

UNIVERSIDAD JAUME I

Departamento de Ingeniería de Sistemas Industriales y Diseño

Àrea de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica



UNIVERSITAT
JAUME·I

INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE Al_2O_3 SOBRE EL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE RECUBRIMIENTOS NiCrBSi DEPOSITADOS MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA (OXY-FUEL)

TESIS DOCTORAL

Presentada por:

DAVID LEAL CANO

Dirigido por:

Dr. D. KUDAMA A. RAZZAQ HABIB

Castellón, Marzo de 2020



Programa de Doctorado en Tecnologías Industriales y Materiales
Escuela de Doctorado de la Universidad Jaume I

Tesis Doctoral

**INFLUENCIA DE LA ADICIÓN DE AL_2O_3 SOBRE
EL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE
RECUBRIMIENTOS NiCrBSi DEPOSITADOS
MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA (OXY-FUEL)**

Memoria presentada por David Leal Cano para optar al grado de doctor por la Universidad Jaume I

David Leal Cano

Dr.D. Kudama A. Habib Ameen

FIRMA

FIRMA

Castelló de la Plana, marzo del 2020

Agradecimiento:

Quiero agradecer en primer lugar a mi Madre, que gracias a ella he podido llegar hasta aquí, ya que fue la persona que confió en mí al pesar de no haber tenido ningún tipo de formación con la edad de 21 años, a partir de ahí empezó mi viaje hasta donde he llegado al día de hoy. También quiero agradecer a la Universidad Jaume I por haberme abierto las puertas y haber hecho realidad este trabajo presente. A mi director, tutor, amigo Kudama Habib Ameen que es una grandísima persona tanto por fuera como por dentro, y gracias por todos tus conocimientos que me has transmitido y ayudado en toda esta fase. Gracias a los técnicos de laboratorio de SCIC, a Javier y Gabriel por asesorarnos en el SEM y XRD. A mis compañeros y amigos, a todos mis profesores que me han ayudado a lo largo de mi carrera y por su puesto a mi mujer que es la que me ha dado un apoyo incondicional,

Muchas gracias a todos.

APORTACIÓN CIENTÍFICA

PUBLICACIONES:

1. K.A. Habib, D.L. Cano, Jose Antonio Heredia, Angel Vicente-Escuder, ‘Effect of debris size on the tribological performance of thermally sprayed coatings’. Tribology International 143 (2020) 106025.
2. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, ‘Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings’ ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832.
3. K.A. Habib, D.L. Cano. C.T. Caudet, M.S. Damara, I. Cervera, J. Belles, and P.Ortells, ‘Influencia of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings, JMEP. 26 (4), (2017) 1647-1656.
4. D. Leal Cano; K. A. Habib; C. Tarazona Caudet; P. Ortells. ‘Investigación en la influencia del contenido en Cr de aleaciones NiCrBSi sobre el par rozante Acero F-5220 templado en aceite en la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados. (Curva de Stribeck)’, XXI Congreso Nacional Ingeniería Mecánica, Universidad Miguel Hernández, Elche, 2016, ISBN:978-84-16024-37-7.

CONGRESOS:

1. Ponencia, D. Leal Cano; K. A. Habib; J.A. Heredia. I. Cervera ; L. Hueso, Influencia de la adición de alúmina en recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama oxiacetilénica sobre la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento tribológico (Curva de Stribeck), XVI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie: TRATERMAT 2019.
2. Ponencia, D. Leal Cano; K. A. Habib; J.A. Heredia. I. Cervera ; L. Hueso, ‘Modelización y optimación de los parámetros de la Curva de Stribeck en función de la viscosidad del aceite lubricante en recubrimientos NiCrBSi con adiciones de Al₂O₃’, XVI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie: TRATERMAT 2019.

3. Ponencia D. Leal Cano; K. A. Habib; J.A. Heredia. I. Cervera; D. Mon, L. Hueso, Influencia de la adición de Al_2O_3 sobre la estabilidad de la capa de lubricación y consumo energético de recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama (SFM)', XVI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie: TRATERMAT 2019.
4. Ponencia, D.L. Cano, C.T. Caudet, H.A.Kudama, M. H Nore, 'Estudio de la resistencia al desgaste abrasivo de recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (Oxy-Fuel) y refundidos por llama oxiacetilénica y láser', V Congreso Hispano-Luso de Cerámica y Vidrio, Barcelona 2018.
5. Ponencia D. Leal Cano, K. A. Habib· C. Tarazona Caudet Resistencia al desgaste abrasivo de recubrimientos NiCrBSi con adiciones de alúmina depositados mediante proyección térmica por llama (Oxy-Fuel)' Congreso IV jornadas de jóvenes investigadores 09/07/2015, Madrid.

ÍNDICE:

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN	15
1.1. ANTECEDENTES	15
1.2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	19
1.3. OBJETIVO DE LA INVESTIGACIÓN	20
1.4. JUSTIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN	22
1.5. PLANIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN.....	23
1.5.1. Ensayos previos	23
1.5.2. Caracterización de los materiales utilizados.....	24
1.5.3. Preparación y caracterización de las mezclas	24
1.5.4. Preparación de las probetas.	25
1.5.4.1. Probetas diseñadas para los ensayos del comportamiento tribológico en medios lubricados.....	25
1.5.4.2. Probetas diseñadas para los ensayos de desgaste abrasivo.....	25
1.5.5. Ensayos tribológicos y caracterización.....	25
1.5.5.1. Ensayos tribológicos en medios lubricados.....	25
1.5.6. Planificación de la investigación (diagrama).....	26
.....	27
1.6. REFERENCIAS	28
CAPÍTULO 2: ESTADO DEL ARTE	33
2.1. TRIBOLOGÍA. GENERALIDADES	33
2.1.1. Tribología	33
2.1.2. Fundamentos de la tribología	33
2.2. FRICCIÓN.....	35
2.2.1. Teorías de rozamiento	36
2.2.2. Fricción estática y dinámica. Generalidades	38
2.2.2.1. Fricción estática sobre un plano	38
2.2.2.2. Fricción dinámica sobre un plano.....	39
2.2.2.3. Fricción estático sobre una superficie inclinada.....	41
2.2.2.4. Fricción dinámico sobre una superficie inclinada	43
2.2.3. Tipo de energía pérdida debido a la fricción	44

2.2.4. Teoría de Coulomb.....	45
2.2.5. Teoría de la adhesión (microsoldaduras).....	47
2.2.6. Coeficiente de fricción generalizado.....	49
2.2.7.1. Influencia del acabado superficial.....	52
2.2.7.2. Influencia de la velocidad de deslizamiento.....	53
2.2.7.3. Influencia de la temperatura.....	56
2.2.7.4. Influencia con el tiempo.....	57
2.2.7.6. Influencia de elementos adicionales.....	59
2.2.8. Naturaleza de las superficies metálicas.....	59
2.2.8.1. Capa superficial.....	59
2.2.8.1.1. La capa accesible.....	60
2.2.8.1.2. La capa endurecida.....	60
2.2.8.1.3. La capa amorfa de Beilby.....	60
2.2.8.1.4. La capa adsorbida.....	61
2.2.8.2. Irregularidades superficiales.....	61
2.2.8.2.1. Observación de las superficies.....	61
2.2.8.2.2. Parámetros superficiales.....	63
2.2.8.3.1. Contactos hertzianos.....	70
2.2.8.3.2. Distribución de tensiones en contactos hertzianos.....	71
2.2.8.3.3. Contacto de superficies rugosas.....	73
2.2.8.3.3.1. Deformación elástica de las asperezas.....	73
2.2.8.3.3.2. Deformación de las asperezas.....	75
2.2.8.3.3.3. Criterios de modo de deformación.....	75
2.3. DESGASTE.....	76
2.3.1. Tipos de desgaste.....	77
2.3.1.1. Desgaste adhesivo.....	78
2.3.1.2 Desgaste abrasivo.....	80
2.3.1.3. Desgaste por fatiga superficial.....	83
2.3.1.4 Desgaste por vibraciones ‘Fretting’.....	84
2.3.1.5 Desgaste corrosivo.....	85
2.3.1.6 Desgaste por impacto.....	85
2.3.1.7 Desgaste Interferencial.....	86
2.4. LUBRICACIÓN.....	86

2.4.1. Clasificación de los aceites.....	86
2.4.2. Aceites sintéticos	87
2.4.2.1. Tipos de aceites sintéticos	88
2.4.2.1.1. Ésteres.....	88
2.4.2.1.2. Polioalfaolefinas (PAO)	88
2.4.2.1.3. Alquibencenos	88
2.4.2.1.4. Poliglicoles	89
2.4.2.1.5. Aceites de siliconas	89
2.4.3. Características de los aceites lubricantes.....	89
2.4.4. Propiedades físicas de los aceites lubricantes.....	90
2.4.5. Otras propiedades de los lubricantes	96
2.4.6. Aditivos lubricantes.....	98
2.4.7. Regímenes de lubricación.....	102
2.4.7.1. Lubricación límite.....	104
2.4.7.2. Lubricación mixta.....	105
2.4.7.3. Lubricación elastohidrodinámica	106
2.4.7.4. Lubricación hidrodinámica.....	106
2.4.7.5. Lubricación hidrostática	108
2.4.7.6. Lubricante sólido	108
2.5. RECUBRIMIENTOS AUTOFUNDENTES BASE NÍQUEL.....	108
2.6. PROYECCIÓN TÉRMICA: GENERALIDADES	110
2.6.1. Antecedentes históricos	111
2.6.2. Descripción del proceso.....	111
2.6.3. Descripción de las partículas	111
2.6.4. Formación del recubrimiento.....	112
2.6.4.1. Adherencia al sustrato	112
2.6.4.2. Propiedades de los recubrimientos	115
2.6.5. Clasificación de los procesos de proyección térmica	116
2.7.1. Calentamiento por combustión.....	117
2.7.1.1. Calentamiento por llama (SFM)	117
2.7.1.2. Proyección térmica de alta velocidad (HVOF).....	118
2.7.1.3. Proyección térmica por Detonación.	118
2.7.2. Calentamiento por electricidad.....	119

2.7.2.1. Proyección térmica por arco eléctrico	119
2.7.2.2. Proyección térmica por plasma.....	120
2.8. REFERENCIAS	122
CAPÍTULO 3: PARTE EXPERIMENTAL.....	129
3.1. ESQUEMA RESUMEN DE LA PARTE EXPERIMENTAL.....	129
3.2. DESCRIPCIÓN DE LOS MATERIALES UTILIZADOS EN LOS ENSAYOS. 129	
3.2.1. Acero Inoxidable AISI 304.....	130
3.2.2. Acero F-5220 templado en aceite y revenido.....	131
3.2.3. Superaleación autofundentes de base Níquel (NiCrBSi).....	131
3.2.3.1. Superaleación NiCrBSi (10,1%Cr).....	132
3.2.3.2. Superaleación NiCrBSi, 15,25% Cr.	132
3.2.3.3. Superaleación NiCrBSi/WC, 60/40%.....	132
3.2.4. Superaleación base Níquel (NiCrBSi/Al ₂ O ₃).	133
3.2.4.1. Alúmina micrométrica.....	133
3.3. PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS	133
3.3.1. Estudio de la microestructura, características mecánicas (perfil de microdurezas Vickers, desgaste abrasivo) y estudio del comportamiento tribológico en medio lubricados.....	134
3.3.1.1. Corte.	134
3.3.1.2. Granallado.	134
3.3.1.3. Limpieza y desgrase	135
3.3.1.4. Mezclado de los polvos	136
3.3.1.5. Proyección térmica por llama	137
3.3.1.6. Tratamiento térmico. Refusión por llama oxiacetilénica.....	139
3.3.1.7. Desbaste y pulido.....	140
3.3.1.7.1. Desbaste y pulido. Estudio de la microestructura y ensayo de microdurezas Vickers.....	140
3.3.1.7.2 Desbaste y pulido. Estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados.....	142
3.3.1.7.3. Desbaste. Ensayo a desgaste abrasivo.	143
3.4. ESTUDIO DE LA MICROESTRUCTURA	143
3.4.1. Microscopia óptica.	143
3.4.2. Microscopia electrónica de barrido y rayos X (SEM – EDX).....	143
3.4.2.1. Microscopia electrónica de barrido SEM	143

3.4.2.2. Microanálisis por Rayos X (EDX).	145
3.5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA. ENSAYO DE MICRODUREZAS VICKERS Y DESGASTE ABRASIVO.	145
3.5.1. Ensayos de microdurezas Vickers, (perfil de microdurezas)	145
3.5.2. Ensayos de desgaste abrasivo. (Técnica pin-on-disk).	147
3.6. ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO EN MEDIOS LUBRICADOS. (TÉCNICA PIN-ON-DISK)	150
3.6.1. Descripción general del tribómetro pin-on-disk.	150
3.6.2 Control y adquisición de datos	151
5.6.3. Descripción de los parámetros de los ensayos.	152
3.7. REFERENCIAS	1531135
CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN	157
4.1. INTRODUCCIÓN.....	157
4.2 CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA	158
4.2.1. Introducción.....	158
4.2.2. Influencia del contenido en cromo sobre la microestructura.	159
4.2.2.1. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1Cr%) ...	161
4.2.2.2. Análisis semicuantitativos EDX del Recubrimiento R1-NiCrBSi (15,25Cr%)	163
4.2.2.3. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento NiCrBSi/WC , 60/40% (15,25%Cr)	165
4.2.3. Influencia de las adiciones de alúmina micrométrica sobre la microestructura de recubrimientos de NiCrBSi	168
4.2.3.1. Análisis semicuantitativos EDX del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1Cr% +10%Al ₂ O ₃ micrométrica).....	171
4.2.3.2. Análisis semicuantitativos EDX del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25Cr% +10%Al ₂ O ₃ micrométrica).....	172
4.2.3.3. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC (60/40%, 15,25%Cr +10%Al ₂ O ₃ micrométrica)	174
4.3 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA	175
4.3.1 Introducción.....	175
4.3.2. Ensayos de microdurezas Vickers (perfil de microdurezas recubrimiento-sustrato)	176
4.3.2.1. Resultados de los ensayos de microdurezas Vickers.....	176
4.3.2.2. Ensayos de desgaste abrasivo	180
4.4. CARACTERIZACIÓN TRIBOLÓGICA EN MEDIOS LUBRICADOS	184

4.4.1. Introducción.....	184
4.4.2 Influencia del coeficiente de rozamiento con la velocidad.....	185
4.4.3 Influencia del coeficiente de rozamiento con la presión aplicada.....	192
4.4.3.1. Influencia de coeficiente de rozamiento en función de la carga aplicada en recubrimientos sin modificar.....	193
4.4.4 Influencia del contenido en cromo de recubrimientos NiCrBSi sobre la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados (Curva de Stribeck).....	198
4.4.5. Influencia de la adicción de Al ₂ O ₃ micrométrica en recubrimientos NiCrBSi sobre la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados (Curva de Stribeck).....	213
4.4.6. Comparativa regímenes de lubricación (Curva de Stribeck) recubrimientos sin modificar y modificados con alúmina.....	226
4.5. REFERENCIAS.....	230
CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES.....	233
ANEXOS	

Capítulo 1: Introducción

CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN

1.1. ANTECEDENTES

En la actualidad existen diversos sectores industriales que están invirtiendo sus esfuerzos en investigaciones sobre el control de la fricción y el desgaste en sistemas mecánicos tanto en medios lubricados como en seco. La demanda de materiales cada vez más resistentes y de mejores propiedades en aplicaciones que están sometidos al desgaste en ambientes corrosivos y expuestos a elevadas temperaturas, podría ser solucionada en gran parte mediante la aplicación de recubrimientos adecuados sobre sustrato metálicos. Para lograr estos objetivos se plantean, entre otras, las siguientes líneas de actuación: desarrollo de lubricantes de menor viscosidad y mayor durabilidad, desarrollo de materiales de baja fricción y recubrimientos duros [1]. Hoy en día la resistencia a las altas temperaturas, desgaste y a la corrosión, son propiedades, que cada vez son más requeridos en muchas industrias. La aplicación de estos recubrimientos son una alternativa para el cual nos permite mejorar las propiedades superficiales de los materiales sin cambiar sus propiedades internas alargando así su vida útil.

