibración y condición inicial de las superficies; todos estos trabajos se han realizado con el fin de conocer como estos parámetros afectan al *“fretting”* y como se debe evitar o reducir en el futuro diseño de componentes que estén en contacto. Algunos de estos trabajos se discuten detalladamente a continuación.

Unas de las variables que influyen significativamente al *“fretting”* es la amplitud del deslizamiento. TOMLINSON (1927) estableció que el movimiento relativo es esencial para que ocurra el *“fretting”* y demostró que los movimientos extremadamente pequeños del orden de algunos nanómetros eran capaces de generar daño. El efecto de esta variable en el *“fretting”*, en el límite más bajo del deslizamiento, ha sido uno de los temas más recientemente investigados [VIZINTIN *et al.* 1996; JIN, 2004]. Uno de los problemas que se presenta en los trabajos experimentales ha sido el control y la medida exacta de amplitudes tan pequeñas de movimiento. El método que ha resultado más satisfactorio para evitar posibles errores de medición debido a la deformación elástica en los soportes de las muestras o en los actuadores que aplican el movimiento, es considerar el caso del régimen de deslizamiento parcial de las superficies en contacto, el cual será definido mas adelante.

Para simplificar los tribosistemas complejos verdaderos que se presentan en los distintos dispositivos y componentes mecánicos, se han planteado tres tipos principales de geometrías básicas de contacto en *“fretting”*: Plano/Plano, Cilindro/Plano y Esfera/Plano. La configuración de contacto tipo plano/plano permite investigar el proceso de desgaste en una superficie más grande, lo cual es más fácil, en comparación con los otros dos tipos de contacto que son prácticamente una línea y un punto, respectivamente. El problema se presenta en que, para estos tipos de contacto, hay una discontinuidad en la distribución de presión en la frontera del contacto. Tales circunstancias hacen difícil el análisis mecánico de los cuerpos que interactúan recíprocamente.

Para resolver este problema en el contacto lineal y en el puntual se elimina el efecto de la frontera y se considera que los valores máximos de presión están presentes a lo largo del eje del cilindro y en el centro del contacto con la esfera. La distribución de esfuerzos y deformaciones elásticas para el contacto de las configuraciones cilindro/plano y esfera/plano se pueden determinar analíticamente en el marco de la teoría de HERTZ, quién analizó el contacto de dos sólidos que no poseen formas complementarias ("*non-conformal bodies*"), bajo la acción de una carga normal. FUCHS calculó las tensiones debidas a un contacto de HERTZ y fue hasta 1922 cuando MORTON y CLOSE extendieron este trabajo para el caso especial de esferas en contacto [BARBER *et al.* 2000]. Investigaciones más complejas del contacto mecánico fueron realizadas por JOHNSON (1985) y HILLS, *et al.* (1999).

La Figura 2 muestra el contacto elástico entre un esfera de radio R y un plano; no obstante, el análisis efectuado es también válido para el contacto entre dos superficies de revolución de radio de curvatura  $R_a$  y  $R_b$ , en cuyo caso el parámetro R que aparece en las expresiones representa un radio de curvatura efectivo, dado por la expresión:

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_a} + \frac{1}{R_b} \quad (\text{Ecuación \# 1})$$

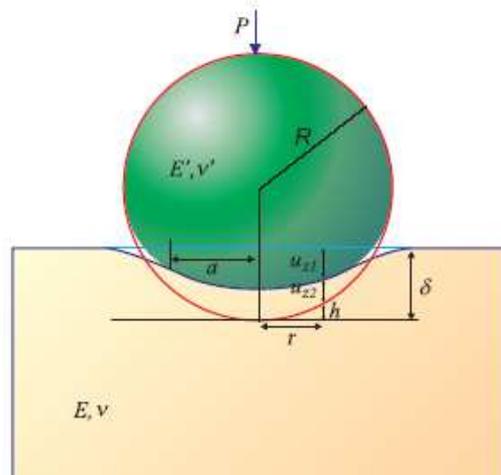


Figura 2. Geometría del contacto Hertziano de una esfera con un plano.

En este análisis se supone que no existe fricción y que la carga aplicada es normal a las dos superficies, por lo que no existe deslizamiento relativo entre ellas. Asimismo, se considera el contacto entre un sólido plano ( $R_a \rightarrow \infty$ ) de modulo elástico, E, y con un coeficiente de Poisson,  $\nu$ , y otro cuerpo esférico de radio, R, y constantes elásticas  $E'$  y  $\nu'$ , sobre el que se aplica una fuerza, P, tal y como se ilustra en la Figura 2.

Para el cálculo de las deformaciones locales, HERTZ consideró que los dos cuerpos podrían tratarse como sólidos elásticos semi-infinitos sometidos a presiones distribuidas sobre la superficie circular de contacto. Para que esta simplificación pueda aceptarse, se deben cumplir las siguientes condiciones:

1. El área de contacto debe ser pequeña en comparación con las dimensiones de ambos cuerpos, a fin de ignorar los efectos debidos a las superficies libres.
2. El radio del área de contacto “a”, debe ser considerablemente menor que R; de este modo, se puede considerar que la superficie de contacto es plana y que las deformaciones son muy pequeñas y exclusivamente elásticas. Esta aproximación permite utilizar los métodos de resolución de problemas de contorno válidos para semiespacios elásticos.

HERTZ comprobó para una distribución de presiones elíptica (Figura 3), las expresiones del radio de contacto “a” y el desplazamiento elástico “δ”, en función de la carga aplicada:

$$\begin{cases} a = \left( \frac{3PR}{4E^*} \right)^{1/3} \\ \delta = \frac{a^2}{R} = \left( \frac{9P^2}{16RE^{*2}} \right)^{1/3} \end{cases} \quad (\text{Ecuación \# 2})$$

Por otro lado, obtuvo que la presión media en la superficie de contacto, que denotaremos  $P_0$ , viene dado por:

$$p_0 = \frac{P}{\pi a^2} = \frac{2}{3} p_{m\acute{a}x} = \left( \frac{16PE^{*2}}{9\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad (\text{Ecuación \# 3})$$

Combinando la ecuación (3) con la expresión de “a” en (2), se obtiene:

$$p_0 = \left( \frac{4E^*}{3\pi} \right) \frac{a}{R} \quad (\text{Ecuación \# 4})$$

O como es habitual en la literatura:

$$p_0 = \left( \frac{3E}{4\pi k} \right) \frac{a}{R} \quad (\text{Ecuación \# 5})$$

Donde k viene dado por:

$$k = \frac{9E}{16E^*} = \frac{9}{16} \left[ (1-\nu^2) + (1-\nu'^2) \frac{E}{E'} \right] \quad (\text{Ecuación \# 6})$$

y donde se ha definido el módulo efectivo  $E^*$  como:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu'^2}{E'} \quad (\text{Ecuación \# 7})$$

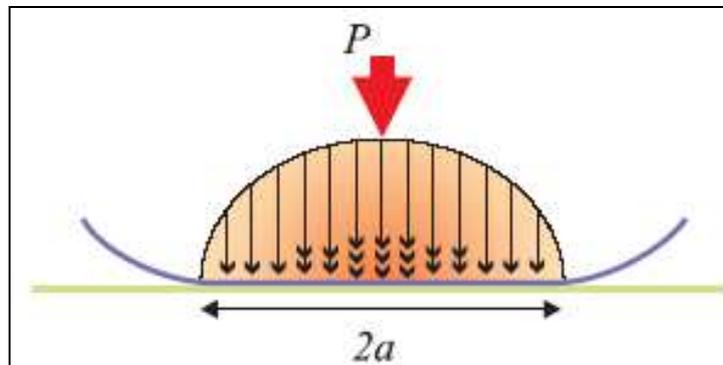


Figura 3. Distribución de presiones en un contacto hertziano.

Sin embargo, se pueden utilizar estas ecuaciones clásicas propuestas por HERTZ para el cálculo de la distribución de presiones, radio de contacto y distribución de los esfuerzos de von Mises para el caso de un sistema substrato-recubrimiento (Figura 4). Para ello, es necesario tomar en consideración las propiedades mecánicas de la bola, del recubrimiento y del substrato. Con la utilización de las ecuaciones 7-9 se pueden calcular los esfuerzos principales de von Mises, a partir del valor de  $P_{\max}$  de contacto y las propiedades mecánicas del sistema recubierto. El módulo elástico compuesto " $E_c$ " del sistema substrato recubrimiento puede ser calculado a través del modelo propuesto por DOERNER Y NIX (1986), así como la determinación del radio final del contacto debido a la dependencia del módulo elástico compuesto de dicho radio (Ecuación 10), donde " $\alpha$ " es una constante, " $E_f$ " es el módulo elástico del recubrimiento, " $E_{sb}$ " es el módulo elástico del substrato y " $t$ " es el espesor del recubrimiento y que puede ser utilizado para el calculo simultaneo del módulo elástico reducido " $E_r$ " y el área de contacto final (Ecuaciones 11 y 12).

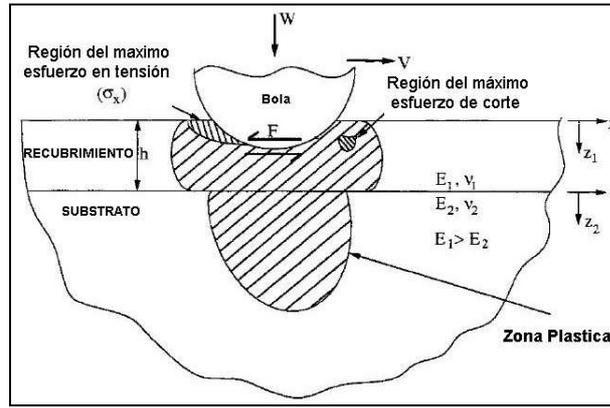


Figura 4. Representación de la geometría del contacto hertziano para un sistema recubrimiento sustrato.

$$\sigma_x = -p_{\max} \left[ \left[ 1 - |\zeta_a| \tan^{-1} \left( \frac{1}{|\zeta_a|} \right) \right] (1 + \nu) - \frac{1}{2(1 + \zeta_a^2)} \right] = \sigma_y = \sigma_1 = \sigma_2 \quad (\text{Ecuación \# 7})$$

$$\sigma_3 = \sigma_z = \frac{-p_{\max}}{1 + \zeta_a^2} \quad (\text{Ecuación \# 8})$$

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \frac{\sigma_x - \sigma_z}{2} = \frac{\sigma_y - \sigma_z}{2} \quad (\text{Ecuación \# 9})$$

$$\frac{1}{E_c(a)} = \frac{1}{E_f} + \left( \frac{1}{E_{sb}} - \frac{1}{E_f} \right) \exp\left(-\frac{\alpha t}{a}\right) \quad (\text{Ecuación \# 10})$$

$$E_r(a) = \left( \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} + \frac{1 - \nu_f^2}{E_c(a)} \right)^{-1} \quad (\text{Ecuación \# 11})$$

$$a = \left( \frac{3Pd_i}{8E_r(a)} \right)^{1/3} \quad (\text{Ecuación \# 12})$$

Una propiedad importante que influye en los resultados de “fretting” corresponde a la determinación de la dureza y módulo elástico de los recubrimientos, para lo cual es muy común la utilización de técnicas de indentación convencional e instrumentadas. En la literatura se han reportado varios métodos y modelos que predicen el valor del módulo de elasticidad; entre los más utilizados se encuentran, el modelo propuesto por MARSHALL (1982) y el método de OLIVER Y PHARR (1992, 2004).

Los ensayos de dureza instrumentada fueron desarrollados para evitar medir el área de contacto dado que a los valores de carga empleados la medida de las diagonales es

una tarea difícil. No fue sino hasta el año 1986 cuando DOERNER Y NIX realizaron un trabajo más completo, que posteriormente fue mejorado por OLIVER Y PHARR en 1992, quienes propusieron un método para la interpretación de los ensayos de nanoindentación y el cual hoy en día es el método más utilizado.

En los ensayos de indentación instrumentados, el área de contacto es inferida a partir de los datos de carga y desplazamiento y de la geometría del indentador empleado. La curva carga versus desplazamiento ( $P$  vs  $h$ ) obtenida, permite calcular la dureza y el módulo de Young, entre otras propiedades.

En la Figura 5 se muestra una curva esquemática  $P$  vs  $h$  típica de un ensayo de nanoindentación, así como los parámetros más importantes para la obtención del área de contacto a carga máxima (Figuras 5a y 5b), la determinación de la dureza y el módulo de elasticidad. El término " $P_m$ " en estas figuras corresponde a la carga máxima, " $h_m$ " es la penetración máxima, " $h_f$ " es la profundidad final de la huella o profundidad residual, " $S$ " es la tangente a la curva de descarga (rigidez), " $h_c$ " es la profundidad de contacto lograda durante la aplicación de la carga máxima y " $h_s$ " es la altura por encima de la de contacto con respecto a la superficie de la muestra.

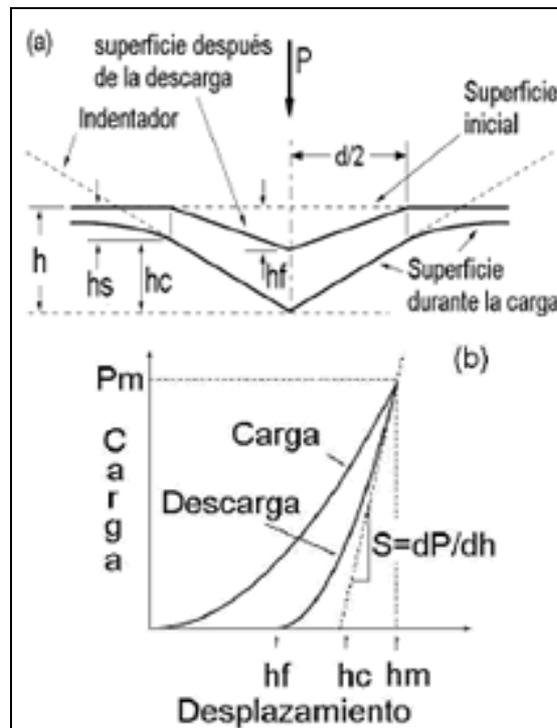


Figura 5. (a) Perfil esquemático de una huella producida por un indentador Berkovich (durante y después de la aplicación de la carga) (b) Curva de carga - desplazamiento producida durante el contacto.

El método de OLIVER Y PHARR (2004) toma en cuenta únicamente los datos de la región superior de la curva de descarga, los cuales se ajustan de acuerdo a la siguiente expresión:

$$P = \alpha (h - h_f)^m \quad (\text{Ecuación \# 13})$$

donde  $\alpha$ ,  $m$  y  $h_f$  son constantes determinadas mediante el ajuste por mínimos cuadrados de los datos obtenidos. La rigidez de contacto se obtiene a partir de la ecuación (9) derivando la carga ( $P$ ) con respecto a la profundidad ( $h$ ) y evaluando el resultado a la profundidad máxima de indentación ( $h = h_{\max}$ ):

$$S = \left( \frac{dP}{dh} \right)_{h=h_{\max}} = Bm (h_{\max} - h_f)^{m-1} \quad (\text{Ecuación \# 14})$$

Posteriormente, la profundidad de contacto ( $h_c$ ) se determina utilizando la siguiente expresión:

$$h_c = h_{\max} - h_s = h_{\max} - \varepsilon \frac{P_{\max}}{S} \quad (\text{Ecuación \# 15})$$

donde ( $h_s$ ) es la cantidad de "sink-in" y el factor  $\varepsilon$  una constante que depende de la geometría del indentador ( $\varepsilon = 0.75$  para un indentador tipo Vickers o Berkovich). Por lo tanto, la dureza y el módulo de elasticidad se pueden determinar empleando las ecuaciones (16) y (17), respectivamente, a partir del área de contacto proyectada obtenida mediante la función de área calibrada.

$$H_{IT} = \frac{P_{\max}}{A_c} \quad (\text{Ecuación \# 16})$$

$$S = \beta \frac{2}{\sqrt{\pi}} E_{\text{eff}} \sqrt{A_c} \quad (\text{Ecuación \# 17})$$

Donde,  $E_{\text{eff}}$  se calcula mediante la siguiente expresión:

$$\frac{1}{E_{\text{eff}}} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \quad (\text{Ecuación \# 18})$$

Donde " $\nu$ " es la relación de Poisson de la muestra,  $\nu_i$  y  $E_i$  son la relación de Poisson y el módulo de elasticidad del indentador, respectivamente. El término  $\beta$  es un factor de

corrección de las desviaciones de la rigidez debido a la falta de simetría axial de los indentadores piramidales y es igual a 1.05.

La metodología desarrollada por OLIVER Y PHARR (2004) para el cálculo de dureza mediante ensayos de nanoindentación supone que el material es idealmente elastoplástico y que se hunde alrededor del indentador como se muestra en las (Figura 5a). Afortunadamente, los materiales cerámicos tienden a presentar éste hundimiento y no hay apilamiento alrededor de la indentación como sucede en los materiales rígidos plásticos, en los cuales la técnica produce errores significativos (BOLSHAKOV et al. 1998).

En la Figura 6 se muestra la forma de contacto de una bola en un plano, tal como fue desarrollado por MINDLIN, en función de la solución Hertziana para un contacto inmóvil y que es utilizado para describir el fenómeno de “*fretting*” en un contacto bola sobre plano. Cuando existe una fuerza tangencial ( $F$ ) o una fuerza torsional, el deslizamiento ocurre sobre una región anular externa del círculo del contacto o mejor conocido como área de contacto real entre las dos superficies; en el caso que la fuerza aplicada oscile, el daño por “*fretting*” ocurre en la región del deslizamiento. El centro de la región del contacto es inmóvil (es decir, antideslizante). La amplitud de movimiento en la región del deslizamiento (para el máximo valor de la fuerza) incrementa probablemente a partir de cero en el límite interno, a un cierto valor mayor justo en el borde externo. Las dimensiones del área del daño están cerca de estos límites. NOWELL Y HILLS (1990) demostraron que las distribuciones de esfuerzos planteados por MIDLIN eran distintas, pero el resto de las suposiciones planteadas por este investigador eran válidas para este tipo de contacto.

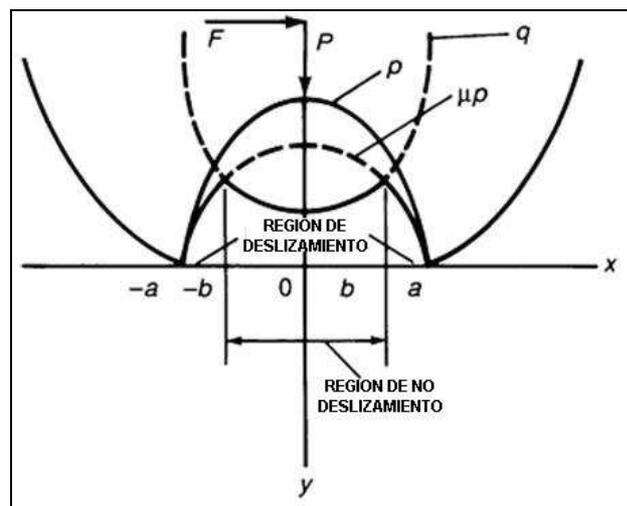


Figura 6. Análisis de MINDLIN de deslizamiento parcial para el contacto bola sobre plano sujeto a una fuerza tangencial. [NOWELL Y HILLS ,1990]

Según MOHRBACHER *et al.* (1995) la configuración bola sobre plano es el tipo de contacto en “*fretting*”, más común en los ensayos tribológicos experimentales y es el más extensamente utilizado en tribología. En este caso la bola se puede tratar como el modelo de una sola aspereza superficial, lo cual hace posible simplificar las consideraciones teóricas.

En este tipo de contacto sí la bola es sometida a la vez a una carga normal y rotación, la combinación conduce a tres modos distintos de “*fretting*” dependiendo del tipo de desplazamiento entre los dos sólidos: lineales (modo I), radiales (modo II) y circunferenciales (modo III), tal como se muestra en la Figura 7.

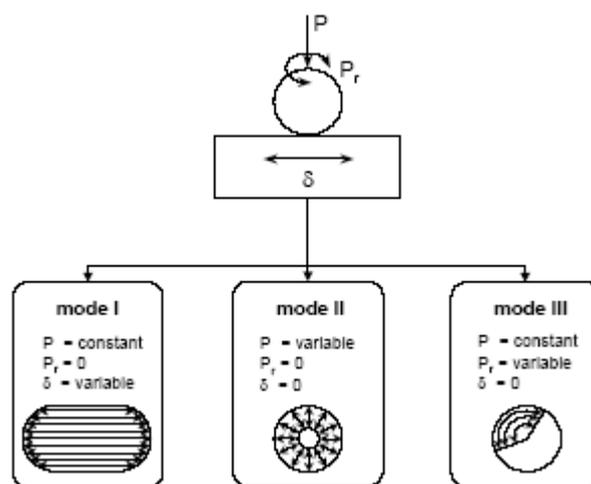


Figura 7. Tres modos básicos de “*fretting*” representativos del desplazamiento en las huellas [MOHRBACHER *et al.*1995]

La mayoría de las referencias de la literatura se relacionan con el modo I de “*fretting*” porque el desgaste y los mecanismos de fricción en ese caso son descritos por leyes similares a los generados por desgaste deslizante. Sin embargo, los otros modos también son comúnmente encontrados en problemas industriales, por lo cual son igualmente investigados. El modo II de “*fretting*” ocurre en sistemas mecánicos como rodamientos de bolas o contactos eléctricos, mientras que el modo III se puede observar de manera específica en ciertas áreas de los intercambiadores de calor o en los generadores del vapor.¶

En la bibliografía de especialidad aparecen reportados diversos valores límite de amplitud de deslizamiento entre el fenómeno de “*fretting*” y el movimiento de deslizamiento recíprocante. Este valor varía y está contenido en una amplia gama de amplitudes entre 50 y los 300  $\mu\text{m}$ . Aunque es posible limitar al desplazamiento relativo entre los elementos particulares de sistemas mecánicos, es casi imposible eliminar el

“*fretting*” como la principal fuente de la degradación por fricción ya que se presenta incluso para amplitudes deslizamiento  $\delta$  menores a  $1\ \mu\text{m}$  [Kennedy *et al.* 1983]. Incluso, si se sabe el límite más bajo de la amplitud de deslizamiento donde comienza a aparecer el fenómeno de “*fretting*”, para establecer el régimen de “*fretting*”, se debe determinar el límite superior de la amplitud de deslizamiento. Con este propósito, VINGSBO y SÖDERBERG S (1988), propusieron el concepto del mapa de “*fretting*”, a fin de identificar cuales son las fronteras entre un tipo de “*fretting*” y otro.

En la Figura 8 se muestra el efecto combinado de la carga normal y la amplitud de deslizamiento, observándose que existen tres regímenes de “*fretting*” (“*stick*”: adhesivo, “*gross slip*”: deslizamiento y “*mixed stick and slip*”: deslizamiento parcial) y a partir de los  $300\ \mu\text{m}$  se establece la frontera entre “*fretting*” y deslizamiento recíprocante. Cada uno de estos regímenes en el mapa de *fretting* posee las siguientes características:

- **Régimen adhesivo:** El deslizamiento interfacial entre los dos cuerpos ocurre por el acomodo debido a las deformaciones elásticas. Este régimen se mantiene mientras las asperezas permanezcan bloqueadas entre si, sin llegar a deformarse plásticamente en la dirección de los micro movimientos.
- **Régimen deslizamiento parcial:** aunque ocurre el deslizamiento, la zona de adhesión es la que domina el área de contacto. La degradación superficial se caracteriza por el agrietamiento producto del contacto y el fenómeno de fatiga particularmente cerca del límite de esta zona. En el caso que las superficies sean ásperas, se puede considerar que el contacto entre las asperezas esté en el régimen adhesivo aun cuando el valor de la amplitud corresponda a deslizamiento parcial.
- **Régimen deslizamiento total:** con una amplitud de desplazamiento mayor, la zona de adhesión no aparece en toda el área de contacto que desliza. En este régimen el mecanismo de desgaste ocurre por la formación de debris, que surgen por creación y rompimiento constante de las juntas transitorias entre las dos superficies (como se observó en la Figura 1) donde los debris pueden también permanecer dentro del área de contacto como partículas abrasivas. La fuerza tangencial máxima no

depende de la amplitud de deslizamiento y se puede describir por medio de la ley clásica de la fricción de Amonton. ¶

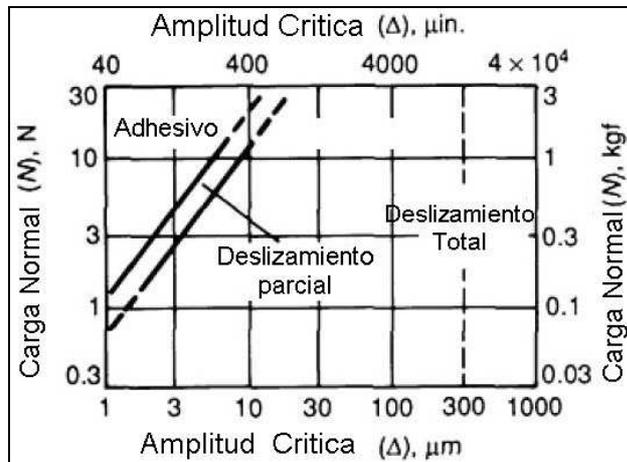


Figura 8. Mapa de "Fretting" en términos de la fuerza normal aplicada vs amplitud de desplazamiento ( $\delta$ ) [VINGSBO O. Y SÖDERBERG S., 1988].

Una forma de conocer el límite entre "fretting" y deslizamiento recíprocante es utilizando el coeficiente "e" evaluado por FOUVRY *et al.* (1996) <sup>[40]</sup>, que relaciona la amplitud de deslizamiento ( $\delta_d$ ) y el radio de contacto (a), es decir:

$$e = \frac{\delta_d}{a} \quad \text{Ecuación \# 19}$$

En la siguiente figura se muestra como cambia esta relación con respecto a la fuerza normal.

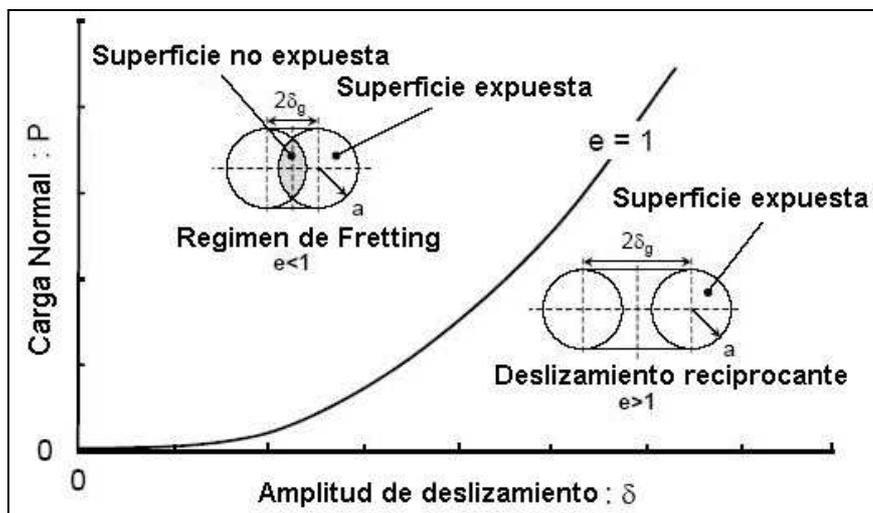


Figura 9. Definición de la relación de deslizamiento "e" e identificación de la transición entre "fretting" y movimiento de deslizamiento recíprocante. [FOUVRAY *et al.* 1996]

Un tribosistema está en régimen de “*fretting*” ( $e < 1$ ) cuando la superficie no expuesta se mantiene en el centro de la superficie que ha sufrido daño (Figura 9). El sistema cambia al régimen de deslizamiento recíprocante ( $e > 1$ ) cuando toda la superficie del contacto mutuo se expone a la atmósfera.

Es evidente que al investigar el proceso de “*fretting*”, se deben considerar el estado de esfuerzos y las deformaciones elásticas, así como, las fuerzas de la fricción. Para un pequeño valor de la fuerza tangencial, ocurren microdesplazamientos entre dos cuerpos. Sin embargo, cuando la tensión tangencial es más alta que la fuerza de la fricción correspondiente por unidad de área de contacto, el régimen de adhesión y el de deslizamiento se pueden distinguir en el área de contacto Hertziano.

Los límites del deslizamiento por “*fretting*” planteados por VINGSBO *et al.* (1988) para una configuración de contacto tipo esfera/plano describen la relación entre tres de los parámetros del ensayo de “*fretting*”: fuerza normal, amplitud de deslizamiento y frecuencia.

Una mejor aproximación fue desarrollada por VINCENT *et al.* (1992) quienes definieron tres regímenes de “*fretting*” en función de los parámetros registrados durante los ensayos de “*fretting*”. Considerando la clasificación propuesta por VINCENT *et al.* (1992), en la Figura 10 se ilustra el mapa de “*fretting*” para la condición de inicial (RCFM), en función de la fuerza normal y amplitud de deslizamiento. Según estos investigadores, se observa que para el Régimen de Deslizamiento Parcial (PSR) se genera en el material inicialmente la nucleación y propagación de grietas, no presentándose daño superficial; una vez que la amplitud de deslizamiento aumenta y para valores donde predomina el Régimen de Fretting Mixto (MFR), el deterioro de la superficie por desgaste y agrietamiento están presentes, mientras que para el Régimen de deslizamiento total (GSR) el daño generado en la superficie es inducido por la formación de “*debris*” en el área de contacto [Fouvry *et al.* 2001].

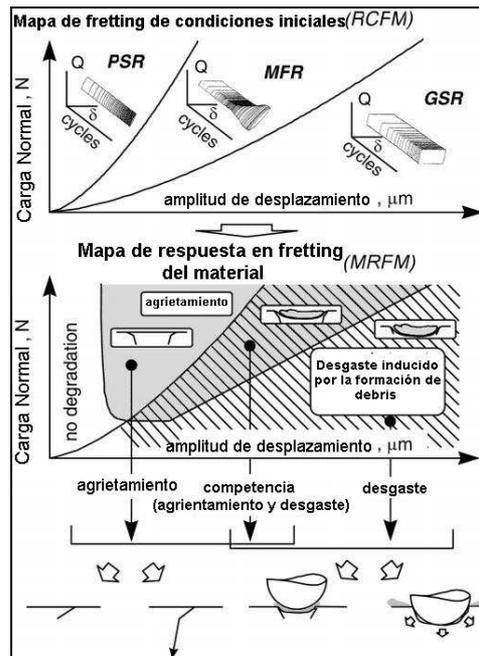


Figura 10. Representación esquemática de los regímenes de “fretting” (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM) [VINCENT *et al.* 1992]

Este tipo de mapa de “fretting” es una herramienta importante para los ingenieros industriales y mecánicos involucrados en diseño, pues les permite definir la respuesta relevante del material y predecir el curso de un proceso peligroso tal como la nucleación de grietas. Los mapas de RCFM se trazan del análisis directo de los registros de “fretting” mientras que los mapas de MRFM requieren más observaciones y análisis metalográficos profundos, en secciones representativas cuidadosamente preparadas de las muestras.¶

Muy unido al desgaste por “fretting” wear, siempre aparece la corrosión, aunque hoy en día se encuentran pocos trabajos de corrosión junto con “fretting” [CHANDRASEKARAN *et al.* 1999; ELLIOT y HOEPPNER, 1999]. El efecto de la corrosión es potenciar el desgaste de las superficies y las consecuencias que ello conlleva. Se realizan ensayos comparativos con distintos tipos de materiales y situaciones (aleaciones de aluminio, implantes de titanio, etc.) y en diferentes ambientes (vacío, aire, solución acuosa, etc.), evaluando principalmente la superficie corroída por el efecto del daño de la superficie [PARK *et al.* 2007].

El desgaste por “fretting” en las turbinas de gas o vapor ha sido descrito y estudiado innumerables veces. En este tipo de equipos existen tres posibles lugares donde se puede presentar este tipo de daño: a) el asiento del disco de la turbina en el eje; b) transmisión entre el eje y el disco; c) el acople entre el alabe y el disco [RUIZ *et al.* 1984].

Como es natural, el “*fretting*”, al igual que la fatiga, se ha estudiado en diferentes condiciones de temperatura, frecuencia, tipo de materiales, tipo de carga, etc. Por ejemplo, respecto a la temperatura [HARISH *et al.* 2000; ATTIA, 2000; HANSSON, *et al.*, 2000; MURTHY *et al.* 2000], se observa experimentalmente cómo aumenta la temperatura de los sólidos en contacto durante un ensayo de “*fretting*” y se han propuesto modelos que describen este comportamiento. Este aumento de temperatura, depende de los materiales en contacto. En las aleaciones de aluminio es muy pequeño, pero en las de titanio o materiales cerámicos es conveniente tenerlo en cuenta. También, se realizan ensayos de “*fretting*” a alta temperatura (265°-600°C) simulando, por ejemplo, condiciones de funcionamiento reales de una turbina [FREIMANIS, *et al.* 2000; SEGALL *et al.* 1999; JEONG *et al.* 2005].

En otras investigaciones se han realizado ensayos a altas frecuencias llegando hasta valores de 300 Hz [SZOLWINSKI *et al.* 1999] e incluso 20000 Hz [CHANDRASEKARAN *et al.* 1999; ELLIOTT y HOEPPNER, 1999]. El objetivo en estas investigaciones es doble, por un lado estudiar si el comportamiento del material es distinto cuando se le somete a una alta frecuencia y, en caso contrario, acelerar los ensayos realizándolos en menos tiempo o llegando hasta vidas mucho más altas. En principio, la alta frecuencia con amplitudes pequeñas de deslizamiento parece afectar al volumen de desgaste, aumentándolo. Mientras que, para grandes amplitudes de deslizamiento la frecuencia influye poco, esta influencia también depende del tipo de material [NAMJOSHI Y MALL, 2001].

Aunque lo más sencillo es realizar ensayos con carga de amplitud constante, en algún momento hay que dar el paso de acercarse a las condiciones de operación real de los componentes, a fin de estudiar el efecto de cargas de amplitud variable [NABOULSI Y MALL, 2002; SHIMA *et al.* 1997] o como el trabajo realizado recientemente por JIN y MALL (2004). Existen muchas combinaciones posibles, pero entre ellas se destaca la aplicación a los alabes de un rotor donde existen ciclos de gran amplitud (ciclos de arranque y parada) y otros de menor amplitud (vibraciones producidas durante el funcionamiento), sobre la que se han hecho numerosos ensayos. En estos casos, se estudia la distribución de tensiones debido a esta combinación de cargas. Se calcula el daño producido utilizando en algunos casos una ley de acumulación de daño lineal y en otros, de acumulación no lineal. También es importante el efecto de la secuencia de las cargas sobre la vida a fatiga.

En algunas investigaciones se ha prestado atención al efecto que tiene el “*fretting*” sobre la superficie de contacto, aparte del desgaste que se genera, apareciendo un nuevo

término llamado “*estructura tribológicamente transformada*” (TTS por sus siglas en inglés) [ZHOU *et al.* 1997a; SAUCER *et al.* 2000a; SAUCER *et al.* 2000b]. Estas investigaciones han revelado cómo el material justo debajo del contacto sufre ciertas transformaciones y, mediante el análisis por capas de este material transformado, se encuentra primero una pequeña capa oxidada con residuos de material, seguida de la TTS y, posteriormente, una capa de material plastificado con el material original inalterado.

La TTS es un material muy duro y frágil con unos granos muy pequeños y con la misma composición que el material base. Aunque existen varios modelos, no está claro el por qué se forma. En estos modelos se incluyen parámetros como el aumento de la temperatura, plastificación y la transferencia de material. Según modelos y medidas experimentales, esta capa de material empieza a formarse muy al principio, sufre un considerable aumento cuando la energía disipada llega hasta un cierto valor y luego se mantiene constante. En esta fase, se llega a un equilibrio entre la cantidad de material que desaparece por el desgaste y la cantidad de TTS que se forma. Dicha energía disipada depende de la carga aplicada, amplitud del deslizamiento, ciclos aplicados, etc.

Otro de los grandes problemas experimentales se presenta en la cuantificación del fenómeno de “*fretting wear*”, ya que es necesario determinar la pérdida de masa por unidad de tiempo o si es posible el volumen perdido, para poder predecir de alguna forma la velocidad de desgaste. A diferencia del “*fretting fatiga*”, se puede estimar la vida remanente del componente con la determinación del crecimiento de las grietas generadas utilizando las teorías clásicas de mecánica de fractura, calculando un factor de intensidad de tensiones a lo largo del camino por el que se supone crecerán las grietas, introducirlo en alguna ley de crecimiento (por ejemplo la ecuación de Paris) e integrar desde una longitud inicial hasta llegar a la ruptura del material.

MENG Y LUDEMA (1995), en su trabajo indican que se han propuesto más de 300 ecuaciones diferentes para cuantificar los fenómenos tribológicos; si se limita la búsqueda a las investigaciones sobre el desgaste por diferentes condiciones se encuentran más de 182 ecuaciones diferentes. Cada ecuación está sujeta a condiciones específicas de ensayos estandarizados y, en algunos casos, es imposible adecuarlos a los problemas industriales. La mayoría de estas ecuaciones consisten en un análisis experimental comparativo entre diferentes materiales o recubrimientos, en función de parámetros de carga tales como el esfuerzo normal, presión, duración del ensayo, distancia recorrida, temperatura, humedad relativa, etc. Estos investigadores también indican que existen dos grandes tendencias entre estas ecuaciones siendo la primera la más cuantitativa,

inspirada el modelo de ARCHARD (1953), quien analiza la degradación en términos del volumen perdido durante los ensayos y en función de las características físicas, química y mecánicas de los materiales. La segunda, introducida por GODET (1984) considera que el desgaste no es una propiedad intrínseca del material, sino que es fundamental tomar en cuenta las partículas de tercer cuerpo, constituidas por “*debris*” en la interfase de contacto entre los dos cuerpos, las cuales permiten la transferencia de material; la degradación ya no se asimila al volumen del material degradado sino a la cantidad de “*debris*” expulsados del contacto.

DING *et al.* (2007) simularon mediante métodos de elemento finito el efecto de los “*debris*” atrapados en el área de contacto en el desgaste por “*fretting wear*”, calculando el desgaste local en función de la presión local de contacto y del deslizamiento local y considerando el incremento para cada momento de la geometría del área de contacto en la medida que se remueve material. DING *et al.* (2007) demostraron que la capa de “*debris*” generada durante los ensayos de “*fretting*” se incrementan con el aumento del número de ciclos de desgaste, lo cual implica modificaciones de su espesor y ancho, además, la simulación realizada en su trabajo predijo aproximadamente las tendencias del movimiento de los “*debris*” durante el proceso de “*fretting*”. Por ejemplo, el efecto de la velocidad de formación de los “*debris*” y la velocidad de escape de estos del área de contacto dependen del número de ciclos de “*fretting*”. Sin embargo, demostraron, que las partículas del desgaste pueden encerrarse en las regiones que han sufrido “*fretting*” y experimentar una serie de procesos antes de que se remuevan eventualmente.

Los trabajos presentados por WHITENTON y BLAU (1988), RACITI *et al.* (1989), y KLAFFKE (1989), indican diferentes expresiones para el cálculo del volumen perdido durante los ensayos de “*fretting*”; posteriormente, KALIN *et al.* (2000) realizaron una comparación de la utilización de las ecuaciones empíricas planteadas por estos investigadores para la determinación del volumen desgastado en la configuración de contacto puntual (esfera sobre plano), estudiando el efecto del uso de diferentes materiales, tamaño de las huellas, amplitud de deslizamiento y el uso de lubricantes.

Una de las limitaciones del método gravimétrico para determinar la pérdida de masa de un ensayo es que no puede detectar de manera precisa cantidades tan pequeñas de desgaste (característico de los ensayos de “*fretting*”) y, además, la medida de dos dimensiones del tamaño de la huella desgaste para el cálculo del volumen es válida solamente para cuando estas son planas (no considerando la adhesión de material dentro de la huella).

QUA *et al.* (2006), publicaron un método para el cálculo de volúmenes del desgaste a partir de huellas generadas por deslizamiento de geometría no planas y de curvaturas compuestas. Este estudio, se basa en el análisis de un perfil de profundidad de la huella, evaluando así los volúmenes de desgaste de huellas no planas; para ello el método requiere solamente la medida del tamaño de la huella de desgaste y de un perfil para obtener la curvatura de la superficie de desgaste; el cálculo implica solamente ecuaciones algebraicas empíricas de forma cerrada (Figura 11). El uso de este tipo de expresiones empíricas se ve limitado debido a que para la realización del cálculo se parte de sistemas ideales de curvatura de la huella y no se considera la variación que puede sufrir el perfil de la misma con el ensayo y los mecanismos de desgaste que pueden predominar a un mayor valor de ciclos.

ENDO y MARUI, (2002), plantearon una nueva técnica para obtener el volumen de desgaste por “*fretting*” en base de la medida mínima del perfil de profundidad de la huella y su integración numérica posterior. El perfil de la sección transversal de la huella de desgaste se obtiene a través de una técnica de medición superficial por laser. Este perfil depende de la dirección en la que se desea medir el desgaste, ya sea en la dirección del deslizamiento o en la perpendicular. Con la utilización de este método se pueden analizar cualquier tipo de huella e independiente del mecanismo de desgaste que predomine.

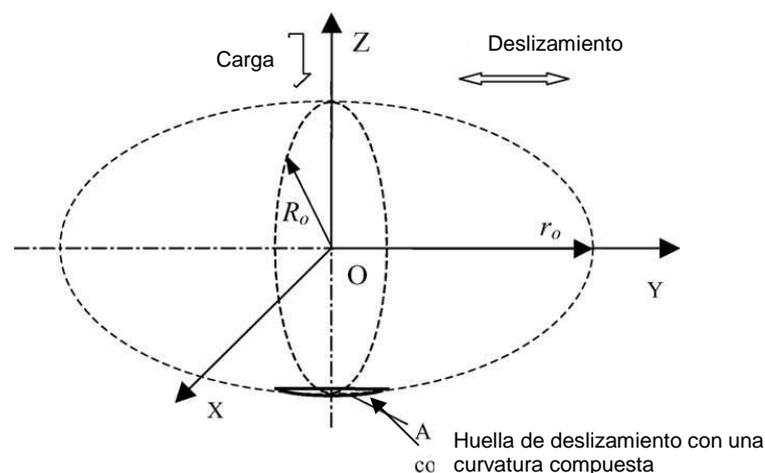


Figura 11. Representación de una huella de desgaste de curvatura compuesta generada por una superficie esferoidal.

Según se muestra en la parte superior de la Figura 12, la configuración total de la huella del desgaste, cuando está visto desde arriba, se aproxima a una elipse con el eje mayor  $a$  y el eje de menor  $b$ . El perfil de profundidad de la huella de desgaste se puede aproximar a una función:  $y = f(x)$ , en base de la altura superficial ( $y = 0$ ), para cuando aun no se ha realizado el ensayo y cuyo eje central es  $x=0$ . La mitad derecha de esta

configuración seccionada transversalmente se da vuelta alrededor del eje obteniéndose el volumen  $V_1$  del desgaste para este lado mediante la siguiente expresión:

$$V_1 = \frac{2\pi b}{a} \int f(x) x dx \quad \text{Ecuación \# 20}$$

Esta integral definida se puede calcular mediante el uso del método de trapecios para cálculo de este volumen de revolución (Figura 12b). El volumen total se calcula como el valor promedio de los cuatro valores. El volumen de desgaste se determina subsecuentemente mediante el promedio del volumen obtenido para cada semi-eje, realizando la integración numérica de la función  $f(x)$ . Con la utilización de este modelo planteado por ENDO y MARUI (2002) se obtienen resultados más precisos para el cálculo del volumen de desgaste en comparación a las expresiones empíricas planteadas por otros investigadores. Sin embargo, la única desventaja se presenta en el definir la función  $f(x)$  que describe el perfil de la huella, ya que dichos investigadores asumen que tiene una curvatura decreciente constante, lo cual no se cumple con todas las posibles huellas generadas.

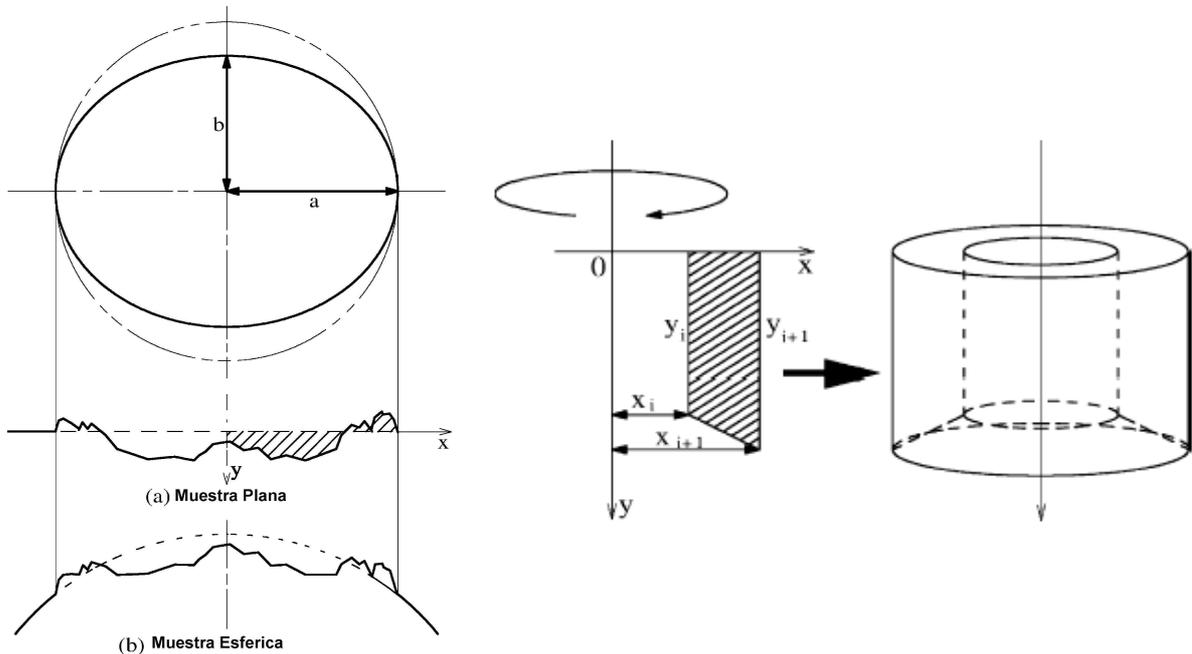


Figura 12. a) Modelo de la huella de desgaste por “fretting wear”; b) esquema del método de trapecios para cálculo de un volumen por revolución de un área. [ENDO y MARUI, 2002]

Con respecto a las investigaciones en los últimos años sobre el “fretting wear” [BERTHIER *et al.* 1989; ZHOU *et al.* 1997b; FOUVRY *et al.* 2000; FOUVRY *et al.* 2001; GORYACHEVA *et al.* 2001; ELLEUCH y FOUVRY, 2002; ENDO y MARUI, 2004; KLAFFKE, 1989;

KLAFFKE, 1985; STACHOWIAK *et al.* 1995; ENDO y MARUI, 2002; HUANG *et al.* 2006; KASAREKAR *et al.* 2007; HAGER *et al.* 2004; VADIRAJ *et al.* 2007) se han reportado el estudio de la huella que deja el contacto, la fricción que se genera entre los dos cuerpos y cómo evolucionan en función de los ciclos de carga aplicados. Para ello, se realizan ensayos donde se aplica un desplazamiento conocido y ensayos interrumpidos a distintos números de ciclos, midiéndose posteriormente el volumen de material que se ha desgastado y desaparecido o incluso el material que se ha transferido de un sólido a otro. Existen modelos que simulan este comportamiento, así como otros fenómenos asociados. Por ejemplo, se estudia cómo varían las cargas en función del estado superficial, frecuencia y amplitud.

También, se ha estudiado cómo varían las tensiones generadas en los cuerpos en función del desgaste producido, pudiendo aparecer singularidades. Este análisis es muy importante para otros modelos que utilizan las tensiones para predecir vida u otros comportamientos. Se analizan distintos parámetros (como la amplitud del desplazamiento o la presión normal aplicada) a los que se les asocia un punto de transición entre regímenes bajos y altos de desgaste.

JIBIKI *et al.* (2001) realizaron un estudio acústico de “*fretting wear*” de aceros al carbono (0.45 %, Hv: 730) ensayado contra otro acero de mediano carbono con una dureza HVN 240, en una atmósfera controlada; estos investigadores registraron los coeficientes de fricción y la evolución de la onda de sonido generadas por la fricción para distintos valores de humedad relativa, llegando a la conclusión que es necesario un cierto número de ciclos de “*fretting*” para generar ruido por fricción. Además, el ruido por fricción ocurre siempre durante los medios ciclos de “*fretting*” (etapa en tensión), pero nunca durante la otra mitad del ciclo (etapa en compresión) donde el nivel de sonido de la fricción aumenta con el aumento de los ciclos y frecuencia de “*fretting*” y se relacionan directamente con la velocidad media de deslizamiento.

ENDO Y MARUI (2004), realizaron un estudio bajo las mismas condiciones de “*fretting wear*” de diferentes tipos de bolas de materiales cerámicos ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  y  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) contra las muestras de aceros al carbono de uso estructural, encontrando que la resistencia al desgaste por “*fretting*” fue mayor para las muestras de aceros ensayadas con  $\text{Al}_2\text{O}_3$  y  $\text{ZrO}_2$  en comparación con las ensayadas con  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Además, los mecanismos de desgaste predominantes del acero contra  $\text{Si}_3\text{N}_4$  fueron diferentes con respecto a los otros dos sistemas ensayados, lo cual se debió a las condiciones de carga relativamente bajas encontradas en los experimentos de “*fretting wear*”. Es significativo el efecto de la

dureza del material cerámico en el contacto, encontrándose que el desgaste por “*fretting*” es menor cuando el material tiene mayor dureza.

RAMESH y GNANAMOORTHY (2006) realizaron la evaluación de dos tipos de aceros de herramientas con distintas composición química y dureza, utilizados para la fabricación de componentes de rodamientos mediante la utilización de un equipo que simulara el desgaste por “*fretting wear*” bajo la configuración de contacto cilindro/plano; estos investigadores realizaron ensayos a diferentes niveles de carga normal, número de ciclos y amplitud de deslizamiento, reportando que para el acero de mayor dureza se registraron los mayores valores del coeficiente de fricción cuando este fue ensayado con una contraparte similar, mientras que cuando se realizaron ensayos con un acero de menor dureza se registraron menores coeficiente de fricción y, por ende, los regímenes de “*fretting*” fueron variables en la medida que se aumentaba la carga normal para un mismo valor de la amplitud de deslizamiento. Por otra parte, también indican que los resultados obtenidos son independientes del número de ciclos ensayados cuando los ensayos se realizan en la región del régimen de “*fretting*” mixto (MFR) a un valor constante de la carga aplicada y de amplitud de deslizamiento. Este estudio muestra que existe una variable intrínseca de las propiedades mecánicas de los aceros ensayados que influye además de las variables instrumentales del ensayo de “*fretting wear*”.

Actualmente, ya se han realizado estudios de aleaciones metálicas con refuerzos de compuestos cerámicos. AKHTARA Y GUO (2008) evaluaron un acero inoxidable reforzado con 50 y 70 % con partículas de TiC, bajo condiciones de “*fretting wear*”. El desgaste por “*fretting*” aumenta para cargas más bajas con el aumento de la fracción del volumen de la fase de reforzamiento y el mecanismo dominante del desgaste era por desprendimiento de las fases y posterior abrasión.

Otra vertiente de trabajos son los relacionados con los métodos para disminuir el efecto negativo del “*fretting*” como son el uso de lubricantes, recubrimientos o granallado o “*shot peening*”. En cuanto al primero, cabe destacar algunos trabajos de los últimos años [ZHOU *et al.* 2000; ZHOU y VINCENT 1999a; FRIDRICI *et al.* 2003; ZHOU y VINCENT, 1999B; XU *et al.* 2003] en los que se estudian distintos tipos de lubricantes. Típicamente, los parámetros analizados en los ensayos con lubricantes son el coeficiente de rozamiento y el desgaste de las superficies.

Los aceites, por ejemplo, tienen mayor efectividad para grandes deslizamientos entre los dos sólidos, donde el aceite se introduce debajo del contacto. Sin embargo, el

efecto es al contrario para pequeños deslizamientos, aumentando el coeficiente de rozamiento e incluso penetrando en la grieta y dificultando su cierre en la fase de compresión. También, se hacen ensayos con grasas, aunque éstas tienen el problema del deterioro con los ciclos aplicados y la separación del aceite.

Otro tipo de lubricantes son los sólidos, recomendados para deslizamientos pequeños. En éstos tipo de lubricante se estudia el coeficiente de rozamiento y la vida del lubricante sólido, que se mide en el tiempo que tarda en desgastarse y llegar hasta el sustrato. Este tipo de lubricante ya se incluye en el campo de los recubrimientos [CARTON *et al.* 1995; FOUVRY *et al.* 1997; MIYOSHI *et al.* 1999; OKADO *et al.* 1999; ZHU *et al.* 2001; XU *et al.* 2007; RAMESH y GNANAMOORTHY, 2007], donde se busca no sólo disminuir la fricción del contacto sino mejorar las propiedades de la primera capa de material respecto al “*fretting*”.

Si se comparan los resultados de las pérdidas por desgaste de un material ensayado en “*fretting*” bajo condiciones de lubricación con respecto a otro sin lubricación (Figura 13), en función de las condiciones utilizadas de deslizamiento, se pueden registrar comportamientos distintos del desgaste. Por ejemplo, en la Figura 13b, mientras que el volumen del desgaste aumenta casi linealmente con el aumento de amplitud en condiciones no-lubricadas, para el ensayo lubricado se alcanza un valor máximo del volumen de desgaste para una amplitud de 25  $\mu\text{m}$  con una posterior disminución. Por lo tanto se induce, que ocurrió una transición dentro el régimen de deslizamiento total para el ensayo lubricado, posiblemente por efecto del lubricante. El volumen del desgaste en condiciones no-lubricadas es cerca de dos órdenes de magnitud mayor como es de esperarse con respecto a cuando se utiliza un lubricante.

XU *et al.* (2007), evaluaron tres lubricantes sólidos ( $\text{MoS}_2$ , grafito y PTFE) sobre un acero AISI E4142 bajo las mismas condiciones de ensayo y compararon el efecto de estos recubrimientos sobre el “*fretting wear*” y los mecanismos asociados, encontrando que los tres recubrimientos disminuyen significativamente la fricción y, por ende, mejoran el desempeño del acero bajo condiciones de “*fretting wear*”.

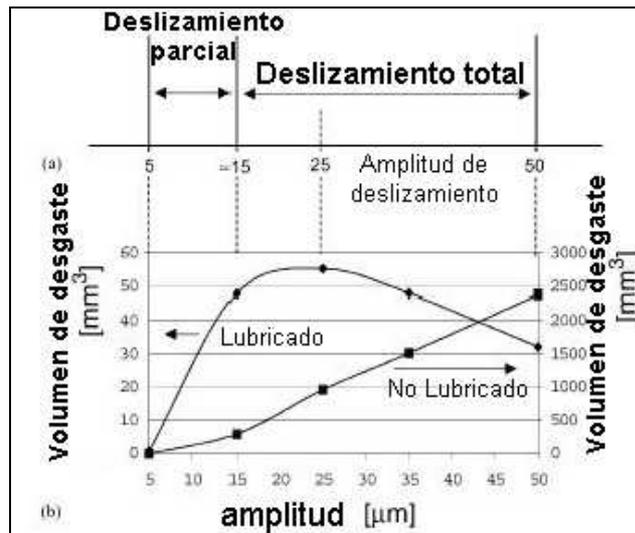


Figura 13. (a) Amplitud de deslizamiento crítica para la transición del régimen de deslizamiento parcial al total. b) volumen de desgaste perdido en función de la amplitud de deslizamiento en un ensayo de "fretting" lubricado y sin lubricación.[XU *et al.* (2007)]

Con la utilización de los recubrimientos se busca obtener una dureza alta y un coeficiente de fricción bajo, aunque una alta dureza puede significar fragilidad (con la consiguiente nucleación de grietas). Sin embargo, bajo condiciones de "fretting wear", el efecto de la dureza no es tan significativo como lo plantearon recientemente RAMESH Y GNANAMOORTHY (2007).

Se han realizado numerosos ensayos analizando la influencia de estos dos parámetros además del espesor del recubrimiento, condiciones ambientales, amplitud del deslizamiento, fuerza normal aplicada, etc., planteándose modelos que permiten predecir el desgaste y comparar unos recubrimientos con respecto a otros. Uno de estos trabajos fue desarrollado por GASPAR Y RAMALHO (2002), quienes evaluaron el comportamiento bajo condiciones de "fretting wear" de acero galvanizado con respecto al substrato, encontrando tres regímenes distintos de desgaste que dependen exclusivamente de la carga aplicada para este tipo de recubrimientos.

BEN CHEIKH LARBI Y TLILI (2006) llevaron a cabo la evaluación bajo condiciones de "fretting wear" de recubrimientos multicapas obtenidas por PVD depositados sobre un acero AISI 4140. Estos investigadores llegaron a la conclusión que los recubrimientos por PVD reducen la fricción; además, obtuvieron la relación entre el volumen de desgaste y la energía acumulada disipada para el acero recubierto y sin recubrir, pudiendo determinar el coeficiente energético de desgaste propuesto por FOUVRY *et al.* (1997). El recubrimiento multicapas a base de TiAlCN/TiAlCN/TiAl reduce este coeficiente energético de desgaste,

lo que es sinónimo de la existencia de una mayor resistencia al desgaste en comparación al acero sin recubrir.

TRICOTEAUX *et al.* (2003) evaluaron recubrimiento delgados de CrN y Cr<sub>2</sub>N obtenidos por PVD utilizando un magnetrón reactivo de radio frecuencia para recubrir un acero 50CrMo4; estos investigadores llevaron a cabo ensayos de “*fretting*” con y sin lubricación de estos sistemas encontrando por comparación de los resultados obtenidos con el sustrato las propiedades de “*fretting*” de estos recubrimientos mejoran cuando se utiliza un lubricante en el contacto.

El granallado o “*shot peening*” [FRIDRICI *et al.* 2001; SHKARAYEV Y MALL, 2003; LEE *et al.* 2003; LEE *et al.* 2004; KUBIAK *et al.* 2006], al igual que sucede en fatiga, introduce tensiones residuales de compresión en la superficie que retrasan o incluso impiden la aparición y crecimiento de la grieta. Estas tensiones residuales de compresión varían según el tratamiento, pero suelen llegar hasta una profundidad de 200 µm. Este efecto beneficioso se ve reducido por la relajación de tensiones que se produce a altas temperaturas y por el mismo fenómeno del “*fretting*”. Existen estudios que modelan esta relajación y luego aplican criterios de fatiga multiaxial para estudiar la iniciación de las grietas o modelos de crecimiento de estas usando la mecánica de la fractura. El coeficiente de rozamiento puede verse afectado con el tratamiento de “*shot peening*”. Los resultados en este aspecto son contradictorios, aunque, en cualquier caso, la influencia es muy pequeña.

Una de las vías más prometedoras para incrementar la resistencia al desgaste de los metales es la incorporación de partículas dispersas duras (carburos, nitruros, boruros, etc.) en una matriz metálica. Una de estas nuevas tecnologías es la Proyección Térmica (*Thermal Spray*) la cual es definida por la ASM<sup>a</sup> como un proceso que agrupa un número de técnicas en donde materiales metálicos, cerámicos y algunos polímeros en forma de polvos o alambres son atomizados y depositados en estado fundido o semifundidos sobre un sustrato para la formación de un recubrimiento [TUCKER, 1992].

Una de las nuevas alternativas industriales a nivel nacional para la recuperación de piezas o componentes de máquinas que han sufrido procesos de desgaste y/o corrosión ha sido la utilización de recubrimientos metálicos y/o cerámicos mediante la técnica de proyección térmica por combustión de alta velocidad (High Velocity Oxygen

---

<sup>a</sup> American Society Materials

Fuel). La utilización de esta técnica, ha sido ampliamente estudiada a nivel mundial [TAN *et al.* 1999] y por ende, la gran variedad de sistemas recubrimiento-substrato que pueden ser utilizados.

La utilización de los recubrimientos por proyección térmica que contienen carburos son encontrados en áreas que requieren protección contra el desgaste. En la industria siderúrgica, por ejemplo, los rodillos de laminación son rociados para su protección y en la mayoría de los casos para la recuperación de la superficie dañada por el desgaste que han sufrido. Otro ejemplo, se presenta en la industria aeronáutica, en donde los alabes de las turbinas son recubiertas con aleaciones de aluminio o titanio para protección en contra de erosión y desgaste, respectivamente [NICOLL *et al.* 1992; HARFIELD-WÜNSCH y TUNG, 1994; AHMED Y HADFIELD, 1997; IRVING, 1996; MOSKOWITZ, 1992].

Se han realizado muchas investigaciones para la evaluación microestructural, mecánica, resistencia al desgaste deslizante, abrasión, erosión, condiciones óptimas de deposición, etc., sobre diferentes tipos de sustratos y sistemas a depositar, siendo según AHMED Y HADFIELD (1997) los recubrimientos por proyección térmica a base de carburo de tungsteno y cobalto (WC/Co), los cuales tienen mayor aplicación debido a su elevada resistencia contra el desgaste deslizante, abrasivo y erosión. Estos recubrimientos han mostrado aumentos en el tiempo de vida de componentes que trabajan en condiciones ambientales hostiles, como corrosión, abrasión y altas temperaturas.

Los recubrimientos de dos fases conocidos como "Cermets" están formados por una matriz tenaz de una aleación generalmente a base de níquel, cobalto o cobalto-níquel, reforzado con un volumen importante de carburos tales como carburo de tungsteno (WC) o carburos de la forma  $Cr_xC_y$ ; Así, se ha demostrado que estos carburos logran un buen enlace con la matriz, razón por la cual han sido utilizados en numerosas aplicaciones [SMITH *et al.*, 1991].

Hoy en día, se pueden obtener recubrimientos por proyección térmica de sistemas multicomponentes con una composición muy amplia de compuestos como son los base Ni o Cr, que pueden tener elementos aleantes, tales como Fe, B, Si, C, Co, Ti, V, W, etc. Sin embargo, no se encuentran disponibles los diagramas de equilibrio de estas aleaciones y aunque lo estuvieran, dadas las velocidades tanto de calentamiento como de enfriamiento que se producen en los procesos de proyección térmica, no resulta fácil

predecir las fases que podrían estar presentes en el recubrimiento depositado. Para el caso de las aleaciones de WC-Co, el contenido de cobalto, carbono y el tamaño de grano del carburo son los factores más importantes que influyen en la estructura y propiedades mecánicas de los materiales a base de carburos cementados. El contenido de carbono es usualmente cuidadosamente controlado durante la sinterización de los carburos cementados ya que una pequeña deficiencia del contenido de carbono da como resultado la formación de un carburo complejo frágil, tal como una fase  $\xi$  ( $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ ) en estas aleaciones [GUILMANY Y DE PACO, 1998].

Los recubrimientos por proyección térmica de aleación base níquel son usados en una gran variedad de aplicaciones, como por ejemplo, barreras térmicas en componentes de turbinas, recubrimientos de restauración de partes de máquinas en donde se necesiten superficies resistentes a las altas temperaturas, corrosión y desgaste [PAWLOWSKI, 1995; TANI *et al.* 1998; BRINDLEY, 1997; UNGER, 1987; SAMPATH *et al.* 1989].

Estas características han capacitado a los recubrimientos por proyección térmica para convertirse en una parte integral de la industria automotriz y aeronáutica; sin embargo, hasta el momento se han realizado pocos estudios para evaluar el comportamiento de estos recubrimientos bajo condiciones de desgaste debido al fenómeno de “*fretting*” [ECONOMOU *et al.* 2000; HUTSON *et al.* 2003; MIYOSHI *et al.* 2003; CHEN y ZHOU, 2001; KALIN y VIZINTIN, 2001; KUBIAK *et al.* 2005; KOIPRASERT *et al.* 2004].

ECONOMOU *et al.* (2000) ensayaron bajo condiciones de deslizamiento total en “*fretting*” recubrimientos termorociados por plasma de NiCrFeAlTi-TiC, NiCr-(Ti,Ta)C y NiCrMo-(Ti, Ta)C y de WC-Co por HVOF, evaluando el efecto de la temperatura en el desgaste por “*fretting*” (desde 25°C hasta 550 °C). Estos investigadores reportaron que todos los recubrimientos sufren un decrecimiento de la resistencia al desgaste por “*fretting*” en la medida que aumenta la temperatura; la matriz y modificación con los carburos (TiC) de los recubrimientos de NiCr influyen positivamente en el comportamiento al desgaste y la fricción.

La deformación plástica, desprendimiento de las partículas y abrasión son los mecanismos predominantes en el “*fretting wear*” de los recubrimientos de Ni-Cr y base TiC, mientras que solamente el pulido superficial es observado solamente en los NiCrMo-(Ti, Ta)C a temperatura ambiente. Además se demostró que una capa protectora producto

de los debris generados influyó en el desempeño de los recubrimientos de NiCr y NiCrFeAlTi-TiC. Con respecto a los recubrimientos de WC-Co, el pulido superficial de asperezas era el mecanismo principal del desgaste.¶

KOIPRASERT *et al.* (2004) realizaron la evaluación de recubrimientos por termorociado de WC-17% Co, Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25% NiCr, AlSi graphite y CoMoCrSi, depositados sobre un substrato de acero inoxidable; con respecto a la resistencia al “*fretting wear*” de este tipo de recubrimientos a 500 °C, utilizando un equipo de configuración plano sobre plano. Indicaron que en los recubrimientos con resistencia al desgaste a altas temperatura, la oxidación es una de las características que se convierte en un factor importante que debe ser necesariamente considerado como mecanismo que influye directamente en esta resistencia. Reportaron que el recubrimiento a base de WC-17%Co, aunque es muy resistente a temperatura ambiente, no tiene el mismo desempeño a 500°C. En lo que respecta al desgaste y resistencia a la corrosión, los recubrimientos de Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> -25% NiCr superan a los de WC-Co. Sin embargo las propiedades mecánicas del Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> formado como producto de oxidación pueden causar un mayor daño rápidamente.

SEGALL *et al.* (1999) utilizaron un acero 4340 recubierto con una aleación Ni-Cu por termorociado utilizando dos técnicas (plasma y HVOF) y evaluaron el comportamiento de este acero recubierto a una temperatura 175°C en un equipo de “*fretting wear*” de configuración plano sobre plano, utilizando como contraparte una aleación de titanio encontrando que, independiente de la técnica utilizada para la deposición de la aleación Ni-Cu, el recubrimiento se comporta como un lubricante sólido, reduciendo sustancialmente el daño por “*fretting*” en comparación al acero sin recubrir, el cual fue ensayado bajo las mismas condiciones.

Debido a que los recubrimientos depositados por termorociado presentan características microestructurales y propiedades mecánicas propias de la técnica de deposición utilizada para depositar una aleación cualesquiera sobre un mismo substrato, el desempeño ante el “*fretting*” será diferente, por lo que el estudio de un sistema particular recubrimiento/substrato es de gran importancia, ya que en la literatura no se reporta de manera general como será el desempeño de este tipo de recubrimiento en condiciones de “*fretting*”. Además, hoy en día, los recubrimientos han sido ampliamente reconocidos como una de las vías más efectivas para el control del desgaste de materiales por efectos de distintos fenómenos.

Recientemente, FOUVRY *et al.* (2006) presentaron una descripción de varias estrategias paliativas contra los fenómenos de “*fretting*”, incluyendo el uso de lubricantes, deposición de recubrimientos gruesos de bajo coeficiente de fricción dúctiles, uso del granallado “*shot peening*” y uso de recubrimientos delgados de alta dureza. El éxito en la aplicación de estos paliativos se ha relacionado con las condiciones de “*fretting*” aplicadas; también, es una función de la dimensión del tamaño del área del contacto (específicamente en la distribución del campo de esfuerzos) y, particularmente, de la presencia de tensiones residuales compresivas muy altas, que previenen el proceso de nucleación de la grieta independientemente de las condiciones de deslizamiento aplicadas.

Los recubrimientos por proyección térmica no se han incluido como estrategia paliativa posible, probablemente, debido al hecho de que éstos son caracterizados principalmente por la presencia de tensiones residuales compresivas débiles.

En el caso de los recubrimientos obtenidos por HVOF, las tensiones residuales compresivas cambian a tensión en la medida de que el espesor del recubrimiento aumenta. También, se ha puntualizado que el caso de los recubrimientos termorociados por plasma el mecanismo de la generación de los esfuerzos residuales da lugar al desarrollo de esfuerzos de tensión a nivel de los “*splats*” [BANSAL *et al.* 2007].

En función de todos estos resultados y propuestas de estos trabajos relacionados al comportamiento de los recubrimientos termorociados al “*fretting wear*”, surge el interés de investigar con mayor profundidad este fenómeno en este tipo de sistemas y verificar si es uno de las estrategias paliativas viables para reducir el daño por causado por el “*fretting*”.

## CAPITULO II METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

En el siguiente diagrama se muestra el procedimiento experimental que se llevó a cabo para la realización de este trabajo:

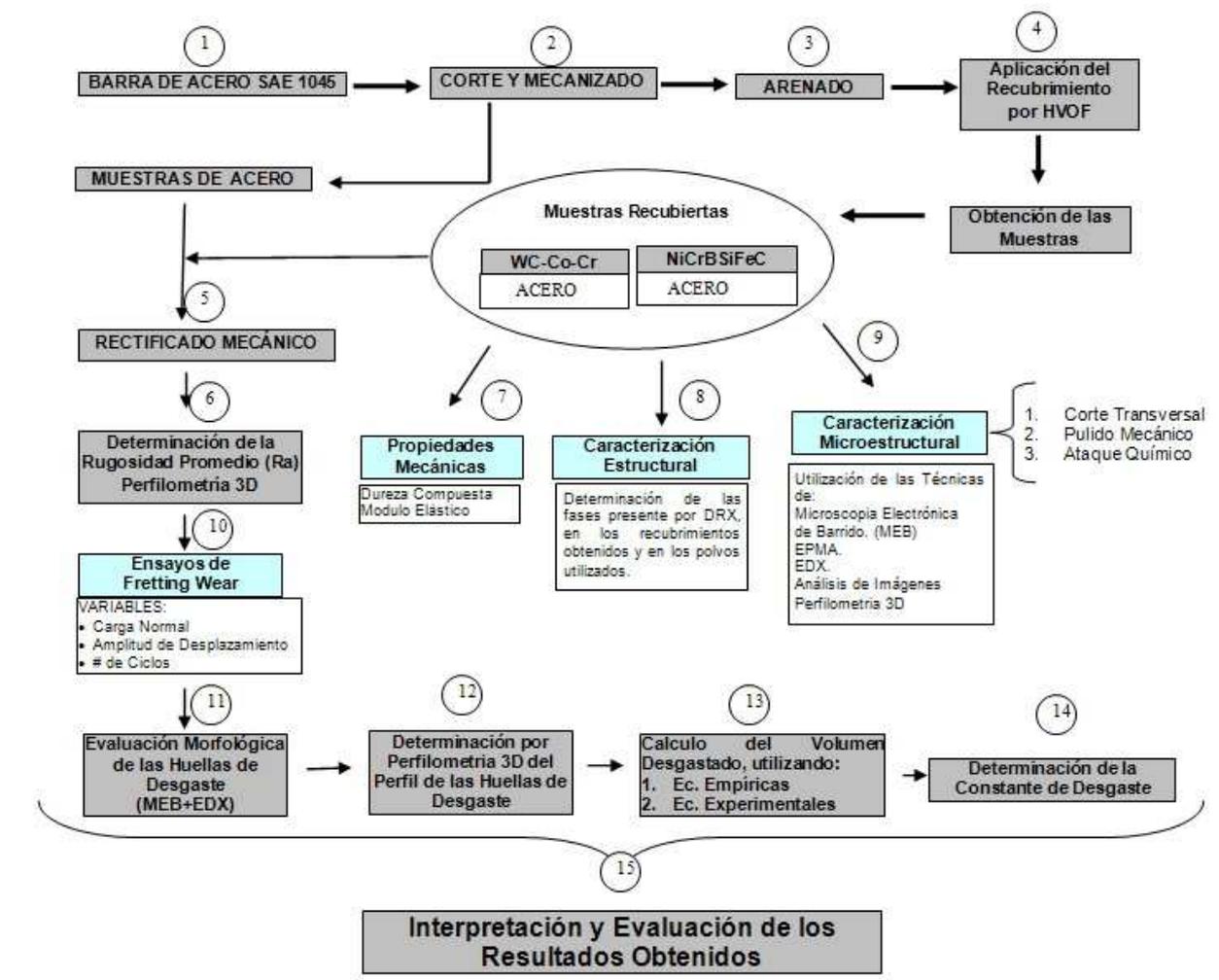


Figura 14. Diagrama de flujo del procedimiento experimental realizado.