En la Historia, los fenómenos de fricción y desgaste se descubrieron en el siglo XX. Leonardo Da Vinci presentó una de las primeras teorías mecánicas de fricción en el siglo XV. La fórmula de fricción seca del Francés M. Amontens del siglo XVII es aplicada hasta hoy recogidas en cualquier libro de física general. Los científicos Coulomb, Dieriajin, Bowden, Tabor, Tomlimson, Krugielski, por sus investigaciones han ampliado nuestro conocimiento sobre los fenómenos tribológicos importantes para la industria moderna.

En la edad de volar motores con turbina de gas (con chumaceras-rodadoras, de alta velocidad y lubricantes de altas temperaturas), se vio en la necesidad de utilizar aceros de chumaceras ultra limpios y confiables, diseñadas para no fallar por el contacto de rodada, al estar lubricados apropiadamente. El desarrollo de lubricantes sintéticos de altas temperaturas, proporcionaron medios para poder lograr lubricar las chumaceras cerca de las secciones calientes del motor.

No obstante, en los últimos años, otros científicos recorren con sus investigaciones un camino convergente con la tribología, estudiando exhaustivamente la influencia de la topografía superficial, reacciones físico-químicas de la superficie del material, las tensiones tangenciales en el área hertziana de apoyo de dos cuerpos, el comportamiento bajo esfuerzos dinámicos de las superficies de los cuerpos, etc.

Con la introducción de los ordenadores aplicados al campo de la medida de la rugosidad superficial y la utilización de los métodos de relocalización, se ha dado un importante avance en la comprensión de la influencia de los parámetros superficiales, midiendo exactamente la misma parte de la superficie durante la experimentación.

La mecánica de contacto contempla la naturaleza de la deformación de las asperezas superficiales. Greenwood y posteriormente Whitehouse y Archrad obtienen índices de plasticidad, con los cuales cuantifican el grado de plastificación de los

contactos entre dos cuerpos, definiendo unos modelos matemáticos del área real de contacto.

La influencia de la cinética del movimiento en el rozamiento ha preocupado mucho tanto en el campo de la baja fricción (desarrollo de sistemas con bajo coeficiente de rozamiento), como de la alta fricción aplicada controladamente en el frenado de vehículos. En este sentido, Ferrer [2], en experimentos recientes, ha encontrado una correlación del coeficiente de rozamiento con los esfuerzos oscilantes, a partir de los ensayos sobre el rendimiento dinámico de timonería en el frenado de una locomotora de ferrocarril.

La importancia de la filiación cristalina y la dureza superficial han sido estudiadas por numerosos investigadores, sin embargo, no se ha cuantificado la influencia de la acritud superficial, ni en el caso de capas endurecidas superficialmente.

Los recubrimientos de aleaciones autofundentes base níquel, han sido utilizados en una amplia gama de aplicaciones industriales como (calentadores, turbinas, intercambiadores de calor, etc.), por su combinación de alta resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión, este tipo de recubrimientos también son versátiles debido a su resistencia a la corrosión a altas temperaturas y su costo es relativamente bajo [3-4]. Estas aleaciones (NiCrBSi) normalmente contienen cromo, hierro, silicio, boro y carbono como elementos de aleación. Sin embargo no han dado resultados positivos para la dureza del recubrimiento y resistencia al desgaste. Algunas investigaciones previas han mostrado que las adiciones ceramicas como la alúmina, zircornia o WC etc. pueden mejorar la resistencia al desgaste de estos recubrimientos [5-6-7].

Estas aleaciones (NiCrBSi) son comúnmente depositadas sobre la superficie del sustrato mediante técnicas de proyección térmica: llama (SFM) y alta velocidad (HVOF). Estos recubrimientos tras el proceso de proyección térmica se le aplica un tratamiento térmico de refusión mediante llama oxiacetilénica o láser, con el objetivo de mejorar sus propiedades mecánicas, resistencia al desgaste abrasivo, corrosión a altas temperaturas y atmosféricas. Una de las técnicas de proyección térmica más utilizada, es la proyección térmica por alta velocidad (HVOF) [8-9] debido a la alta reducción de la porosidad y mejora de la resistencia de la interfase del metal-recubrimiento dando como resultado menor descomposición en los elementos de aleación durante la deposición de recubrimientos cómo puede ser el WC.

El estudio de las propiedades mecánicas y tribológicas como en medios lubricados como abrasivos entre dos superficies de materiales en contacto entre sí, son de gran importancia para el éxito de cualquier diseño de una unión cinemática como son piezas y mecanismos de trabajo como es también una buena selección del aceite lubricante a emplear, con el fin de evitar que los esfuerzos a que están sometidas las superficies en contacto causen deformaciones, fisuras, y un prematuro desgaste superficial de los componentes. Las propiedades mecánicas se refieren a la respuesta de los materiales cuando son sometidos a la aplicación de esfuerzos. Esta respuesta puede ser en forma de deformación plástica si el esfuerzo excede el límite elástico, fractura si

el esfuerzo excede la resistencia a la fractura o ningún cambio permanente en el material si el esfuerzo está por debajo del límite elástico [10].

Las propiedades tribológicas, se refieren a las interacciones entre dos superficies en contacto que se encuentran en movimiento relativo entre sí, y como consecuencia de ello se producen fenómenos como la fricción y el desgaste. El régimen de rozamiento puede cambiar en función de muchos factores, efecto de las altas presiones, nivel de lubricación y temperaturas locales que se generan por el propio rozamiento. Sin embargo, estas mismas condiciones pueden encontrarse en las aplicaciones con aceite lubricante en sus diversos tipos, límite, mixta, elastohidrodinámico e hidrodinámico. Someterse a condiciones extremas de trabajo de un mecanismo puede ser causa de fuertes deterioros [2].

Estos estudios, nos permite conocer mejor el comportamiento tribológico (fricción, desgaste y regímenes de lubricación) en medios lubricados o en seco de los pares rozantes a estudiar en cualquier tipo de unión cinemática.

Intentar encontrar una relación entre el coeficiente de fricción y las variables que comprenden el parámetro de Hersey, nos permite modelizar una expresión matemática que definan el comportamiento de todas las etapas de los regímenes de lubricación de una unión cinemática, zona límite, mixta e hidrodinámica) con la finalidad de poder controlar las variables que conforman la Curva de Stribeck, [11] que relacionan la fricción con las variables del parámetro de Hersey, viscosidad dinámica, velocidad de deslizamiento y presión aparente aplicada al que están sometidas las dos superficies en contacto a estudiar en medios lubricados.

La ingeniería de superficies es una actividad multidisciplinar cuyo objetivo es adecuar la superficie de los componentes de ingeniería para mejorar sus propiedades. El Handbook ASM [12] define la ingeniería de superficies como el “tratamiento de la superficie y subsuperficial de un material para que ésta pueda desempeñar funciones distintas de las que se demandan del material en su conjunto”. Las propiedades o características obtenidas tras estos tratamientos superficiales de los componentes de ingeniería pueden ser los siguientes:

- Mejora de las propiedades mecánicas, (resistencia a fatiga, tenacidad, etc.).
- Reducción de las pérdidas de energía por fricción.
- Mejora de la resistencia al desgaste.
- Mejora de la resistencia a corrosión a altas temperaturas mediante barreras o un material de sacrificio.
- Mejora de la resistencia a la oxidación, sulfuración, etc.
- Modificación de las propiedades eléctricas o electrónicas.
- Aislamiento térmico.
- Mejora de la apariencia estética.

Tal y como se indica en la Tabla 1.1 estas propiedades se pueden modificar metalúrgicamente, mecánicamente, químicamente o mediante la adición de recubrimientos.

Tratamiento superficial tipo de recubrimiento	Beneficios principales
Endurecimiento superficial localizado (llama inducción, láser, haz de electrones)	Mejora la resistencia al desgaste debido a la formación de una superficie martensítica de alta dureza
Fusión por láser	Mejora la resistencia al desgaste debido al afino y la formación de finos precipitados dispersos
Shot peening	Mejora la resistencia a fatiga debido a la inducción de fuerzas de compresión superficiales. Además, reduce las tensiones de tracción que producen grietas por corrosión bajo tensiones
Modificación de la composición superficial	
Fosfatado	Mejora la resistencia a corrosión de los aceros, así como la adherencia de posteriores recubrimientos y la lubricación
Cromado electrolítico	Mejora la resistencia a la corrosión, así como la adherencia de recubrimientos orgánicos y proporciona un acabado superficial de alto valor estético
Pavonado	Utilizado para aplicaciones decorativas
Anodizado	Mejora la resistencia a la corrosión del aluminio. También su apariencia y estética, resistencia a la abrasión y adherencia de pinturas
Tratamientos con vapor	Utilizado en pulvimetalúrgica de metales ferrosos para incrementar la resistencia al desgaste
Cementación	Utilizado principalmente en aceros para mejorar la resistencia al desgaste y fatiga
Nitruración	Utilizado principalmente en aceros para mejorar su resistencia al desgaste, a fatiga y a corrosión (excepto aceros inoxidable)
Carbonitruración	Utilizado principalmente en aceros para mejorar su resistencia al desgaste
Nitrocarburation	Mejora la resistencia al rayado de aleaciones férricas
Cromado por difusión	Mejora la resistencia a corrosión por sales fundidas
Pack cementación (Aluminio)	Mejora la resistencia a oxidación, sulfuración y carburización
Pack cementación (silicio)	Mejora la resistencia a oxidación
Borurizado	Mejora la resistencia al desgaste, desgaste por oxidación y fatiga
Implantación iónica	Mejora la fricción y resistencia al desgaste para gran variedad de sustratos
Aleación por láser	Mejora la resistencia al desgaste
Adición de una capa superficial o recubrimiento	
Recubrimientos orgánicos	Mejora la resistencia a corrosión, desgaste y aspecto estético
Recubrimientos cerámicos	Mejora la resistencia a la corrosión
Recubrimientos cerámicos por sinterización	Mejora la resistencia térmica y al desgaste
Galvanizado en caliente	Mejora la resistencia a corrosión de sustratos de acero
Inmersión en aluminio	Mejora la resistencia a oxidación y corrosión de sustratos de acero
Estañado electrolítico	Mejora la resistencia a oxidación y corrosión de sustratos de acero
Zincado-niquelado electrolítico	Mejora la resistencia a oxidación y corrosión de sustratos de acero
Electrodeposición	Dependiendo de los materiales a recubrir, mejora de la resistencia a corrosión, resistencia al desgaste, propiedades eléctricas o aspecto estético
Depósitos no electrolíticos	Mejora la resistencia a corrosión y al desgaste
Recubrimientos mecánicos	Mejora la resistencia corrosión
Soldadura	Mejora la resistencia a corrosión y desgaste. Permite la recuperación de piezas desgastadas
Proyección térmica	Mejora la resistencia al desgaste principalmente. También es utilizada para incrementar la resistencia a corrosión y como barrera térmica. Permite la modificación de las propiedades dieléctricas, así como la recuperación de piezas desgastadas
Unión metálica (cladding)	Mejora la resistencia a corrosión
Láser cladding	Mejora la resistencia al desgaste
Difusión de carburos (baño de sales)	Principalmente utilizada para mejorar la resistencia al desgaste de aceros de herramientas
CVD	Mejora la resistencia al desgaste y corrosión. Permite el crecimiento epilaxial en semiconductores
PVD	Mejora la resistencia al desgaste y a la corrosión. También las propiedades ópticas y electrónicas. Así mismo utiliza por su alto valor estético

Tabla 1.1. Tratamientos superficiales y beneficios obtenidos.

1.2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

El estudio de establecer una relación entre el fenómeno del desgaste y la teoría de la complejidad, analizando desde este nuevo enfoque la razón por lo cual el desgaste no posee un cuerpo de conocimiento que nos permita predecir la vida útil de un sistema tribológico en uso.

Debido a la diversidad de variables y a las múltiples interacciones que intervienen en el proceso, ligado esto al tratamiento reduccionista con que hasta ahora se han tratado los problemas ingenieriles, el hombre aún está lejos de controlar el desgaste, fenómeno clave en el desarrollo económico de un país.

No obstante, la complejidad mostrada por el problema hace que estos estudios se hayan realizado bajo condiciones muy concretas de rugosidad y limpieza superficial, aplicación de cargas, control de variables durante todo el ensayo tribológico en medios lubricados como en seco.

El estudio del desgaste junto con los estudios de fricción y lubricación, nos permite prever de un cúmulo de conocimientos que nos pueda servir para economizar y ahorrar recursos materiales que poseen para su uso, así como optimizar la utilización de las máquinas y elementos de maquinaria.

El desgaste es un fenómeno en que intervienen múltiples de variables que se interrelacionan entre sí, dando escasos resultados hasta el día de hoy, debido a que no se haya logrado establecer una ley matemática universal que rija la dependencia de la tasa del desgaste, con todos los parámetros que influyen.

Actualmente se han realizado estudios del comportamiento tribológico (fricción, desgaste y lubricación) de recubrimientos autofundentes comerciales base níquel (NiCrBSi) depositados con la técnica de proyección térmica por llama (SFM) utilizando cómo sustrato un acero AISI 304 inoxidable. El motivo de la utilización de esta técnica, es por su sencillez, fácilmente automatizable en un proceso industrial, nos permite reutilizar las piezas una vez desgastadas volviendo a depositar el recubrimiento en el sustrato y además el calor aportado al material no le afecta térmicamente en su microestructura como ocurre en la soldadura.

En la actualidad, en la industria cerámica el desgaste, fallo de los moldes y matrices de las prensas, afecta significativamente a su vida en servicio, dando como resultado la necesidad de utilizar un nuevo molde (o matriz), el cual es generalmente caro, resultando en altos costes de producción adicionales inesperados, además de la necesidad de la retirada del molde en desuso, lo que incurre en costes de gestión y en perjuicio medioambiental.

Es por esto que el alargamiento de la vida útil, en el caso que nos ocupa, de un molde de prensado de baldosas cerámicas, bien mediante su recuperación/repación, así como mediante el aumento de su resistencia al desgaste por abrasión del polvo cerámico, se ha convertido en un objetivo primordial.

Las tecnologías comerciales empleadas actualmente para intentar alcanzar este objetivo (soldadura, temple, recubrimientos HVOF, uso de nuevos materiales sinterizados de elevada dureza, etc.), o bien no están consiguiendo ratios de mejora destacables, o bien tienen problemas de fallo por rotura frágil.

Actualmente la investigación se centra para intentar llegar a soluciones aceptables planteando los siguientes objetivos específicos:

- ❑ Desarrollo de recubrimientos con un equilibrio óptimo de resistentes al desgaste y resistencia al impacto para la aplicación de prensado de baldosas cerámicas.
- ❑ Estudio del aporte de estos recubrimientos sobre metales, mediante distintas tecnologías como proyección térmica por llama, PVD, CVD o PAVCD.
- ❑ Desarrollo de un método de aplicación de recubrimientos sobre el molde, basado en la tecnología de aporte que mejor resultados obtenga.
- ❑ Predicción de la Vida Útil Remanente y Análisis de Fiabilidad del Desempeño de moldes reparados/recuperados mediante el método desarrollado.
- ❑ Evaluación del Ciclo de Vida (LCA), y desarrollo de Modelos de Coste de los moldes reparados/recuperados mediante el método desarrollado.

1.3. OBJETIVO DE LA INVESTIGACIÓN

El objetivo principal de este trabajo de investigación, es mejorar las propiedades de los actuales recubrimientos autofundentes comerciales base níquel (NiCrBSi) modificados con adiciones de cargas cerámicas de Al_2O_3 micrométrica depositadas mediante proyección térmica por llama (SFM) sobre un acero inoxidable AISI 304 donde se requiere en su aplicación condiciones de trabajo como, alta resistencia al desgaste abrasivo, alta dureza, baja fricción, bajo consumo energético, resistencia a la corrosión a altas temperaturas como atmosféricas, así como estudiar la influencia que tiene el contenido en cromo de cada recubrimiento comercial sin modificar como los modificados con adiciones de Al_2O_3 micrométrica sobre la microestructura, propiedades mecánicas, desgaste abrasivo como en el comportamiento tribológicos en medios lubricados.

Otros de los objetivos fundamentales de este trabajo, es la modelización que nos permita poder definir el comportamiento tribológico mediante una expresión matemática de cada uno de los pares rozantes de los recubrimientos comerciales base Níquel (NiCrBSi) cómo los modificados con cargas cerámicas de alúmina micrométrica sobre el acero F-5220 templado en aceite y revenido en las zonas que conforman la Curva de Stribeck: zona I límite, zona II mixta y zona III hidrodinámica.

Además, se pretende mejorar la dureza superficial y la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos comerciales, mejorando así sus propiedades mecánicas con la finalidad de reducir la pérdida de masa generada por el rozamiento entre el par rozante como también estudiar la influencia que tiene el contenido en cromo de los

recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi) sin modificar sobre las propiedades mecánicas (dureza y desgaste abrasivo).

Las técnicas de caracterización utilizadas en este trabajo son:

- ❑ Microestructural: determinar las fases formadas en los recubrimientos sometidas con la técnica de difracción de rayos X (XRD), en este trabajo se ha basado de artículos publicados anteriormente. El estudio de la microestructura se hizo mediante microscopía electrónica de barrido SEM y EDX.
- ❑ Mecánica: ensayos de microdurezas Vickers y desgaste abrasivo (técnica pin-on-disk)
- ❑ Tribológica: Ensayos del comportamiento tribológico en medios lubricados mediante la técnica 'pin-on-disk'.

Los objetivos generales se pueden subdividir en los siguientes objetivos parciales:

- ❑ Optimización de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi) con un 10,1% de cromo modificado con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Optimización de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi) con un 15,25% de cromo modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Optimización de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi/WC-60/40%) con un 15,25% de cromo modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Caracterización de la microestructura, mecánica, desgaste abrasivo y tribológica (fricción, desgaste y lubricación) de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi) con un contenido de cromo del 10,1% modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Caracterización de la microestructura, mecánica, desgaste abrasivo y tribológica (fricción, desgaste, lubricación) de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi) con un contenido de cromo del 15,25% modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Caracterización de la microestructura, mecánica, desgaste abrasivo y tribológica (fricción, desgaste, lubricación) de los recubrimientos autofundentes comerciales base Níquel (NiCrBSi/WC- 60/40%) con un contenido en cromo del 15,25% modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica.

1.4. JUSTIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN

Actualmente, habiendo realizado una amplia búsqueda bibliográfica sobre el comportamiento tribológico en medios lubricados de este tipo de recubrimientos, ningún investigador ha estudiado la influencia que puede tener la microestructura de estos recubrimientos base Níquel (NiCrBSi) sin modificar, como modificados con cargas cerámicas de Al_2O_3 micrométrica sobre la estabilidad de la capa de lubricación en los regímenes de lubricación.[17]. Hoy en día de forma general, las publicaciones se basan en estudiar la microestructura y como afecta está en las propiedades mecánicas, microdurezas Vickers y desgaste en medio seco (abrasión), mientras falta profundizar el comportamiento de estos recubrimientos en medios lubricados, ya que cualquier unión cinemática trabaja en esas condiciones y no en abrasión, no podemos ser pasivos ante este campo, ya que la vida útil y el buen funcionamiento de cualquier elemento de maquinaria depende de la tribología, (fricción, desgaste y régimen de lubricación).

Este trabajo puede contribuir a mejorar los materiales utilizados actualmente en numerosos procesos industriales, lo que supondría un importante ahorro económico en consumo energético, costes directos de materiales, reducción de tiempos de mantenimiento o reconstrucción de los elementos de maquinaria como el incremento en el rendimiento de muchos de estos mismos procesos.

La utilización de recubrimientos cermet con adiciones de Al_2O_3 micrométrica, se pudo demostrar ser una alternativa y eficaz en la sustitución de los actuales recubrimientos autofundentes comerciales base níquel (NiCrBSi) por su bajo coste y altas propiedades mecánicas, cuya finalidad es la de poder resolver diversos problemas a corto plazo de forma satisfactoria, como es alargar la vida útil de los materiales de los elementos que constituyen las uniones cinemáticas, mejorando sus propiedades mecánicas cómo es la dureza, aumento de la resistencia al desgaste abrasivo y reducción del consumo energético disminuyendo la fricción entre las dos superficies en contacto contribuyendo a un mundo más sostenible.

Una parte de gran relevancia en el diseño de uniones cinemáticas, es la correcta selección de aceites lubricantes empleados en dichos sistemas, en caso contrario, podría llevar a cabo un prematuro desgaste de los elementos que conforman cualquier sistema cinemático.

Actualmente se han estudiado recubrimientos de Alúmina/Titania [1] con diferentes concentraciones, son excelentes candidatos para aplicaciones contra el desgaste y la abrasión, así mismo tienen excelente resistencia a la corrosión tanto galvánica como a altas temperaturas. Las aplicaciones de estos recubrimientos se encuentran en manguitos protectores de ejes, fundas de termopares, aislantes eléctricos, ejes de bombas, etc., y allí donde haya que combinar alta resistencia al desgaste, bajo coeficiente de rozamiento y elevadas temperaturas de servicio.

Usualmente estos recubrimientos son aplicados mediante procesos de plasma spray (PS) que consideran necesario fundir las partículas de polvo cerámico, o mediante técnicas de oxifuel de alta velocidad (HVOF), aunque en menor proporción.

En la actualidad se estudian otros tipos de recubrimientos con adiciones de cargas cerámicas como es el SiC utilizándose en aleaciones de aluminio [13]. Las aleaciones SiC muestran, en general, muy buenas propiedades dado que el aluminio proporciona ligereza y una buena resistencia a la corrosión, mientras que el carburo de silicio mejora el comportamiento mecánico y particularmente, aumenta su resistencia mecánica frente al desgaste [14-15], por ese motivo resulta interesante la posibilidad de utilizarlo como recubrimiento de otro tipo de material con menor resistencia.

La técnica que se ha empleado para obtener este tipo de recubrimientos del material compuesto ha sido mediante la proyección térmica con llama oxiacetilénica a baja presión [16].

1.5. PLANIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN

Según el planteamiento teórico, se planifica la investigación de acuerdo a los seis apartados siguientes que se describen a continuación y que se muestran de forma esquemática en la figura 1.1 'a' y 'b'.

1.5.1. Ensayos previos

Tras definir anteriormente los objetivos generales de la investigación, se diseñó un sistema de ensayos que nos permita obtener resultados que satisfagan los objetivos planteados.

Para ello, se deberán seleccionar los equipos adecuados que serán utilizados en este trabajo. El equipo de mayor relevancia de este trabajo es el de proyección térmica por llama (SFM), ya que la calidad de todos los recubrimientos a estudiar, dependen de los parámetros aplicados mediante esta técnica. La pistola a utilizar en esta técnica es el modelo comercial Castodyn DS 8000, de la marca Castolin Eutectic, S.A.

Es de gran importancia optimizar los parámetros de proyección, ya que estos varían de unos materiales a otros. La finalidad de la optimización de los parámetros de proyección es la de obtener mayor adherencia entre el recubrimiento y el sustrato, ahorrar costes en energía y sobre todo limitar la pérdida de material durante el proceso de proyección térmica. Para ajustar los parámetros de proyección se realizaron diversas pruebas como son: distancia entre la pistola y la pieza, presión de los gases del equipo (acetileno, oxígeno y aire) entre otros, estos deberán ser optimizados para cada tipo de material.

Como uno de los requisitos que se había impuesto a esta investigación, es la proporción máxima de las adiciones de Al_2O_3 micrométrica al que pueden formar parte los recubrimientos comerciales: NiCrBSi (10,1%Cr), NiCrBSi (15,25%Cr) y NiCrBSi/WC-60/40%, (15,25%Cr) para que no sea necesaria una capa de anclaje.

De acuerdo con la técnica de proyección utilizada y con los parámetros optimizados para tal efecto, la composición es del 90/10% en peso de cada componente.

Del mismo modo se procederán a determinar los parámetros de ensayos de cada equipo: ensayos tribológicos (fricción, desgaste y lubricación) empleando un banco tribológico utilizando como sistema la técnica “pin-on-disk”. Ensayos mecánicos: microdurezas Vickers y desgaste en medio abrasivo usando la técnica ‘pin-on-disk’. En primer lugar, habrá que seleccionar los parámetros de cada ensayo del comportamiento tribológico en medios lubricados en el banco tribológico: cargas aparentes aplicadas, velocidad de deslizamiento y radio del perímetro de rodadura del disco del tribómetro. En segundo lugar, con el mismo equipo y sistema se realizarán los ensayos de desgaste en medios abrasivos, se seleccionará el papel abrasivo, distancia de deslizamiento, velocidad de avance y carga aparente aplicada y en tercer lugar para los ensayos de microdurezas Vickers se determinará la carga aplicada y el tiempo de penetración del indentador.

Y por último la modelización del comportamiento tribológico de los regímenes de lubricación que conforman la Curva de Stribeck (zona límite, zona mixta y zona hidrodinámica) que relacionan el coeficiente de rozamiento con el parámetro de Hersey que este, a su vez, es función de la viscosidad dinámica del propio lubricante, velocidad de avance y presión aplicada aparente de los pares rozantes seleccionados, pero en este trabajo se ha introducido la rugosidad superficial en el parámetro de Hersey, según la teoría de Schipper [18] ha introducido la rugosidad superficial media inicial (R_a) de cada par rozante en el parámetro de Hersey, denominado parámetro Schipper o ‘Z’, por lo tanto el coeficiente de rozamiento es función de la viscosidad dinámica, velocidad de avance, presión aplicada aparente y rugosidad media superficial inicial del par rozante.

1.5.2. Caracterización de los materiales utilizados

Las materias primas utilizadas en el presente trabajo se nombran a continuación:

- Sustrato de acero inoxidable AISI 304.
- Alúmina del tipo micrométrica, ALO-101 PLAXAIR.
- Superaleaciones NiCrBSi (10,1% Cr), Eutalloy PE 3307.
- Superaleaciones NiCrBSi (15,25% Cr), Eutalloy PE 3309.
- Superaleaciones NiCrBSi/WC-60/40%, (15,25%Cr), Eutalloy PE 1238.
- Disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

1.5.3. Preparación y caracterización de las mezclas

Las mezclas resultantes de los polvos comerciales y adiciones de Al_2O_3 micrométrica, se obtuvieron utilizando una mezcladora tipo orbital (modelo túbula). Dichas mezclas serán caracterizadas mediante la técnica de microscopia electrónica de barrido (SEM) para determinar la morfología, tamaño y distribución de los polvos.

1.5.4. Preparación de las probetas

1.5.4.1. Probetas diseñadas para los ensayos del comportamiento tribológico en medios lubricados

Se prepararán las probetas a partir de varillas de sección circular de acero inoxidable AISI 304, lo cual serán cortadas mediante una tronzadora a las dimensiones adecuadas para el ensayo. Posteriormente estas probetas son sometidas a un proceso de chorreado con la finalidad de obtener una rugosidad superficial óptima necesaria para la proyección térmica y una limpieza con ultrasonidos bañado en acetona previo al proceso de proyección térmica. Tras la proyección térmica se realizó a cada una de las muestras a un tratamiento térmico (refusión por llama oxiacetilénica) con el objeto de obtener una mayor calidad del recubrimiento, así como la compactación de la microestructura, disminución de la porosidad, mayor adherencia entre el sustrato y el recubrimiento, mayor densidad, así como la formación de óxidos protectores frente a las altas temperaturas como de carburos en la matriz.

1.5.4.2. Probetas diseñadas para los ensayos de desgaste abrasivo

Dichas probetas se obtendrán a partir de varillas de sección circular de acero inoxidable AISI 304 mediante corte con tronzadora. Posteriormente estas probetas serán chorreadas para obtener una rugosidad superficial óptima necesaria para la proyección térmica y limpiadas con ultrasonidos una vez chorreadas previo al proceso de proyección térmica. Tras la proyección térmica se le sometió a un tratamiento térmico descrito en el apartado anterior (1.5.4.1).

1.5.5. Ensayos tribológicos y caracterización

1.5.5.1. Ensayos tribológicos en medios lubricados

El aceite lubricante empleado corresponde a una calidad usual comercial: aceite lubricante Houghton Ibérica S.A. (CUT-MAX 110) utilizado en herramientas de corte. El par rozante a ensayar consta de los recubrimientos nombrados anteriormente en el apartado (1.5.2) y un disco de acero de herramientas F-5220 templado en aceite y revenido. En los ensayos del comportamiento tribológico en medios lubricados, se registra en cada instante de tiempo el coeficiente de rozamiento generado por las dos superficies en contacto del par rozante seleccionado como la fuerza de fricción desarrollada, el cual podemos estudiar y modelizar mediante una serie de expresiones matemáticas obtenidas en las correlaciones de las variables que conforman la Curva de Stribeck para así poder definir las zonas de los regímenes de lubricación de cada par rozante.