## 2.1 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

Se fabricaron las probetas a partir de barras de acero SAE 1045 cuales fueron cortadas y mecanizadas previamente en discos de 25 mm de diámetro y 5 mm de espesor. Posteriormente, los discos se limpiaron superficialmente empleando partículas de alúmina (Grado 40) bajo las mismas condiciones (utilizando una presión de aire en un rango de 500 KPa) con la finalidad de eliminar los óxidos presentes en la superficie y, a su vez, garantizar el perfil de anclaje del recubrimiento termorociado, el cual es esencial para una buena adhesión.

Con la finalidad de poder evaluar recubrimientos obtenidos de bajo condiciones industriales, todas las muestras se enviaron para ser recubiertas a una empresa local de proyección térmica. La deposición se realizó utilizando la técnica de HVOF mediante una pistola tipo JP-5000 y las condiciones de operación se muestran en la Tabla 2.1.

Un grupo de muestras fueron recubiertas empleando una aleación comercial de polvos de WC-10 %Co- 4%Cr, mientras otro grupo con una aleación base Ni (Cr: 7.6%, Si: 3.6%, Fe: 2.4%, B: 1.6%, C: 0.25%, Ni: balance). Los polvos utilizados para la proyección de los recubrimientos fueron caracterizados previamente empleando las técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Difracción de Rayos X (DRX) con el fin de determinar las fases presentes antes de la deposición y adquirir información cualitativa sobre su composición química. Estos resultados permitirán ser comparados posteriormente con las fases identificadas mediante estas técnicas aplicadas a los dos recubrimientos obtenidos.

Tabla 2.1. Variables del proceso de deposición por proyección térmica HVOF.

Distancia de rociado	300 mm
Angulo de rociado	90°
Flujo de kerosene	10 l/min
Flujo de oxígeno	35 l/min
Velocidad de alimentación de los polvos	40 g/min

Para la realización de los ensayos de “*fretting*” de los sistemas recubiertos y del sustrato fue necesario rectificar previamente las muestras para garantizar una rugosidad uniforme e igual en todas, asegurando de esta manera la obtención de resultados reproducibles y la posibilidad de compararlos. Una vez rectificadas, se llevó a cabo la medición de la rugosidad promedio (Ra) en distintas zonas de la superficie, por triplicado, utilizando para ello un perfilómetro de interferometría óptica marca Zygo modelo NewView 200.

## 2.2 CARACTERIZACIÓN DEL RECUBRIMIENTO.

Para poder llevar a cabo el análisis microestructural fue necesario realizar un corte longitudinal de las muestras, utilizando para ello una cortadora de disco diamante. Las muestras se colocaron en una mordaza y posicionadas de tal manera que la cuchilla de diamante ingresara por el recubrimiento y saliera por el lado del sustrato, asegurando de esta forma que el recubrimiento se coloca en compresión y permitiendo reducir sustancialmente el daño ocasionado debido al corte. Los cortes se realizaron a una velocidad de rotación de 200 r.p.m. y utilizando un lubricante a base de aceite soluble.

Para la evaluación de la microestructura de los recubrimientos a través de Microscopía Óptica (MO), Espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) con microanálisis químico por dispersión de la energía de rayos-X (EDX), fue necesario en primer lugar la preparación de pulido de cada una de las muestras y, posteriormente, el ataque químico para el revelado de las fases. En vista de las diferencias existentes entre las características del sustrato y del recubrimiento, la preparación metalográfica de los cortes longitudinales se optimizó mediante pruebas sucesivas de pulido, siguiendo el procedimiento recomendado en la literatura para recubrimientos similares obtenidos por proyección térmica [GIL Y STAIA, 2002].

Para el pulido de las muestras se utilizó una máquina pulidora de disco giratorio a una velocidad de rotación del disco de 140 r.p.m., esto con la finalidad de evitar el desprendimiento de carburos del revestimiento en esta etapa de la preparación metalográfica. El desbaste se realizó con papel de lija de carburo de silicio (SiC) con granulometría 600, 800, 1000, 1200 y 2400 realizando el pulido en dirección del recubrimiento al sustrato, con la finalidad de evitar una falla adhesiva del recubrimiento.

El pulido intermedio se realizó con suspensiones acuosas de alúmina de 6  $\mu\text{m}$  y 1  $\mu\text{m}$  con paños de fieltro, mientras que para el pulido final se emplearon paños marca BUEHLER modelo CHAMOMET con una suspensión acuosa de polvo de diamante de 0,05  $\mu\text{m}$ . Luego las muestras se lavaron con agua destilada y finalmente con alcohol y acetona con la utilización de un equipo de limpieza con ultrasonido por 5 minutos, Para los estudios microestructurales se estableció el análisis de 4 probetas por cada tipo de recubrimiento, para garantizar el revelado e identificación de las fases presentes en la microestructura. Posteriormente, para la

identificación de las fases se realizó el análisis de las muestras por difracción de Rayos X empleando un difractómetro de Rayos X marca Siemens D5005 empleando una radiación de  $\text{Cu K}\alpha$  ( $\lambda = 0,154 \text{ nm}$ ). Todos los patrones fueron determinados en el intervalo  $20^\circ < 2\theta < 80^\circ$ , a una paso de  $0,020^\circ$  y un tiempo de  $0,4 \text{ s}$ .

La porosidad aparente fue determinada mediante la técnica de microscopía óptica (MO) y análisis de imágenes, tanto en la superficie, como en la sección transversal de las muestras, las cuales fueron cuidadosamente preparadas a través de procedimientos metalográficos establecidos por la empresa "Struers". El valor de porosidad aparente reportado es el promedio de 20 campos tomados a una magnificación de 200X, tal como ha sido indicado en la norma estándar ASTM E2109<sup>b</sup>.

### 2.3 ENSAYOS DE "FRETTING WEAR"

Para los ensayos de "fretting wear" se utilizó un equipo experimental (ver Figura 15) desarrollado en las instalaciones del Centro de Ciencia e Ingeniería de Nuevos Materiales y Corrosión (CENMACOR-UCV) de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica por HERNÁNDEZ, (2003). En primer lugar se pusieron a punto todas las condiciones de operación. Para ello, se realizaron pruebas pilotos con el fin de garantizar la reproducibilidad de los resultados. Las muestras a ser ensayadas fueron montadas de manera apropiada en un porta muestra, que evita cualquier deslizamiento de la misma durante la realización del ensayo. Los experimentos fueron realizados a dos amplitudes de deslizamiento cuyos valores fueron de  $100 \pm 25 \mu\text{m}$  y  $200 \pm 25 \mu\text{m}$ , empleando una frecuencia constante de deslizamiento de  $30 \text{ Hz}$ . Las cargas normal aplicadas fueron  $30, 40, 50$  y  $70 \text{ N}$ , y el número total de ciclos de "fretting" realizados a cada muestra fueron  $10^4, 10^5, 5 \times 10^5, 10^6$  y  $1.5 \times 10^6$ , respectivamente. Cada condición de los ensayos se llevó a cabo por duplicado.

Ambos tipos de recubrimientos así como el substrato, fueron ensayados en aire, sin lubricación, a una temperatura de  $24 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$  y una humedad relativa entre  $55-60 \%$ . Bolas de WC-6 % Co de  $6 \text{ mm}$  diámetro fueron usadas como contraparte estática en el ensayo. El radio de contacto ( $a$ ), la presión máxima de contacto  $P_{max}$  y la distribución de esfuerzos de von Mises a través del sistema recubrimiento-substrato, fueron calculados mediante las ecuaciones clásicas propuestas por Hertz, tomando en consideración las propiedades de la bola de WC, el recubrimiento y el substrato.

---

<sup>b</sup> ASTM Book of Standards, July 2007 "Test Methods for Determining Area Percentage Porosity in Thermal Sprayed Coatings"

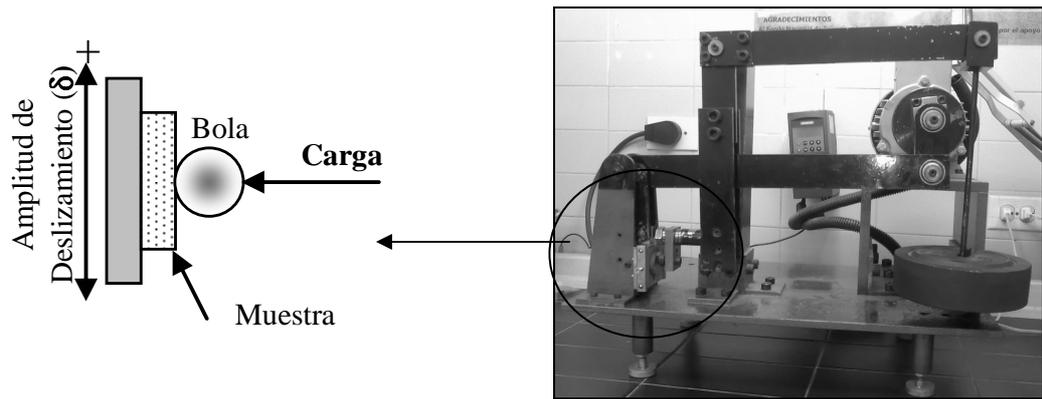


Figura 15. Esquema de la maquina de "fretting wear"

El modulo elástico compuesto del sistema recubrimiento-substrato ha sido determinado mediante el modelo avanzado propuesto por Doerner y Nix (1986) y el radio final de contacto ha sido calculado mediante un algoritmo en Matchad<sup>®</sup> de manera iterativa debido a la dependencia del modulo elástico compuesto para cada radio de contacto tal como fue presentado en las ecuaciones en el capítulo anterior. La Tabla 2.2 resume estos valores y los diferentes parámetros involucrados en este cálculo.

Tabla 2.2. Parámetros involucrados en el cálculo computacional del radio de contacto, la máxima presión de contacto y la distribución de esfuerzos de von Mises a través del sistema recubrimiento-substrato.

Relación de Poisson de la Bola	0.22	[RAMAMURTY, <i>et al.</i> 1999]
Modulo de Young de la Bola, (GPa)	475	
Relación de Poisson del recubrimiento NiCr	0.20	[LA BARBERA SOSA <i>et al.</i> 2008]
Modulo de Young del recubrimiento NiCr, (GPa)	130	
Relación de Poisson del Acero SAE 1045	0.33	[DAVIS, 1996]
Modulo de Young del Acero SAE 1045, (GPa)	210	
Modulo de Young del recubrimiento WC-Co-Cr, (GPa)	230	[SANTANA <i>et al.</i> 2008]
Relación de Poisson del recubrimiento WC-Co-Cr	0.33	
Diámetro de la bola, (mm)	6	
Espesor del recubrimiento, ( $\mu\text{m}$ )	300	

En la Tabla 2.3 se resumen las condiciones experimentales de los ensayos de "fretting wear", así como la identificación de cada muestra. Por ejemplo, para la muestra recubierta con la aleación a base de Ni, ensayada a una carga de 40 N y una amplitud de deslizamiento 200  $\mu\text{m}$ , la notación fue la siguiente:

Tabla 2.3. Identificación de las Muestras ensayadas a diferentes condiciones experimentales

<b>MUESTRAS DE ALEACIÓN BASE NiCr</b>				
Identificación	Carga	Desplazamiento	# Ciclos	# de Huellas
NiCr70-100	70	100	N1..N5	5
NiCr70-200	70	200	N1..N5	5
NiCr50-100	50	100	N1..N5	5
NiCr50-200	50	200	N1..N5	5
NiCr40-100	40	100	N1..N5	5
NiCr40-200	40	200	N1..N5	5
NiCr30-100	30	100	N1..N5	5
NiCr30-200	30	200	N1..N5	5
<b>MUESTRAS DE ALEACIÓN WC-Co-Cr</b>				
Identificación	Carga	Desplazamiento	# Ciclos	# de Huellas
WC70-100	70	100	N1..N5	5
WC70-200	70	200	N1..N5	5
WC50-100	50	100	N1..N5	5
WC50-200	50	200	N1..N5	5
WC40-100	40	100	N1..N5	5
WC40-200	40	200	N1..N5	5
WC30-100	30	100	N1..N5	5
WC30-200	30	200	N1..N5	5
<b>MUESTRAS DE ACERO SAE 1045</b>				
Identificación	Carga	Desplazamiento	# Ciclos	# de Huellas
Acier70-100	70	100	N1..N5	5
Acier70-200	70	200	N1..N5	5
Acier50-100	50	100	N1..N5	5
Acier50-200	50	200	N1..N5	5
Acier40-100	40	100	N1..N5	5
Acier40-200	40	200	N1..N5	5
Acier30-100	30	100	N1..N5	5
Acier30-200	30	200	N1..N5	5

<b>Ensayos Iniciales</b>	<b>120</b>
<b>Réplicas</b>	<b>120</b>
<b>Total</b>	<b>240</b>

## 2.4. DETERMINACIÓN DEL VOLUMEN DE LAS HUELLAS DE “FRETTING”

Luego de realizar cada ensayo de “*fretting wear*” las superficies de las huellas fueron limpiadas por cinco minutos en ultrasonido con acetona y posteriormente con alcohol, con el fin de eliminar los “*debris*” atrapados dentro de las huellas. El volumen de desgaste de las huellas de “*fretting*” fue calculado asumiendo que el área de contacto se aproxima a una superficie esferoidal el cual es un tipo especial de elipsoide con dos de los tres semi-ejes iguales (Figura 16).

Los perfiles transversales de profundidad de las huellas tanto en la dirección del deslizamiento (semi-eje b), así como, en la dirección perpendicular (semi-eje a) fueron

medidos con la utilización de un perfilómetro de interferometría óptica marca Zygo modelo NewView 200. Cada perfil con forma arbitraria y curvatura variable fue medido con una precisión de 0.01  $\mu\text{m}$ . En resumen, se midieron en total 480 perfiles. (2 perfiles/huella x 240 huellas).

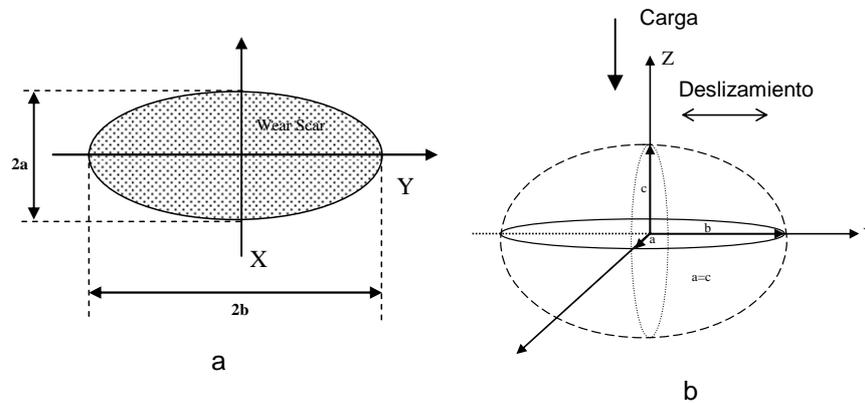


Figura 16. Morfología de la huella de “Fretting”: a) Vista superior; b) Superficie elipsoidal

Una vez obtenidos ambos perfiles para cada huella, se utilizó una función tipo “spline”<sup>c</sup> a todos los puntos experimentales del perfil de profundidad con el fin de obtener la función que describe dicho perfil. El volumen de desgaste se determinó subsecuentemente mediante el promedio del volumen obtenido para cada semi-eje realizando la integración numérica de la función interpolada  $f(z)$  entre el punto inicial y final del perfil de profundidad. Esta integración se llevó a cabo mediante la siguiente ecuación:

$$V = \int_{\text{Profund}_1}^{\text{Profund}_N} \pi f(z)^2 dz \quad \text{Ecuación \# 21}$$

Para la resolución de esta ecuación se utilizó el programa MathCad<sup>®</sup> versión 14, creando una rutina para la llevar a cabo el tratamiento de los datos, interpolación, integración y validación de los resultados. Esta metodología difiere de las expresiones del modelo planteado por ENDO y MARUI (2002), ya que al poder obtener la función que describe el perfil de la huella se garantiza que al realizar la integración del volumen el valor obtenido corresponde al verdadero valor experimental y no una aproximación de una geometría específica. Adicionalmente, los volúmenes de desgaste fueron comparados con los resultados obtenidos mediante la utilización del software del perfilómetro óptico en 3D, en el cual también fue necesario el diseño una sub-rutina en el software para la

<sup>c</sup> Función de interpolación polinómica de tercer grado

determinación de volumen de desgaste. El coeficiente de desgaste ( $K$ ) fue calculado mediante la utilización de la expresión propuesta por ARCHARD, (1953):

$$K = \frac{V}{S \times P} \quad \text{Ecuación \# 22}$$

donde  $V$  es el volumen de desgaste total en el ensayo [ $\text{mm}^3$ ],  $P$  es la carga normal aplicada [ $\text{N}$ ] y ( $S$ ) es el desplazamiento total acumulado [ $\text{m}$ ] y que viene dado por:

$$S = 2N_t \delta$$

donde  $\delta$  es la amplitud de desplazamiento (p.e. a mitad de la huella) y  $N_t$  es el número total de ciclos de desgaste. Todas las huellas producidas en los ensayos de “*fretting wear*” fueron analizadas mediante técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido de Barrido (MEB) con microanálisis químico por dispersión de la energía de rayos-X (EDX) y Perfilometría en 3D, con el fin de identificación de los mecanismos de desgaste.

Posteriormente, una vez obtenidos los resultados de los coeficientes de desgaste y el volumen de desgaste para cada uno de los sistemas investigados, se realizó un estudio comparativo y evaluación de la influencia de las distintas variables asociadas a los ensayos de “*fretting wear*”, generando superficies de respuestas de estas variables. Para ello se realizó una interpolación utilizando el método de correlación de Renka-Cline<sup>d</sup> con la utilización del programa Origin® versión 7.0.

---

<sup>d</sup> Basado en el método de Kriging publicado por: Davis, John C., 1986. *Statistics and Data Analysis in Geology*. John Wiley & Sons, Inc. Second edition, pp. 383.¶

## CAPITULO III

### RESULTADOS EXPERIMENTALES

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos de cada uno de los ensayos realizados a los dos sistemas recubrimiento sustrato bajo estudio. Los resultados están agrupados en función de las características microestructurales, determinación de las fases presentes, evaluación de las propiedades mecánicas y, por último, su evaluación bajo condiciones “*fretting wear*”.

#### 3.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.

En las Figuras 17a y 17b se muestran las fotomicrografías obtenidas mediante MEB durante el estudio de la morfología de los polvos utilizados para la deposición de los recubrimientos de WC-Co-Cr y base NiCr, respectivamente, en las cuales se observa que las morfologías y distribución de tamaños son distintas. Las características de los polvos de WC-Co-Cr son típicas a las de los polvos fabricados por fusión y posterior reducción de tamaño por molienda, mientras que las de los polvos a base NiCr son características a los procesos de fusión por atomización. Estos tipos de morfologías les proporcionan características microestructurales y propiedades mecánicas distintas a cada tipo de recubrimiento [MIGUEL *et al.* 2003].

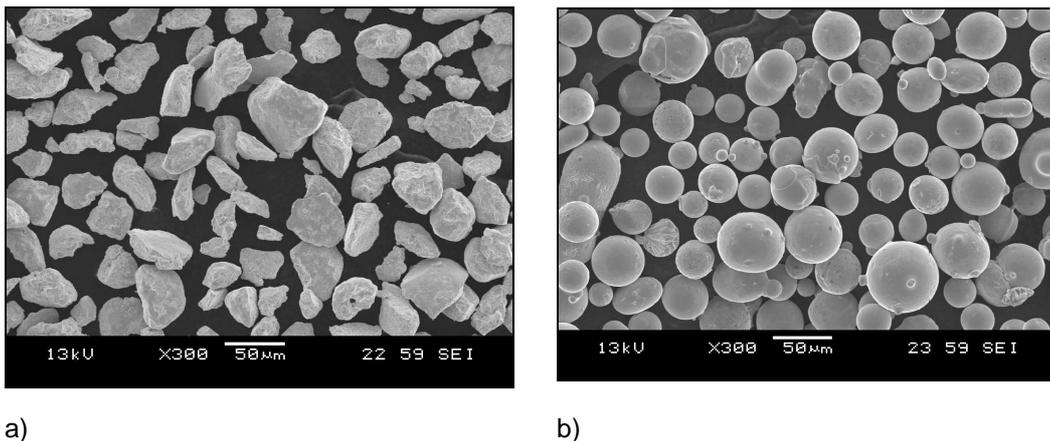
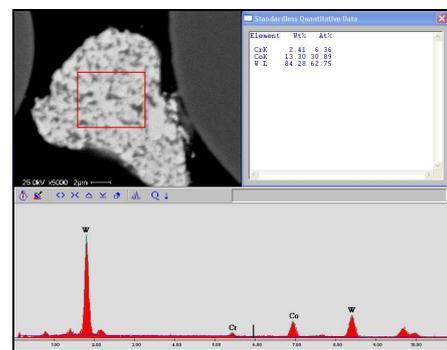
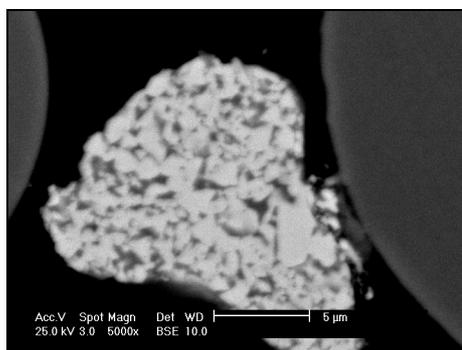


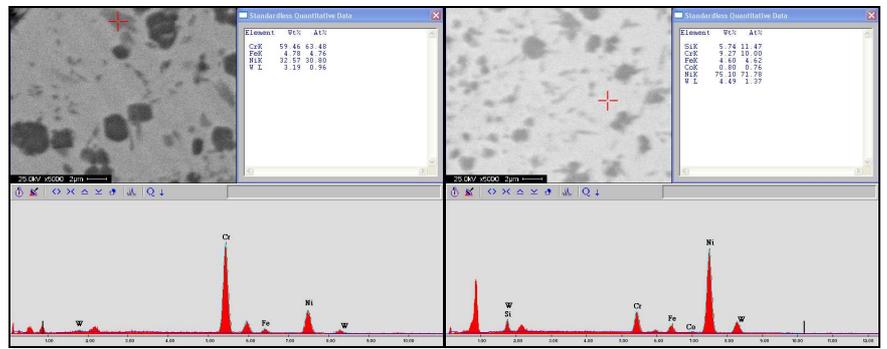
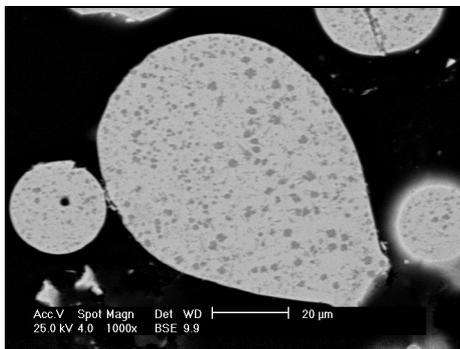
Figura 17. Fotomicrografías obtenidas por MEB de los polvos utilizados para la deposición por HVOF de los recubrimientos a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC

En las Figuras 18a y 18b se presentan las fotomicrografías y los análisis químico por EDS de la sección transversal de los polvos utilizados para la deposición de los recubrimientos de WC-Co-Cr y base NiCr, respectivamente. Se observa que los polvos de

WC-Co-Cr presentan una composición homogénea, en donde WC es el componente principal. También, se puede apreciar la presencia de un aglomerado de partículas a base de Co y Cr, como producto del proceso de fusión y rápida solidificación de estos elementos aleantes, debido a que poseen menor punto de fusión en comparación al WC. En el caso de las partículas del polvo a base de la aleación NiCr, se nota una microestructura más heterogénea como consecuencia de la segregación y precipitación de fases de carburos y/o boruros de níquel-cromo (fase gris clara y oscuras) embebidas en una matriz rica en níquel-cobalto (como lo reflejan los análisis por EDX) que tuvo lugar durante el proceso de su obtención mediante la fusión y posterior atomización.



a)



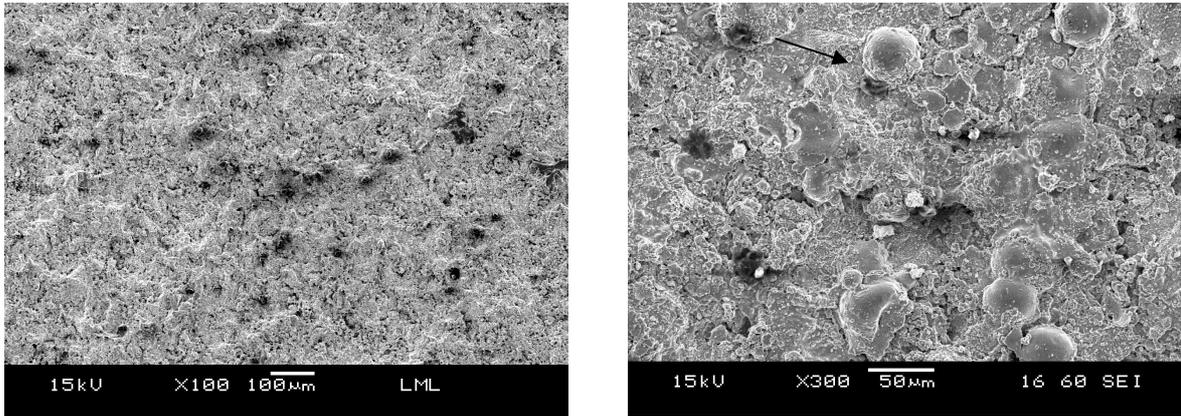
b)

Figura 18. Fotomicrografías obtenidas por MEB de la sección transversal de los polvos utilizados para la deposición por HVOF de los recubrimientos a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC

Mediante el análisis de imágenes se determinó el tamaño promedio de las partículas de los polvos utilizados para la obtención de cada uno de los recubrimientos, el cual fue de  $40 \pm 10 \mu\text{m}$  para las de WC-Co-Cr y de  $50 \pm 10 \mu\text{m}$  para las de base NiCr.

Posterior a la deposición mediante la técnica de termorociado, se obtuvieron recubrimientos de aproximadamente  $400 \pm 10 \mu\text{m}$  de espesor. En las Figuras 19a y 19b se presenta la morfología de la superficie de los recubrimientos obtenidos, en donde se puede observar que los dos recubrimientos presentan una alta rugosidad. Sin embargo, en

el caso de los recubrimientos a base NiCr (Figura 3.3b), se puede observar también la presencia de partículas no fundidas (una de las cuales es indicada con una flecha en la figura) debido sea a una temperatura y/o una distancia de rociado utilizadas durante la deposición que no correspondieron a las condiciones óptimas del proceso de deposición para esta aleación.



a)

b)

Figura 19. Fotomicrografía obtenida por MEB de la superficie de los recubrimientos obtenidos por HVOF: a) WC-10%Co-4%Cr; b) NiCrBSiFeC

Todas las muestras de los recubrimientos obtenidos fueron posteriormente rectificadas mecánicamente con el fin de garantizar una superficie con rugosidad uniforme. Se obtuvieron muestras recubiertas que presentaron el mismo valor de espesor de recubrimiento ( $300 \pm 10 \mu\text{m}$ ) y un valor de rugosidad promedio (Ra) de  $0.032 \pm 0.001 \mu\text{m}$ .

En las Figuras 20 y 21 se presentan las fotomicrografías de la sección transversal de los resultados obtenidos mediante la utilización de la técnica de Espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS), la cual permite discriminar con mayor precisión los elementos de bajo número atómico, correspondientes a los dos recubrimientos. En estas figuras se verifica la distribución y composición de los elementos que contienen cada una de las aleaciones depositadas. Ambos tipos de recubrimientos de NiCrBSiFeC (Figura 20) y WC-10%Co-4%Cr (Figura 21) exhiben una distribución homogénea de los elementos constituyentes a través de su espesor.

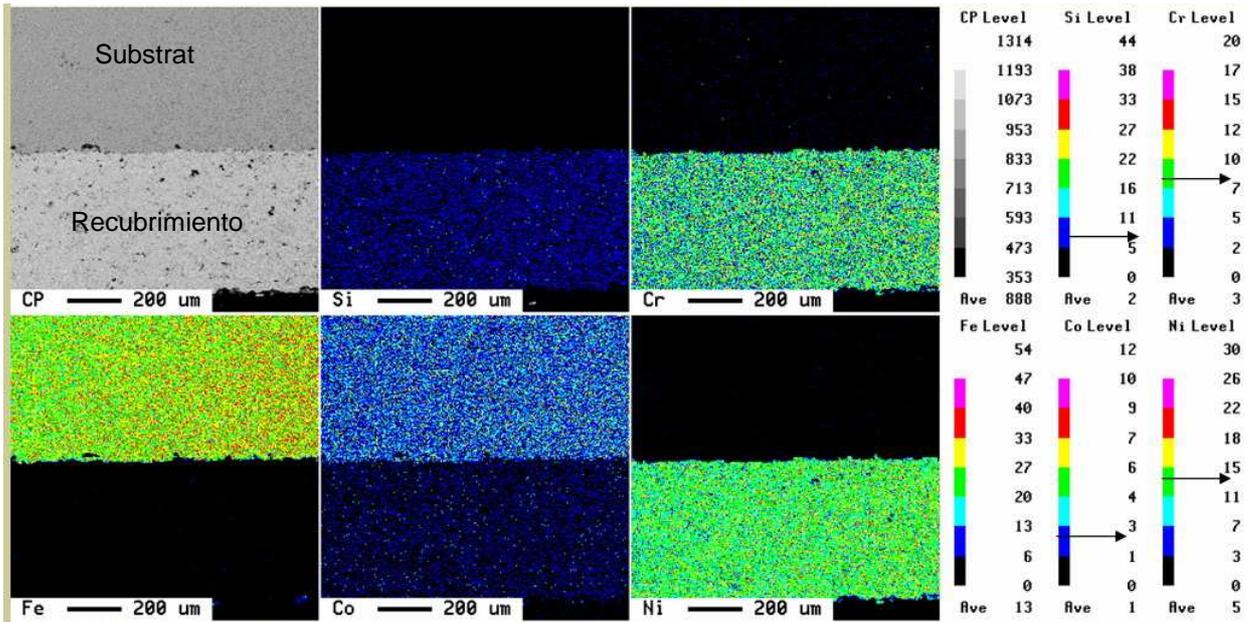


Figura 20. Fotomicrografías obtenida por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de la sección transversal del recubrimiento de NiCrBSiFeC

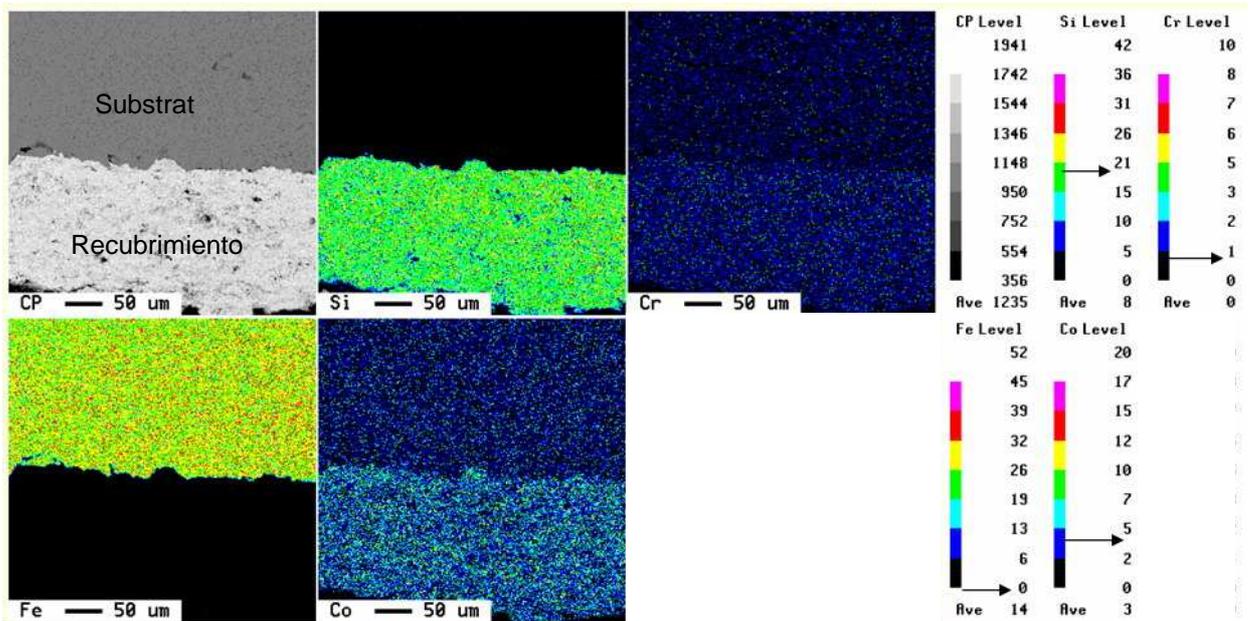


Figura 21. Fotomicrografías obtenidas mediante espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de la sección transversal del recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr

Las Figuras (22a-b y c-d) presentan las fotomicrografías por MEB de la sección transversal y superficial de los recubrimientos de NiCrBSiFeC, respectivamente. La microestructura observada en la Figura 22a es típica de un recubrimiento depositado mediante el proceso de rociado térmico en la cual puede observarse que las fases se han esparcido y formado una fina estructura en capas o láminas, conocida normalmente como estructura “*lamellar*”. Se observan también algunas partículas que no llegaron a fundir y permanecen esféricas (ver flechas en la Figura 22b), así como la presencia de algunas

grietas interlamellares, las cuales generalmente se presentan como consecuencia de las altas tasas de enfriamiento experimentadas por cada lamella en particular.