1.5.6. Planificación de la investigación (diagrama)

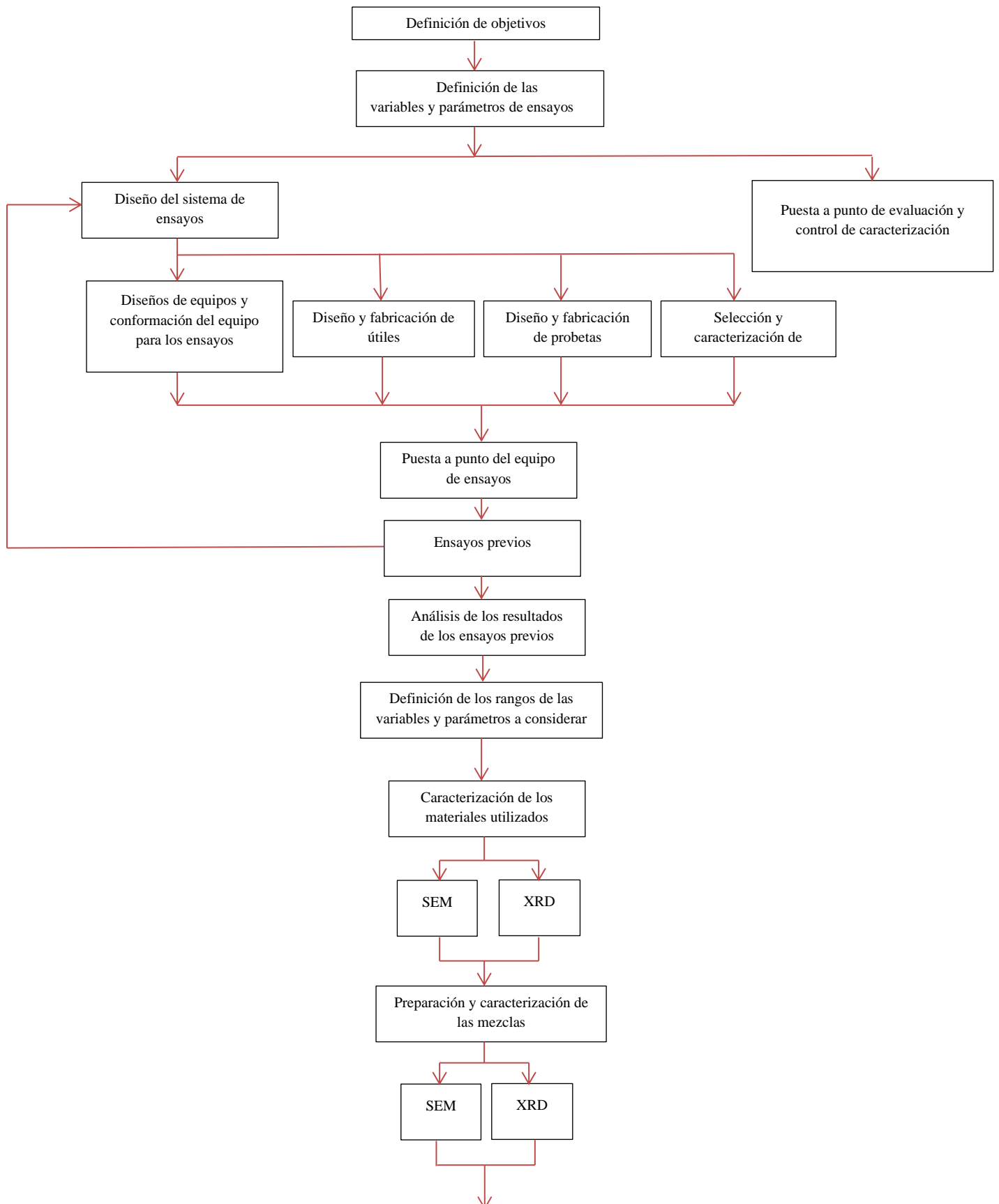


Figura 1.1 (a) Diagrama de planificación de la investigación

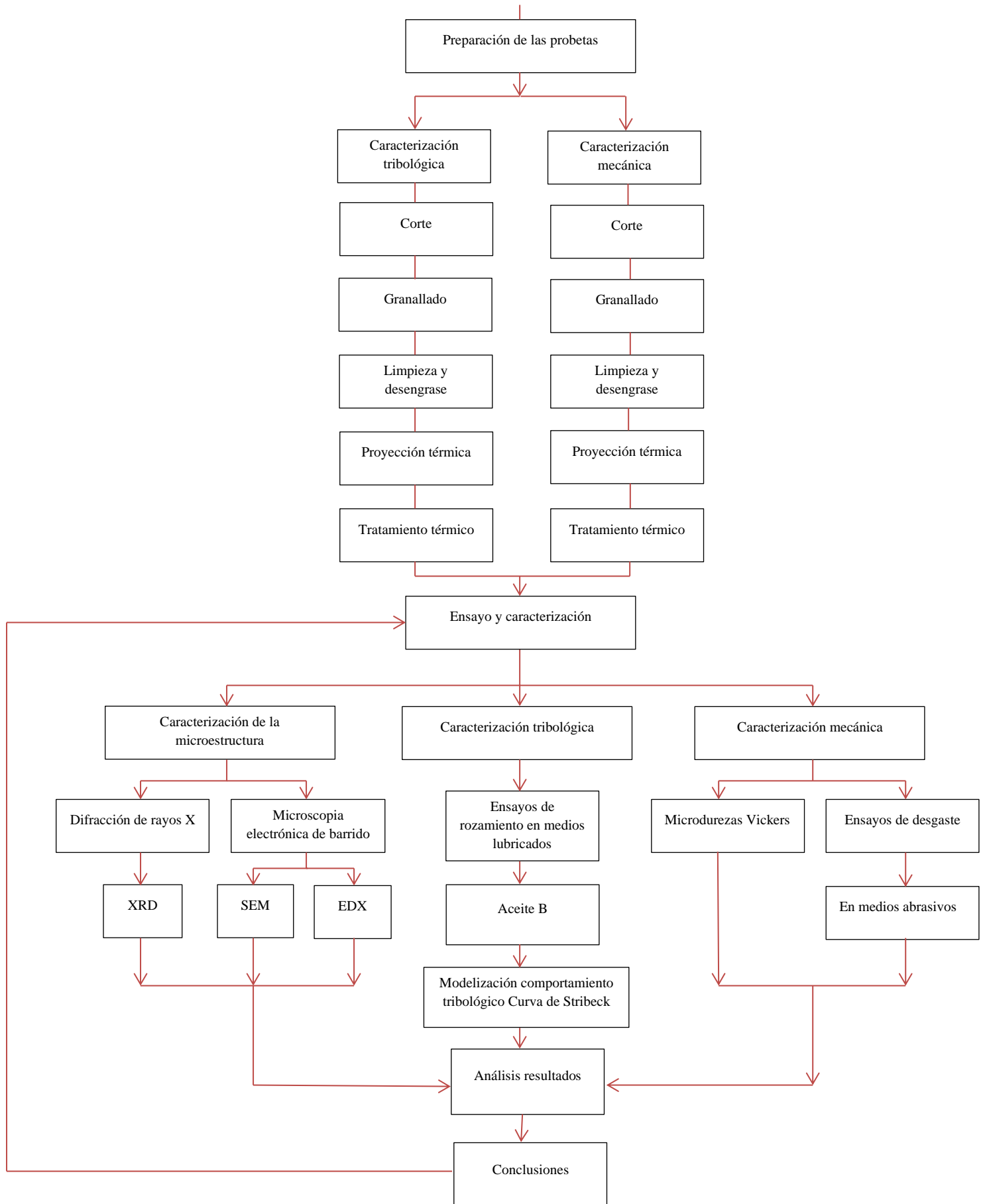


Figura 1.1 (b) Diagrama de planificación de la investigación

1.6. REFERENCIAS

- [1] J.J Saura; Kudama Habib Ameen; C. Ferrer; M.S. Damra; Iván Cervera González; E. Giménez; Luis Cabedo Mas. "Propiedades mecánicas y tribológicas de recubrimientos alúmina/titania proyectadas por Oxifuel (spray llama)". Sociedad Española de Cerámica y Vidrio ISSN 0366-3175, Vol 47, Nº 1 2008, págs. 7-12.
- [2] Qudama A. Razzaq Habeeb, "Investigación de la Estabilidad de Capas de Lubricantes en el Rozamiento Metal-Cerámica Bajo Condiciones Simuladas de Segmento y Camisa de Motores Térmicos", Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Valencia, 1993.
- [3] Z. Ye, C. Zhang, Y. Wang, H.S. Cheng, S. Tung, Q. Jane Wang, X He. An experimental investigation of piston skirt scuffing: a piston scuffing apparatus, experiments, and scuffing mechanism analyses. Wear Volume 257, Issues 1-2, Julio 2004, Pages 8-31.
- [4] COST Action 532. Scientific final report: Triboscience and Tribotechnology. Superior friction and wear control in engines and transmissions. (2007).
- [5] Gil L. and Staia M. Optimización de la calidad de recubrimientos base níquel obtenidos por termorrociado HVOF, tesis doctoral. UCV, Escuela de Metalurgia y Ciencia de los Materiales, Caracas, 2002.
- [6] Nicolas Serres, Françoise Hlawka, Sophie Costil, Cécile Langlade, Frédérique Machi. "Microstructure and mechanical properties of metallic NiCrBSi and composite NiCrBSi-WC layers manufactured via hybrid plasma/laser process", Applied Surface Science, Issues 257, 2011, pag.5132-5137.
- [7] K.A. Habid, D.L. Cano. C.T. Caudet, M.S. Damara, I. Cervera, J. Belles, and P. Ortells, "Influencia of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings, JMEP. 26 (4), (2017) 1647-1656.
- [8] María Rodríguez, Iván Moreno, Carolina Bilbao. "Resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet depositados por HVOF con tratamiento térmico posterior" Revista de la Facultad de Ingeniería de la U:C:V. Vol.22Nº 4, pp.25-35, 2007.
- [9] J.M. Guilemany, J. Nin, C. Lorenzana, J. M. Miguel, J. R. Miguel. "Tribología de recubrimientos Cermet/NiCrBSi depositados mediante HVOF". Bol. Soc. Esp. Ceram. V., 43 [2] 483-487 (2004).
- [10] Maryory Astrid Gómez Botero, "Caracterización de las propiedades tribológicas de los recubrimientos duros", Tesis doctoral, Universidad de Barcelona, diciembre del 2012.
- [11] D. Leal Cano; K. A. Habib; C. Tarazona Caudet; P. Ortells. "Investigación en la influencia del contenido en Cr de aleaciones NiCrBSi sobre el par rozante Acero F-5220 templado en aceite en la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados. (Curva de Stribeck)", XXI Congreso Nacional Ingeniería Mecánica, Universidad Miguel Hernández, Elche, 2016, ISBN:978-84-16024-37-7.
- [12] C.M. Cotell, J.A. Sprague, Preface, Surface engineering, vol. 5, ASM Handbook, ASM International 1994.
- [13] M. Campo, M. D. Escalera, B. Torres, J. Rams y A. Ureña, Comportamiento a desgaste de recubrimientos de material compuesto de matriz de aluminio fabricados por proyección térmica, REVISTA DE METALURGIA, 43 (5) SEPTIEMBRE-OCTUBRE, 359-369, 2007 ISSN: 0034-8570.

- [14] 14 P. RODRIGO, P. POZA, M.V. UTRILLA Y A.UREÑA, Rev. Metal. Madrid 41 (2005) 298-307.
- [15] A. FORN-ALONSO, M.T. BAILE-PUIG Y RUPÉREZ-DE-GRACIA, Rev. Metal. Madrid Vol. Extr. (2005)193-196
- [16] J.A. PICAS, A. FORN, R. RILLA Y E. MARTÍN, Rev. Metal. Madrid Vol. Extr. (2005)197-201.
- [17] K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, ‘‘Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings’’ ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832.
- [18] Schipper, D.J., Hoevenaar, A. J., De Laat. B., Bakx. S., & Keijer, J. T. (1992). A lubrication number for mechanical seals. In Fluid Sealing (Springer, Dordrecht), 467-476.

Capítulo 2: ESTADO DEL ARTE

CAPÍTULO 2: ESTADO DEL ARTE

2.1. TRIBOLOGÍA. GENERALIDADES

2.1.1. Tribología

La tribología es la ciencia que estudia la interacción entre dos superficies en movimiento relativo sobre la fricción desarrollada entre las dos superficies en contacto, el desgaste provocado a consecuencia de la fricción, así como los regímenes de lubricación que conforman la Curva de Stribeck: lubricación límite, lubricación mixta, lubricación elastohidrodinámico e hidrodinámico. Dicha curva fue reproducida por Bayer en el año 1994 y se propuso originalmente por Stribeck para analizar el efecto de la velocidad de deslizamiento sobre las características principales (Coeficiente de Fricción) [1]. La palabra tribología proviene del griego ‘tribos’ que significa frotamiento o rozamiento, por lo tanto, la palabra tribología se puede interpretar como la ciencia del rozamiento. La tribología es el arte de aplicar o solucionar problemas de gran importancia económica, mantenimiento, y desgaste de elementos de maquinaria desde tecnologías aeroespaciales hasta domésticas. Entender la interacción de las superficies en contacto, se deben conocer disciplinas como la física, química, matemáticas aplicadas, mecánica de los sólidos, ciencia de materiales, reología, lubricación, diseño de máquinas, desempeño y confiabilidad.

2.1.2. Fundamentos de la tribología

La tribología se puede resumir en el estudio de la fricción entre dos superficies en contacto, el desgaste producido como efecto natural por este fenómeno y lubricación como medio para controlar la fricción y el desgaste. Las aplicaciones más comunes en el estudio de la tribología son: rodamientos, cojinetes, engranajes, levas, frenos, anillos de pistón, embragues, etc. Otras aplicaciones sobre el estudio de la tribología, aunque en la práctica no se nombren son: turbinas, procesos de forjado, fundición, extrusión, prótesis articulares (biomecánica).

En definitiva, el objetivo general de los conocimientos en tribología en la práctica son los siguientes:

- Reducir la fricción de los componentes de maquinaria.
- Reducir el desgaste de los componentes de maquinaria.
- Alargar la vida útil de los componentes de maquinaria.
- Ahorrar costes de mantenimiento.
- Reducir las emisiones de CO₂, (sostenibilidad).
- Reducir el consumo de energía mecánica.