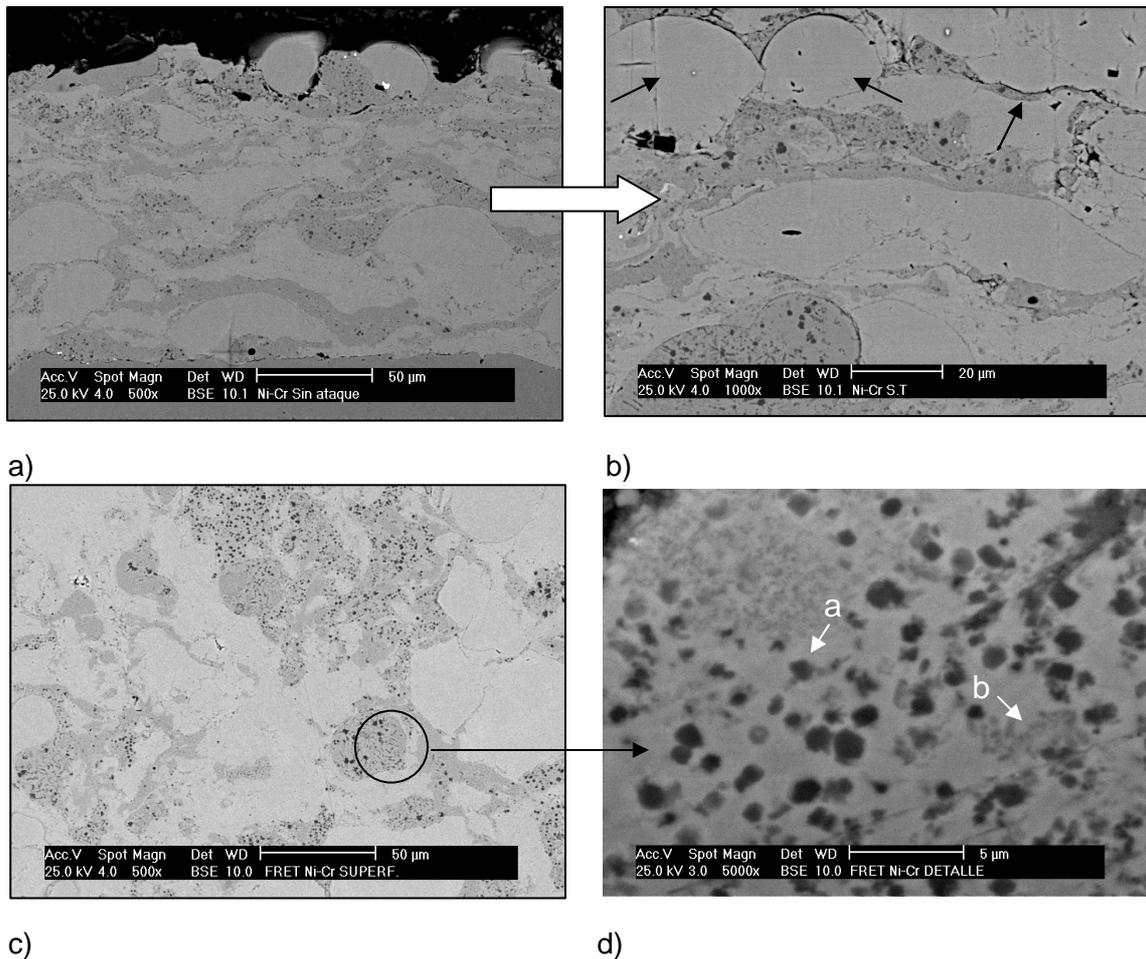


Figura 22. Fotomicrografías obtenida por MEB en modo de BSE del recubrimiento de NiCrBSiFeC: a) sección transversal; b) Detalle de "a" ; c) Superficie; d) Detalle de "c"

La Figura 22c indica la distribución heterogénea de las fases del recubrimiento en la superficie. Un detalle de la Figura 22c a (ver círculo) es observado en la Figura 22d. Este detalle corresponde a una partícula que no llegó a fundir completamente y la cual está formada por pequeñas fases de diferentes morfologías. Un análisis por dispersión de la energía de rayos-X (EDX) el cual es mostrado en la Figura 23, detectó que la región indicada en la Figura 22d por la letra "a" está formada principalmente por Cr y Ni así como también por Fe y Si, pero en menor proporción. La fase indicada con la letra "b" en esta misma figura, está formada principalmente por níquel como elemento mayoritario, cromo, silicio y hierro que han sido disueltos en la matriz.

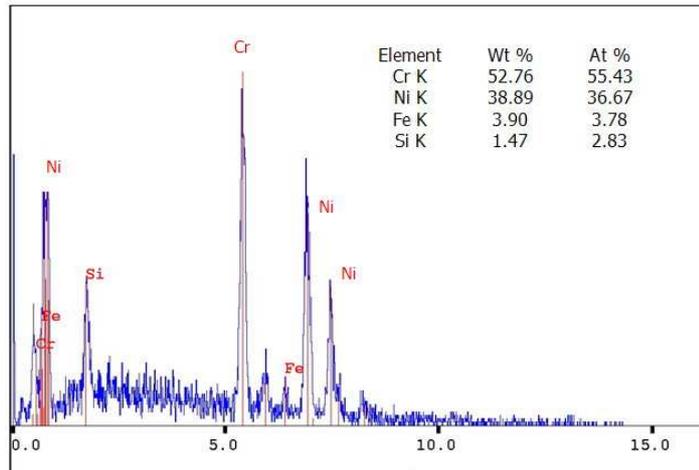
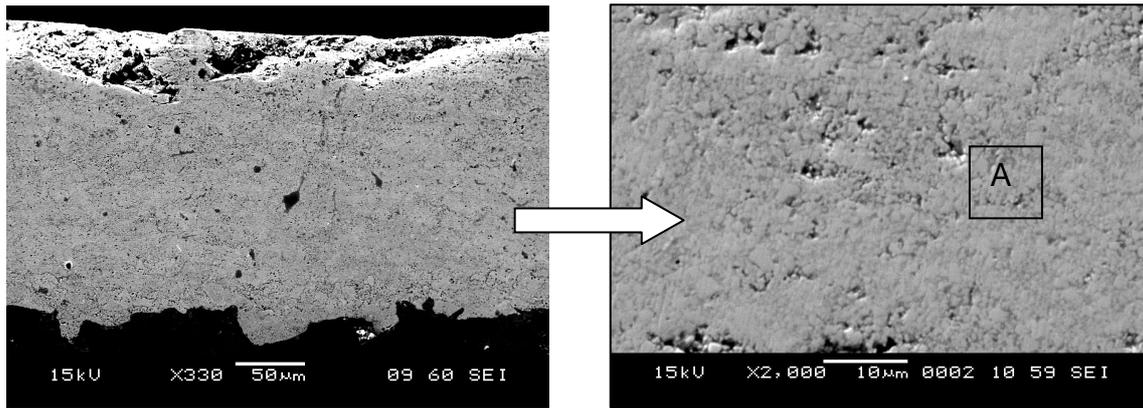


Figura 23. EDX realizado en las fases indicadas en la Fig. 3.6 con la letra “a”

Con respecto a los recubrimientos a base de WC-Co-Cr, en la Figura 24 se muestran las fotomicrografías correspondientes a la sección transversal. Se puede notar en la Figura 24a que, a diferencia a los recubrimientos a base Ni-Cr, los recubrimientos de WC-Co exhiben una microestructura más homogénea y de mayor densidad, no evidenciándose la estructura “*lamellar*” observada en los otros tipos de recubrimientos. Este fenómeno es debido principalmente a las altas temperaturas de deposición combinadas con las altas velocidades de impacto que experimentan las partículas durante el proceso de HVOF.

En un estudio a mayor aumento (Figura 24b) de este tipo de microestructura, se pueden notar pequeños orificios que pueden ser identificados como porosidad, además de la presencia de granos equiaxiales de WC de diversos tamaños que se encuentran dispersos y embebidos en la matriz de cobalto. Un análisis por dispersión de la energía de rayos-X (EDX) en la zona demarcada con la letra “A” en la Figura 24b, indica que el recubrimiento está compuesto principalmente por W y, como elementos minoritarios, por Cr y Co (ver Figura 25). La composición heterogénea de este recubrimiento ocurre debido tanto a la disolución que sufre el WC durante la deposición por termorociado como al enfriamiento rápido cuando estas partículas impactan el substrato.



a)

b)

Figura 24. Fotomicrografías obtenida por MEB del recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr: a) sección transversal; b) Detalle de “a” ;

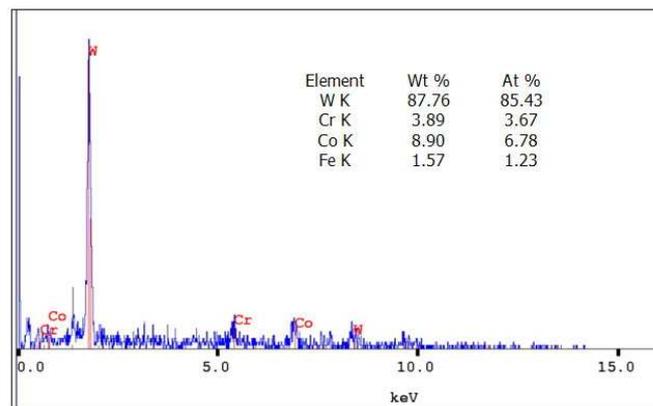


Figura 25. EDX realizado en la zona indicada en la Figura 3.8b con la letra “a”

### 3.2 DIFRACCIÓN DE RAYOS X (DRX)

El patrón de difracción de rayos X de los recubrimientos de NiCrBSiFeC y WC-10%Co-4%Cr se muestra en las Figuras 26 y 27, respectivamente. Se observa en el patrón correspondiente a los recubrimientos de NiCrBSiFe que existe una cantidad considerable de fases posibles tales como  $Cr_3C_2$ , Cr, Ni, Co,  $Ni_3C$ ,  $FeNi_3$ ,  $Cr_3Ni_2$ ,  $Cr_{23}C_6$ ,  $Ni_3B$ ,  $Cr_3B_4$  y  $\delta$ -(Cr, Ni). Se determinó en el patrón de difracción de rayos X del recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr (Figura 27) que existen dos tipos de compuestos, uno de los cuales es WC cuya estructura es hexagonal compacta (hcp) y la otra es una  $Co_6W_6C$ . Cabe destacar que no se detectó la presencia de compuestos de Cr debido posiblemente a la poca cantidad de esta fase en el recubrimiento.

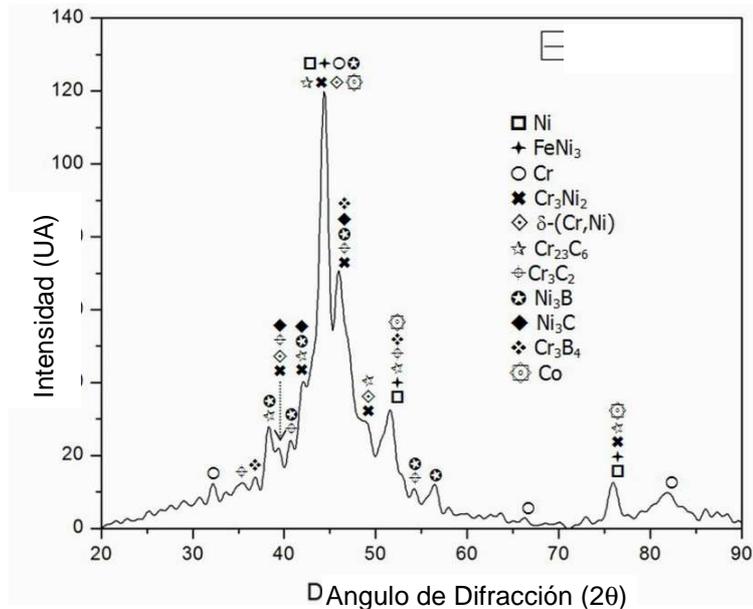


Figura 26. Patrón de difracción de rayos X de los recubrimientos de NiCrBSiFeC

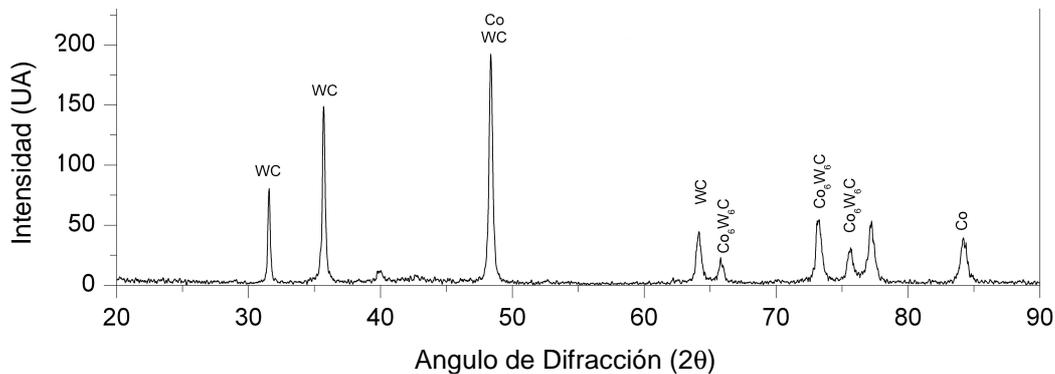


Figura 27. Patrón de difracción de rayos X de los recubrimientos de WC-10%Co-4%Cr.

### 3.3 PROPIEDADES MECÁNICAS

El radio de contacto ( $a$ ), desplazamiento elástico ( $\xi$ ), presión media de contacto ( $P_0$ ), presión máxima de contacto ( $P_{max}$ ), el módulo elástico compuesto ( $E^*$ ) y la distribución de esfuerzos de von Mises a través del sistema recubrimiento-substrato, fueron calculados mediante las ecuaciones clásicas propuestas por HERTZ y con la utilización del modelo propuesto por DOERNER Y NIX presentadas en el Capítulo I. Con la utilización de un programa diseñado en Mathcad<sup>®</sup> se realizaron los cálculos correspondientes. En la Tabla 3.1 se presentan los resultados obtenidos para cada recubrimiento en función de las cargas aplicadas. También se presenta, a modo de ejemplo, los algoritmos utilizado en Mathcad<sup>®</sup> para el cálculo de estos parámetros para el substrato, para el valor de la máxima carga (70N) utilizada en los ensayos de “fretting”.

**Tabla 3.1. Parámetros obtenidos mediante la utilización de las ecuaciones de Hertz.**

<b>Recubrimiento de NiCrBSiFeC</b>				
Carga (N)	a (mm)	P <sub>0</sub> (GPa)	P <sub>max</sub> (GPa)	ξ (μm)
30	0.09	1.29	1.94	4.93
40	0.10	1.43	2.14	6.02
50	0.10	1.54	2.30	6.94
70	0.11	1.72	2.58	8.64
<b>Recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr</b>				
30	0.08	1.70	2.55	3.75
40	0.08	1.87	2.80	4.59
50	0.09	2.01	3.02	5.28
70	0.10	2.25	3.38	6.55

En la Figura 28 se ilustra el cambio del esfuerzo de von Mises calculado en función de la profundidad para el recubrimiento de base Ni cuando la carga normal aplicada en la superficie del recubrimiento es de 70 N, siendo esta la carga máxima utilizada en los ensayos de “*fretting*”. Se puede observar en esta figura que el máximo valor de esfuerzo es aproximadamente 1720 MPa y es alcanzado dentro del recubrimiento, decreciendo posteriormente a un valor menor al esfuerzo de fluencia del sustrato (aprox. 400 MPa) dentro de espesor del recubrimiento. Según lo reportado en la literatura (LA BARBERA-SOSA *et al.*, 2008) para este recubrimiento el esfuerzo de fluencia es de aproximadamente 1800 MPa, por lo que el comportamiento del sistema recubrimiento-sustrato es enteramente elástico. Finalmente, bajo tales condiciones de carga máxima, el radio máximo del contacto que ha sido calculado es de ~ 114 μm, lo que indica que la huella está enteramente dentro del espesor del recubrimiento (~ 300 μm), relativamente lejos del interfase recubrimiento-sustrato. Con respecto a los esfuerzo de von Mises en los recubrimientos de WC-Co-Cr en la Figura 29 se observa que el máximo valor de esfuerzo es aproximadamente 2048 MPa y al igual que los recubrimiento base Ni se encuentra dentro del espesor, decreciendo posteriormente a valores inferiores al esfuerzo de fluencia del sustrato. Para este recubrimiento el esfuerzo de fluencia es de aproximadamente 2363 MPa, por lo que el comportamiento del sistema recubrimiento-sustrato es enteramente elástico con radio máximo de contacto calculado igual a 99 μm.

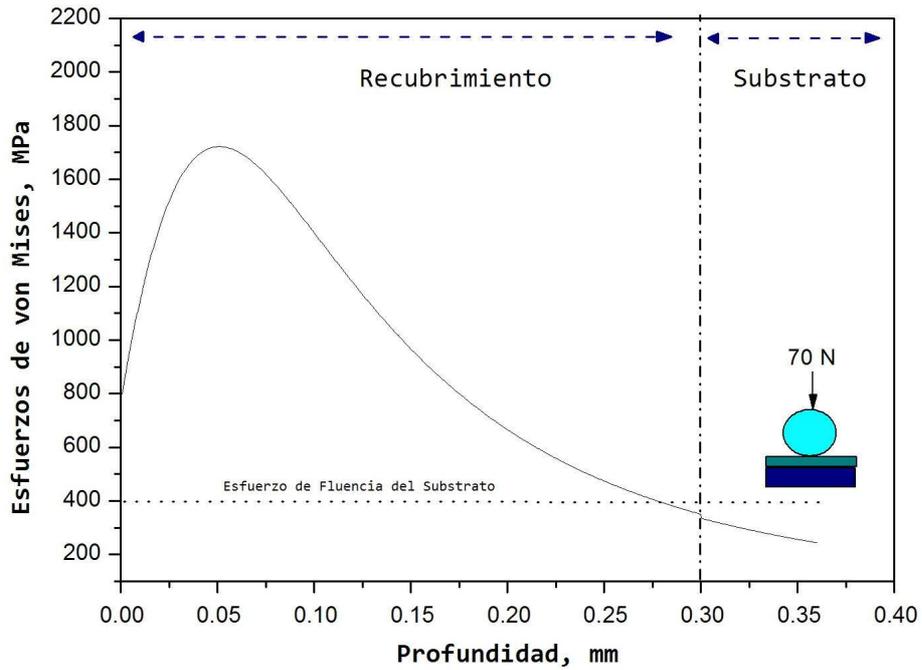


Figura 28. Cambio de los esfuerzos de von Mises calculados en función de la profundidad para el recubrimiento base Ni, para una carga normal de 70N.

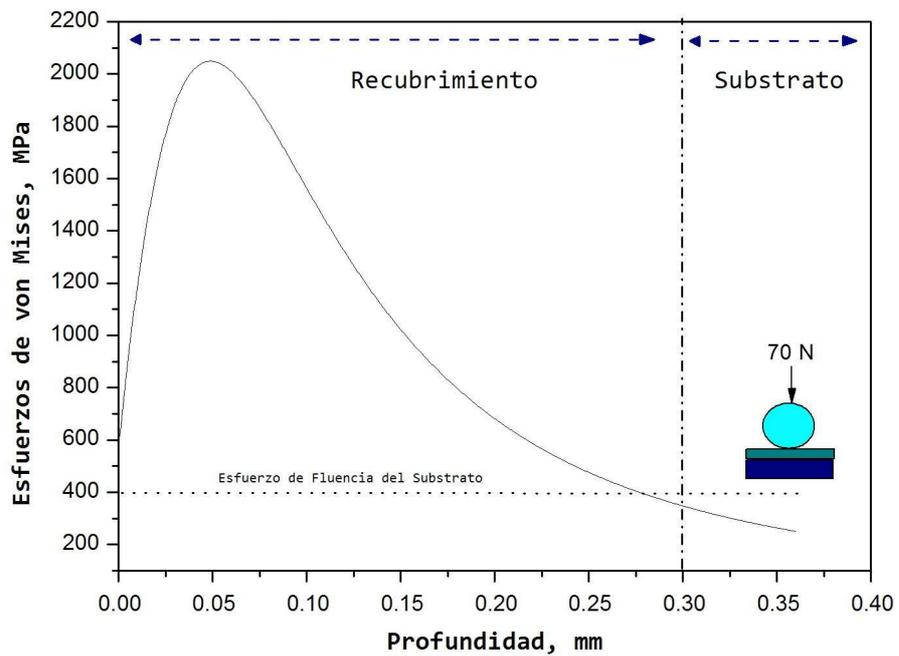


Figura 29. Cambio de los esfuerzos de von Mises calculados en función de la profundidad para el recubrimiento WC-Co-Cr, para una carga normal de 70N.

\*\*\*\*\*

\*\*\*

**Programa en Mathcad®**

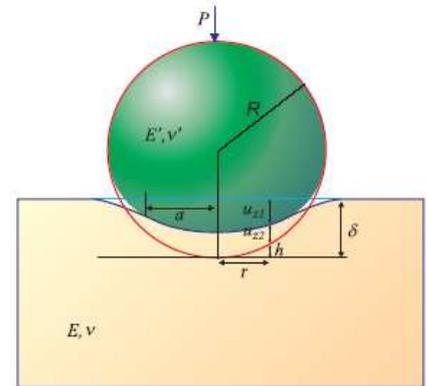
**para el Cálculo de la Presión de Contacto y Radio de Contacto Hertziano para un sistema de contacto puntual Bola/Plano**

Notación:  $\text{GPa} := 10^9 \cdot \text{Pa}$      $\text{MPa} := 10^6 \cdot \text{Pa}$      $\text{kN} := 1000 \cdot \text{N}$

Datos :     $d := 6 \cdot \text{mm}$      $E_1 := 130 \cdot \text{GPa}$      $\nu_1 := 0.20$      $E_2 := 475 \cdot \text{GPa}$      $\nu_2 := 0.22$      **$P := 70 \text{ N}$**

1) Cálculo del modulo reducido de elasticidad  $E'$ :

$$E' := \frac{1}{\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2}} \quad \mathbf{E' = 107 \text{ GPa}}$$



**$R' = 1.5 \text{ mm}$**

2) Cálculo del radio efectivo  $R'$ :

$$r_{1x} := \frac{d}{2} \quad r_{1y} := r_{1x} \quad r_{2x} := \infty \cdot \text{mm} \quad r_{2y} := \infty \cdot \text{mm}$$

$$R_x := \frac{1}{\frac{1}{r_{1x}} + \frac{1}{r_{2x}}} \quad R_y := \frac{1}{\frac{1}{r_{1y}} + \frac{1}{r_{2y}}} \quad R' := \frac{1}{\frac{1}{R_x} + \frac{1}{R_y}}$$

3) Cálculo del Radio de Contacto  $a$ :

$$a := \left[ \frac{3 \cdot P \cdot (R')}{4 \cdot (E')} \right]^{\frac{1}{3}} \quad \mathbf{a = 0.09 \text{ mm}}$$

4) Calculo de la Presión Media ( $P_o$ ):

$$P_o := \frac{3 \cdot P}{2 \cdot \pi \cdot a^2} \quad \mathbf{P_o = 4.088 \text{ GPa}}$$

5) Calculo del desplazamiento elástico ( $\zeta$ ):

$$\zeta := \frac{a^2}{R'} \quad \zeta = 5.451 \times 10^{-3} \text{ mm}$$

5) Calculo de la Presión Máxima ( $P_{\text{max}}$ ):

$$P_{\text{max}} := 1.5 \cdot P_o \quad \mathbf{P_{\text{max}} = 6.132 \text{ GPa}}$$

### 3.4 ENSAYOS DE “*FRETTING WEAR*”

#### 3.4.1 DETERMINACIÓN DEL VOLUMEN DESGASTE

Una vez realizados los ensayos de “*fretting wear*” se llevó a cabo la determinación experimental de los volumen de desgaste, analizando las huellas y empleando la metodología presentada en el capítulo anterior. Para este cálculo, se asumió que el área de contacto se aproxima a una superficie esferoidal.

En la Figura 30a se muestra el perfil topográfico en 3D, mientras que los perfiles de la sección transversal en profundidad tomados tanto en la dirección del deslizamiento así como, en la dirección perpendicular se muestran en las Figuras 30b y 30c, respectivamente. Tal como se observa en la Figura 30 a, la huella tiene una morfología semielíptica y los perfiles transversales difieren con respecto a la dirección de deslizamiento, siendo cada perfil característico y único a cada huella de desgaste. Una vez obtenidos ambos perfiles para cada huella se utilizó un algoritmo desarrollado en MathCad® para el tratamiento de los datos, interpolación, integración y validación de los resultados para la determinación experimental del volumen real del desgaste de las huellas. Para ello se utilizó una metodología distinta a la propuesta por ENDO y MARUI (2002).

En las Tablas 3.2-3.7 se presentan los resultados obtenidos a partir del cálculo del volumen de desgaste para todas las condiciones experimentales llevadas a cabo durante los ensayos de “*fretting wear*”. Con el fin de obtener la dependencia del volumen de desgaste con respecto a las variables experimentales utilizadas durante los ensayos de “*fretting wear*” se realizó una interpolación a partir de los resultados obtenidos del cálculo del volumen de desgaste.

En las Figuras 31-36 se muestran las superficies en 3D que indican la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos ensayados para cada amplitud de deslizamiento en los ensayos realizados tanto al substrato de acero como a los sistemas recubiertos.

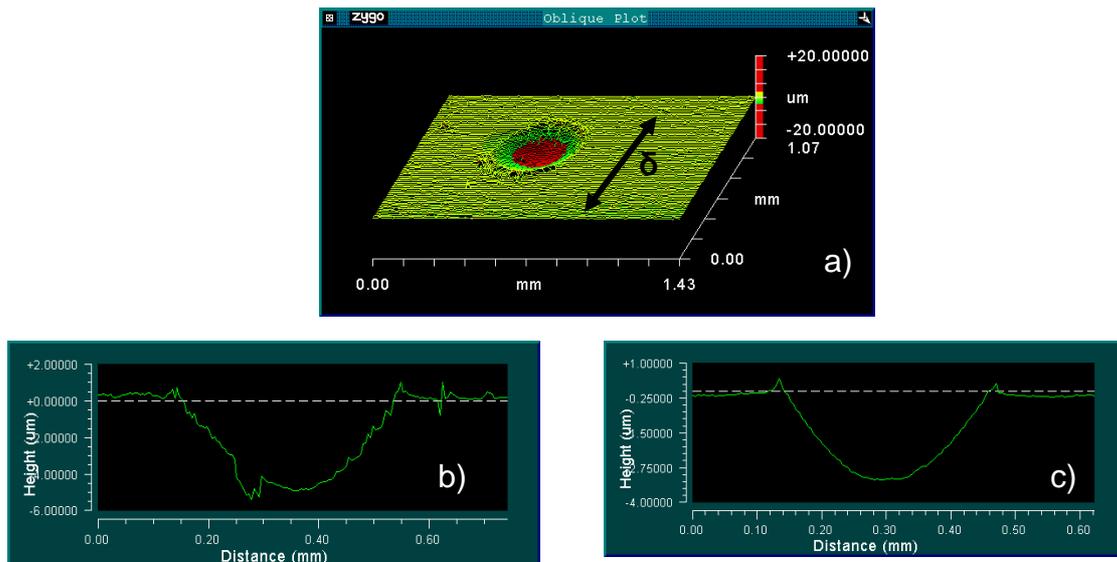


Figura 30. Huella de desgaste de “fretting wear”: a) perfil topográfico en 3D; Perfiles de la sección transversal en profundidad medido en: b) dirección del deslizamiento; c) dirección perpendicular al deslizamiento.

Para las muestras del acero SAE 1045 (Figuras 31 y 32) ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100  $\mu\text{m}$  y 200  $\mu\text{m}$ , respectivamente; se obtuvieron valores del volumen de desgaste que varían desde  $5.51 \times 10^{-3}$  a  $9.87 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$  para el intervalo de carga y número de ciclos totales ensayados. En el caso de las muestras de acero recubiertas con la aleación de NiCrBSiFeC (ver Figuras 33 y 34) se obtuvieron valores del volumen de desgaste que varían entre  $2.30 \times 10^{-4}$  y  $3.20 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ , mientras que para los recubrimientos de WC-Co-Cr (Figuras 35 y 36) los valores varían entre  $1.02 \times 10^{-5}$  y  $1.16 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$  para las mismas amplitudes, respectivamente. El aumento de resistencia de desgaste es debido principalmente a la presencia de una gran cantidad de carburos y boruros de Ni y de Cr dispersos en la superficie del recubrimiento, tal como se evidenció por MEB y EDX (Figura 22c).

En el caso de las muestras ensayadas correspondientes al acero SAE 1045 (Figuras 31 y 32) se observa que para bajos números de ciclos de “fretting” ( $< 1 \times 10^5$ ) el volumen de desgaste no varía significativamente con respecto a la carga aplicada y la amplitud de deslizamiento. No obstante, cuando el número de ciclos de “fretting” incrementa, el volumen de desgaste aumenta de manera considerable, siendo reforzado por el efecto de la carga. En este caso, se puede determinar que la mayor amplitud de deslizamiento ( $\delta = 200 \mu\text{m}$ ) genera un mayor daño en el acero, indicando la existencia de una dependencia mayor del fenómeno de “fretting wear” con esta variable para el sistema bajo estudio.

Tabla 3.2. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “fretting” del acero SAE 1045 ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x 10 <sup>-3</sup> (mm <sup>3</sup> )					
Números de Ciclos					
Carga (N)	1x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>5</sup>	5x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>6</sup>	1.5x10 <sup>6</sup>
70	11.230 ± 1.29	16.540 ± 1.52	22.270 ± 2.64	46.100 ± 3.78	85.640 ± 7.35
50	7.710 ± 0.81	13.710 ± 1.36	17.360 ± 1.42	24.570 ± 2.11	54.690 ± 5.85
40	7.870 ± 0.68	9.310 ± 0.80	13.690 ± 1.44	21.350 ± 2.37	39.400 ± 3.61
30	5.510 ± 0.45	9.130 ± 1.06	12.840 ± 1.40	16.710 ± 1.72	33.720 ± 2.78

Tabla 3.3. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “fretting” del acero SAE 1045 ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x 10 <sup>-3</sup> (mm <sup>3</sup> )					
Números de Ciclos					
Carga (N)	1x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>5</sup>	5x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>6</sup>	1.5x10 <sup>6</sup>
70	12.600 ± 1.86	16.810 ± 2.12	29.190 ± 4.15	47.460 ± 7.04	98.710 ± 1.026
50	8.460 ± 1.15	14.080 ± 1.64	21.320 ± 2.87	31.430 ± 4.37	63.820 ± 6.75
40	8.380 ± 1.04	11.410 ± 1.16	15.060 ± 1.72	24.480 ± 2.96	48.290 ± 7.16
30	6.980 ± 0.86	7.580 ± 0.87	13.640 ± 1.60	19.080 ± 2.22	36.960 ± 5.11

Tabla 3.4. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “fretting” del recubrimiento de NiCrBSiFeC, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x 10 <sup>-3</sup> (mm <sup>3</sup> )					
Números de Ciclos					
Carga (N)	1x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>5</sup>	5x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>6</sup>	1.5x10 <sup>6</sup>
70	0.550 ± 0.06	0.610 ± 0.05	0.960 ± 0.09	1.350 ± 0.16	2.320 ± 0.24
50	0.330 ± 0.04	0.400 ± 0.04	0.630 ± 0.07	1.090 ± 0.12	1.790 ± 0.15
40	0.270 ± 0.02	0.290 ± 0.03	0.480 ± 0.04	0.850 ± 0.09	1.450 ± 0.14
30	0.230 ± 0.03	0.331 ± 0.03	0.400 ± 0.04	0.660 ± 0.08	1.380 ± 0.15

Tabla 3.5. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “fretting” del recubrimiento de NiCrBSiFeC, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x 10 <sup>-3</sup> (mm <sup>3</sup> )					
Números de Ciclos					
Carga (N)	1x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>5</sup>	5x10 <sup>4</sup>	1x10 <sup>6</sup>	1.5x10 <sup>6</sup>
70	0.470 ± 0.06	0.730 ± 0.11	1.180 ± 0.15	1.800 ± 0.20	3.200 ± 0.43
50	0.350 ± 0.04	0.500 ± 0.05	0.740 ± 0.08	1.350 ± 0.19	2.290 ± 0.33
40	0.300 ± 0.04	0.380 ± 0.05	0.570 ± 0.08	0.960 ± 0.12	1.550 ± 0.21
30	0.240 ± 0.03	0.330 ± 0.04	0.430 ± 0.05	0.780 ± 0.09	1.410 ± 0.16

Tabla 3.6. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “*fretting*” del recubrimiento de WC-Co-Cr, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 100  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x $10^{-3}$ ( $\text{mm}^3$ )					
Carga (N)	Números de Ciclos				
	$1 \times 10^4$	$1 \times 10^5$	$5 \times 10^4$	$1 \times 10^6$	$1.5 \times 10^6$
70	$0.022 \pm 0.002$	$0.034 \pm 0.003$	$0.035 \pm 0.003$	$0.071 \pm 0.007$	$0.109 \pm 0.012$
50	$0.019 \pm 0.002$	$0.019 \pm 0.002$	$0.025 \pm 0.002$	$0.036 \pm 0.004$	$0.068 \pm 0.007$
40	$0.012 \pm 0.001$	$0.016 \pm 0.001$	$0.018 \pm 0.002$	$0.029 \pm 0.003$	$0.062 \pm 0.005$
30	$0.010 \pm 0.001$	$0.015 \pm 0.001$	$0.017 \pm 0.002$	$0.011 \pm 0.001$	$0.048 \pm 0.005$

Tabla 3.7. Volumen de desgaste determinado de las huellas de “*fretting*” del recubrimiento de WC-Co-Cr, ensayado a una amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) de 200  $\mu\text{m}$ .

Volumen de Desgaste x $10^{-3}$ ( $\text{mm}^3$ )					
Carga (N)	Números de Ciclos				
	$1 \times 10^4$	$1 \times 10^5$	$5 \times 10^4$	$1 \times 10^6$	$1.5 \times 10^6$
70	$0.030 \pm 0.003$	$0.036 \pm 0.004$	$0.040 \pm 0.006$	$0.071 \pm 0.007$	$0.116 \pm 0.016$
50	$0.021 \pm 0.003$	$0.025 \pm 0.003$	$0.031 \pm 0.005$	$0.041 \pm 0.005$	$0.089 \pm 0.011$
40	$0.013 \pm 0.002$	$0.019 \pm 0.002$	$0.019 \pm 0.002$	$0.035 \pm 0.005$	$0.065 \pm 0.007$
30	$0.012 \pm 0.001$	$0.015 \pm 0.002$	$0.017 \pm 0.002$	$0.028 \pm 0.004$	$0.053 \pm 0.008$

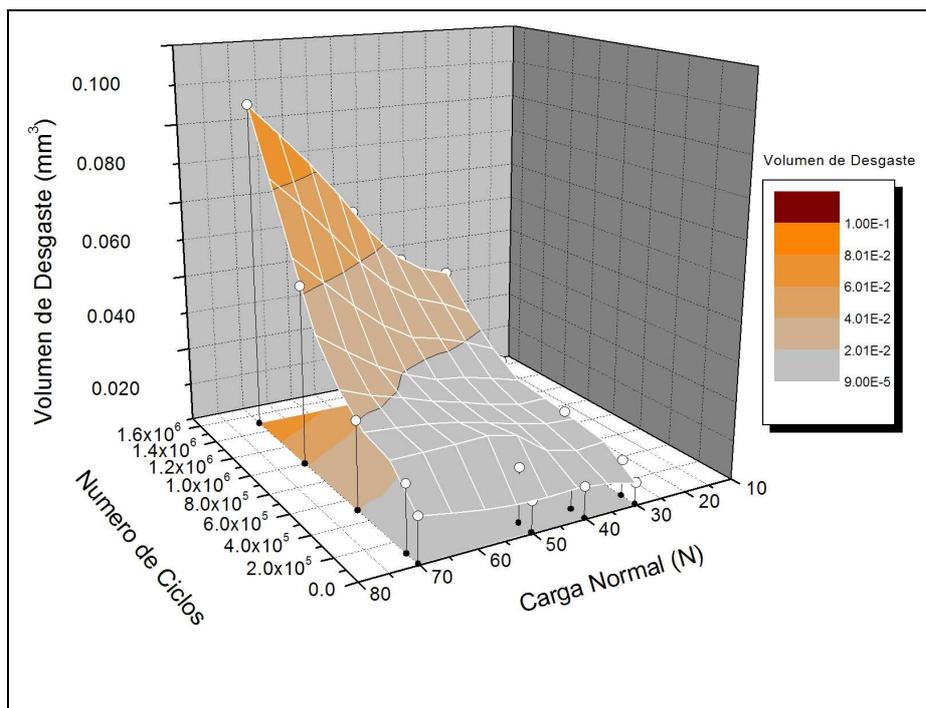


Figura 31. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de “fretting” del acero SAE 1045.  $\delta=100 \mu\text{m}$ .

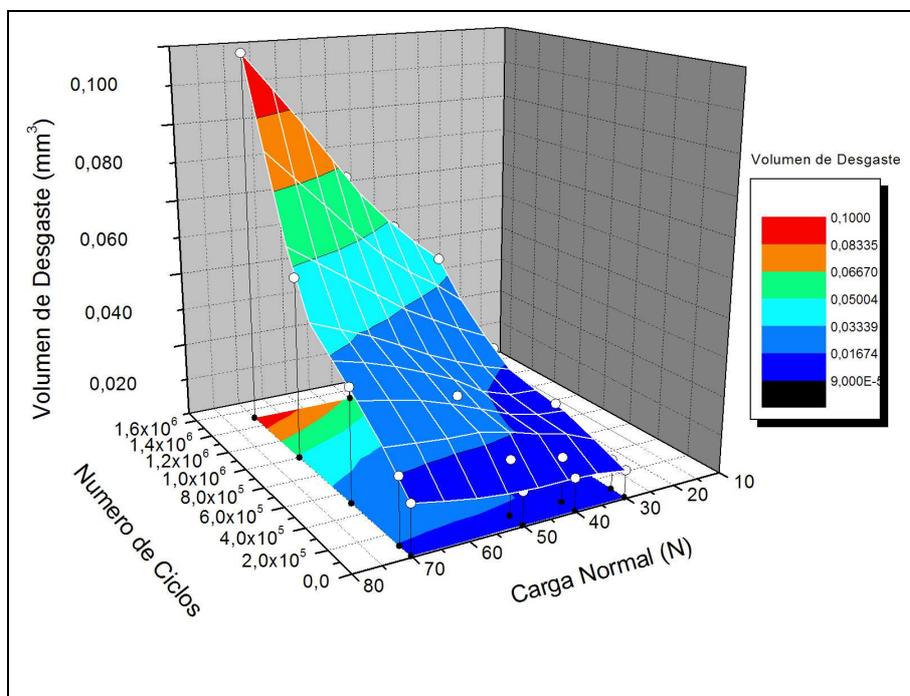


Figura 32. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de “fretting” del acero SAE 1045.  $\delta=200 \mu\text{m}$ .

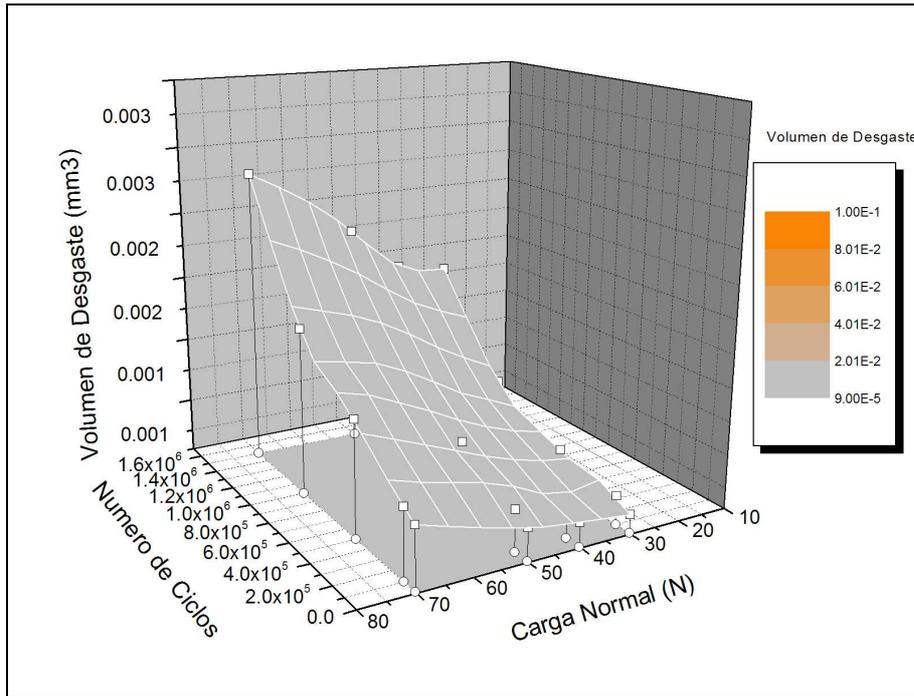


Figura 33. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de “fretting” del recubrimiento NiCrBSiFeC.  $\delta = 100 \mu\text{m}$ .

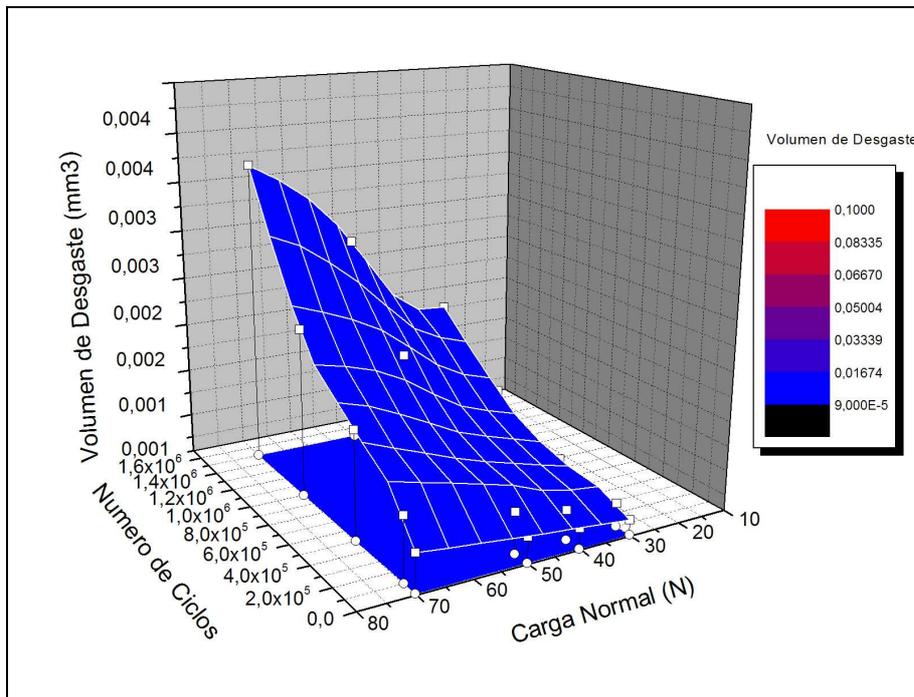


Figura 34. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de “fretting” del recubrimiento NiCrBSiFeC.  $\delta = 200 \mu\text{m}$ .

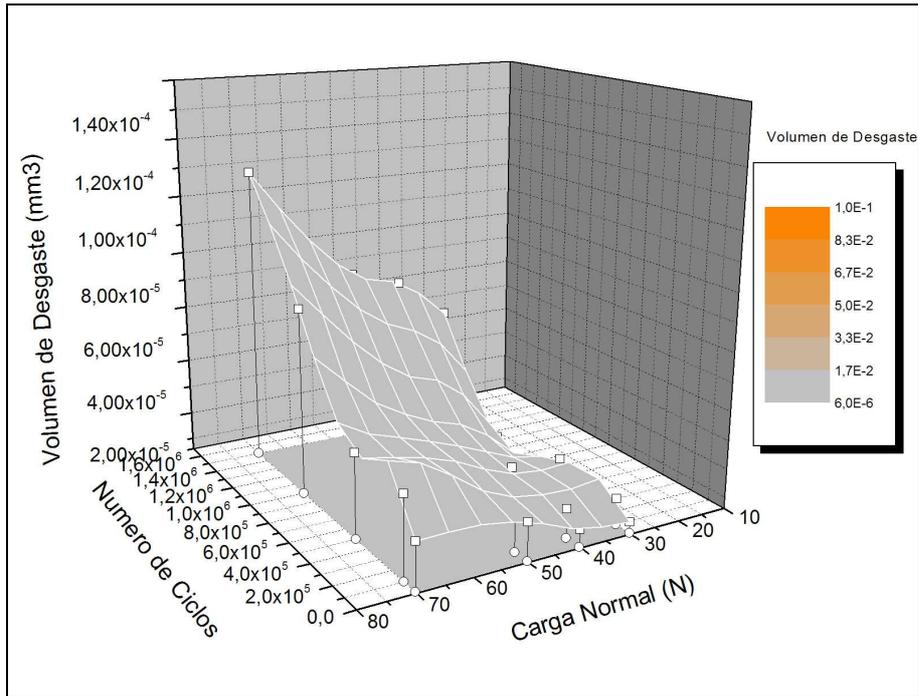


Figura 35. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de "fretting" del recubrimiento WC-Co-Cr.  $\delta=100\ \mu\text{m}$ .

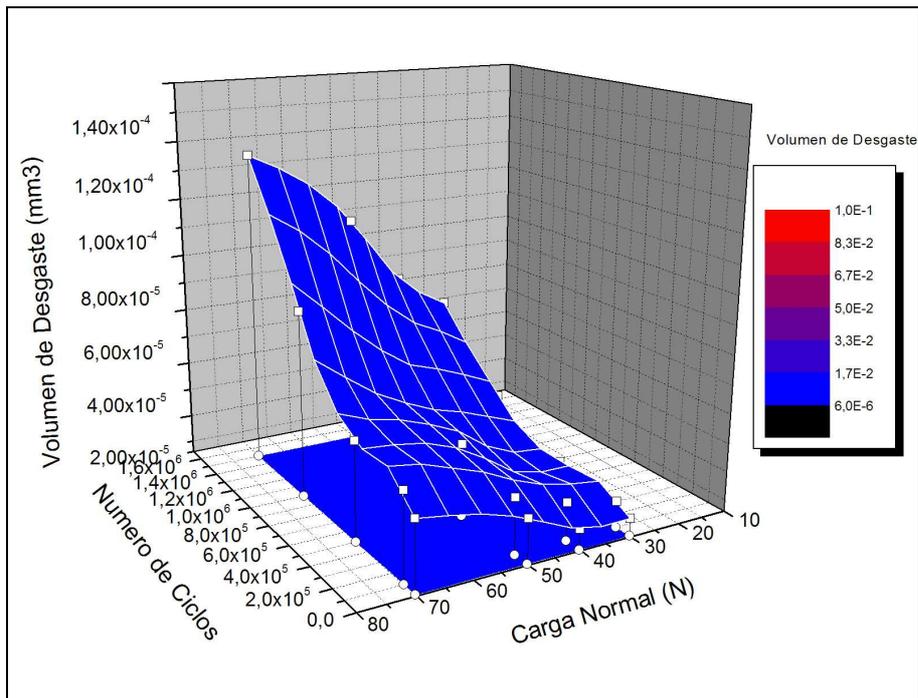
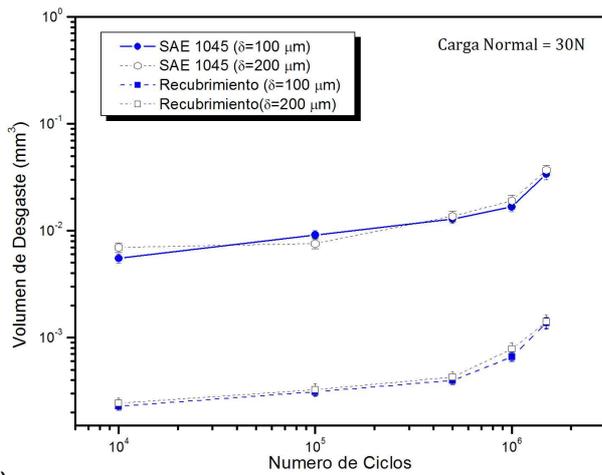


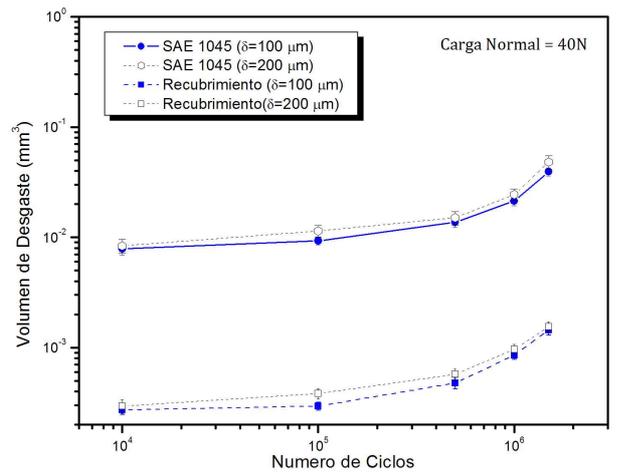
Figura 36. Superficie en 3D que ilustra la dependencia del volumen de desgaste con respecto a la carga normal aplicada y el número total de ciclos de las huellas de "fretting" del recubrimiento WC-Co-Cr.  $\delta=200\ \mu\text{m}$ .

Resultados similares han sido observados para los sistemas recubiertos a base de NiCr y WC-Co-Cr (Figuras 33-36), debido a que al igual que en el acero a número pequeño de ciclos de “*fretting*” el volumen de desgaste no varía significativamente. Sin embargo, cuando se incrementa el número de ciclos se nota que el volumen de desgaste obtenido difiere en función del mecanismo de desgaste característico a cada uno de los sistemas recubiertos, como consecuencia de la variación de los parámetros de ensayo a niveles superiores de sus valores. Los resultados obtenidos para el sistema recubierto con NiCr indican una disminución en el volumen de desgaste entre 94-97 % con respecto al acero sin recubrir, mientras que en el caso de los recubrimientos de WC-Co-Cr esta disminución está por encima del 99 % con respecto al sustrato, lo que demuestra que los dos tipos de recubrimientos termorociados tienen un buen desempeño tribológico contribuyendo en la reducción del desgaste debido al fenómeno de “*fretting wear*” en los aceros. Sin embargo, al comparar los dos recubrimientos, se observa que el recubrimiento de WC-Co-Cr presenta una resistencia al desgaste superior para todas las condiciones del ensayo de “*fretting*” llevado a cabo en el presente trabajo.

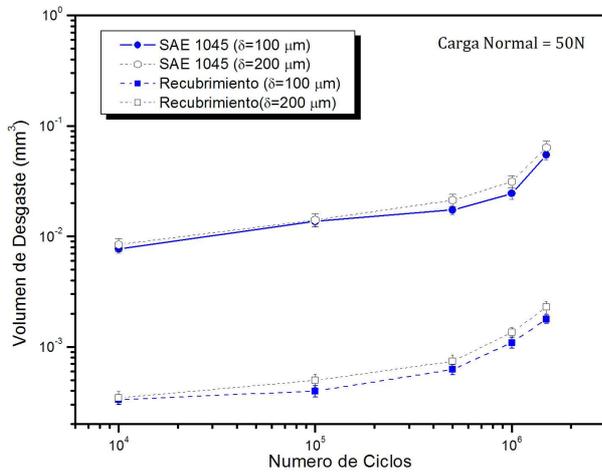
En las Figuras 37 y 38, se representa el efecto que tiene la amplitud de desplazamiento ( $\delta$ ) con respecto a la carga normal aplicada sobre los valores del volumen de desgaste del sustrato y de los sistemas recubiertos, respectivamente. En las Figuras 39 y 40 se muestra la relación del cociente entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado ( $V/S$ ) con respecto a la carga aplicada para ambos tipos de muestras recubiertas cuando se varía la amplitud de desplazamiento ( $\delta$ ). Examinando el efecto de la amplitud de desplazamiento en el valor del volumen desgastado, se observa que existe una leve influencia de esta variable en los valores obtenidos para cada sistema cuando son ensayados a distintas cargas (ver Figuras 37 y 38). Sin embargo, al aumentar el número de ciclos por encima de  $10^5$  ciclos y el valor de la carga normal aplicada por encima de 50N para una amplitud de desplazamiento,  $\delta$ , constante de 200 micras, se genera un mayor daño en las superficies en contacto.



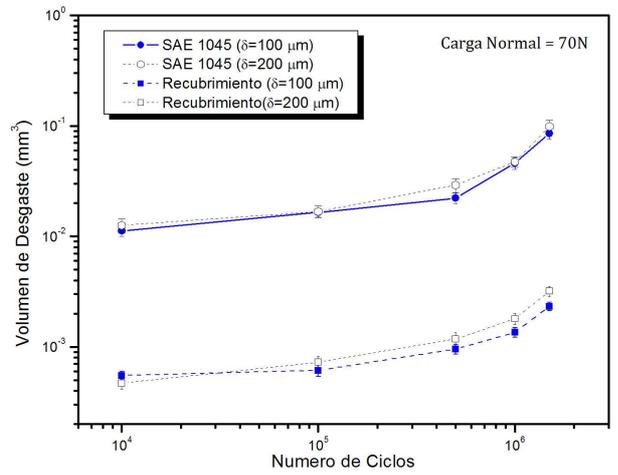
a)



b)

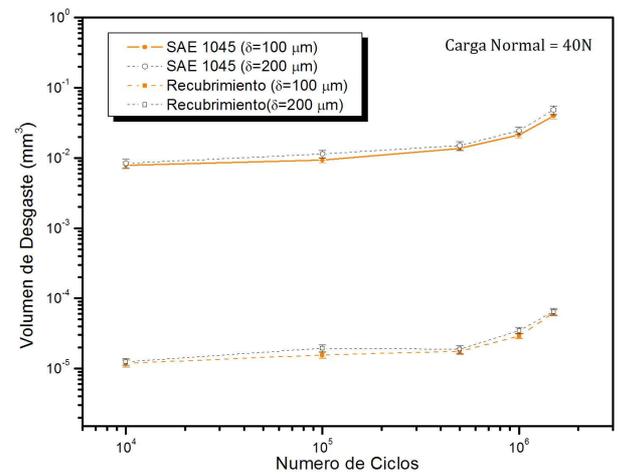
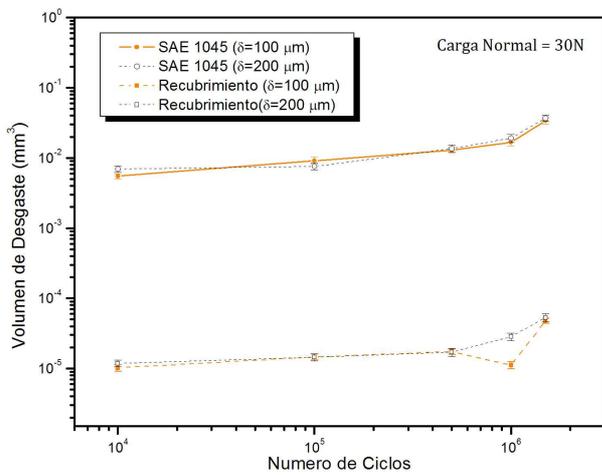


c)



d)

Figura 37. Efecto de la amplitud de desplazamiento en el volumen desgastado del sustrato y el recubrimiento NiCrBSiFeC para una carga normal aplicada de: a) 30 N; b) 40 N; c) 50 N; d) 70N.



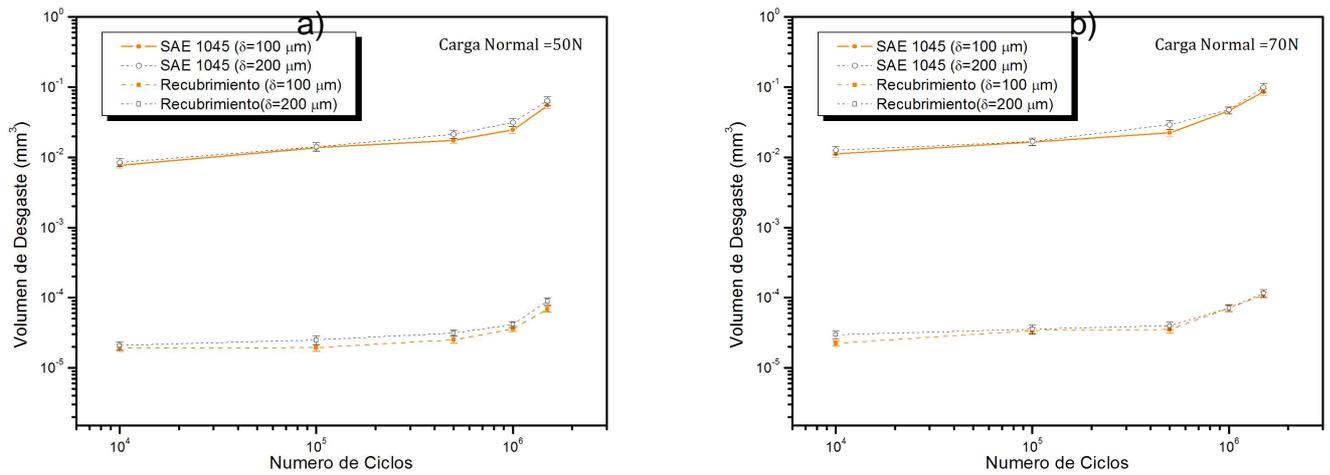


Figura 38. Efecto de la amplitud de desplazamiento en el volumen desgastado del sustrato y e) recubrimiento WC-Co-Cr para una carga normal aplicada de: a) 30 N; b) 40 N; c) 50 N; d) 70 N.

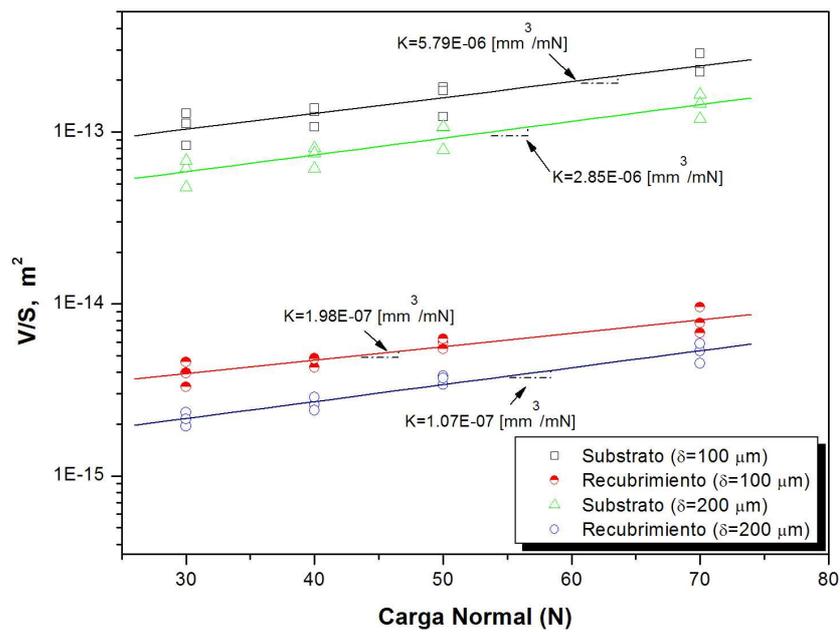


Figura 39. Evolución de la relación entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado (V/S) en función de la carga normal del sustrato y el recubrimiento NiCrBSiFeC.

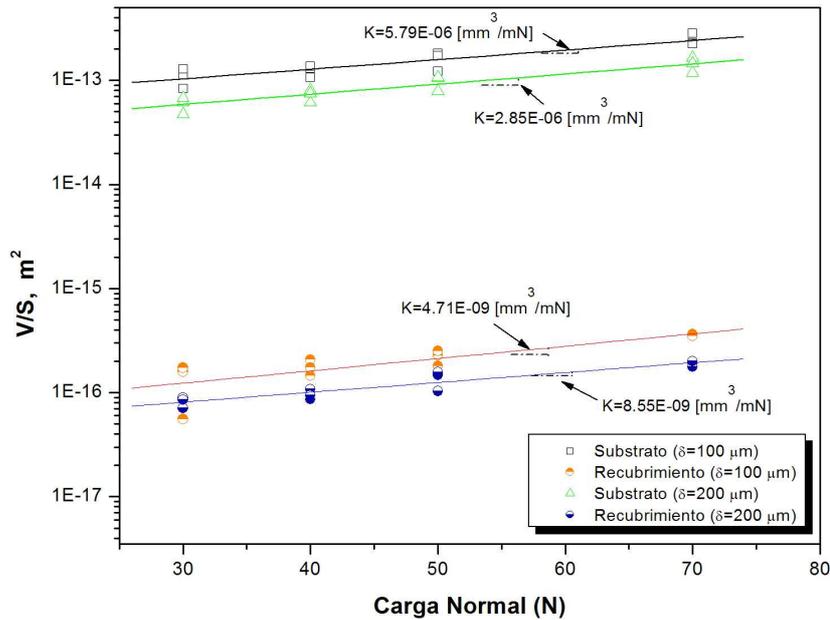


Figura 40. Evolución de la relación entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado en función de la carga normal aplicada del sustrato y el recubrimiento WC-Co-Cr.

Las Figuras 39 y 40 indican que la relación entre el volumen de desgaste y el desplazamiento total acumulado ( $V/S$ ) está relacionada de manera directa con el valor de la amplitud,  $\delta$ , ya que para un valor de carga dado se incrementa el valor de ( $V/S$ ). Esta representación permite determinar con facilidad el valor del coeficiente de desgaste ( $K$ ), según la ecuación planteada por ARCHARD (1953), siendo este igual, en cada caso, al valor de la pendiente de la recta obtenida mediante el método de regresión lineal a partir de los datos experimentales.

### 3.4.2 EVALUACIÓN DE LAS HUELLAS DE “FRETTING”

Una vez determinado el volumen de desgaste producido por el fenómeno de “fretting wear” para cada sistema sustrato-recubrimiento, se realizó la evaluación de las huellas generadas en las superficies de los materiales con la finalidad de corroborar los mecanismos de desgaste que predominaron y establecer el efecto de las variables evaluadas, como lo son la carga normal, la amplitud de deslizamiento y el número de ciclos aplicados. Para ello se utilizó en conjunto la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y perfilometría óptica 3D.

En la Figura 41 se presentan las fotomicrografías obtenidas por MEB de la morfología de las huellas de “*fretting*” correspondiente al sustrato sin recubrimiento (Figuras 41a y 41b) y las del sustrato recubierto con aleación a base de NiCr (Figuras 41c y 41d), respectivamente. Se puede observar que las huellas correspondientes al sustrato tienen una forma elíptica, alargada en la dirección de deslizamiento (Figura 41a). En el centro de la huella, en la región indicada como “PS” en esta figura, se nota que predomina la deformación plástica del material, por ser esta zona de deslizamiento parcial. Sin embargo, en los bordes de esta huella (Figura 41b) se observa una considerable acumulación de “*debris*” que han sido generados y desplazados hacia esta región como consecuencia de los mecanismos de la deformación plástica, adherencia y de fatiga que ocurren en el material en la medida que transcurre el ensayo de “*fretting*”. RAMESH Y GNANAMOORTHY (2006) indicaron este mismo efecto de la carga en la generación de las zonas de deslizamiento.

Las huellas producidas en el recubrimiento (Figura 41c), a pesar de que tienen una forma más regular, presentan una zona de deslizamiento parcial característico de los mecanismos por “*fretting wear*” en el centro de la huella (PS), como consecuencia de la naturaleza metálica propia de este recubrimiento. En esta área, predomina la adhesión del material deformado y fracturado, como consecuencia de la carga aplicada durante el ensayo. Hacia los bordes de la huella (Figura 41d), se observa un daño superficial más severo y en donde la abrasión representa el mecanismo principal del desgaste.

En la Figura 42 se muestran el efecto de la amplitud de deslizamiento y el número de ciclos sobre la morfología de la huella de “*fretting*” y en el mecanismo de desgaste para los ensayos realizados para los sistemas recubiertos con NiCr a una carga normal constante de 30 N. En las Figuras 42a y 42b se aprecia que la morfología de la huella de desgaste que se generan en el recubrimiento no cambia significativamente con el incremento de los ciclos de “*fretting*” para la misma amplitud de deslizamiento, siendo bastante regular con una forma circular. En estas fotomicrografías aparecen bien demarcadas las zonas de deslizamiento parcial (PS) y de adhesión hacia el borde de la huella. En cambio, cuando se incrementa la amplitud de deslizamiento a un valor de 200  $\mu\text{m}$  (Figuras 42c y 42d), estas regiones se transforman en una zona de deslizamiento total en donde coexiste una sinergia entre los mecanismos de desgaste por adhesión y abrasión que promueven la generación y desplazamiento de “*debris*” hacia las fronteras del área de contacto.

Este fenómeno se puede evidenciar mejor en la fotomicrografía por BSE (Figura 42d) en donde las zonas de color más oscuro en el borde de la huella corresponden a óxidos producto del desgaste. En estas condiciones, la morfología de la huella cambia de una forma circular a una forma elíptica. Debido a la heterogeneidad que existe en la superficie de los recubrimientos, tal como fue mostrada en la Figura 22, se observa en la Figura 42d que dentro del área de la huella de “fretting” existen varias partículas sin fundir, inherentes a las condiciones del proceso de deposición del recubrimiento. Estas partículas promueven la aparición, crecimiento y propagación de grietas durante el proceso de “fretting”. Estos resultados concuerdan por los obtenidos por DING *et al.* (2007) quienes demostraron que la capa de “debris” generada durante los ensayos de “fretting” incrementa con el aumento de números de ciclos de desgaste.

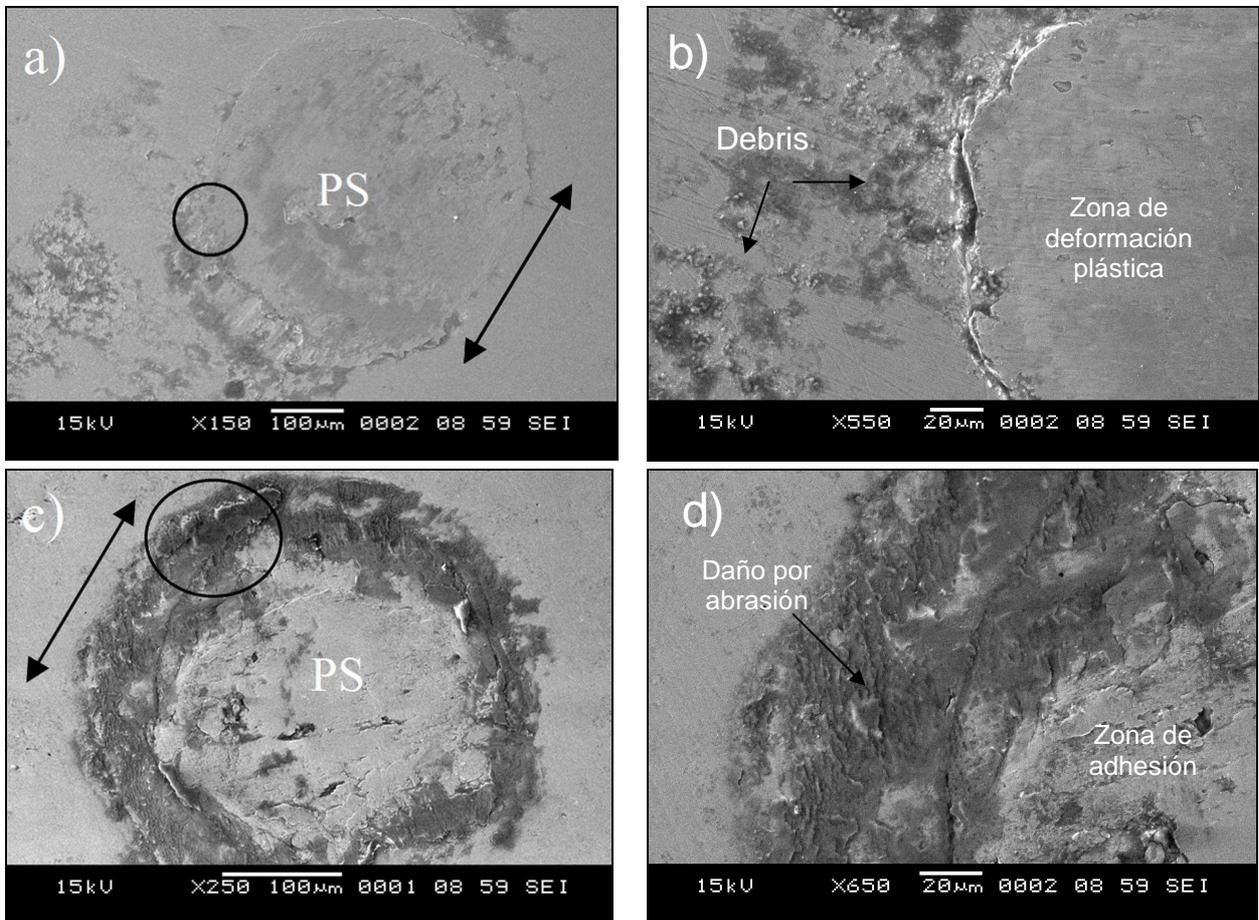


Figure 41. Fotomicrografías por MEB de la morfología de las huellas de desgaste de sustrato y las recubiertas con NiCrBSiFeC, ensayadas a un carga normal aplicada de 70 N,  $\delta = 200 \mu\text{m}$  y  $N_i = 1.5 \times 10^6$  ciclos. a) Acero SAE 1045; b) Vista detallada del área indicada en (a); c) Recubrimiento de NiCrBSiFeC; d) Vista detallada del área indicada en (c).