En función de cada aplicación, será necesario obtener en el par rozante de la unión cinemática una determinada fricción y desgaste deseado, como son por ejemplo; los frenos y embragues que requieren una fricción máxima y bajos valores de desgaste, para estas aplicaciones tiene que estar compuestos de materiales de alta resistencia al

desgaste por lo contrario en elementos de maquinaria como son las levas, rodamientos, cojinetes, engranajes, etc. gracias a la capa de lubricación desarrollada y recubrimientos superficiales [2-3] se consigue obtener valores controlados de fricción como de desgaste. La tribología es primordial en la maquinaria de la ingeniería moderna que utilizan superficies rodantes y/o deslizantes. Las pérdidas resultantes en la ignorancia de esta disciplina pueden llegar a ser millonaria una parte importante de los recursos energéticos se pierden en forma de fricción. La importancia de la reducción de la fricción y el desgaste para un ahorro en coste y una confiabilidad de la maquinaria a largo plazo.

Debido a la complejidad en el fenómeno (teoría de la complejidad) [4] por la intervención del gran número de diversas variables que a pesar de la gran información experimental, no existen patrones generales que nos pueda permitir anticipar el cómo se va a comportar un determinado sistema en un caso real. Estas variables se pueden agrupar en tres áreas:

- a. Los que tratan de obtener un desarrollo de modelos matemáticos o patrones sobre la comprensión del problema del desgaste en cómo defender y entender las leyes sobre los mecanismos de desgaste.
- b. Los que se dedican a investigar y estudiar aspectos particulares, como por ejemplo el efecto de una variable sobre la resistencia al desgaste.
- c. Los que intentar obtener y reproducir información para el uso aplicado por parte de diseñadores e ingenieros de Mantenimiento [5].

En general actualmente en la literatura refleja mucha información muy diversificada y de difícil aplicación de los puntos 'a' y 'b'. En la figura 2.1, se observa un esquema simplificado donde se conforman cada agrupación de las variables que intervienen en un sistema tribológico.

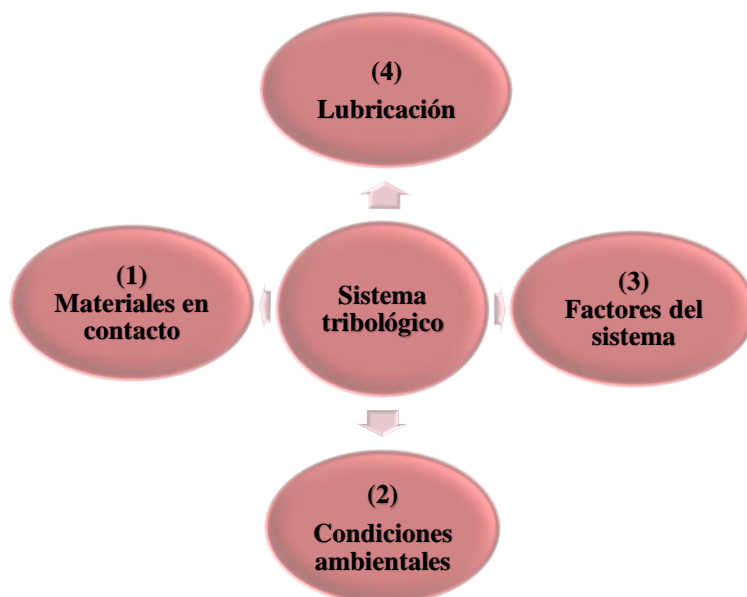


Figura 2.1. Grupos de variables que conforman el sistema tribológico.

1. Variables asociadas a los cuerpos del par rozante (rugosidad, dureza, coeficiente de fricción, tipo de material (límite elástico, módulo de Young).
2. Variables asociadas al entorno (temperatura, humedad relativa, contaminantes, etc.
3. Condiciones de trabajo (carga aparente aplicada, velocidad de deslizamiento, etc.
4. Lubricación (viscosidad, contenido de aditivos(alta presión), etc.).

La tasa de desgaste es muy susceptible si algunas de estas variables cambian. La optimización tribológica puede evitar el desgaste prematuro y disminuir la fricción, aumentando así la eficiencia energética y ayudando a prolongar la vida útil de las máquinas. En la figura 2.2, puede observarse un esquema de los grupos de fallos de maquinaria en general donde predominan los fallos por desgaste.

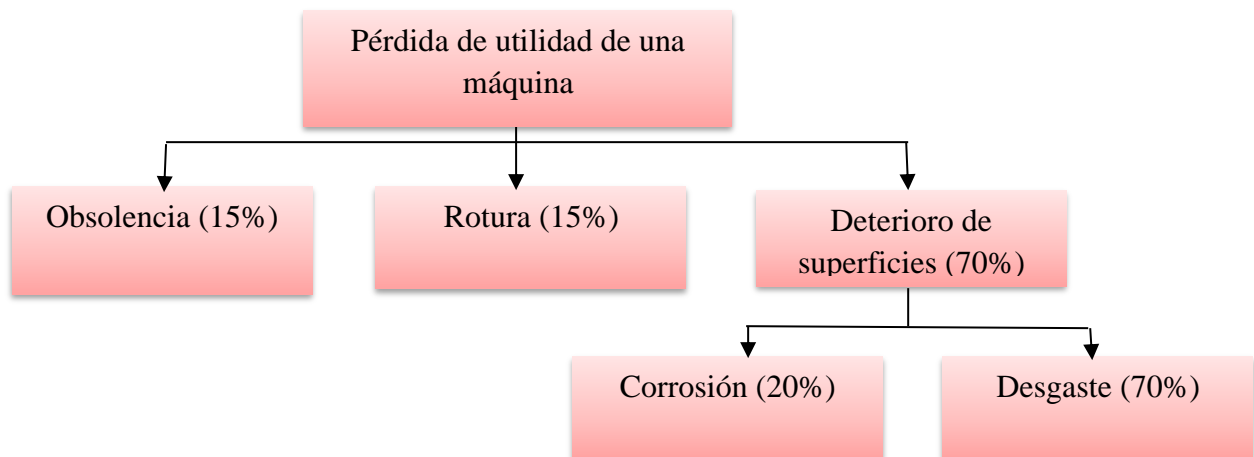


Figura 2.2. Esquema general de los grupos de fallos existentes en la industria.

El estudio del estado tribológico nos permite poder distinguir los diferentes agentes (estado de las superficies, condiciones de operación y fluido lubricante), para así poder aplicar las medidas correctoras a tiempo y planificar las posteriores acciones de mantenimiento

2.2. FRICCIÓN

Se define como fuerza de rozamiento o fuerza de fricción, a la fuerza que se opone al movimiento relativo entre la iteración de dos superficies en contacto, (fuerza de fricción dinámica) o a la fuerza que se opone al inicio del deslizamiento (fuerza de fricción estática). Se genera debido a las imperfecciones, mayormente microscópicas, entre las superficies en contacto. Estas imperfecciones hacen que la fuerza perpendicular 'R' entre ambas superficies no lo sea perfectamente, si no que forme un ángulo ' φ ' (ángulo de rozamiento) con la normal 'N'. Por tanto, la fuerza resultante se compone de la fuerza normal 'N' (perpendicular a las superficies en contacto) y de la

fuerza de rozamiento ' F_r ', paralela a las superficies en contacto (fig. 2.3). Las posibles causas que se pueden considerar en el rozamiento, es conveniente separar la interacción de las superficies y posibles mecanismos de pérdida de la energía [6].

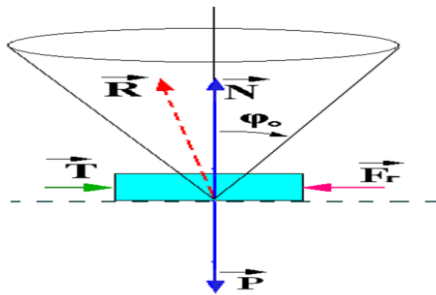


Figura 2.3. Parámetros que intervienen en el par rozante cuando dos superficies están en contacto entre sí, (cuerpo móvil y otro estático).

En la figura 2.4 se lustran los tipos de mecanismos de fricción que pueden intervenir en una unión cinemática que conforman cualquier máquina en la industria en general.

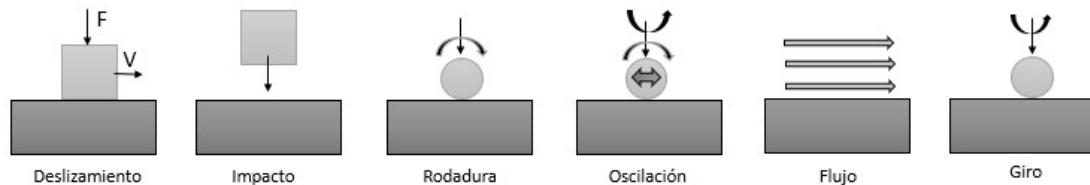


Figura 2.4. Mecanismos de deslizamiento que provocan fricción entre dos superficies en contacto.

2.2.1. Teorías de rozamiento

Coulomb pudo comprobar las leyes formuladas por Amontons, donde distinguió claramente entre el rozamiento estático y cinético, mientras que el rozamiento estático constituye a la fuerza necesaria para iniciar el movimiento o el deslizamiento, el cinético es la fuerza que se necesita para conservar dicho movimiento entre superficies (fig.2.5) [7].

En el rozamiento entre cuerpos sólidos, se ha observado los siguientes hechos empíricos:

- a. El coeficiente de rozamiento depende exclusivamente de la naturaleza de los cuerpos en contacto, así como del estado en que se encuentren sus superficies.

- b. La fuerza máxima de rozamiento es directamente proporcional a la fuerza normal que actúa entre las superficies de contacto.
- c. Para un mismo par de cuerpos (superficies de contacto), el rozamiento es mayor un instante antes de que comience el movimiento que cuando ya ha comenzado (estático & cinético).

Como comprobación del punto 'c', se realiza el siguiente ensayo (fig. 2.5), sobre una superficie horizontal se coloca un cuerpo, y se le aplica un fuerza 'F' mínima en dirección horizontal 'F', se puede observar que el cuerpo no se desplaza, las fuerzas son iguales tanto la de rozamiento 'F_r' y la fuerza aplicada 'F' permaneciendo el cuerpo en reposo, en la gráfica se representa en el eje horizontal la fuerza 'F' aplicada, y en el eje vertical la fuerza de rozamiento 'F_r'.

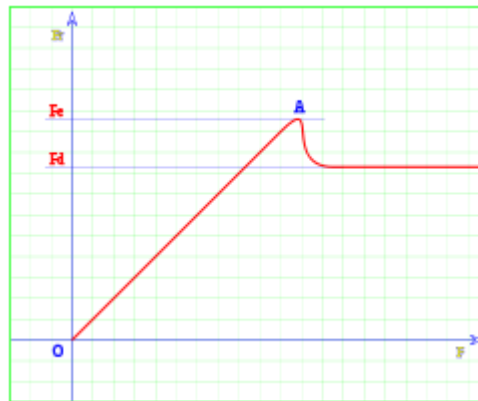


Figura 2.5. Curva de fricción. (Fuerza de rozamiento estático & dinámico).

Entre los puntos 'O' y 'A', ambas fuerzas son iguales permaneciendo el cuerpo estático o en reposo; al sobrepasar la fuerza en el punto 'A' el cuerpo comienza a desplazarse, la fuerza ejercida en 'A' es la máxima que el cuerpo puede soportar sin deslizarse, se denomina 'F_e' o fuerza de fricción estática; para mantener el cuerpo en movimiento la fuerza necesaria 'F_d' o fuerza de fricción dinámica es menor que la fuerza necesaria para iniciar el movimiento 'F_e'. La fuerza de rozamiento dinámica permanece constante.

Si la fuerza de rozamiento 'F_r' es proporcional a la fuerza normal 'N', y a la constante de proporcionalidad, denominado coeficiente de rozamiento 'μ_r' se puede decir:

$$\mu_r = F_r \cdot N \quad (2.1)$$

El rozamiento puede variar en menor medida debido a otros factores:

- d. El coeficiente de rozamiento es prácticamente independiente del área de contacto entre las dos superficies.
- e. El coeficiente de rozamiento cinético es prácticamente independiente de la velocidad relativa entre los móviles.
- f. La fuerza de rozamiento o tangencial puede llegar a tener un ligero aumento debido a que puede sufrir un estancamiento entre sí, siempre que el par rozante lleve un tiempo determinado sin moverse uno con respecto del otro.

Algunos autores definen las leyes del comportamiento de rozamiento en los siguientes dos bloques básicos:

1. La resistencia al deslizamiento tangencial entre dos cuerpos es proporcional teóricamente a la fuerza normal ejercida entre los mismos, pero en la práctica esto no es así porque depende de los materiales a la sensibilidad de la fricción de con la presión aparente aplicada, velocidad de deslizamiento y temperatura.
2. La resistencia al deslizamiento tangencial entre dos cuerpos teóricamente es independiente de las dimensiones de contacto entre ambos (área aparente, cuerpos con superficies mayores y menores tienen la misma fricción).

2.2.2. Fricción estática y dinámica. Generalidades

2.2.2.1 Fricción estática sobre un plano

La fuerza de fricción estática sobre una superficie horizontal, es aquella que se opone al inicio del deslizamiento sobre un cuerpo en reposo al que se aplica una fuerza horizontal F , las fuerzas que intervienen (fig. 2.6) son las siguientes:

(F) Fuerza aparente aplicada.

(F_r) Fuerza de rozamiento que se opone al deslizamiento entre la superficie de contacto y cuerpo.

(P) El peso del propio cuerpo es igual a su masa por la aceleración de la gravedad.

(N) La fuerza normal, con la que la superficie reacciona sobre el cuerpo sosteniéndolo.

La fuerza de rozamiento y la fuerza aparente aplicada son iguales dado que el cuerpo está en reposo, así como la fuerza normal y el peso del cuerpo.

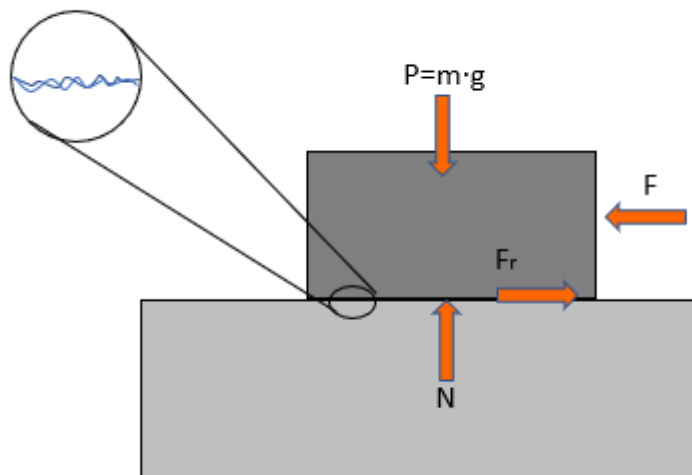


Figura 2.6. Esquema simplificado de las fuerzas que intervienen en el rozamiento estático entre dos superficies planas, (cuerpo y apoyo).

El desarrollo matemático de la fuerza aplicada aparente en función de las fuerzas resultantes que intervienen en la fricción estática es el siguiente:

$$P = N = m \cdot g \quad (2.2)$$

$$F = Fr = \mu_o \cdot N \quad (2.3)$$

$$F = Fr = \mu_e \cdot m \cdot g \quad (2.4)$$

2.2.2.2. Fricción dinámica sobre un plano

En la figura 2.7 se muestra Dado un cuerpo en movimiento sobre una superficie horizontal, deben considerarse las siguientes fuerzas:

(F) Fuerza aparente aplicada.