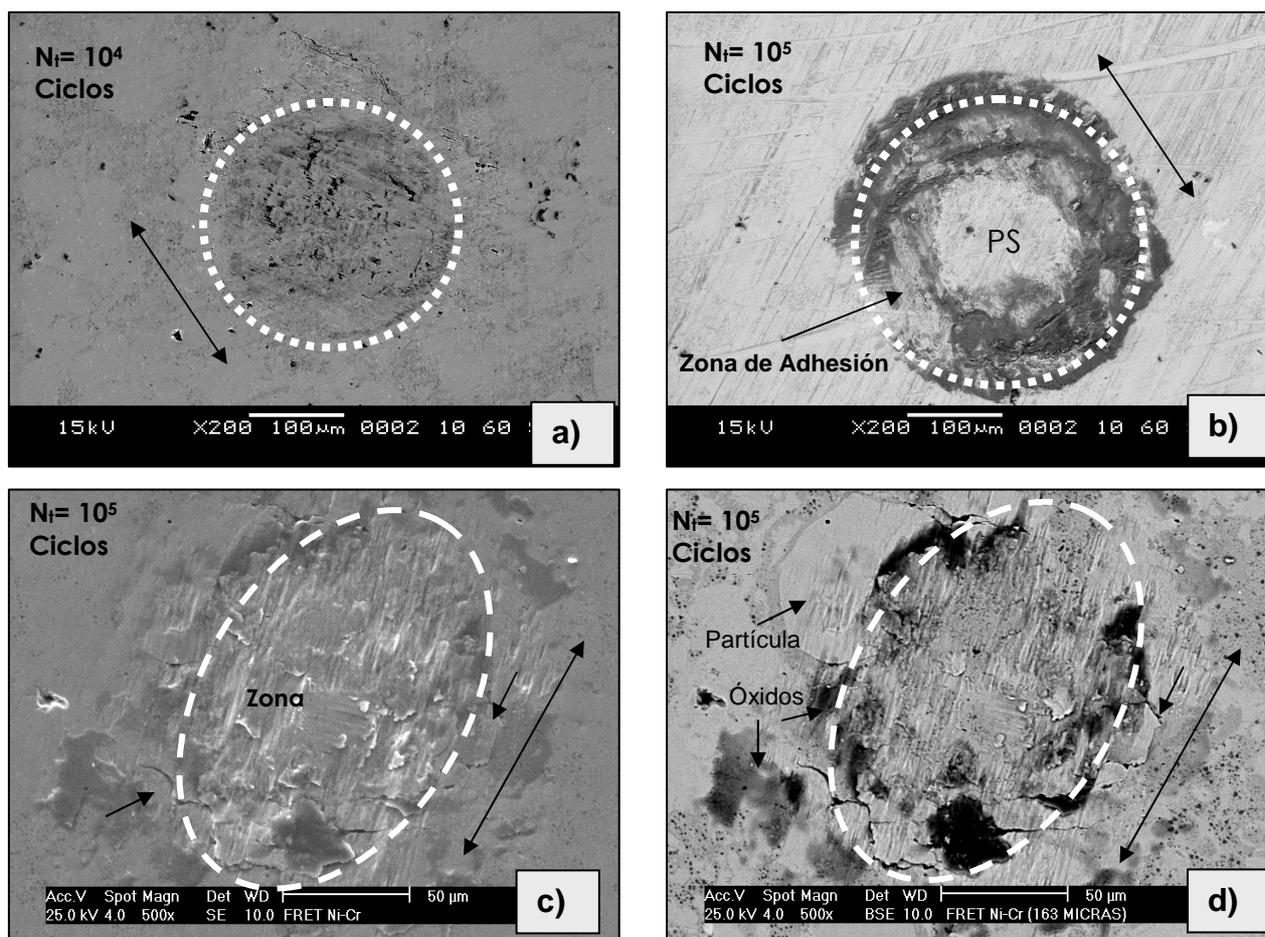


Figure 42. Fotomicrografías obtenida por MEB de la morfología de las huellas de desgaste en el recubrimiento NiCrBSiFeC, ensayado a un carga normal aplicada de 30 N. a)  $\delta = 100 \mu\text{m}$  y  $N_i = 10^4$  ciclos. b)  $\delta = 100 \mu\text{m}$  y  $N_i = 10^5$  ciclos; c)  $\delta = 200 \mu\text{m}$  y  $N_i = 10^5$  ciclos; d) Modo BSE,  $\delta = 200 \mu\text{m}$  y  $N_i = 10^5$  ciclos.

En la Figura 43 se ilustra el efecto de la carga aplicada en el mecanismo de desgaste en ensayos realizados al recubrimiento a base de NiCr, para una amplitud de deslizamiento de  $200 \mu\text{m}$  y para el máximo número de ciclos ensayados ( $1.5 \times 10^6$ ). Se puede observar claramente como al aplicar una mayor carga se incrementa el área de la superficie dañada en donde ha ocurrido la adherencia y deformación del material. Para una carga aplicada de 30 N (Figura 43f), el daño mostrado es leve como consecuencia de la deformación de las asperezas que inicialmente se encontraba dentro del área de contacto.

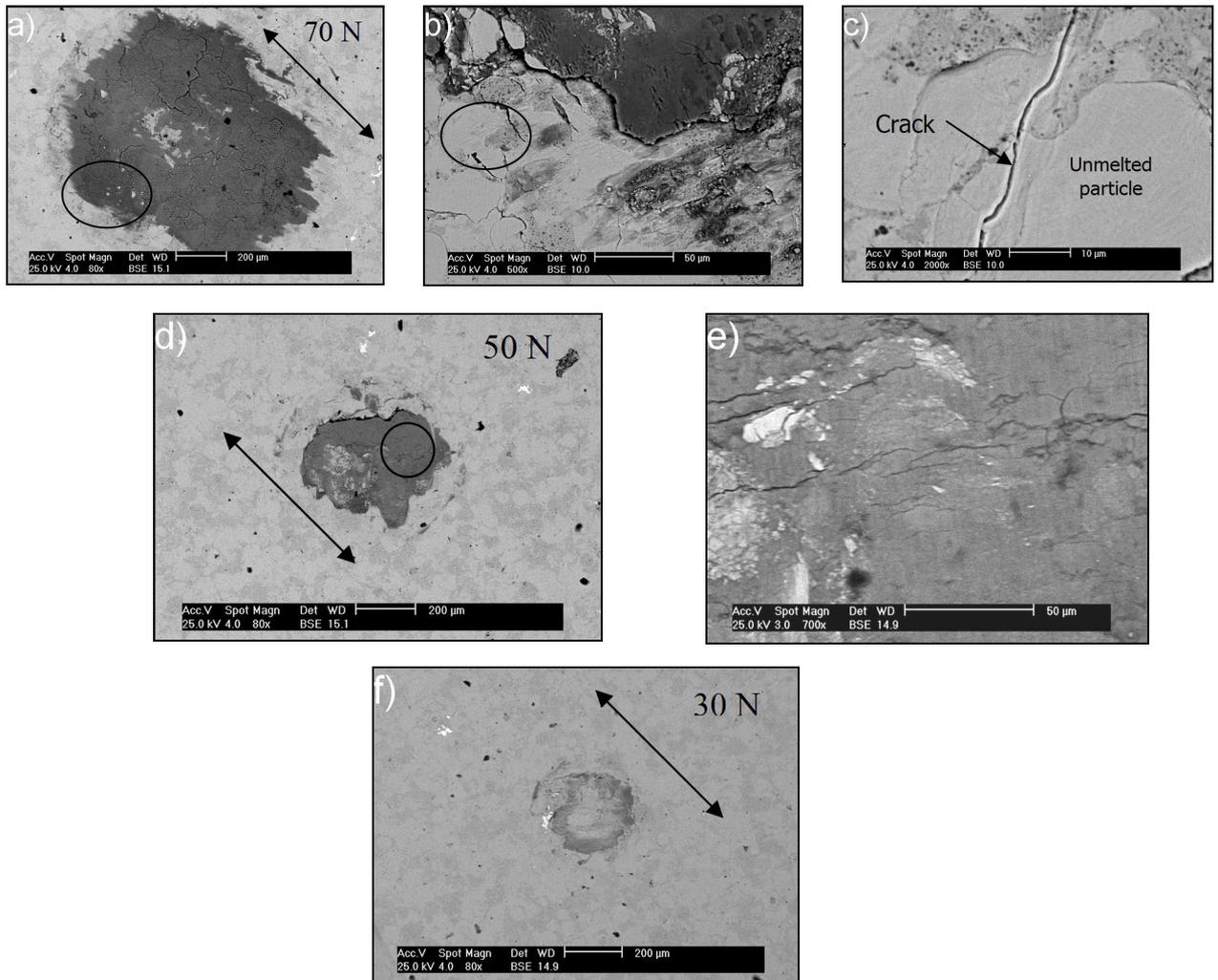


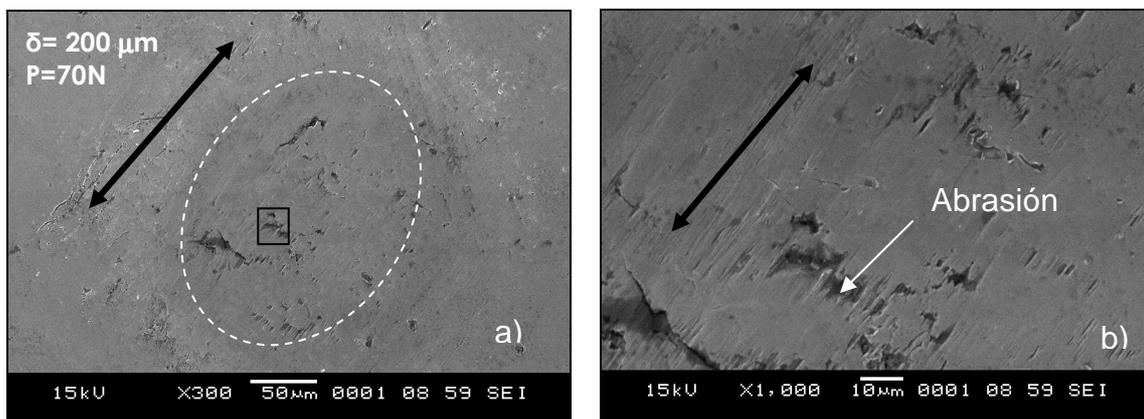
Figura 43. Fotomicrografías obtenidas por MEB en modo (BSE) muestran la morfologías de las huellas de desgaste de la muestra recubierta con la aleación a base de NiCr ensayadas a diferentes cargas con un  $\delta = 200 \mu\text{m}$  y  $N_f = 1.5 \times 10^6$  ciclos. a) Carga aplicada de 70 N; b) Vista detallada señalada en (a); c) Vista detallada señalada en (b); d) Carga aplicada de 50 N; e) Vista detallada señalada en (d); f) Carga aplicada de 30 N.

Sin embargo, con el aumento de la carga a un valor de 50 N (Figura 43d), la presión asociada también se incrementa dando como resultado una mayor adhesión y agrietamiento del material dentro de la huella (Figura 43e). En la (Figura 43a) se presenta la fotomicrografía correspondiente a una carga normal aplicada de 70 N, en donde se puede notar un comportamiento similar, aunque el agrietamiento es más severo y se encuentra extendido hacia los bordes de la huella (Figura 43b). En este caso, el crecimiento de grieta ocurre principalmente a través de las partículas no fundidas (Figura 43c), las cuales están presentes en la superficie del recubrimiento al encontrarse embebidas en la matriz metálica, creando así una distribución heterogénea de los esfuerzos al aplicar la carga.

En la Figura 44 se muestra el efecto de la amplitud de deslizamiento en la morfología de la huella de “fretting” y en el mecanismo de desgaste para los ensayos realizados a los sistemas recubiertos WC-Co-Cr para una carga normal constante de 70 N y para  $1.5 \times 10^6$  ciclos.

En la Figura 44a se aprecia que la morfología de las huellas de desgaste que se generan en el recubrimiento de WC-Co-Cr es similar a la obtenida en los recubrimientos a base NiCr cuando es ensayado a una amplitud de 200  $\mu\text{m}$ . Sin embargo, si el ensayo se realiza a menor amplitud la morfología es más regular (Figura 44c). No obstante, se aprecia que el daño de la superficie es menor en comparación a los recubrimientos de base NiCr, aun cuando estas fotomicrografías corresponden a la condición más severa de carga y número de ciclos ensayados.

En la Figura 44b se nota que el mecanismo de desgaste es de tipo abrasivo por la presencia de surcos en la dirección de deslizamiento y es el mismo mecanismo que predomina cuando se utiliza la menor amplitud de deslizamiento (Figura 44d) durante el ensayo, con la generación de “debris” producto de la deformación de las asperezas iniciales y que actúan posteriormente como partículas erosivas de tercer cuerpo [SAUGER *et al.* 2000]. A diferencia de los recubrimientos a base NiCr para los recubrimientos de WC-Co-Cr no se aprecian demarcadas las zonas de deslizamiento parcial (PS) y de adhesión, debido a las propiedades mecánicas intrínsecas del recubrimiento tipo “cermet” cuya resistencia mecánica es superior a la de la aleación NiCr como fue reportado por SANTANA *et al.* (2008) y LA BARBERA-SOSA *et al.* (2008).



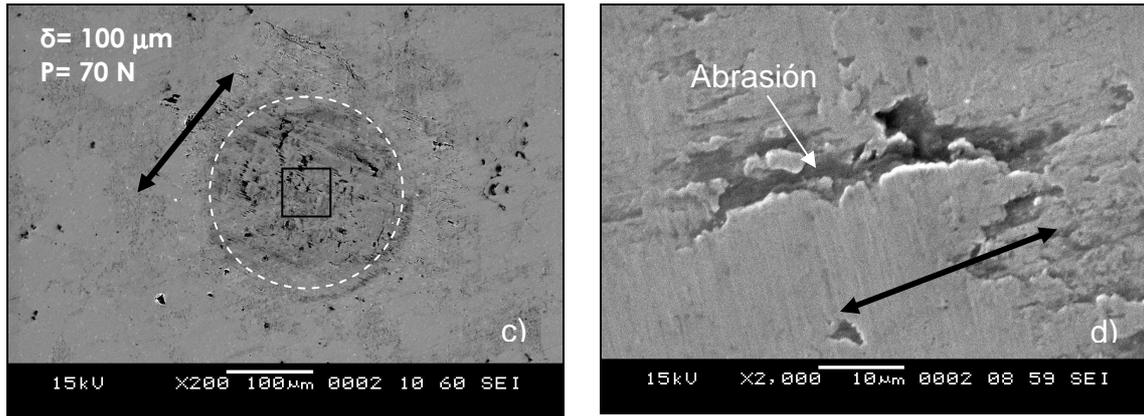


Figure 44. Fotomicrografías obtenida por MEB de la morfología de las huellas de desgaste en el recubrimiento WC-Co-Cr, ensayado a un carga normal aplicada de 70 N y  $N_t = 1.5 \times 10^6$  ciclos. a)  $\delta = 200 \mu\text{m}$ . b) Vista detallada de la zona demarcada en (a). c)  $\delta = 100 \mu\text{m}$ ; d) Vista detallada de la zona demarcada en (c).

Las dos huellas mostradas en las Figuras 45a y 45b corresponden al sustrato y al recubrimiento a base de NiCr, respectivamente. Ambas huellas fueron obtenidas bajo condiciones experimentales similares ( $P=70 \text{ N}$ ,  $\delta=200 \mu\text{m}$ ,  $N_t= 10^6$  ciclos). Se aprecia que están demarcadas las zonas de deslizamiento parcial (PS) y de deslizamiento total con una morfología y mecanismo de desgaste análogos. No obstante, esta información es cualitativa y con el fin de cuantificar el desgaste se debe realizar el estudio con la ayuda de la perfilometría óptica se puede obtener el perfil topográfico en 3D de la huella y perfiles transversales en 2D.

En las Figuras 45c y 45d se muestran los perfiles en 2D tomados en la dirección de deslizamiento y topográficos 3D del sustrato y del recubrimiento a base de NiCr, respectivamente. Estas figuras demuestran claramente que el daño por "fretting" es más severo para el sustrato ya que la huella alcanza una profundidad de  $\sim 12\text{-}13 \mu\text{m}$ , mientras que para el sistema recubierto bajo las mismas condiciones de ensayo, la profundidad promedio es perceptiblemente menor, en el orden de  $\sim 6\text{-}7 \mu\text{m}$ , lo cual representa un menor volumen del desgaste.

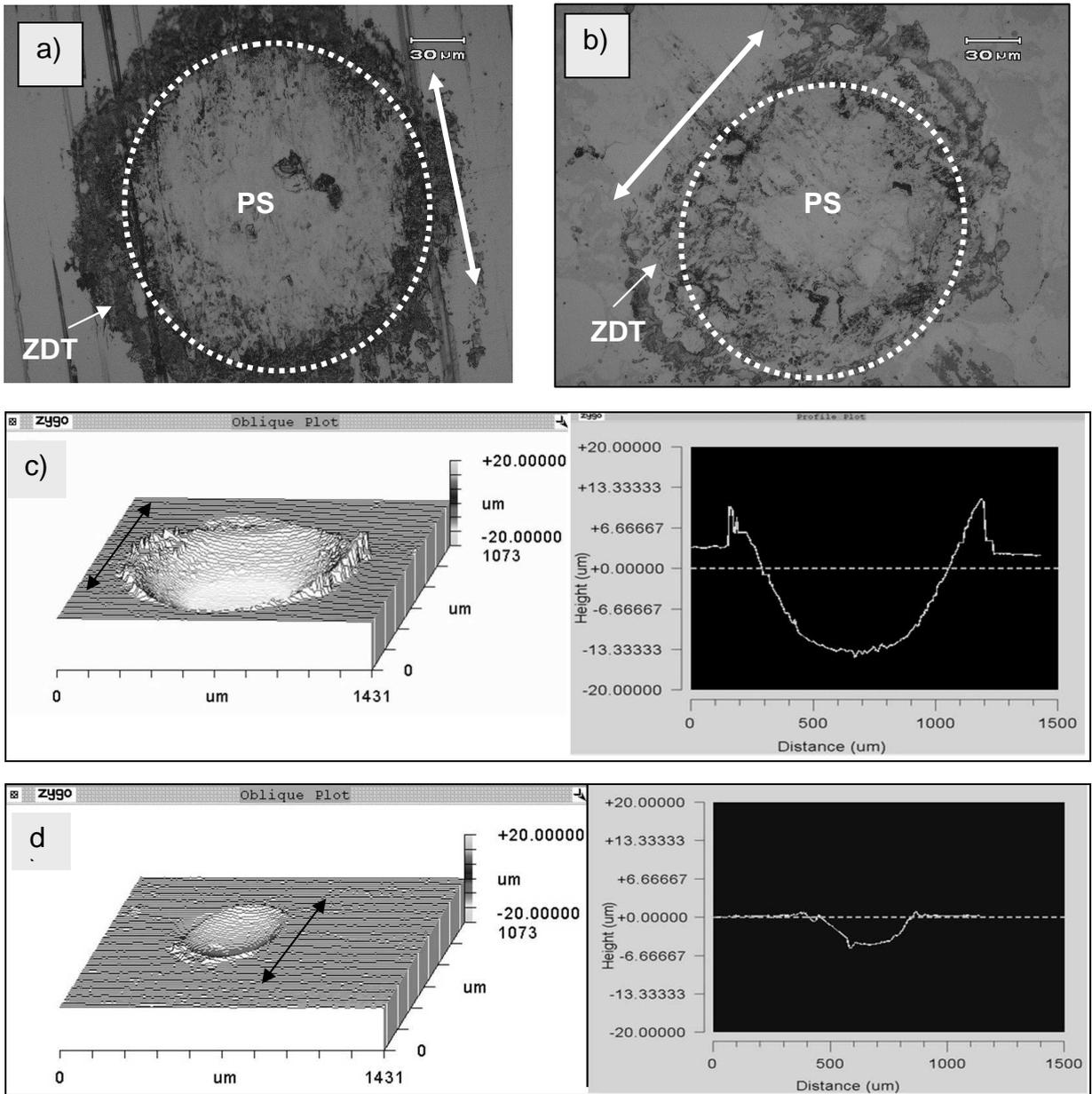


Figura 45. Huellas de desgaste por "fretting" obtenidas a una carga de 70 N,  $\delta=200\ \mu\text{m}$ ,  $N_f=10^6$  ciclos. a) Fotomicrografías del sustrato; b) Fotomicrografías del recubrimiento a base NiCr; c) Perfil en 3D y 2D del sustrato; d) Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr.

En las Figuras 46-49 se muestran los perfiles topográficos (3D) y transversales (2D) de las huellas de “*fretting*” de los recubrimientos a base de NiCr ensayados a una amplitud de deslizamiento de 200  $\mu\text{m}$  durante  $10^5$  ciclos a diferentes niveles cargas. De esta manera, los perfiles corroboran los mecanismos de desgaste observados empleando la microscopía electrónica de barrido para diferentes cargas.

El daño que sufre el recubrimiento para una carga de 30 N se aprecia que es muy leve tal como se evidenció por MEB y es consecuencia de la deformación de las asperezas que inicialmente se encontraban dentro del área de contacto entre la bola y el recubrimiento. El perfil transversal (2D) tomado en la dirección de deslizamiento revela que la huella tiene unos pocos micrones de profundidad lo cual representa un pequeño volumen perdido del material.

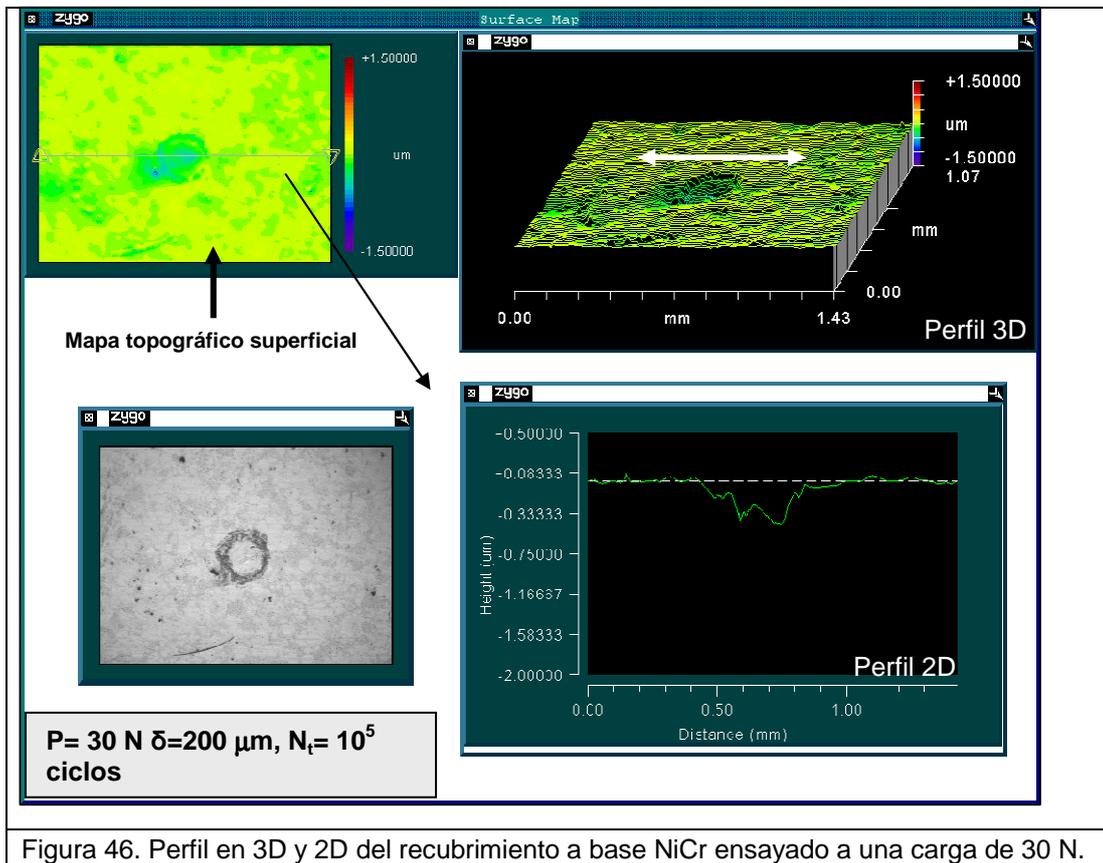
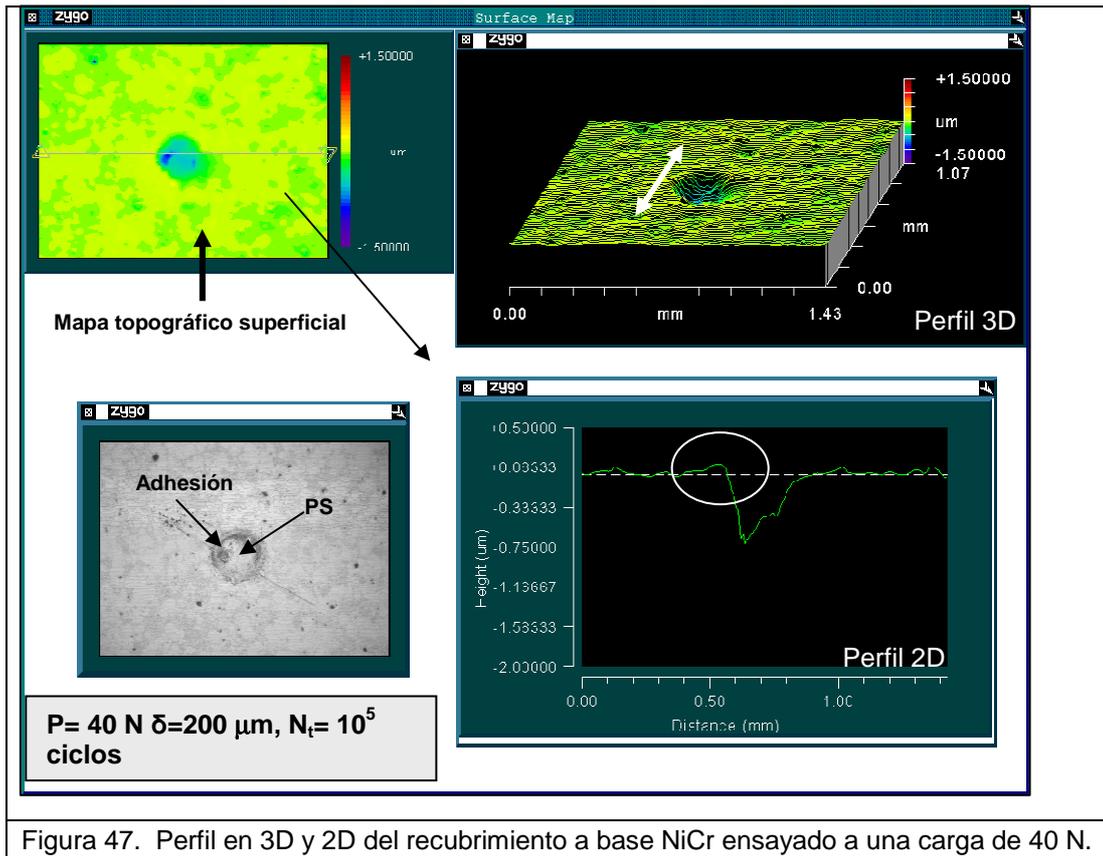


Figura 46. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 30 N.



A modo de comparación entre ambos recubrimientos, en la Figura 50 se muestran los perfiles topográficos en 3D y transversales (2D) de una huella de fretting de los recubrimientos de WC-Co-Cr ensayados bajo las mismas condiciones del caso anterior ( $P=70\text{ N}$ ,  $\delta=200\ \mu\text{m}$ ,  $N_t=10^5$  ciclos). Se puede notar del perfil transversal de la huella que existe un menor daño en la superficie en comparación a los recubrimientos a base NiCr. Aun cuando por MEB no se apreció la presencia de las zonas de deslizamiento parcial (PS) y total (ZDP), el mapa topográfico y el perfil en 3D revelan que existen ambas zonas, pero no evidencia una frontera definida en donde se presentan mecanismos de desgaste distintos al erosivo.

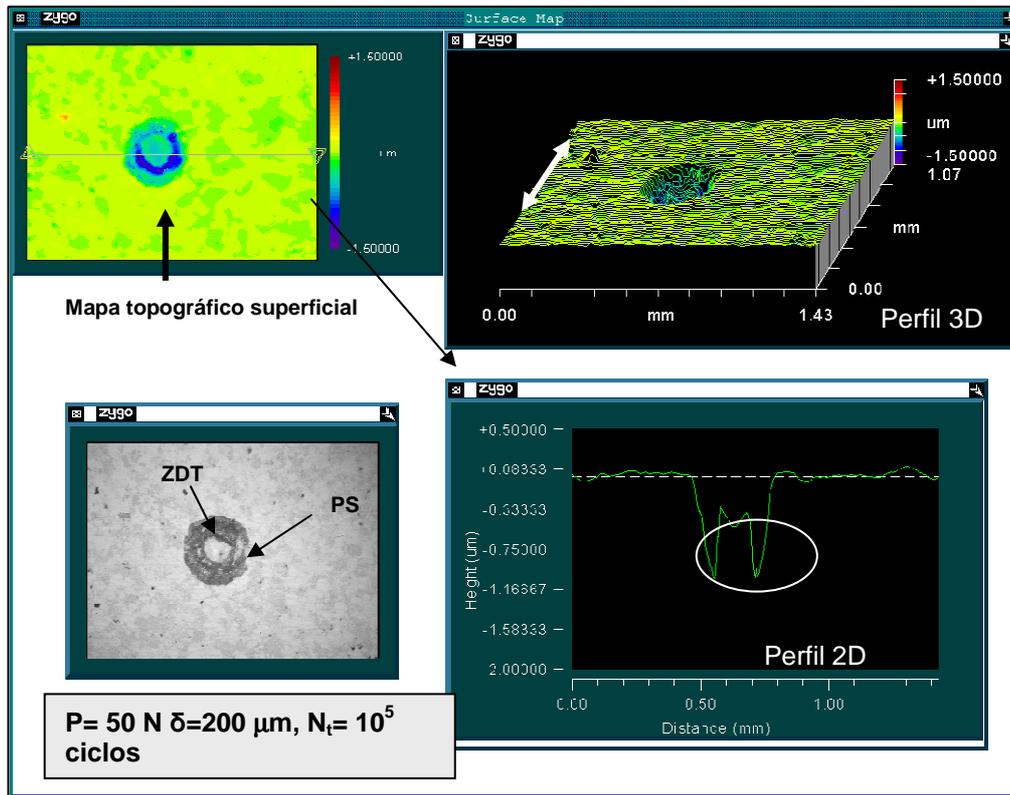


Figura 48 Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 50 N.

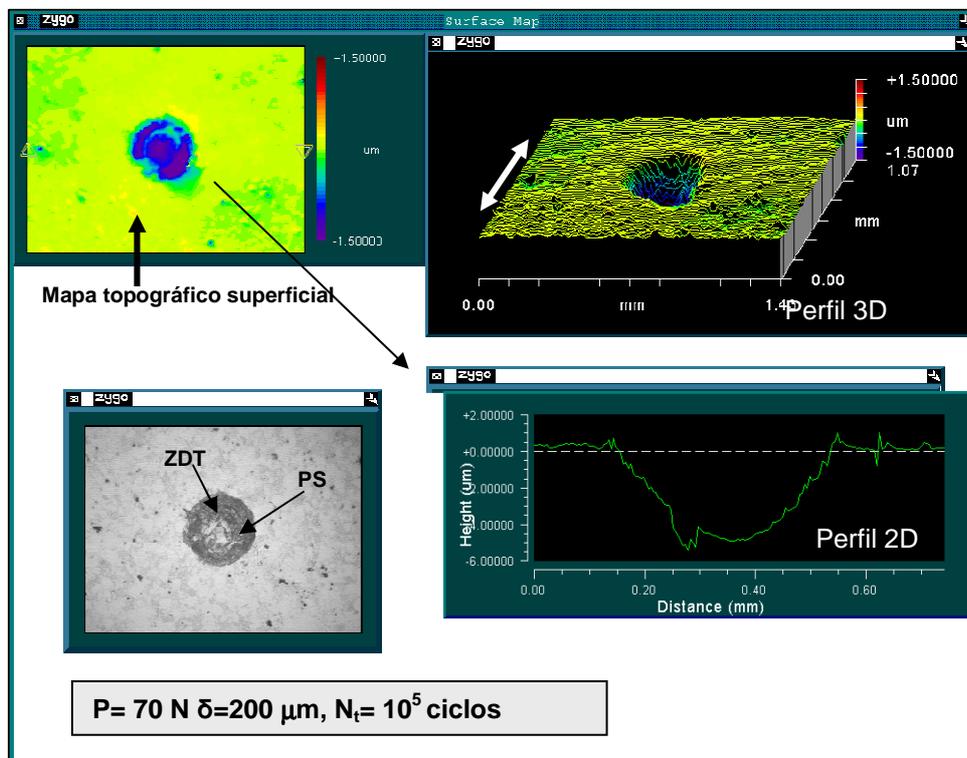


Figura 49. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento a base NiCr ensayado a una carga de 70 N.

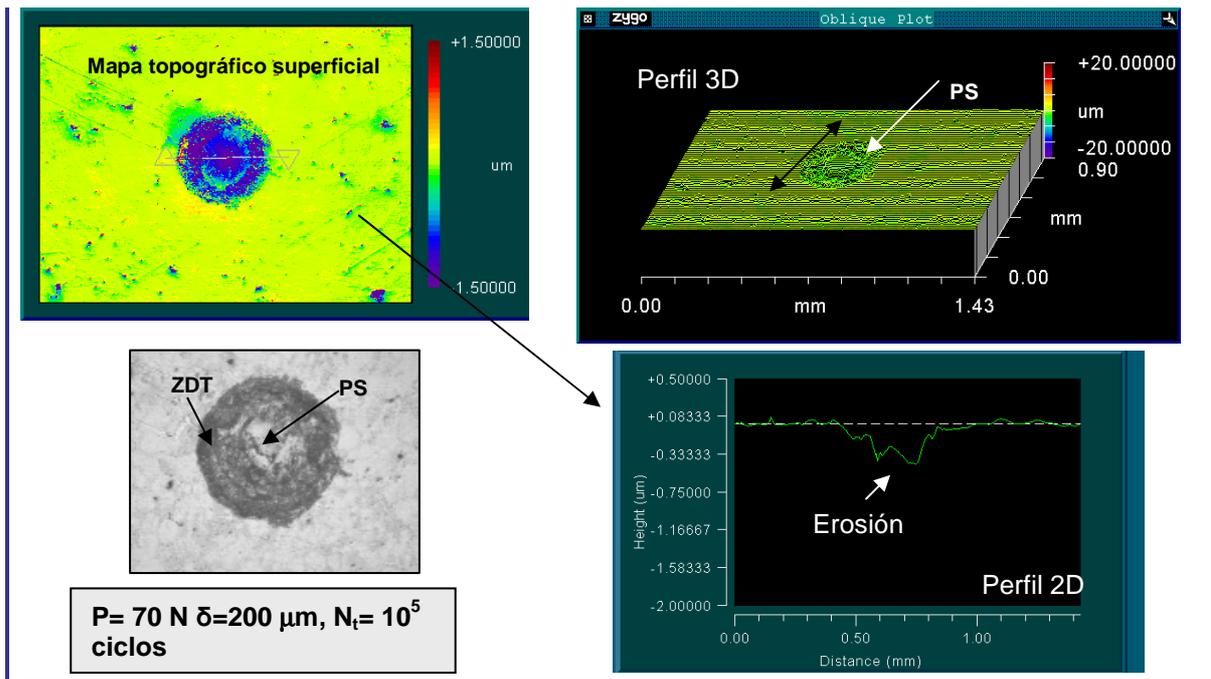


Figura 50. Perfil en 3D y 2D del recubrimiento de WC-Co-Cr ensayado a una carga de 70 N.

En la Figura 51 se muestran las fotomicrográficas obtenidas por Espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de una huella de “*fretting*” del recubrimiento de NiCrBSiFeC ensayado en las siguientes condiciones ( $P=70\text{ N}$ ,  $\delta=100\ \mu\text{m}$ ,  $N_t=10^5$  ciclos). Se observa que la distribución de elementos constituyentes de la aleación del recubrimiento permanece constante fuera de la huella de desgaste. Sin embargo, se aprecia un cambio de concentración del oxígeno y del cromo en la zona de desplazamiento total (ZDT) de la huella, lo que indica que en esta zona ocurre la oxidación del cromo durante la formación de “*debris*”.

Cuando se incrementa el número de ciclos a valores de  $10^6$  manteniendo las otras condiciones constantes para este tipo de recubrimientos, se observa en la Figura 52 que la concentración de oxígeno es mayor en el borde la huella correspondiente a la zona de desplazamiento total (ZDT) donde tanto el mecanismo de desgaste adhesivo es más severo como el de la abrasión, siendo este ultimo el mecanismo principal del desgaste tal como se evidenció empleando el MEB (Figura 41d).

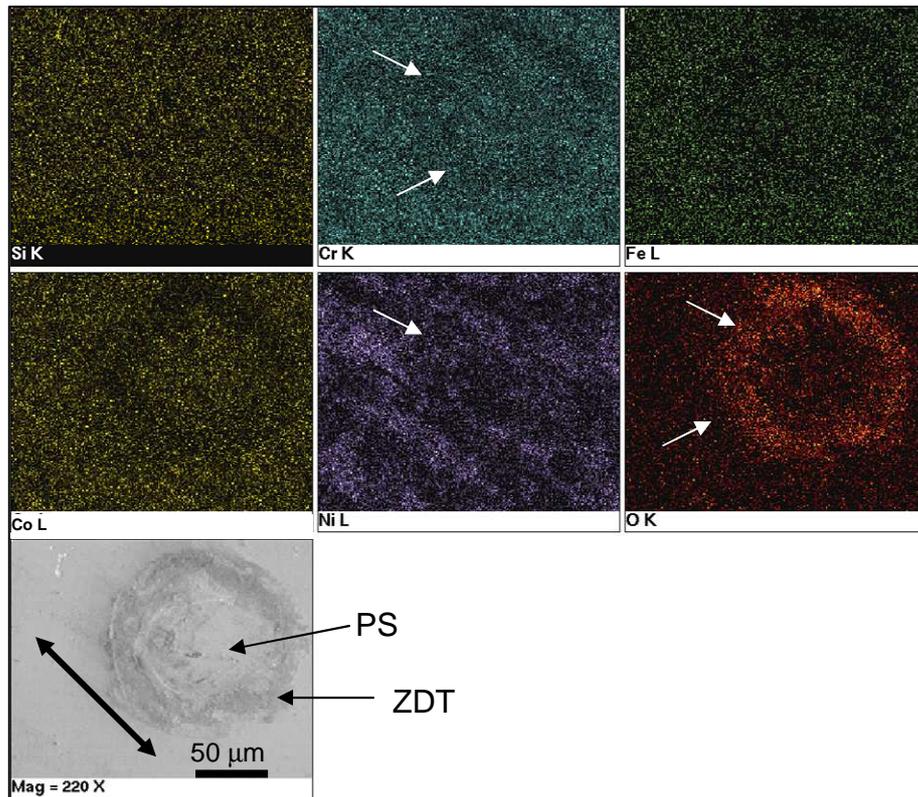


Figura 51. Fotomicrografías obtenida por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de una huella de “fretting” del recubrimiento de NiCrBSiFeC ensayado a una carga  $P=70$  N,  $\delta=100$  μm,  $N_f= 10^5$  ciclos.

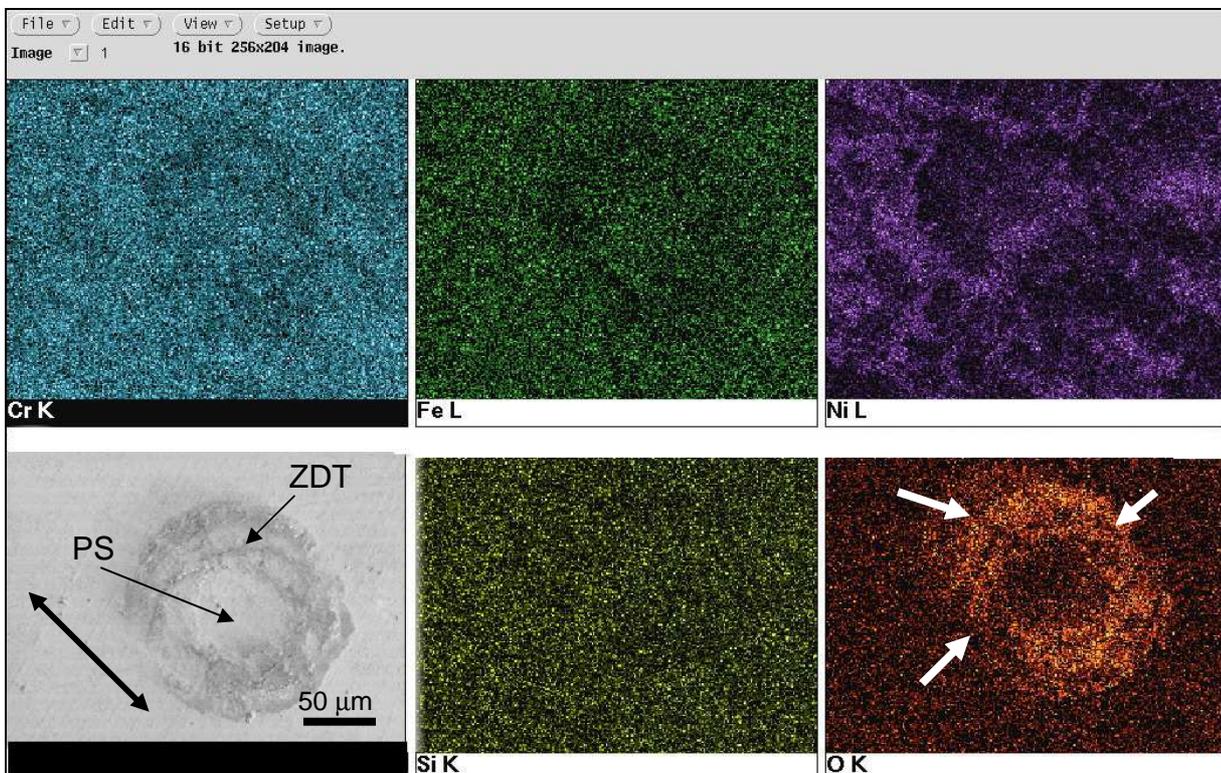


Figura 52. Fotomicrografías obtenida por espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) de una huella de “fretting” del recubrimiento de NiCrBSiFeC ensayado a una carga  $P=70$  N,  $\delta=100$  μm,  $N_f= 10^6$  ciclos.

## CAPITULO IV

### DISCUSIÓN DE RESULTADOS

#### 4.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y DIFRACCIÓN DE RAYOS X

De la evaluación de las características microestructurales de los recubrimientos a base Ni-Cr presentadas en las fotomicrografías obtenidas por MEB (ver Figuras 22a-b y c-d) se pudo apreciar una microestructura típica de un recubrimiento obtenido mediante el proceso de rociado térmico, donde las fases forman una fina estructura “*lamellar*”, con la presencia de algunas partículas esféricas no fundidas y de grietas interlamellares, generadas como consecuencia de las altas tasas de enfriamiento experimentadas por cada “*lamella*” en particular, y por el estado de esfuerzos presentes en el recubrimiento, tal como ha sido reportado por BANSAL *et al.* (2007). La presencia de estas imperfecciones en la microestructura de los recubrimientos que han sido depositados bajo condiciones de operación industrial están asociadas a una temperatura y/o una distancia de rociado no adecuadas, que no correspondieron a las condiciones óptimas del proceso de deposición para este tipo de aleación [GIL *et al.* 2002]

Con respecto a los recubrimientos a base de WC-Co-Cr (ver Figura 24) se pudo notar que, a diferencia a los recubrimientos a base Ni-Cr, estos exhibieron una microestructura más homogénea y de mayor densidad, no evidenciándose la estructura “*lamellar*” observada en los otros tipos de recubrimientos. Esta microestructura es típica de recubrimientos a base de WC-Co obtenidos por el proceso de HVOF, debido a que en este proceso se presentan altas velocidades de impacto de las partículas [BANSAL *et al.* 2007]. En una observación a mayor aumento de estos recubrimientos (ver Figura 24b) se apreció pequeños orificios que fueron caracterizados como porosidad, además de granos equiaxiales de WC de diversos tamaños que estaban dispersos y embebidos en la matriz de cobalto, tal como se ha reportado en un trabajo previo para un recubrimiento de WC-14%Co-3%Cr obtenido por HVOF [STAIA Y CARRASQUERO, 2000].

La composición heterogénea de la microestructura se debe a la disolución que sufre el WC durante la deposición por termorociado seguida por el enfriamiento rápido cuando las partículas impactan el sustrato. [DENT *et al.* 2000]. La microestructura densa de los recubrimientos de WC-Co observada corrobora los valores de porosidad aparente que ha sido determinada experimentalmente tanto a través del espesor, como superficialmente, Los valores de porosidad encontradas han sido menores al 1% y valores similares han sido reportados en la literatura para este tipo de recubrimientos obtenidos por HVOF. [GUILMANY Y DE PACO 1998; KUBIAK *et al.* 2006; SANTANA *et al.* 2008]. De manera general, ambos tipos de recubrimientos bajo estudio exhibieron una distribución homogénea de los elementos constituyentes a través de su espesor como se evidenció por la técnica de espectroscopia de Rayos X por dispersión de longitud de onda (WDS) (ver Figuras 20 y 21).

Por otro lado, de la difracción de rayos X de los recubrimientos de NiCrBSiFeC (ver Figuras 26) se identificaron distintos tipos fases. Los picos de intensidad más alta correspondieron a los índices de Ni, Co y Cr y resultados similares fueron presentados en la literatura para esta clase de aleación base níquel [GIL Y STAIA, 1999; DENT *et al.*, 2001; LA BARBERA *et al.* 2008]. Es importante precisar que el alto contenido inicial del cromo en los polvos permitió la formación de las fases ricas del Cr tales como  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  y  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Estos resultados concuerdan por los presentados previamente por KIM *et al.* (2003), quienes indicaron que la presencia de altas cantidades de cromo y de carbono promueve la cristalización de la fase  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , mientras que la disminución, afecta la presencia en el recubrimiento de CrB. Por lo tanto, una cantidad más alta de boro libre disponible promueve a un mayor contenido de la fase  $\text{Ni}_3\text{B}$ . Miguel *et al.* (2003) reportaron la formación del  $\text{Ni}_3\text{B}$  para una aleación con un contenido similar de Cr, Ni, C y B, de los polvos iniciales de deposición. Cabe destacar que el proceso de rociado térmico produce un calentamiento de las partículas a temperaturas cercanas al punto de fusión y, luego, un enfriamiento fuera de equilibrio, que puede producir una extensión de solubilidad y distorsión de los parámetros de red con la consecuente formación de fases metaestables.

Con respecto a los recubrimiento de WC-10%Co-4%Cr (ver Figura 27), se identificó por (DRX) dos tipos de compuestos, uno de WC y otro de  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  los cuales son frecuentemente encontrados en estos recubrimientos depositados por HVOF [STAIA Y CARRASQUERO, 2000]. La aparición de la fase  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  en el recubrimiento es adjudicada, según estudios previos encontrados en la literatura [GUILMANY y DE PACO, 1998], a una

deficiencia de carbono en los polvos utilizados y/o a la disolución constante de WC en el Co líquido durante el proceso de rociado como consecuencia a la disminución de la solubilidad sólida por efecto del enfriamiento.

KEAR *et al.* (2001) plantearon un modelo que explica cómo, durante la deposición de los polvos de WC-Co, la partícula que está constituida por un núcleo rico WC y posee una capa alrededor Co (Ver Figura 53) al ser calentada por encima del punto de fusión del eutéctico WC-C-Co (1350 °C), experimenta la disolución de la fase líquida rica en Co existente en el núcleo, mientras que el carbono difunde rápidamente a través de la fase líquida del Co y se gasifica en forma de CO en la superficie de la partícula. Durante el enfriamiento subsiguiente al estado de sobrecalentamiento, el líquido rico en Co se sobresatura, experimentando la decarburación de la partícula de WC-Co y, finalmente, después del enfriamiento por debajo de la temperatura eutéctica se presenta la precipitación de las fases  $\eta$  del carburo. Aun cuando no se detectó un pico de difracción asociado a la fase  $W_2C$ , se podría proponer, en función del modelo propuesto por estos autores, que posiblemente este presente en una proporción muy baja, ya que si se logró detectar la presencia de la fase  $Co_6W_6C$ .

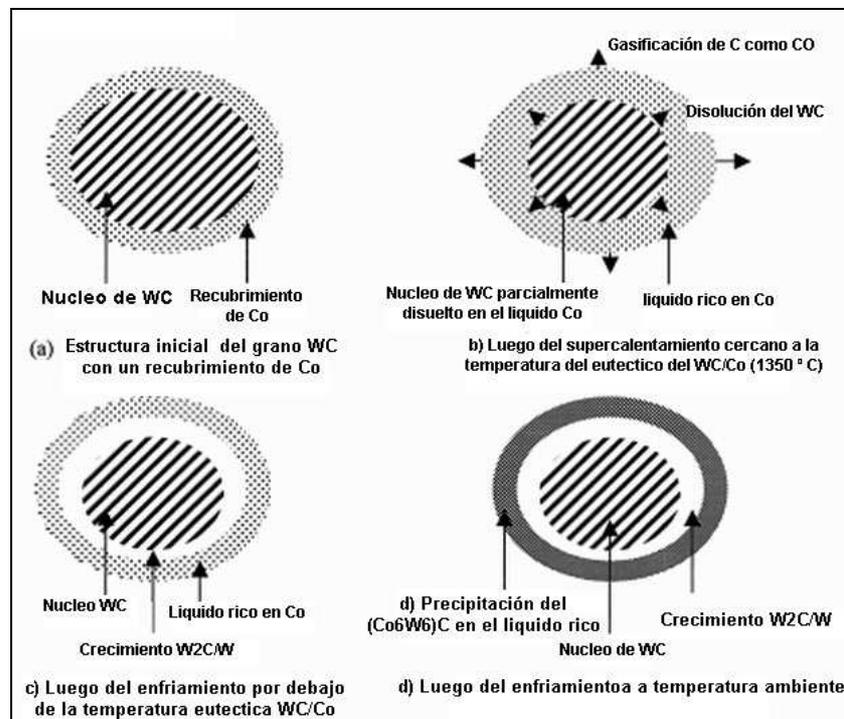


Figura 53. Representación esquemática de la secuencia de decarburización de partículas de polvo de WC-Co, acompañado de la formación de la fase  $W_2C$ . y  $Co_6W_6C$  [KEAR *et al.* 2001].

## 4.2 DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS

De los resultados obtenidos de la medición de la distribución de esfuerzos de von Mises a través del sistema recubrimiento-substrato, así como, la estimación del radio de contacto ( $a$ ), desplazamiento elástico ( $\xi$ ), presión media de contacto ( $P_0$ ), presión máxima de contacto ( $P_{max}$ ) y el módulo elástico compuesto ( $E^*$ ) presentados en la Tabla 3.1, se evidenció que en la medida que se incrementa la carga, los valores de  $a$ ,  $P_0$  y  $P_{max}$  aumentaron, siendo mayor este incremento en los recubrimientos base Ni. Se considera que los resultados obtenidos son debido a que dichos recubrimientos poseen un menor valor de dureza y módulo elástico en comparación a los recubrimientos de WC-Co-Cr, por lo que la distribución de presiones como consecuencia del contacto mecánico es distinta que la correspondiente a los recubrimientos de WC-Co-Cr.

De la estimación de los esfuerzos de von Mises calculados en función de la profundidad para los recubrimientos de base Ni y WC-Co-Cr (ver Figuras 28 y 29), se obtuvo que para la mayor carga normal aplicada durante los ensayos de “*fretting*” (70 N). Los máximos valores del esfuerzo de 1720 y 2048 MPa, respectivamente fueron localizados dentro del recubrimiento, decreciendo posteriormente dentro de espesor del recubrimiento a un valor menor al esfuerzo de fluencia del substrato, que es aproximadamente 400 MPa.

Los valores de  $\sigma_1$  (Ecuación # 7) son menores al valor de los esfuerzos de fluencia de ambos recubrimientos por lo que el comportamiento que se esperaba del sistema substrato/recubrimiento según estos cálculos debía ser del tipo elástico. Sin embargo, si se observa una fotomicrografía de la huella de una indentación (ver Figura 54a y b) realizada a la carga de 70 N con una contraparte igual a la utilizada en los ensayos de “*fretting*” en el recubrimiento a base NiCr, se observa que existe deformación plástica y fractura de la superficie. Este resultado indica que el esfuerzo de fluencia del recubrimiento es menor que el calculado por la regla de Tabor la cual considera que dicho parámetro es aproximadamente igual a 1/3 de su dureza.

Esta diferencia en la estimación del esfuerzo de fluencia del recubrimiento pudiera atribuirse a que los depósitos termorrociados son materiales anisotrópicos, tal como lo han demostrado LA BARBERA *et al.* (2008), quienes indicaron que el valor del módulo elástico y dureza del recubrimiento varía dependiendo de la dirección en la cual esta se mide

(superficie o en la sección transversal del recubrimiento). Además, este tipo de recubrimiento se caracteriza por poseer una microestructura heterogénea (como se evidencio por MEB) conformada por fases duras y blandas, imperfecciones, grietas, poros, partículas no fundidas, etc. Para ambos tipos de recubrimientos el radio máximo de contacto obtenido a la máxima carga no superaron las 115  $\mu\text{m}$ . No obstante, el daño observado en los recubrimientos es principalmente superficial como se pudo observar en los perfiles de sección transversal en 2D a la máxima carga y al mayor número de ciclos, en los cuales se aprecia que la profundidad máxima de las huellas fue unos pocos micrones. Adicionalmente, el crecimiento y propagación de las grietas superficiales a través de las imperfecciones del recubrimiento y/o de las fases más blandas es acrecentado por la componente de los esfuerzos residuales en tensión que se presentan en la superficie para este tipo de recubrimientos [SANTANA *et al.* 2006].

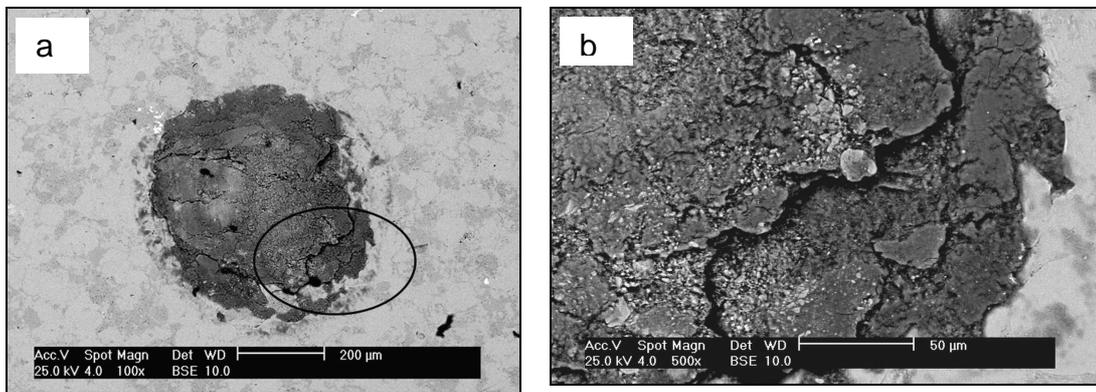


Figura 54. Fotomicrografía obtenida por MEB en modo de BSE de la indentación producida en la superficie del recubrimiento de NiCr luego de la aplicación de una carga estatica de 70 N. a) Detalle general; b) Vista detallada del area indicada en (a) mostrando la presencia de deformación plastica y fractura en el recubrimiento.

#### 4.3 ENSAYOS DE FRETTING WEAR

Del cálculo del volumen de desgaste (ver Tablas 3.2 – 3.7) mediante la utilización de la nueva metodología propuesta basada principalmente en la obtención e integración de la función que describe el perfil de cada huella de desgaste, se logró determinar de manera precisa el valor de los mismos, sin necesidad de asumir una geometría específica para la huella, consideración que generalmente se hace para sistemas ideales que no tienen en cuenta la variación que puede sufrir el perfil por efecto de los distintos mecanismos de desgaste que se pueden presentar durante los ensayos de “*fretting wear*”.

Los errores relativos calculados fueron menores al 10 % con respecto a los obtenidos por perfilometría 3D, lo que confirma que este método propuesto permite una valoración satisfactoria de este parámetro. Según DALLAIRE *et al.* (1993), la perfilometría óptica es un método conveniente y de alta precisión para medir la pérdida de volumen en superficies gastadas que sufren un daño severo. Por otra parte, las medidas obtenidas con esta técnica pueden ayudar en entender el mecanismo de la degradación del recubrimiento por termorociado, identificando los defectos que ocurren en la deposición y suministra información útil para el desarrollo de capas resistente al desgaste.

Aun cuando por perfilometría 3D se pueden obtener buenos resultados, existe una limitante con respecto al tamaño y profundidad de la huella, ya que en algunos casos cuando se utilizan altas carga, elevada amplitud de deslizamiento y gran número de ciclos, dicho parámetro no puede ser determinados por este método a menos que se cuente con los objetivos y filtros que permitan medir simultáneamente extensiones mayores del área de la huella. En cambio, mediante la utilización de los perfiles transversales de profundidad se garantiza el cálculo del volumen de desgaste a lo largo y ancho de la huella, mientras que cuando se utilizan la ecuaciones empíricas como las planteadas por WHITENTON y BLAU (1988), RACITI *et al.* (1989) y KLAFFKE (1989) se aproximan los valores de desgaste a geometrías específicas por lo que el error cometido puede estar por el orden de 20-30 % tal como lo demostraron KALIN *et al.* (2000).

Del estudio comparativo y de evaluación de la influencia de las distintas variables asociadas a los ensayos de “*fretting wear*”, mediante la utilización de las superficies de respuestas (3D) generadas por interpolación de los volúmenes de desgaste para los sistemas bajo estudio se resume lo siguiente:

- En el caso de las muestras ensayadas correspondientes al acero SAE 1045 (Figuras 31 y 32) se observó que para bajos números de ciclos de “*fretting*” ( $< 1 \times 10^5$ ) el volumen de desgaste no varió significativamente con respecto a la carga aplicada y la amplitud de deslizamiento. No obstante, cuando el número de ciclos de “*fretting*” y la amplitud se incrementaron se generó un mayor daño en el acero. Considerando la clasificación propuesta por VINCENT *et al.* (1992), sobre los mapas de “*fretting*” para la condición de inicial (RCFM), en función de la fuerza normal y amplitud de deslizamiento (Figura 10), se deduce que predominó para el acero el régimen de Fretting Mixto (MFR) ya que el deterioro de la superficie por

desgaste y agrietamiento están presentes, mientras que por el efecto del incremento del número de ciclos y la amplitud predominó el régimen de deslizamiento total (GSR), como se evidenció por MEB (ver Figuras 41a y 41b) donde el daño generado en la superficie fue inducido por la formación de “*debris*” en el área de contacto [Fouvry *et al.* 2001]. Estos resultados concuerdan con los reportados por RAMESH y GNANAMOORTHY (2006) quienes indicaron que se pueden presentar en los ensayos en aceros distintos regímenes de “*fretting*” siendo estas variables en la medida que se aumentaba la carga normal para un mismo valor de la amplitud de deslizamiento.

- En los sistemas recubiertos a base de NiCr y WC-Co-Cr (ver Figuras 33-36) el comportamiento de las superficies de respuestas, al igual que en el acero a pocos ciclos de “*fretting*” el volumen de desgaste no varió significativamente. Sin embargo, cuando se incrementó el número de ciclos se notó que los valores del volumen de desgaste obtenido difirieron en función del mecanismo de desgaste característico a cada uno de los sistemas recubiertos, como consecuencia del incremento de los niveles de las variables del ensayo.

Evaluando el efecto de la amplitud de deslizamiento ( $\delta$ ) con respecto a la carga normal aplicada sobre los valores del volumen de desgaste del sustrato y de los sistemas recubiertos (ver Figuras 37 y 38) se observó que al aumentar la amplitud, el daño es mayor siendo la influencia de esta variable leve en los valores obtenidos para cada sistema cuando son ensayados a distintas cargas. Sin embargo, se apreció que dicho daño se intensificó al aumentar el número de ciclos a valores por encima de  $10^5$ . Estos resultados concuerdan con lo reportado por LISKIEWICZ *et al.* (2003) quienes demostraron que en recubrimientos a base de TiC cuando son ensayados para un número de ciclos de “*fretting*” constante, el mayor volumen de desgaste generado es para el mayor valor de amplitud de deslizamiento aplicado (Figura 55).

En la medida que se incrementa el número de ciclos y la amplitud, existe un mayor número de asperezas que están en contacto por unidad de tiempo en comparación a una menor amplitud y pocos ciclos, por lo que el daño superficial cambia. En el caso de los recubrimientos base Ni-Cr se observó por MEB que la superficie de éstos presentaban una microestructura heterogénea con la presencia de un gran número de partículas no

fundidas y además de fases de carburos embebidas en la matriz, por lo que el área de contacto entre la bola y el recubrimiento durante el ensayo de “*fretting*” pudo estar constituida por distintos tipos de uniones metálicas transitorias.

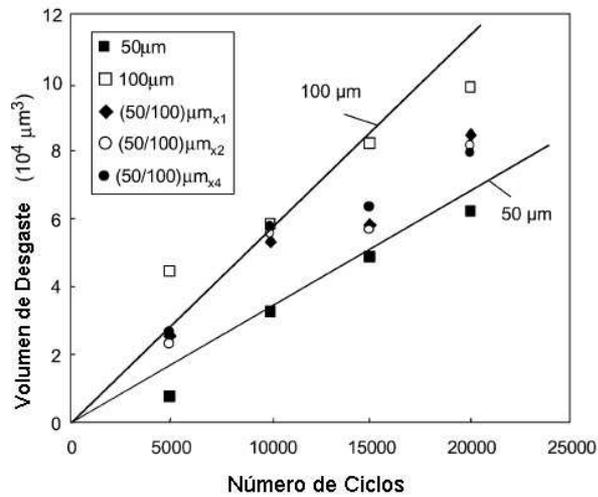


Figura 55. Volumen de desgaste vs número total de ciclos para varias condiciones de carga. [LISKIEWICZ *et al.* 2003]

En la Figura 56a, 56b y 56c se presentan las curvas de contorno del volumen desgastado correspondiente a todos los ensayos realizados a la mayor amplitud de deslizamiento en el substrato, recubrimientos a base Ni y el de WC-Co-Cr, respectivamente. Cabe destacar que cada unas de las curvas de contorno están construidas dentro del intervalo de volumen de desgaste obtenido para cada tipo de muestra, con el fin de poder comparar el efecto del número de ciclos y la carga normal aplicada en este parámetro.

Se aprecia en todas las curva de contorno que existe un comportamiento similar referido al cambio del volumen desgastado en la medida de que se incrementa los ciclos y la carga normal aplicada. Si embargo, por debajo de los  $1 \times 10^6$  ciclos cada tipo de muestra tiene una razón diferente del incremento del volumen de desgaste, por ejemplo, en el acero a una carga de 60N se observa como se duplica el volumen de desgaste al pasar desde el punto “A” al “B” a muy pocos ciclos ( $< 1 \times 10^5$ ) y aumenta en un 50% (Punto “C”) aproximadamente a unos  $5 \times 10^5$  ciclos, siendo distinto esta tasa de incremento en ambos recubrimientos en el mismo intervalo de ciclos.

A la máxima carga ensayada (70 N), en ambos recubrimientos, el incremento en un 100 % del volumen de desgaste se presenta a unos  $2 \times 10^5$  ciclos mientras que, este mismo incremento se observa al doble de éstos en el acero ( $4 \times 10^5$  ciclos). En el acero no se incrementa rápidamente el volumen de desgaste, ya que el mecanismo de desgaste que

predominó inicialmente es la deformación plástica, seguido de la adherencia del material deformado entre las superficies en contacto y, por último, la fatiga que ocurren en el material en la medida que transcurre el ensayo. Por ser estos mecanismos de desgaste en serie se requieren que se alcance una cierta energía de nucleación o como fue propuesto FOUVRY *et al.* (1997) un valor del coeficiente energético de desgaste (el cual permite identificar cuando ocurre la transición entre cada uno de estos mecanismos). Por otra parte se observa en las curvas de contorno que, por encima de los  $1 \times 10^6$  ciclos, la tasa de incremento del volumen desgastado es igual para todas las muestras. Por lo tanto, en la medida que se incrementa la carga o el número de ciclos, la tasa de incremento del volumen de desgaste es igual para cualesquiera de las muestras.

Estos resultados indican que los mecanismos de desgaste identificados en las muestras se presentan por periodo de tiempo distintos y que una vez se supera los  $1 \times 10^6$  ciclos, el daño que sufren las superficies comienza a tener una relación directa entre la carga normal y los ciclos aplicados. Con el fin de evaluar el efecto del número de ciclos en el fenómeno de "*fretting wear*" en ambos recubrimientos, en la Figura 57 se muestra la relación de cuanto fue el volumen desgastado del recubrimiento de base NiCr con respecto al de WC-Co-Cr.

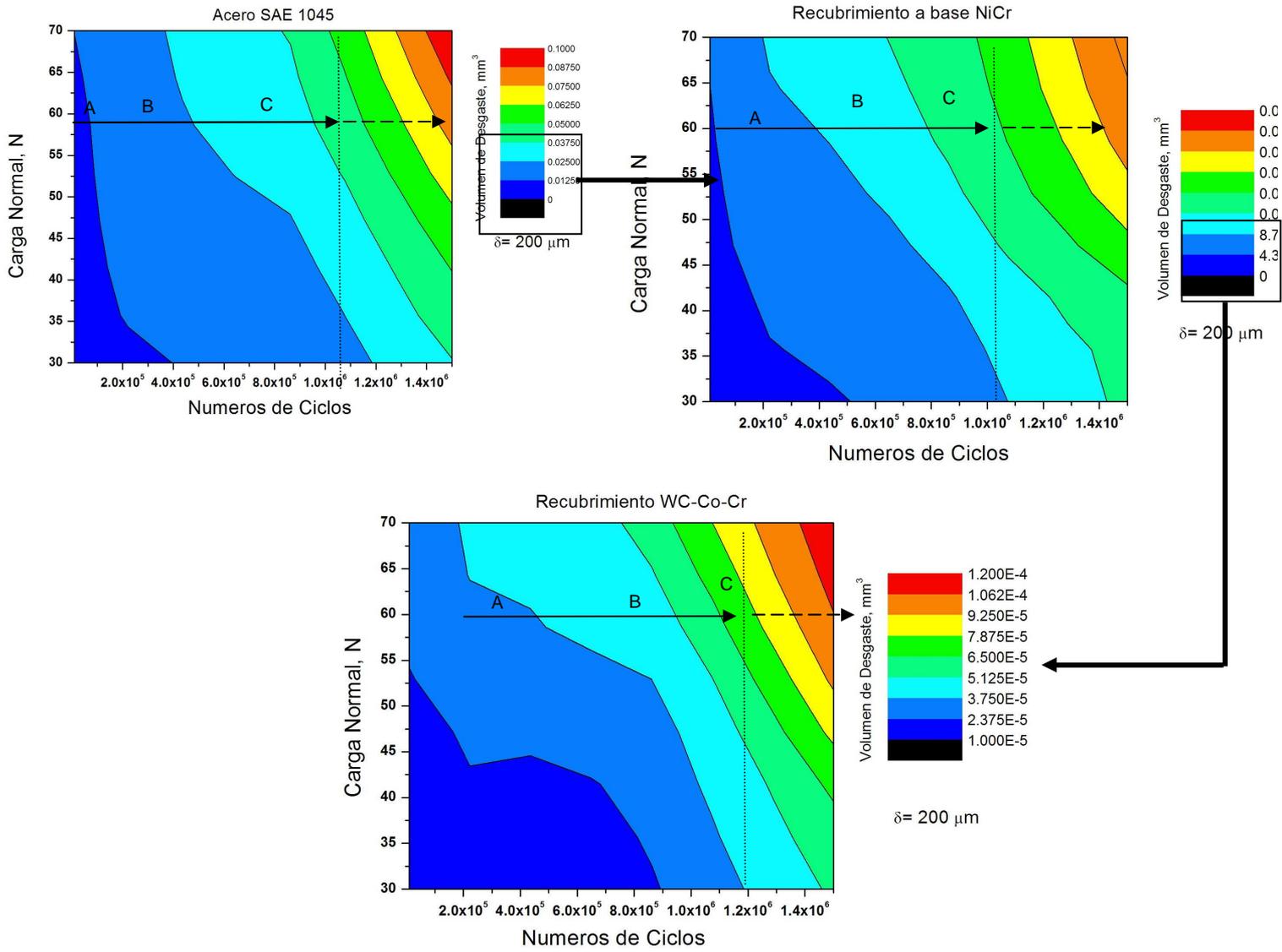


Figura 56. Curvas de contorno del volumen desgastado de las muestras: a) Acero SAE 1045; b) Recubrimiento a base NiCr; c) Recubrimiento de WC-Co-Cr

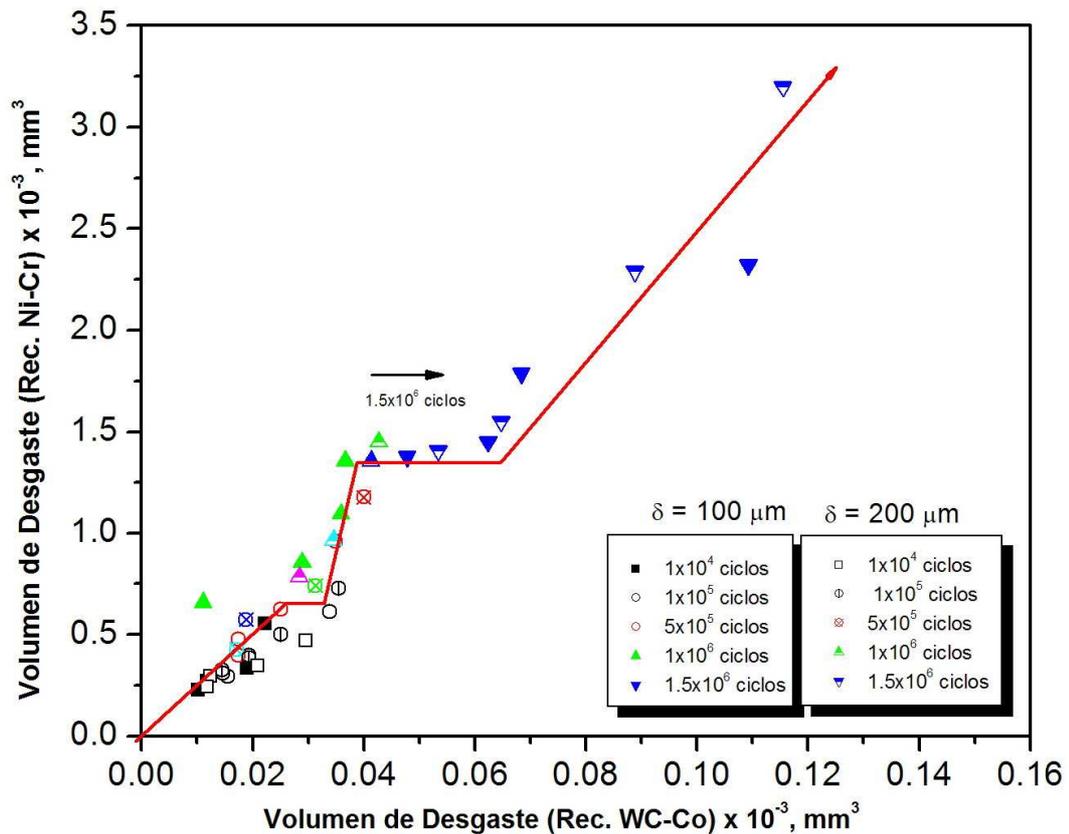


Figura 57. Volumen de desgaste del recubrimiento de NiCr vs los de WC-Co-Cr ensayados bajo todas las condiciones experimentales de carga y amplitud de deslizamiento.

Se aprecia en primer lugar que los valores de desgaste de los recubrimientos de base NiCr bajo todas las condiciones son superiores a los de WC-Co y se incrementan de manera directa. Sin embargo, se observa un comportamiento escalonado de esta relación de volúmenes desgastados entre los recubrimientos en función de los ciclos de “*fretting wear*”.

Para valores por debajo de  $5 \times 10^5$  ciclos, la relación de cambio de volumen de desgaste es similar entre ambos recubrimientos. Al incrementar el número de ciclos por encima de este valor, la relación aumenta el cual se evidencia por el cambio de pendiente. Este cambio de pendiente se relaciona al hecho de que dentro de este intervalo de ciclos, los mecanismos de desgaste entre ambos recubrimientos difieren, siendo más agresivos, los acontecidos en el recubrimiento de base NiCr tal como se observó mediante la técnica de MEB. Una vez que se rebasa los  $1 \times 10^6$  ciclos, se alcanza un volumen de desgaste constante para los recubrimiento de base NiCr y se incrementan el volumen de desgaste para los de WC-Co. Este comportamiento indica que el mecanismo de desgaste abrasivo predominante en éste recubrimiento para esta condición genera un mayor daño superficial en comparación con el mecanismo de adhesión y generación de “*debris*” encontrada en

los recubrimientos de base NiCr. A partir de  $1.5 \times 10^6$  ciclos, la relación del volumen desgastado del recubrimiento de Ni se incrementa nuevamente, por lo que ambas superficies de los recubrimientos, sufren desgaste con la misma tasa de cambio, tal como se evidenció en las curvas de contorno respectivas. Esta tendencia creciente indica que a partir de  $1.5 \times 10^6$  ciclos, el desgaste comienza a ser independiente de las otras variables del fenómeno de “*fretting*” en los recubrimientos termorociados (ya que esta grafica fue obtenida para ambas amplitudes de deslizamiento y para todo el intervalo de carga normal aplicada) siendo entonces dependiente del mecanismo de desgaste que esté predominando en el recubrimiento en ese intervalo de ciclos.