(Fr) Fuerza de rozamiento que se opone al deslizamiento entre dos superficies de apoyo y contacto.

(Fi) Fuerza de inercia es aquella que se opone a la aceleración de cuerpo, y que es igual a la masa del cuerpo 'm' por la aceleración 'a' que sufre.

(P) Peso del propio cuerpo, igual a su masa por la aceleración de la gravedad.

(N) Fuerza normal, que la superficie hace sobre el cuerpo sosteniéndolo.

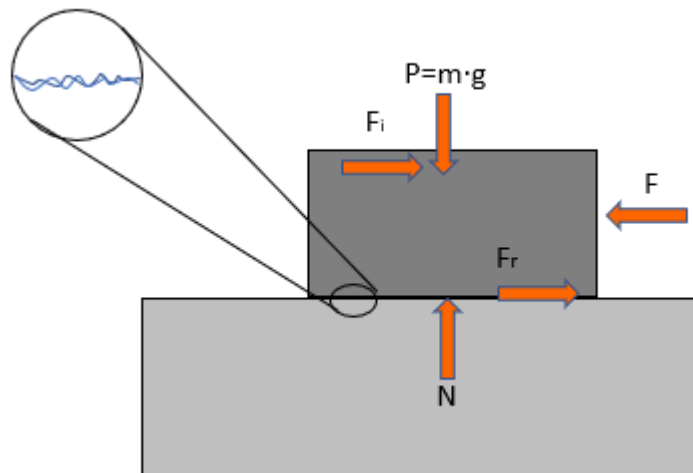


Figura 2.7 Esquema simplificado de las fuerzas que intervienen en el rozamiento dinámico entre dos superficies planas, (cuerpo y apoyo).

El desarrollo matemático de la fuerza aplicada aparente en función de las fuerzas resultantes que intervienen en la fricción dinámica es el siguiente:

$$P = N \quad (2.5)$$

$$F - Fr = Fi \quad (2.6)$$

$$P = N = m \cdot g \quad (2.7)$$

$$Fr = \mu_d \cdot N \quad (2.8)$$

$$Fi = m \cdot a \quad (2.9)$$

$$F = \mu_d \cdot N + m \cdot a = \mu_d \cdot m \cdot g + m \cdot a \quad (2.10)$$

2.2.2.3. Fricción estática sobre una superficie inclinada

Si sobre una línea horizontal 'r', se tiene un plano inclinado con ángulo ' α ', sobre esta superficie inclinada se le coloca un cuerpo con rozamiento, en este sistema intervendrán las fuerzas siguientes:

(P) Peso del cuerpo en sentido vertical hacia abajo según la recta 'r₁' con un valor igual a su masa por la aceleración de la gravedad: $P = mg$.

(N) Fuerza normal que hace el plano sobre el cuerpo, perpendicular al plano inclinado, según la recta 'r₂'.

(F_r) La fuerza de rozamiento entre el plano y el cuerpo, paralela al plano inclinado 'r₂' y que se opone a su deslizamiento.

Si el cuerpo del sistema (fig. 2.8) está en equilibrio, no se desliza, la suma vectorial de estas tres fuerzas es cero:

$$P + Fr + N = 0 \quad (2.11)$$

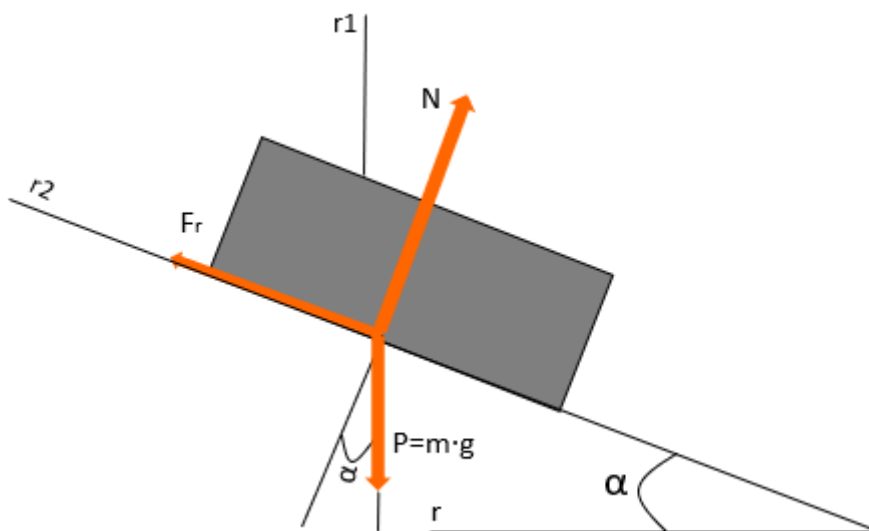


Figura 2.8. Esquema simplificado de las fuerzas que intervienen en la fricción estática sobre un plano inclinado.

El peso 'P' se puede descomponer en dos fuerzas resultantes, el peso normal 'P_n' orientada en la dirección perpendicular al plano, que es la componente que soporta el plano y el peso tangencial 'P_t' que tiende a desplazarse el cuerpo en la dirección descendente al plano inclinado. Se puede observar la que fuerza del peso normal se

opone a la fuerza normal 'N', así como el peso tangencial 'P_n' se opone la fuerza de rozamiento 'F_r'.

Por lo tanto, se puede decir que 'P_n' es la fuerza que el cuerpo ejerce sobre la superficie inclinada mientras que la fuerza normal 'N' que ejerce sobre él cuerpo en la superficie inclinada hace que se hunda, entonces P_n=N para que el sistema se encuentre en equilibrio. El peso tangencial 'P_t' es la fuerza que hace que el cuerpo se deslice, para que este en equilibrio P_t= F_r.

El desarrollo matemático de la descomposición del peso en las dos direcciones de las fuerzas que intervienen en la fricción estática son las siguientes:

Fuerza resultante en la dirección normal:

$$P_n = P \cdot \cos \alpha \quad (2.12)$$

Fuerza resultante en la dirección tangencial:

$$P_t = P \cdot \sin \alpha \quad (2.13)$$

Con lo que se determinan las condiciones del equilibrio de un cuerpo en un plano inclinado con el que tiene fricción. Es de destacar la siguiente relación:

Descomposición del peso en la dirección horizontal

$$P \cdot \cos \alpha = N \quad (2.14)$$

Descomposición del peso en la dirección vertical

$$P \cdot \sin \alpha = \mu_e \cdot N \quad (2.15)$$

Iguamos las dos expresiones tanto la componente horizontal y vertical

$$P \cdot \cos \alpha \cdot \mu_e = P \cdot \sin \alpha \quad (2.16)$$

Por lo tanto, la expresión resultante del coeficiente de fricción estático es la siguiente relación:

$$\mu_e = \frac{\sin \alpha}{\cos \alpha} = \tan \alpha \quad (2.17)$$

El coeficiente de rozamiento estático 'μ_e' es igual a la tangente del ángulo del plano inclinado, en el que el cuerpo se mantiene en equilibrio sin deslizar, ello permite calcular los distintos coeficientes de rozamiento, simplemente colocando un cuerpo de un material concreto sobre un plano inclinado del material con el que se pretende calcular su coeficiente de rozamiento, inclinando el plano progresivamente se observa el momento en el que el cuerpo comienza a deslizarse, la tangente de este ángulo es el valor del coeficiente de rozamiento. Del mismo modo conocido el coeficiente de

rozamiento entre dos materiales podemos saber el ángulo máximo de inclinación que puede soportar sin deslizar.

2.2.2.4 Fricción dinámico sobre una superficie inclinada

En el caso del rozamiento dinámico en una superficie inclinada, se tiene un cuerpo en deslizamiento, y siendo que este, está en movimiento, el coeficiente de fricción que interviene es el dinámico (μ_d), así como la fuerza de inercia 'F_i', que se opone al movimiento, el equilibrio de fuerzas que intervienen en el sistema (fig. 2.9) se dan cuando:

$$F + Fr + N + Fi = 0 \quad (2.19)$$

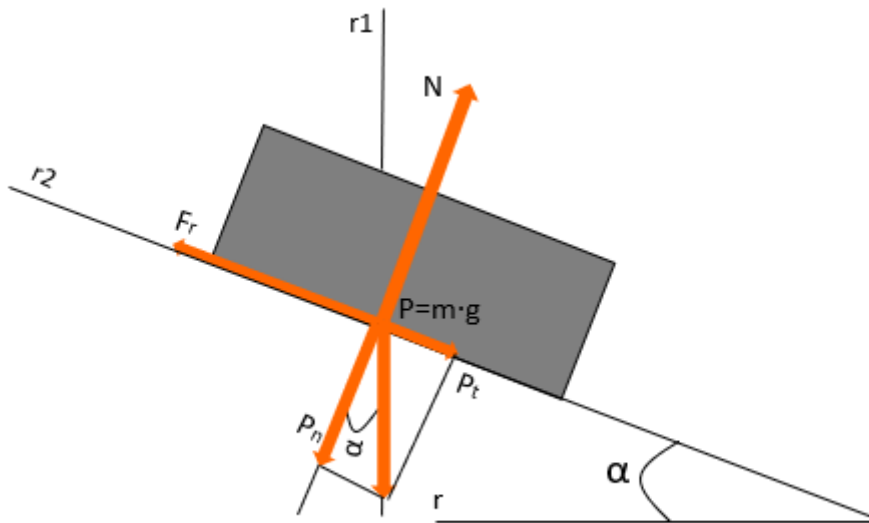


Figura 2.9. Parámetros que intervienen en la fricción dinámica mediante un plano inclinado.

Descomponiendo los vectores en sus componentes normales y tangenciales se obtienen las siguientes expresiones:

$$P_n = N \quad (2.20)$$

$$P_t = F_i + F_r \quad (2.21)$$

Teniendo en cuenta que la fuerza de rozamiento es igual al coeficiente de rozamiento dinámico y la fuerza normal se obtiene la siguiente expresión:

$$F_r = \mu_d \cdot N \quad (2.22)$$

$$P = m \cdot g \quad (2.23)$$

Y como en el caso de equilibrio estático, se tiene:

$$P_n = P \cdot \cos \alpha \quad (2.24)$$

$$P_t = P \cdot \sin \alpha \quad (2.25)$$

$$P \cdot \sin \alpha = \mu_d \cdot P \cdot \cos \alpha \quad (2.26)$$

$$\mu_d = \frac{\sin \alpha}{\cos \alpha} = \tan \alpha \quad (2.27)$$

Se puede decir que el coeficiente de rozamiento dinámico ' μ_d ' de un cuerpo sobre una superficie inclinada, es igual a la tangente del ángulo de la superficie inclinada con el cuerpo que se desliza sin aceleración, con velocidad constante, por el plano.

2.2.3. Tipo de energía pérdida debido a la fricción

Dentro de los mecanismos de deslizamiento existen tres mecanismos causantes de la pérdida apreciable en la interacción de las superficies. Debido al movimiento relativo, el material se deformará pudiéndolo hacerlo o elásticamente o plásticamente, llegando a la fractura incluso. La deformación plástica producida por la interacción sobre dos superficies vendrá acompañada por una pérdida de energía, y esto sucede en mayor medida por la fricción entre metales en mecanismos de maquinaria, etc. en muchas circunstancias actuales en la práctica. La fractura puede ocurrir cuando la interacción superficial es adhesiva y puede ser presentado en la interpretación de asperezas; en cierta forma, la aparición de restos de partículas de desgaste es signo de una evidencia de la aparición de una fractura.

En general, las pérdidas de energía debido a la fractura de los metales suelen ser mínimas en comparación con las producidas por las deformaciones plásticas.

La deformación elástica de los metales sería el tercer mecanismo de pérdida de energía, aunque teóricamente es recuperable, algunos de ellos sufren ciclos de histéresis importantes, Estas pérdidas se pueden considerar despreciables frente a las producidas por la deformación plástica [6].

2.2.4. Teoría de Coulomb

Según Coulomb, la causa del rozamiento está en la interpretación de las asperezas que conforman las superficies en contacto, de modo que la energía pérdida generada por la fricción es la histéresis del ciclo (σ - ϵ), que disipa cuando una de las crestas de una de las superficies recorre la longitud de la rugosidad de la otra superficie [8]. En la figura 2.10 se puede observar el recorrido de forma esquemática.

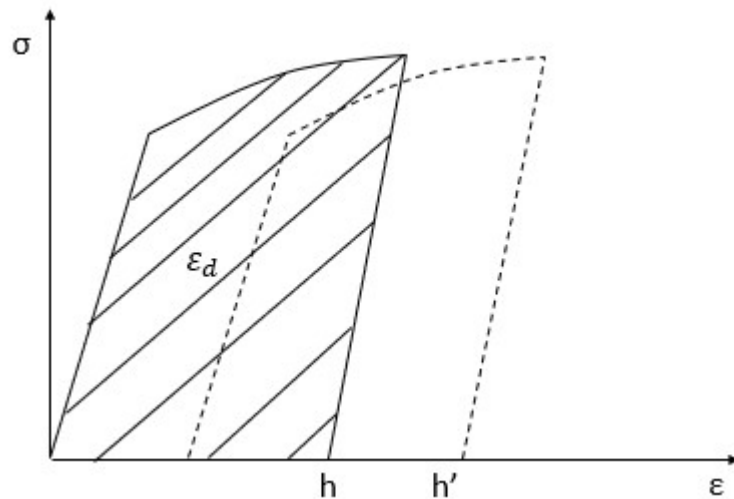


Figura 2.10. Ciclo de histéresis (σ - ϵ) según la teoría de Coulomb donde describe el estado tensional de un punto en la fricción.

Estas teorías han sido revisadas y desarrolladas posteriormente por Heilmann y Rigney [9]. En relación a esta cuestión, Kuhlmann-Wilsdorf [10] estudia que efectos pueden tener la estructura cristalina sobre el desarrollo de las dislocaciones.

Ferrer [11] desarrolla un modelo matemático basado en estas premisas para el coeficiente de rozamiento, de manera que si se aplica una fuerza normal ' F_n ' a la superficie de contacto ' A_a ' en cada microzona de contacto aparece una presión ' P_e ' que es función de la hiperestaticidad del contacto de las asperezas y parámetros de resistencia de las superficies de los materiales base.

Si en la interacción sobre dos superficies en diversas crestas y valles provocado al aplicar una fuerza normal ' F_n ' se le aplicarán dos fuerzas tangenciales iguales y de sentido contrario que tiendan a desplazar estas, según indica en la figura 2.11, se

generarán algunos contactos crecientes deformaciones de compresión biaxiales o triaxiales que se opondrán al movimiento mientras otros contactos se liberarán de estas deformaciones. Estadísticamente, se cumplirá la igualdad de los números de puntos aumente su deformación mientras otros disminuyan.

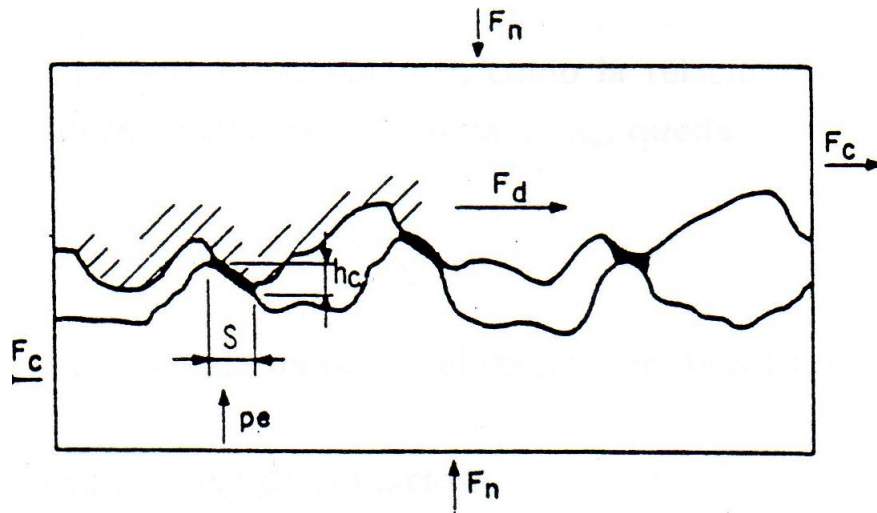


Figura 2.11. Sección microscópica de los parámetros que intervienen según Coulomb.

La energía almacenada 'E_d' que aparece en cada cresta será pérdida en la fricción por la histéresis del diagrama (σ-ε). La fuerza resistente al deslizamiento 'F_d' corresponde a la derivada de la energía almacenada con respecto al espacio recorrido o de contacto (S'), es decir:

$$F_d = \frac{dE_d}{ds'} \quad (2.28)$$

La fuerza resistente al deslizamiento es función exclusiva de la profundidad de las crestas 'h_c' y una constante elasto-plástica que es característico de cada material 'C_p' que queda explícita en el ciclo de histéresis (fig. 2.10).

Una primera aproximación en la expresión de 'F_d' puede quedar de la siguiente forma:

$$F_d = C_p \cdot S' \cdot h_c \quad (2.29)$$

El coeficiente de fricción 'μ', se pueden calcular mediante las siguientes expresiones matemáticas de las fuerzas de cizalladura 'F_c' y 'F_n' comprendidas entre todas las superficies 'A_r' en contacto.

$$\mu = \frac{F_c}{F_n} = \frac{\sum_i F_{d_i}}{F_n} = \frac{\sum_i C_p S'_i h_{c_i}}{F_n} \quad (2.30)$$

Donde se cumple que

$$A_r = \sum_i S'_i \quad (2.31)$$

Y refiriéndonos a las fuerzas tangenciales 'F_c' a una cierta profundidad media 'h_m' se puede expresar de la siguiente manera:

$$h_m = \frac{\sum_i C_p h_{ci}}{C_p A_r} \quad (2.32)$$

Y con respecto a la presión aparente de contacto 'P_a' es función, entre la relación entre la fuerza normal aplicada y la superficie de contacto aparente 'A_r' se puede expresar con la siguiente expresión:

$$\mu = \frac{1}{A_a} \frac{A_r}{P_a} C_p h_m \quad (2.33)$$

Por lo tanto, según las hipótesis planteadas anteriormente, el coeficiente de fricción es función de:

- Superficie real de contacto 'A_r'.
- Características del ciclo de histéresis (σ-ε) linealizado por la constante 'C_p'.
- Profundidad media de la interacción de las asperezas dadas por 'h_m' [11]

2.2.5. Teoría de la adhesión (microsoldaduras)

Tomlinson introdujo la teoría de las microsoldaduras [8] y fue desarrollado por Bowden y Tabor [12] utilizó como punto de partida el hecho de que cuando una superficie metálica en cargada sobre otra, se realiza solamente el contactor en los picos de las asperezas. Por lo tanto, de esta manera el área real de contacto es muy pequeña y la presión ejercida sobre las superficies de las asperezas es suficientemente elevado como para deformarse plásticamente. El flujo de deformación plástico aumenta el área de contacto hasta que se lo suficientemente grande para poder soportar la carga. [6].

Sí al aplicar una fuerza normal 'F_n' a la superficie aparente 'A_a' sobre cada microzona de contacto aparece una presión efectiva 'P_e', (fig. 2.12) esta varía en función de las condiciones de hiperestaticidad de todos los puntos de contacto de las superficies de las asperezas y de las características elastoplásticos de los materiales.

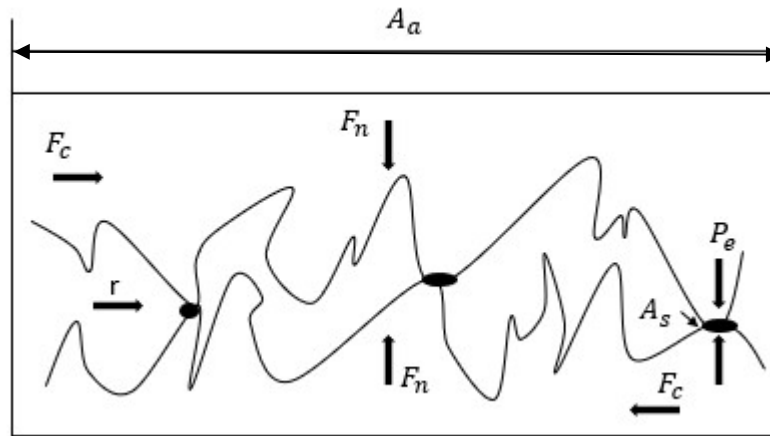


Figura 2.12. Parámetros que intervienen en el desarrollo de microsoldaduras sobre las dos superficies en contacto.

En condiciones donde se desarrollen elevadas presiones efectivas y una limpieza adecuada, las superficies en contacto ‘ A_r ’ muestran una continuidad cristalina debido a las soldaduras que se generan entre los puntos de contacto de las asperezas de las dos superficies. Si deseamos deslizar ambas superficies, se debe aplicar fuerzas cortantes ‘ F_c ’ de tal magnitud que estas superen a la reacción de las microsoldaduras, cuyo índice característico es la tensión de cizalladura.

El coeficiente de fricción ‘ μ ’ desarrollado entre las asperezas sobre la superficie real de contacto, pueden calcularse a través de las fuerzas que intervienen [13] ‘ F_c ’ y ‘ F_n ’ por medio de la siguiente expresión:

$$\mu = \frac{F_c \int \tau dA_r}{F_n \int P_e dA_r} \quad (2.34)$$

Pudiéndose expresar de la siguiente forma;

$$\mu = \frac{1}{A_a P_a} A_r \tau_m \quad (2.35)$$

Tensión media de cizalladura (τ_m) expresado como:

$$\tau_m = \frac{\int dA_r}{A_r} \quad (2.36)$$

Presión aparente de contacto (P_a) expresado como:

$$P_a = \frac{F_n}{A_a} \quad (2.37)$$

Por lo tanto, el coeficiente de fricción en la superficie observable (A_a') en función de los siguientes parámetros:

- Características intrínsecas del par rozante en fricción desarrollados por su tensión media de cizalladura (τ_m).

- La correlación de la superficie de contacto efectiva A_r con respecto a las presiones externas (F_n) o presión aparente (P_a).

2.2.6. Coeficiente de fricción generalizado

No existe una sola actuación de mecanismo de fricción, en caso más general la fuerza total antagonista (F_r) será la fuerza resultante de la fricción según la teoría de Bowden y Coulomb.

En la figura 2.13 se observa la conocida gráfica que relaciona el coeficiente de fricción y la rugosidad superficial (R_a). La curva ascendente representa la correlación entre el coeficiente de fricción desarrollado por los mecanismos de desgaste y la rugosidad superficial del par rozante interferencial el cuál hace referencia y justifica la teoría de Coulomb, mientras que la curva descendente representa la correlación entre el coeficiente de fricción desarrollado por los mecanismos de desgaste cohesivo hace referencia según las teorías de las microsoldaduras.

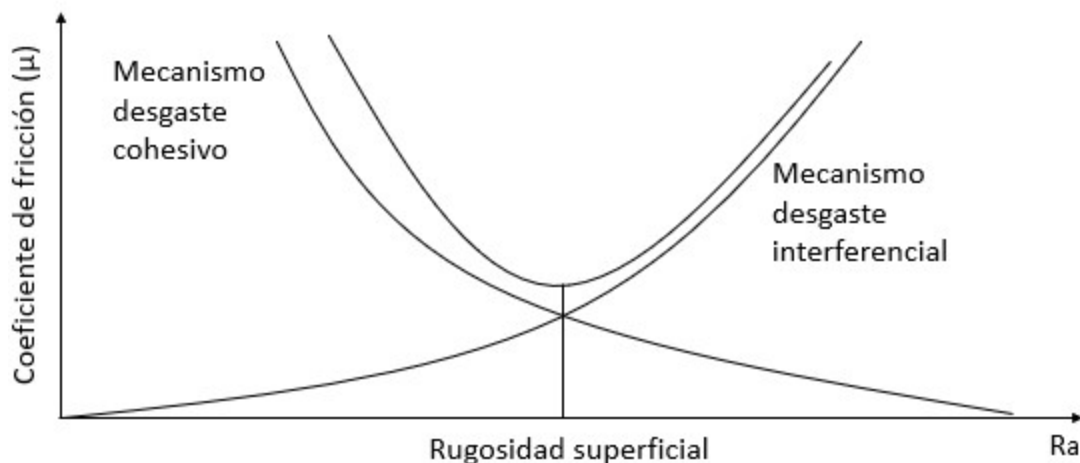


Figura. 2.13. Relación cualitativa entre el coeficiente de rozamiento ' μ ' y la rugosidad superficial ' R_a '.

Por lo tanto, en el coeficiente de rozamiento generalizado viene dado por la suma de estos dos mecanismos expresado mediante la siguiente expresión:

$$\mu = \frac{F_r}{F_n} = \frac{1}{A_a P_a} (A_s \tau_m + A_r C_p h_m) = \frac{A_r}{A_a P_a} (m_c \tau_m + C_p h_m) \quad (2.38)$$

Se puede observar la influencia directa de la rugosidad superficial en el caso de Coulomb e independiente en el caso de Tomlison el cual influye la superficie real de contacto 'A_t', y evidentemente el grado de limpieza de las superficies que permitan formarse microsoldaduras entre ambas superficies [11].

Wanheim y Bay [14] se puede observar en la (fig. 2.14 b)) la dependencia del área real de contacto (A_t) con respecto la presión efectiva P/2τ y la tensión cortante en la superficie real de contacto (τ_m') y representando así los resultados mediante gráficas (fig.2.14 a)) con diferentes valores, siendo C la relación entre A_t y A_a.

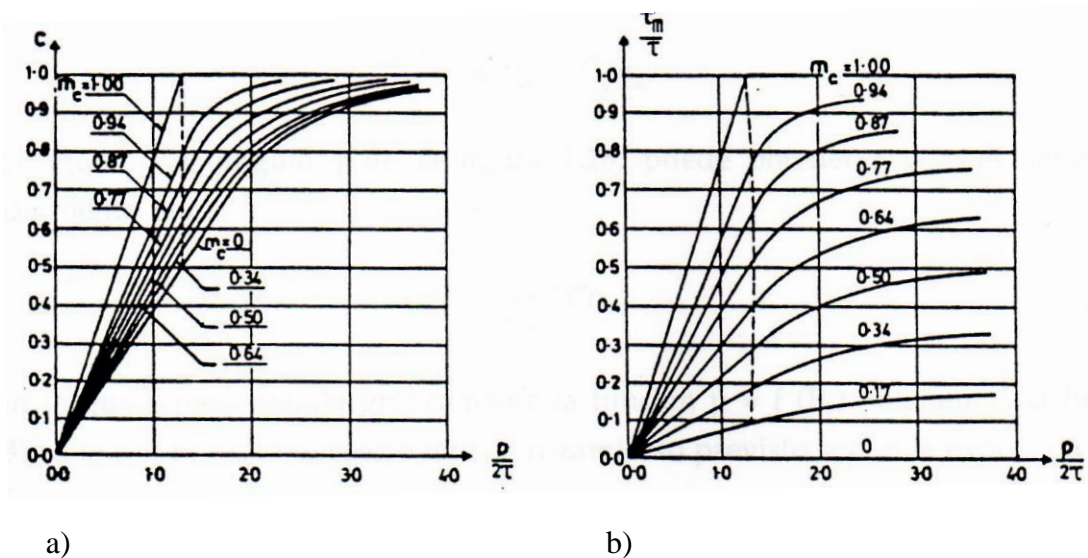


Figura 2.14. Efecto de la presión: a) área de contacto real, b) tensión cortante de la interfase [14].

El valor máximo de la inclusión de la superficie de contacto efectiva A_r según la obtenida por Ferrer [11], determina la siguiente correlación del tipo:

$$\mu = \frac{1}{A_a} \frac{A_w(1-e^{-CPe})}{P_a} [m_c \tau_m + C_p h_m] \quad (2.39)$$

Por lo tanto, el coeficiente de fricción es función de los siguientes parámetros:

- ❑ Características intrínsecas del material: τ_m y C_p.
- ❑ Características microscópicas de las superficies en fricción: rugosidad h_m y su grado de limpieza m_c.

- ❑ Características macroestructurales de las superficies en fricción: Superficie aparente de contacto (A_a) y topografía representado por su superficie de contacto (A_w).
- ❑ Fuerza aplicada exterior ' F_n ' o la presión aparente ' P_e ' su equivalente [11].

Por lo tanto, para un sistema de fricción determinado, que incluye diversas variables como m_c , τ_m , C_p , y h_m , el coeficiente de fricción se puede expresar de la siguiente forma:

$$\mu = C_\mu \frac{A_w}{A_a} \frac{[1 - e^{-C P_e}]}{P_a} \quad (2.40)$$

Donde

$$\mu = m_c \tau_m + C_p h_m \quad (2.41)$$

Sí representamos gráficamente la función $\mu = f(P_a)$, obtenemos la figura 2.15 que nos muestra el coeficiente de fricción según la expresión 2.40 [11].