Cuando se realizó el análisis de la morfología de las huellas de fretting mediante MEB (ver Figuras 41-44) se obtuvo que los mecanismos de desgaste que predominaron en el acero son de tipo abrasivo, mientras que para el recubrimiento de Ni-Cr, los mecanismos de degradación son por delaminación y que los mismos dependen de la magnitud de la carga aplicada. En cambio en los recubrimientos de WC-Co-Cr el mecanismo de desgaste que predominó fue del tipo abrasivo, independientemente de la amplitud de deslizamiento utilizada (ver Figura 44). En esta figura se pudo observar la presencia de surcos en la dirección de deslizamiento, con la generación de “*debris*” producto de la deformación de las asperezas iniciales, que actuaron posteriormente como partículas erosivas de tercer cuerpo, tal como se mostró en el esquema propuesto por SAUGER *et al.* 2000 (Figura 1). Todos los mecanismos de desgaste observados empleando MEB para diferentes cargas pudieron ser corroborados por los perfiles topográficos (3D) y transversales (2D) de las huellas de “*fretting*” de los recubrimientos mediante la utilización de la perfilometría óptica.

Realizando el cálculo de los coeficientes de desgaste (K) mediante la regresión lineal de los valores (V/S) con respecto a la carga aplicada para ambos tipos de muestras recubiertas, cuando se varía la amplitud de desplazamiento ( $\delta$ ) (ver Figuras 39 y 40), se obtuvieron los valores de las pendientes de las rectas y el valor de la correlación de los datos (ver Tabla 4.1). Se aprecia que mediante esta representación se puede determinar con una buena precisión y de manera sencilla, el valor del coeficiente de desgaste general (K) para cada sistema dentro del intervalo de condiciones de carga y distancia de deslizamiento total ensayado, garantizando así, que el coeficientes de desgaste (K) calculado sea independiente de la carga, del volumen desgastado y la distancia; y no característico de una condición de ensayo.

Tabla 4.1. Valores de las pendientes y correlación de los datos experimentales obtenidos por regresión lineal.

Sistema	$\delta(\mu\text{m})$	Pendiente	Correlación (R)
Rec. Ni-Cr	100	1.98E-7	0.92
Rec. Ni-Cr	200	1.07E-7	0.94
Rec. WC-Co	100	4.71E-9	0.94
Rec. WC-Co	200	8.55 E-9	0.95
SAE 1045	100	5.79E-6	0.91
SAE 1045	200	2.85E-6	0.92

Los valores del coeficiente de desgaste obtenidos en los ensayos en el acero SAE 1045 fueron de  $5.79 \times 10^{-6}$  y  $2.85 \times 10^{-6}$  [ $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ] cuando la amplitud de desplazamiento fue de 100 y 200  $\mu\text{m}$ , respectivamente. En el caso de los sistemas recubiertos con la aleación base NiCr se obtuvieron valores de K que varían entre  $1.98 \times 10^{-7}$  y  $1.07 \times 10^{-7}$  [ $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ] para  $\delta = 100$  y 200  $\mu\text{m}$ , respectivamente, mientras que para los sistemas recubiertos con WC-Co-Cr los valores del coeficiente de desgaste están en el orden  $4.71 \times 10^{-9}$  y  $8.55 \times 10^{-9}$  [ $\text{mm}^3/\text{m.N}$ ] para los valores de  $\delta = 100$  y 200  $\mu\text{m}$ , respectivamente.

Estos resultados indican que bajo las condiciones experimentales utilizadas en los ensayos de “*fretting wear*”, el empleo de estos recubrimientos sobre el acero produce una disminución del volumen del desgaste en un orden de magnitud para el recubrimiento a base NiCr y de hasta tres órdenes de magnitud si se recubre con una aleación de WC-Co-Cr. Este incremento de la resistencia es promovida en los recubrimientos de NiCr por la presencia y distribución homogénea de carburos y boruros de Ni y de Cr dispersos en la matriz y en los recubrimientos de WC-Co-Cr, por la de carburos de complejos del tipo  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ .

En función de los resultados obtenidos de los ensayos de “*fretting wear*”, la evaluación en conjunto de MEB y perfilometría 3D y con la utilización de la representación esquemática de los regímenes de fretting (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM) planteada por VINCENT *et al.* (1992), mostrada en la Figura 58, se puede deducir que los recubrimientos obtenidos mediante el proceso de termorrociado tienen respuestas distintas al fenómeno de “*fretting wear*” dependiendo de las condiciones a las cuales están sometidos.

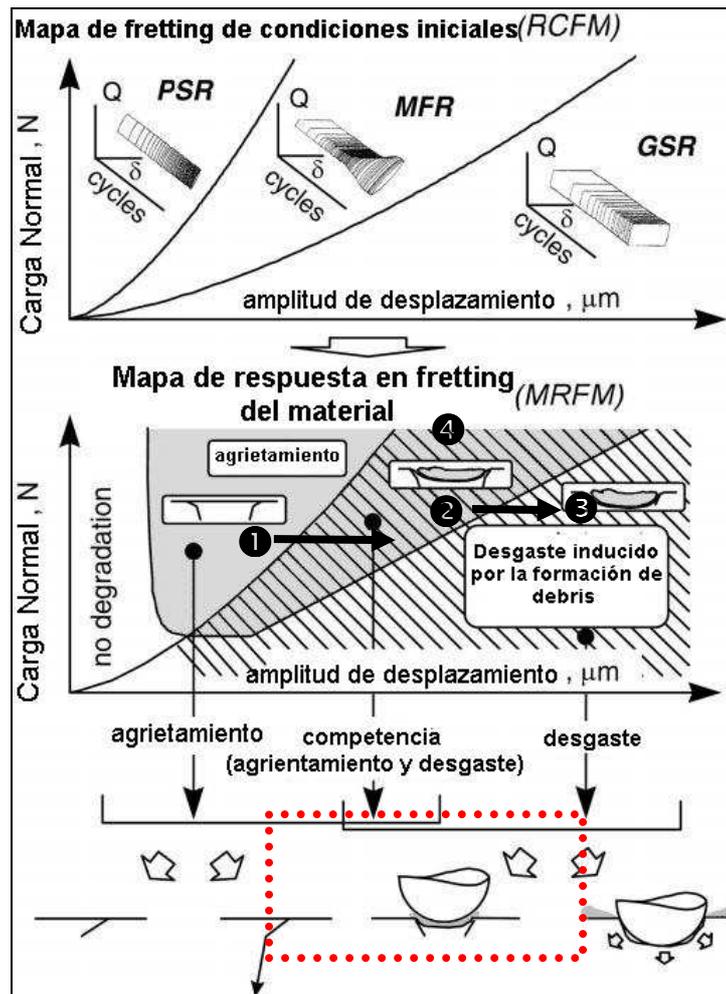


Figura 58. Representación esquemática de los regímenes de fretting (RCFM) y respuesta generada en el material mediante el mapa de respuesta (MRFM) [VINCENT *et al.* 1992]

Al incrementar la amplitud de deslizamiento para una carga normal constante (trayectoria ① → ②), se incrementa el agrietamiento y, dependiendo del tipo recubrimiento, comienza aparecer el desgaste de la superficie de contacto. Por ejemplo, en los recubrimientos de base Ni-Cr inicialmente el mecanismo de desgaste fue por delaminación de las asperezas y agrietamiento leve de la superficie por efecto de la presión de contacto. Al pasar al régimen de deslizamiento parcial, se activa la propagación de las grietas interlamellares a través de las partículas no fundidas generando el desprendimiento de partículas "pull out" por decohesión de la matriz metálica. En cambio, en los recubrimientos de WC-Co, aun cuando también se observó la delaminación inicial de la superficie, esta produjo un desgaste erosivo con el incremento de la amplitud de deslizamiento, mientras que el agrietamiento es prácticamente imperceptible debido a las características microestructurales y mecánicas de estos recubrimientos que evitaron la

propagación de las grietas, actuando como barreras que disiparon la energía necesaria para su crecimiento.

A mayores valores de amplitud de deslizamiento (punto ③) el daño por desgaste que predominó fue por la interacción y formación de los “*debris*” en las superficies en contacto, siendo este daño más severo en los recubrimientos base Ni por poseer una estructura más heterogénea. Con respecto al incremento de carga a un valor de amplitud dado (punto ④), la respuesta observada en los recubrimientos termorociados base Ni indicó la presencia de una mayor área de las zonas de deslizamiento parcial (PS) y de adhesión en los borde de la huella, mientras que los recubrimientos de WC-Co-Cr se observaron la presencia de surcos más profundos, debido al fenómeno de erosión, pero la ausencia de estas áreas.

El incremento el número de ciclo de “*fretting wear*” genera en ambos recubrimientos la intensificación de los mecanismos de desgaste por efecto de la deformación plástica y posterior fatiga de las asperezas o la presencia de partículas atrapadas en el contacto mecánico. Sin embargo, como se observó en la curvas de contorno y en la Figura 57, a partir de los  $1 \times 10^6$  ciclos este efecto permanece constante hasta que comience a predominar otros mecanismos de desgaste por encima de este número de ciclos.

Aun cuando en esta investigación no se realizó el cálculo del coeficiente energético de desgaste propuesto por FOUVRY *et al.* (1997), otras investigaciones realizadas en otros sistemas de recubrimientos termorociados similares [ECONOMOU *et al.* 2000, KOIPRASERT *et al.* (2004), SEGALL *et al.* (1999)] han demostrado que en este tipo de recubrimientos, dicho coeficiente energético disminuye en comparación al acero sin recubrir, lo cual es sinónimo de que existe una mayor resistencia al desgaste del recubrimiento. No obstante, aun cuando se observó que ambos recubrimientos sufren un daño superficial, este es prácticamente insignificante en comparación al que exhibe el acero bajo las mismas condiciones. Además, el daño acontecido en los recubrimientos está localizado en las primeras capas de las “*lamellas*”, tal como se determinó en los perfiles de la sección transversal de las huellas, sin afectar la integridad y desempeño del recubrimiento bajo las condiciones a las cuales fueron ensayados sin lubricación. Por lo tanto, se puede afirmar que los recubrimientos termorociados pueden ser utilizados como una medida paliativa para evitar los fenómenos de “*fretting wear*” en aceros de bajo carbono, brindándole además mejores propiedades mecánicas y mayor resistencia al desgaste.

## CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos en el presente trabajo se pueden establecer las siguientes conclusiones:

- La constante de desgaste obtenida para los recubrimientos a base de NiCr fue de un orden de magnitud mayor en comparación con el sustrato, mientras que en el recubrimiento a base de WC-Co-Cr la tasa de desgaste fue de aproximadamente tres ordenes de magnitud mayor con respecto al acero sin recubrir.
- El incremento en la resistencia ante el fenómeno de “fretting wear” de los recubrimientos de NiCr es atribuida a la presencia y distribución homogénea de carburos y boruros de Ni y de Cr, dispersos en la matriz, mientras que el caso de los recubrimientos de WC-Co-Cr este incremento se debe a la presencia de carburos complejos del tipo  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$  y a la disolución del Cr en la matriz de Co.
- La excelente concordancia entre los valores de volúmenes de desgaste calculados empleando el método de integración numérica propuesto y los determinados experimentalmente a través de perfilometría 3D, indica que la metodología se puede utilizar con éxito para este propósito.
- Se evidenció que el desplazamiento total acumulado (V/S) está influenciado de manera directa por la amplitud de deslizamiento.
- Al aumentar la amplitud de deslizamiento, se genera un leve incremento del volumen desgastado para todos los sistemas ensayados, para una carga aplicada constante.
- En los recubrimientos de WC-Co-Cr el mecanismo de desgaste que predomina es de tipo abrasivo, mientras que en los recubrimientos base Ni se encontró un mecanismo mixto (delaminación-adhesión).
- El máximo esfuerzo de von Mises calculado para el sistema recubierto a base de NiCr fue de 1720 MPa, mientras en el caso del sistema recubierto con WC-Co-Cr se encontró un valor de 2048 MPa.

## PERSPECTIVAS FUTURAS

- Realizar ensayos de “fretting wear” con la utilización de lubricantes para evaluar el desempeño de los recubrimientos termorociados en condiciones de ensayo similares a los utilizados en el presente trabajo.
- Llevar a cabo este mismo estudio con la aplicación de un post-tratamiento térmico superficial y de alivio de tensiones a los recubrimientos para evaluar el efecto del mismo y compararlo con los resultados obtenidos en este trabajo.
- Poder realizar ensayos de “fretting wear” utilizando un mayor intervalo de carga y amplitudes de deslizamiento con la finalidad de completar los datos para la realización de un mapa de fretting para este tipo de sistemas tribológicos.
- Registrar el coeficiente de fricción con el fin de poder calcular el coeficiente energético de desgaste propuesto por Fouvry *et al.* (1997) en este tipo de sistemas, que permite identificar la transición entre los mecanismos de desgaste.

## REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AHMED, R. & HADFIELD M. (1997). *Wear of High-Velocity Oxy-Fuel (HVOF) coated cones in rolling contact*. *Wear*, 203-204, 98-106.
- AKHTAR, F. & GUO S.J., (2008). *Microstructure, mechanical and fretting wear properties of TiC-stainless steel composites*. *Materials Characterization*, 59, 84-90.
- ARAVIND, V., KAMARAJ M., GNANAMOORTHY R. (2007). *Fretting wear studies on uncoated, plasma nitrided and laser nitrided biomedical titanium alloys*. *Materials Science and Engineering: A*, 445-453.
- ATTIA, M.H. (2000). *Fretting fatigue of some nickel-based alloys in steam environment at 265 °C*. En "ASTM STP 1.367. Fretting Fatigue: Current Technology and Practices", American Society for Testing and Materials, 231-246.
- BANSAL, P., SHIPWAY P.H., LEEN S.B., (2007). *Residual stresses in high-velocity oxy-fuel thermally sprayed coatings – Modelling the effect of particle velocity and temperature during the spraying process*. *Acta Materialia*, 55, 15, 5089-5101.
- BARBER, J.R., CIAVARELLA M. (2000). *Contact mechanics*. *International Journal of Solids and Structures*, 37, 29-43.
- BEN CHEIKH LARBI, A. & TLILI B. (2006). *Fretting wear of multilayered PVD TiAlCN/TiAlN/TiAl on AISI 4140 steel*. *Surface & Coatings Technology*, 201, 1511–1518.
- BERTHIER, Y., VICENT L., GODET M. (1989). *Fretting fatigue and fretting wear*. *Tribology International*, 22(4), 235-242.
- BOLSHAKOV, A., PHARR G.M. (1998). *Influences of pile up on the measurement of mechanical properties by load and depth sensing indentation techniques*. *Journal Materials Research*, 13 (4), 1049-1058.
- BRINDLEY, W.J. (1997). *Properties of plasma sprayed bond coats*. *Journal of Thermal Spray Technology*, 6 (1), 85-90.
- CARTON, J.F., VANNES A.B., VINCENT L. (1995). *Basis of a coating choice methodology in fretting*. *Wear*, 185(1-2), 47-57.
- CHANDRASEKARAN, V., SAUER W.L., TAYLOR A.M., HOEPPNER D.W. (1999). *Evaluation of the fretting corrosion behavior of the proximal pad taper of a modular hip design*. *Wear*, 231(1), 54-64.
- CHEN, G.X. & ZHOU Z.R. (2001). *Study on transition between fretting and reciprocating sliding wear*. *Wear*, 250, 665-672.
- COLLINS, J.A. (1981). *Failure of Materials in Mechanical Design*, New York, J. Wiley.

- DALLAIRE, S., DUFOUR M., GAUTHIER B. (1993). *Characterization of Wear Damage in Coatings by Optical Profilometry*. Journal of Thermal Spray Technology, 2(4), 363-368.
- DENT, A.H., HORLOCK A.J., MC.CARTNEY D.G., HARRIS S.J. (2001). *Microstructural characterisation of a Ni-Cr-B-C based alloy coating produced by high velocity oxy-fuel thermal spraying*. Surface and Coatings Technology, 139, 244-250.
- DING, J., MCCOLL I.R., LEEN S.B., SHIPWAY P.H. (2007). *A finite element based approach to simulating the effects of debris on fretting wear*. Wear, 1-6, 481-491.
- DOERNER, M.F & NIX W.D. (1986). *A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments*. Journal Materials Research, 1, 601-609.
- ECONOMOU, S., DE BONTE M., CELIS J.P., SMITH R.W., LUGSCHEIDER E. (2000). *Tribological behaviour at room temperature and at 550°C of TiC-b ased plasma sprayed coatings in fretting gross slip conditions*. Wear, 244 (1-2), 165-179.
- ELLEUCH, K. & FOUVRY S. (2002). *Wear analysis of A357 aluminum alloy under fretting*. Wear, 253(5), 662-672.
- ELLIOTT, C.B. & HOEPPNER D.W. (1999). *The importance of wear and corrosion on the fretting fatigue behavior of two aluminum alloys*. Wear, 236 (1-2), 128-133.
- ENDO, H. & MARUI E. (2002). *Studies on fretting wear: influence of rubbing surface materials and some considerations*. Wear, 253, 795–802.
- ENDO, H. & MARUI E. (2004). *Studies on fretting wear: combinations of various ceramics spheres and carbon steel plates*. Wear, 257, 80-84.
- FOUVRY, S. (2001). *Shakedown analysis and fretting wear response under gross slip condition*. Wear, 250, 1320-1331.
- FOUVRY, S., KAPSA P., VINCENT L. (2000). *Fretting-wear and fretting-fatigue: Relation through a mapping concept*. En "ASTM STP 1367. Fretting Fatigue: Current Technology and Practices", American Society for Testing and Materials. West Conshohocken, 49-64.
- FOUVRY, S., KAPSA PH., VINCENT L., (1996). *Quantification of fretting damage*. Wear, 200, 186-205.
- FOUVRY, S., KAPSA PH., VINCENT L., (2001). *An elastic–plastic shakedown analysis of fretting wear*. Wear, 247, 41–54.
- FOUVRY, S., FRIDRICI V., LANGLADE C., KAPSA PH., VINCENT L. (2006). *Palliatives in fretting: A dynamical approach*. Tribology International, 39, 1005-1015.
- FOUVRY, S., KAPSA PH., ZAHOUANI H., VINCENT L. (1997). *Wear analysis in fretting of hard coatings through a dissipated energy concept*. Wear, 203-204, 393-403.

- FREIMANIS, A.J., SEGALL A.E., CONWAY J.C., WHITNEY E.J. (2000). *Elevated temperature evaluation of fretting and metal transfer between coated titanium components. Tribology Transactions*, 43, 653-658.
- FRIDRICI, V., FOUVRY S., KAPSA P., PERRUCHAUT P. (2003). *Impact of contact size and geometry on the lifetime of a solid lubricant. Wear*, 255 (7-12), 875-882.
- FRIDRICI, V., FOUVRY S., KAPSA PH. (2001). *Effect of shot peening on the fretting wear of Ti-6Al-4V. Wear*, 250-251, 642-649.
- GASPAR, M.C. & RAMALHO A. (2002). *Fretting behaviour of galvanised steel. Wear* 252, 199–209.
- GODET, M. (1984). *The third body approach, a mechanical view of wear. Wear*, 100, 437-452.
- GORYACHEVA, I.G., RAJEEV P.T., FARRIS T.N. (2001). *Wear in partial slip contact. Journal of Tribology*, 123 (4), 848-856.
- GIL, L. & STAIA M.H. (2002). Influence of HVOF parameters on the corrosion resistance of NiWCrBSi coatings. *Thin Solid Films*, 420–421, 446-454.
- GUILMANY, M. & DE PACO J.M. 1998. *Studies of the friction coefficient versus percentage of Metallic matrix in WC+Co coatings sprayed by HVOF. Surface Modification Technologies XI. USA. 982-990.*
- HAGER, C.H., SANDERS J.H., SHARMA S. (2004). *Characterization of mixed and gross slip fretting wear regimes in Ti6Al4V interfaces at room temperature. Wear*, 257, (1-2), 167-180.
- HANSSON, T., KAMARAJ M., MUTOH Y., PETTERSSON B. (2000). *High temperature fretting fatigue behavior in an XD™  $\gamma$ -base TiAl. En "ASTM STP 1.367. Fretting Fatigue: Current Technology and Practices", American Society for Testing and Materials, 65-79.*
- HARFIELD-WÜNSCH, S.E. & TUNG S.C. 1994. *The Effect of Microstructure on the Wear Behavior of Thermal Spray Coatings. Proceedings of the 7th National Thermal Spray Conference. Edit. ASM International, 19-24.*
- HARISH, G., SZOLWINSKI M.P., FARRIS T.N., SAKAGAMI T. (2000). *Evaluation of fretting stresses through full-field temperature measurements. En "ASTM STP 1367. Fretting Fatigue: Current Technology and Practices, American Society for Testing and Materials, 423-435.*
- HERNÁNDEZ, M.A. & PAIVA D. (2003). *Construcción y puesta en marcha de una máquina de ensayos para la simulación del fretting. Tesis de pregrado, Escuela de Ingeniería Mecánica, Universidad Central de Venezuela, Venezuela.*
- HILLS, D.A., FELLOWS L.J. (1999). *Some observations on contact problems on contact problems involving fretting in the presence of wear. Wear*, 231(2), 319–324.

- HUANG, W., HOU B., PANG Y., ZHOU Z. (2006). *Fretting wear behavior of AZ91D and AM60B magnesium alloys*. *Wear*, 260, (11-12), 1173-1178.
- HUTSON, A.L., NESLEN C., NICHOLAS T. (2003). *Characterization of fretting fatigue crack initiation processes in Cr Ti-6Al-4V*. *Tribology International*, 36 (2), 133-143.
- IRVING, B. (1996). *New thermal spray systems return aircraft engines to service*. *Welding Journal*, 22-27.
- JEONG, S.H., CHO C.W., LEE Y-Z. (2005). *Friction and wear of Inconel 690 for steam generator tube in elevated temperature water under fretting condition*. *Tribology International*, 38, 283–288.
- JIBIKI, T., SHIMA M., AKITA H., TAMURA M. (2001). *A basic study of friction noise caused by fretting*. *Wear*, 251, 1492-1503.
- JIN, O. & MALL S. (2004). *Effects of slip on fretting behavior: experiments and analyses*. *Wear*, 256, (7-8), 671-684.
- JOHNSON, K.L. (1985). *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, Londres, Reino Unido.
- KALIN, M. & VIZINTIN J. (2000). *Use of equations for wear volume determination in fretting experiments*. *Wear*, 237 (1), 39-48.
- KALIN, M. & VIZINTIN J. (2001). *High temperature phase transformations under fretting conditions*. *Wear*, 249, 172-181.
- KASAREKAR, A.T., BOLANDER N.W, SADEGHI F., TSEREGOUNIS S. (2007). *Modeling of fretting wear evolution in rough circular contacts in partial slip*. *International Journal of Mechanical Sciences*, 49 (6), 690-703.
- KENNEDY, P.J., STALLINGS L., PETERSEN M.B. (1983). *A study of surface damage at low amplitude slip*. *Proceeding of Conference ASLE-ASME Lubrication Conference*.
- KIM, H.J., HWANG S.Y., LEE C.H., JUVANON P. (2003). *Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings*. *Surface and Coatings Technology*, 172, 262–269.
- KLAFFKE, D. (1985). *Fretting wear of ceramic–steel: the importance of wear ranking criteria*. *Wear*, 104, 337–343.
- KLAFFKE, D. (1989). *Fretting wear of ceramics*. *Tribology International*, 22 (2), 89–101.
- KOIPRASERT, H., DUMRONGRATTANA S., NIRANATLUMPONG P. (2004). *Thermally sprayed coatings for protection of fretting wear in land-based gas-turbine engine*. *Wear*, 257 (1-2), 1-7.
- KUBIAK, K., FOUVRY S., MARECHAL A.M. (2005). *A practical methodology to select fretting palliatives: Application to shot peening, hard chromium and WC-Co coatings*. *Wear*, 259 (1), 367-376.

- KUBIAK, K., FOUVRY S., MARECHAL A.M., VERNET J.M. (2006). *Behaviour of shot peening combined with WC–Co HVOF coating under complex fretting wear and fretting fatigue loading conditions*. Surface and Coatings Technology, 201 (7), 4323-4328.
- LA BARBERA-SOSA, J.G., SANTANA Y.Y., STAIA M.H, CHICOT D., LESAGE J., CARO J., MESMACQUE G., PUCHI-CABRERA E.S. (2008). *Microstructural and mechanical characterization of Ni-base thermal spray coatings deposited by HVOF*. Surface and Coatings Technology, 202, 18, 4552-4559.
- LEE, H. & MALL S. (2004). *Stress relaxation behavior of shot-peened Ti-6Al-4V under fretting fatigue at elevated temperature*. Materials Science and Engineering: A, 366 (2), 412-420.
- LEE, H., JIN O., MALL S. (2003). *Fretting fatigue behaviour of shot-peened Ti-6Al-4V at room and elevated temperatures*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 26 (9), 767-778.
- MARSHALL, D.B., NOMA T., EVANS A.G. (1982). *A simple method for determining elastic-modulus to hardness ratios using knoop indentation measurements*. Journal American Ceramic Society, 65 (10), 175-176.
- MENG, H.C & LUDEMA K.C. (1995). *Wear models and predictive equations: their form and content*. Wear, 181-183, 443-457.
- MIGUEL, J.M., GUILMANY J.M., VIZCAINO S. (2003). *Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes*. Tribology International, 36, 181–187.
- MIYOSHI, K., LERCH B.A., DRAPER S.L. (2003). *Fretting wear of Ti-48Al-2Cr-2Nb*. Tribology International, 36 (2), 145-153.
- MIYOSHI, K., POHLCHUCK B., STREET K.W., ZABINSKI J.S., SANDERS J.H., VOEVODIN A.A., WU R.L.C. (1999). *Sliding wear and fretting wear of diamond like carbon-based, functionally graded nanocomposite coatings*. Wear, 225-229, 1, 65-73.
- MOHRBACHER, H., CELIS J.P., ROOS J.R. (1995). *Laboratory testing of displacement and load induced fretting*, Tribology International, 28, 269-278.
- MOSKOWITZ, L.N. (1992). *Application of HVOF Thermal Spraying to Solved Corrosion Problems in the Petroleum Industry*. Proceeding of the International Thermal Spray Conference & Exposition, Orlando, Florida, USA, 611-618.
- MURTHY, H., RAJEEV P.T., OKANE M., FARMS T.N. (2003). *Development of test methods for high temperature fretting of turbine materials subjected to engine-type loading*. En "ASTM STP 1.367. Fretting Fatigue: Current Technology and Practices", American Society for Testing and Materials, 273-288.
- NABOULSI, S. & MALL S. (2002). *Investigation of high cycle and low cycle fatigue interaction on fretting behavior*. International Journal of Mechanical Sciences, 44, (8), 1625-1645.

- NAMJOSHI, S.A. & MALL S. (2001). *Fretting behavior of Ti-6Al-4V under combined high cycle and low cycle fatigue loading*. International Journal of Fatigue, 23 (1), 1-492.
- NICOLL, A.R., BACHMANN A., MOENS J.R., LOEWE G. (1992). *The application of high velocity combustion spraying*. Proceeding of the International Thermal Spray Conference & Exposition, Orlando, Florida, USA, 149-152.
- NOWELL, D. & HILLS D.A. (1990). *Crack Initiation Criteria in Fretting Fatigue*. Wear, 136, 329-343.
- OKADO, J., SHIMA M., MCCOLL I.R., WATERHOUSE R.B., HASEGAWA T., KASAYA M. (1999). *Ni-P and Mo: An excellent fretting wear resistant combination*. Wear, 225-229 (2), 749-757.
- OLIVER, W.C., PHARR G.M. (1992). *An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments*. Journal Materials Research, 7 (6), 1564-1583.
- OLIVER, W.C., PHARR G.M. (2004). *Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology*. Journal Materials Research, 19, 3-20.
- PARK, Y.W., SANKARA T.S.N., LEE K.Y. (2007). *Fretting corrosion of tin-plated contacts: Evaluation of surface characteristics*. Tribology International, 40, 548–559.
- PAWLOWSKI, L., (1995). *The science and engineering of thermal spray coatings*, Wiley, 1995.
- QU, J. & TRUHAN J.J. (2006). *An efficient method for accurately determining wear volumes of sliders with non-flat wear scars and compound curvatures*. Wear, 261, 848–855.
- RACITI, R., EISS N.S., MABIE H.H., FUREY M.J. (1989). *The effect of thickness on the lives of polystyrene films subjected to fretting conditions*. Wear, 132, 49–58.
- RAMESH, R. & GNANAMOORTHY R. (2006). *Development of a fretting wear test ring and preliminary studies for understanding the fretting wear properties of steels*. Materials and design, 27, 141-146.
- RAMESH, R. & GNANAMOORTHY R. (2007). *Effect of hardness on fretting wear behaviour of structural steel, En 24, against bearing steel, En 31*. Materials & Design, 28 (5), 1447-1452.
- RUIZ, C., BODDINGTON P.H.B., CHEN K.C. (1984). *An investigation of fatigue and fretting on a dovetail joint*. Experimental Mechanics, 24, 208-217.
- SAMPATH, S., BANCKE G., HERMAN H., S. RANGASWAMY. (1989). *Plasma Sprayed Ni-Al Coatings*. Surface Engineering, 5 (4), 293-298.
- SANTANA, Y.Y., LA BARBERA-SOSA J.G., CARO J., PUCHI-CABRERA E. S., STAIA M. H. (2008). *Mechanical properties and microstructure of WC–10Co–4Cr and WC–12Co thermal spray coatings deposited by HVOF*. Surface Engineering, 24, 5, 374-382.

- SANTANA, Y.Y., LA BARBERA-SOSA J.G., STAIA M. H., LESAGE J., PUCHI-CABRERA E. S., CHICOT D., BEMPORAD E. (2008). *Measurement of residual stress in thermal spray coatings by the incremental hole drilling method*. Surface and Coatings Technology, 201, 2092–2098.
- SATO, K., STOLARSKI T.A., IIDA Y. (2000). *The effect of magnetic field on fretting wear*. Wear, 241, 99-108.
- SAUCER, E., FOUVRY S., PONSONNET L., KAPSA PH., MARTIN J.M., VINCENT L. (2000b). *Tribologically transformed structure in fretting*. Wear, 245(1), 39-52.
- SAUCER, E., PONSONNET L., MARTIN J.M., VINCENT L. (2000a). *Study of the tribologically transformed structure created during fretting tests*. Tribology International, 33(11), 743-750.
- SAUGER, E., FOUVRY S., PONSONNET L., KAPSA PH., MARTIN J.M., VINCENT L. (2000). *Tribologically transformed structure in fretting*. Wear, 245, 39–52.
- SEGALL, A.E., CONWAY J.C., STIVER D.H., MOOSE C.A., HERSHMAN S. (1999). *Elevated temperature fretting evaluations using a flat-on-flat configuration*. Tribology Transactions, 42, 681-685.
- SHIMA, M., SUETAKE H., MCCOLL I.R., WATERHOUSE R.B., TAKEUCHI M. (1997). *On the behaviour of an oil lubricated fretting contact*. Wear, 210 (1), 304-310.
- SHKARAYEV, S. & MALL S. (2003). *Computational modelling of shot-peening effects on crack propagation under fretting fatigue*. Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 38 (6), 495-506.
- SMITH, R., LUGSCHEIDER E., ROOS J. (1991). *Wear Test Characterization of TiC Reinforced Thermal Spray Coatings, Thermal Spray Coatings: Properties, Process and Applications*. Proceedings of the 4th National Thermal Spray Conference. Edit. ASM International, 59-66.
- STACHOWIAK, G.B. & STACHOWIAK G.W. (1995). *Fretting wear and friction behaviour of engineering ceramics*. Wear, 190 (2), 212–218.
- STAIA, M.H. & CARRASQUERO E. (2000). *Wear behaviour of HVOF thermally sprayed WC–14Co–3Cr coatings*. Surface Engineering, 16 (6), 515-518.
- SZOLWINSKI, M.P., MATLIK J.F., FARRIS T.N. (1999). *Effects of HCF loading on fretting fatigue crack nucleation*. International Journal of Fatigue, 21 (7), 643-741.
- TAN, J.C., LOONEY L., HASHMI M.S.J. (1999). *Component repair using HVOF thermal spraying*. Journal of Materials Processing Technology, 203-208.
- TANI, K., HARADA Y., KOBAYASHI Y., (1998). *Durability of sprayed WC/Co coatings in Al-added Zinc Bath*. Proceedings of Fifteenth International Thermal Spray Conference, 951–956.

- TOMLINSON, G.A. (1927). *The rusting of steel surfaces in contact*. Proceedings Royal Society, A115, 472-483.
- TRICOTEAUX, A., JOUAN P.Y., GUERIN J.D., MARTINEZ J., DJOUADI A. (2003). *Fretting wear properties of CrN and Cr N coatings*. Surface and Coatings Technology, 174 –175, 440-443.
- TUCKER, R.C. (1992). *Thermal Spray Coatings*. ASM Handbook, 5, Surface Engineering, ASM International, 497-509.
- VINCENT, L., BERTHIER Y., DUBOURG M.C., GODET M. (1992). *Mechanisms and materials in fretting*. Wear, 153, 135-148.
- VINGSBO, O. & SODERBERG S. (1988). *On fretting maps*. Wear, 126, 131-147.
- VIZINTIN, J., KALIN M., NOVAK S., DRAIC G., IVES L.K., PETERSON M.B. (1996). *Effect of slip amplitude on the fretting wear of silicon nitride against silicon nitride*. Wear, 192, 11-20.
- WHITENTON, E.P. & BLAU P.J. (1988). *A comparison of methods for determining wear volumes and surface parameters of spherically tipped sliders*. Wear, 124, 291–309.
- XU, J., ZHOU Z.R., ZHANG C.H., ZHU M.H., LUO J.B. (2007). *An investigation of fretting wear behaviors of bonded solid lubricant coatings*. Journal of Materials Processing Technology, 182 (1-3), 146-151.
- XU, J., ZHU M.H., ZHOU Z.R., KAPSA PH., VINCENT L. (2003). *An investigation on fretting wear life of bonded MoS<sub>2</sub> solid lubricant coatings in complex conditions*. Wear, 255 (1-6), 253-258.
- ZHOU, Z.R. & VINCENT L. (1999a). *Lubrication by thin polystyrene coating in fretting*. Wear, 231(2), 179-184.
- ZHOU, Z.R. & VINCENT L. (1999b). *Lubrication in fretting: a review*. Wear, 225 (2), 962-967.
- ZHOU, Z.R., GU S.R., VINCENT L. (1997b). *Investigation of the fretting wear of two aluminum alloys*. Tribology International, 30(1), 1-7.
- ZHOU, Z.R., LIU Q.Y., ZHU M.H., TANJALA L., KAPSA PH., VINCENT L. (2000). *An investigation of fretting behaviour of several metallic materials under grease lubrication*. Tribology International, 33 (2), 69-74.
- ZHOU, Z.R., SAUCER E., LIU J.J., VINCENT L. (1997a). *Nucleation and early growth of tribologically transformed structure (TTS) induced by fretting*. Wear, 212 (1), 50-58.
- ZHU, M.H., ZHOU Z.R., KAPSA P.H., VINCENT L. (2001). *Radial fretting fatigue damage of surface coatings*. Wear, 250-251, 650-657.