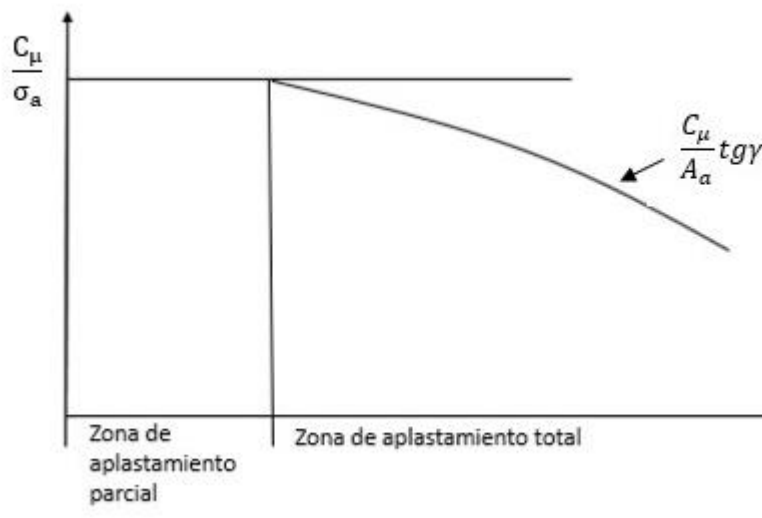


Figura 2.15. Coeficiente de rozamiento previsto según la expresión 2.40 [11].

donde por medio del ángulo γ puede obtenerse el coeficiente de rozamiento mediante la siguiente expresión:

$$\mu = \frac{C_\mu}{A_a} \text{tg}\gamma \quad (2.42)$$

2.2.7. Factores que intervienen en el rozamiento

El coeficiente de rozamiento producido por interacción entre dos superficies cargadas, se pueden considerar de dos tipos: La primera debido a la adhesión (soldadura) de algunas de las partes de las asperezas de las superficies en contacto (Teoría de Tomlinson-Bowden), que se transforma al movimiento en resistencia, y la segunda de las asperezas que pueden darse en superficies de similares a las durezas, como en penetración real de las asperezas del metal más duro al más blando, (Teoría de Coulomb).

El coeficiente de fricción depende de diversos factores como es el acabado superficial, la velocidad de deslizamiento, la temperatura, la presión aplicada, existencia o no de algún elemento adicional en la zona de contacto, aceites lubricantes utilizados, ambiente de trabajo, etc. por ello se dice que el coeficiente de fricción no es una propiedad intrínseca del par rozante, si no un valor estadístico que dependen de todos esos factores nombrado anteriormente.

2.2.7.1. Influencia del acabado superficial

La rugosidad superficial entre dos superficies en contacto tiene una gran influencia sobre el coeficiente de rozamiento.

En la figura 2.16, se puede observar una imagen de los surcos que se han desarrollado tras un proceso de mecanizado elaborado con una herramienta de corte determinada. Estos surcos, puede ser de dimensiones pequeñas o no dependiendo del proceso de mecanizado que se le aplique, es decir en procesos de terminación fina pueden no ser determinado visiblemente, pero en procesos de producción más basto si se pueden ver el los surcos del acabado del proceso de corte. Por lo tanto, es evidente que mientras el acabado superficial sea peor (surcos de mayor tamaño), el anclaje de los picos de la superficie sobre los valles de la otra superficie que conforma el par rozante, puede desarrollarse altas fuerzas tangenciales necesarias para iniciar el movimiento relativo del par rozante aumentando así el coeficiente de fricción resultante de la unión cinemática.

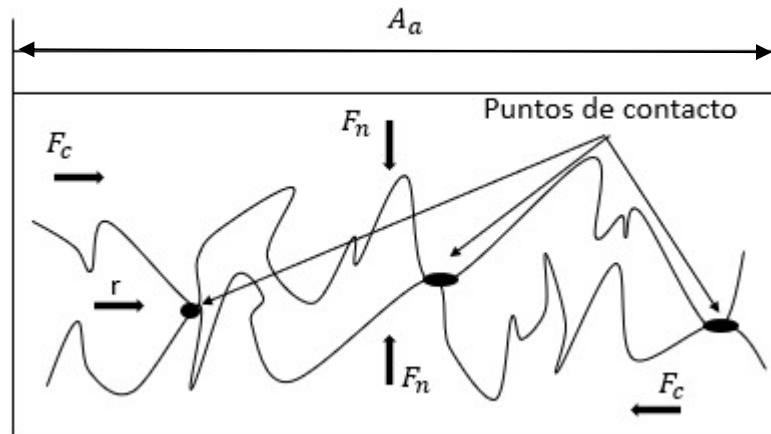


Figura 2.16. Imagen de la rugosidad superficial de dos superficies en contacto.

2.2.7.2 Influencia de la velocidad de deslizamiento

De forma general, existe un descenso no lineal del valor del coeficiente de fricción al elevar la velocidad de deslizamiento. Un ascenso significativo en las velocidades se desarrollan altas temperaturas en zonas locales de la interfaz de contacto, efecto debido a la disipación de energía durante la fricción se convierte en calor y como consecuencia provoca una reducción del límite elástico, mayor plasticidad y el consecuente relleno del material entre las asperezas de las dos superficies en contacto.

A medida que la velocidad de deslizamiento aumenta el coeficiente de fricción disminuye y aun que esta siga aumentando, el coeficiente de fricción sigue disminuyendo, pero con variaciones mínimas hasta llegar a valores asintóticos.

Cuantificar la relación existente entre el rozamiento y la velocidad de deslizamiento es muy complicado, ya que la temperatura desarrollada entre las superficies a la fricción a consecuencia de la velocidad de deslizamiento, es una variable directa. Dokos [15] midió la influencia de la temperatura en el par rozante comprendido entre acero dulce sobre acero de contenido medio en carbono obteniendo los siguientes resultados reflejados en la tabla 2.1.

Velocidad de deslizamiento (Cm/s)	Coefficiente de fricción (μ)
0.000254	0.53
0.00254	0.48
0.0254	0.39
0.254	0.39
2.54	0.23
25.4	0.19
254	0.18

Tabla 2.1. Ensayos de Dokos [15].

Snodgras y Guldner, realizaron ensayos de laboratorio empleando ruedas y frenos de ferrocarril de tamaño natural, reproducen ensayos previos realizados por Galton y Westinghouse, donde obtuvieron resultados con altos valores de rozamiento algo más elevados en tiempos de ensayos bastante grandes par rozante formado entre una rueda y zapata de freno [7] tal como se puede observar en la tabla 2.2.

Velocidad (Km/h)	Tiempo de duración del ensayo (min)	Coefficiente de fricción (μ)	Nº de ensayos
16	120	0.35	25
32.6	60	0.28	24
47.8	30	0.21	7
64	15	0.20	7
79	12	0.20	7

Tabla 2.2. Resultados obtenidos por Snodgras y Guldner [7].

En los ensayos realizados por Snogras y Guldner se desarrollaron temperaturas del orden de 370°C para las bandas de los rodamientos, lo que se pudo demostrar la influencia de la temperatura como una variable enmascarada.

Carlos Ferrer [16] realiza ensayos de frenado hasta su parada de locomotoras Diesel de 3.300HP, con zapatas de fundición fosforosa, para las velocidades comprendidas entre 0 y 37m/s y un campo de presiones de aplicación de entre 3.5 a 13.5Kgf/cm².

La variación del coeficiente de fricción con respecto a la temperatura en un intento de modelizar se desarrolló la siguiente expresión:

$$\frac{d\mu}{dv} = \frac{d\mu}{d\theta_t} \frac{d\theta_t}{dv} \quad (2.43)$$

En la expresión 2.43 quedó definido la variación del coeficiente de fricción con respecto a la temperatura.

La variación de la temperatura con respecto a la velocidad se puede deducir a partir de las temperaturas puntuales alcanzadas en la superficie efectiva de contacto A_r producido por el efecto de la fricción en un tiempo (θ_t) y del flujo generado (q_t) [11].

$$\theta_t = \frac{q_t}{\pi C_t \rho} \frac{t}{L_c} \quad (2.44)$$

Donde:

(C_e): Calor específico (J/Kg °K).

(ρ): Densidad (Kg/m³).

(L_c) Conductividad térmica del material (W/m°K).

Y por otro lado el flujo de calor generado se puede expresar de la siguiente manera:

$$q_t = \frac{\varepsilon A_a P_a \mu v}{A_r} \quad (2.45)$$

Donde ε representa la equivalencia del trabajo calorífico.

Esta variación puede expresarse como:

$$\frac{d\theta_t}{dv} = \frac{C_t A_a P_a}{2 A_r^{1/2}} \mu v^{1/2} \quad (2.46)$$

Donde el valor de ' C_t ' depende de las características del par rozante obteniendo como resultado la variación del coeficiente de fricción mediante la siguiente ecuación diferencial [11].

$$d\mu = \frac{C_\mu \theta C_t}{2} A_r^{1/2} \mu v^{1/2} dv \quad (2.47)$$

Por lo tanto, la presión efectiva del área de contacto ' A_r ', es función de la presión aparente, en este caso es más para temperaturas mínimas, esta se situará en la zona de aplastamiento total, el cual suponemos constantes el conjunto de parámetros.

$$K_p = \frac{C_\mu \theta C_t A_r^{1/2}}{2} \quad (2.48)$$

Resolviendo la ecuación diferencial de la expresión 2.47, el coeficiente de fricción queda definido de la siguiente manera:

$$\mu_l = \mu_\infty + (\mu_0 - \mu_\infty) e^{K_p v^{1/2}} \quad (2.49)$$

Donde (μ_0) representa el coeficiente de fricción estático, (μ_∞) representa el valor del coeficiente de fricción hipotético cuando la velocidad tiende al infinito llegando a valores asintóticos como se muestra en la figura 2.17, lo cual ya estudiaron

Grotsch y Plankc [17], comportándose el material del par rozante como si estuviese en un medio lubricado.

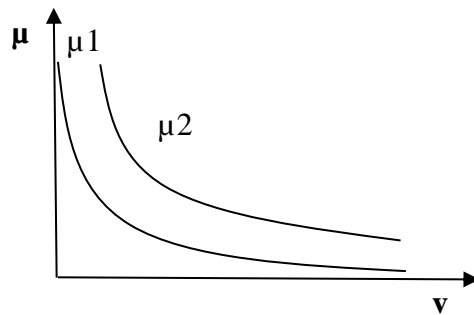


Figura. 2.17. Correlación del coeficiente de fricción y la velocidad de deslizamiento.

Ferrer propone un modelo matemático general que representa el coeficiente de fricción en función de las velocidades de deslizamiento ‘v’ y presión aparente ‘P_a’ como se muestra en la siguiente expresión:

$$\mu_I = \mu_\infty + (\mu_0 - \mu_\infty)e^{-K_p P'_a v'} \quad (2.50)$$

2.2.7.3 Influencia de la temperatura

El coeficiente de fricción se verá afectado por la variación de temperatura que se desarrollan en los puntos de contactos de las asperezas entre las dos superficies provocado por la fricción en la interacción entre las asperezas en movimiento relativo entre sí de las dos superficies en contacto.

Para ciertos valores de estas características resistentes, (τ_m) y (C_p) se pueden expresar su respuesta en función de la variación de la temperatura (θ) de la siguiente forma:

$$\tau_m = \tau_1 - \tau_2 \theta \quad (2.51)$$

$$C_p = C_1 - C_2 \theta \quad (2.52)$$

Un aumento de la plasticidad debido al incremento de la temperatura entre los puntos de contacto de las asperezas de las superficies determina una mayor facilidad de relleno entre los valles [11], lo que afecta a las presiones y superficies eficaces (P_e y A_f) como se indican en la figura 2.18.

Ferrer [11], cuantifica la influencia con respecto a la temperatura sobre la superficie efectiva de contacto ‘ A_t ’, con la expresión siguiente:

$$A_r = A_{r\theta}(1 - e^{C_\theta P_a}) \quad (2.53)$$

Donde (C_θ) y ($A_{r\theta}$) son parámetros variables creciente con respecto a la temperatura (θ) y ($A_{t\theta}$), para altas presiones aplicadas, representa el valor de saturación de la superficie en contacto, para altas presiones (fig. 2.18).

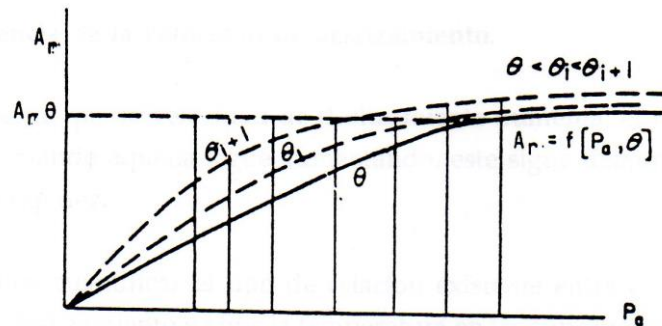


Figura 2.18. Superficies efectivas (A_r) en función de la presión aparente (P_a) y la temperatura (θ).[11].

Con estas premisas, considerando el coeficiente de fricción de la expresión 2.38, diferenciándolo con la temperatura y considerando que la variación de las características resistentes tiene mayor importancia que la de la superficie efectiva y con la temperatura, la expresión del coeficiente de fricción queda de la siguiente forma:

$$\frac{d\mu}{d\theta} = \frac{C_{\mu\theta} A_r}{A_a P_a} \quad (2.54)$$

Donde la constante ($C_{\mu\theta}$) cuantifica las características del sistema de fricción.

Se puede decir, que la variación del coeficiente de fricción con respecto a la temperatura es una función del tipo lineal e inversamente de la presión aparente para un determinado rango de temperaturas.

2.2.7.4 Influencia con el tiempo

El coeficiente de fricción varía con respecto al tiempo, de forma que, el coeficiente de fricción estático se convierte en dinámico variando la fuerza de rozamiento conforme el tiempo avanza.

2.2.7.5 Influencia con la carga aplicada

En un rango muy amplio de cargas aplicadas, la fuerza de la fricción es proporcionalmente directa a la fuerza normal o carga aplicada. Por tanto, un aumento de la carga aplicada supondrá un aumento de la fuerza de rozamiento permaneciendo está constante.

La fuerza de rozamiento viene dada por la ecuación de Coulomb:

$$\mu = \frac{F_f}{F_n} \quad (2.55)$$

Bowden y colaboradores pusieron de manifiesto la presencia de un coeficiente de fricción sensiblemente constante para la mayor parte de los materiales en un rango de escala de cargas aplicadas comprendidas entre 0.04g y 10Kg en diversos ensayos realizados en laboratorio [18].

En algunos ensayos realizados algunos materiales experimentan un aumento del coeficiente de fricción a presiones de contacto ligeras, según Gralen [19] la explicación puede ser debida a las cargas de electricidad estática contenidas en las muestras de ensayo; las que actúan en sentido de la atracción entre sí de las muestras de ensayo elevando así la fuerza efectiva normal entre ellas. Este hecho lo observó Claypoole [20], quién descubrió que las fuerzas de atracción debidas a las cargas eléctricas estática eran frecuentemente superiores a 3g.

Otra de las explicaciones posibles a este fenómeno se basa en la naturaleza de la acción de las asperezas que rozan entre sí. A las presiones usuales de contacto de esta acción es de naturaleza plástica, pero es posible que con muy ligeras cargas la acción mecánica sea más elástica. Pero en cargas excesivamente ligeras, no existe una explicación completa sobre que ocurre en ocasiones para desarrollarse un aumento en el coeficiente de fricción.

Por lo contrario, en presiones altas, el coeficiente de fricción tiende a elevarse, seguramente a la deformación plástica grosera de los materiales. En materiales blandos, pero con presiones aplicadas moderadas, puede darse también este mecanismo de deformación entre las asperezas de las superficies en contacto.

Boyd y Robertson [21], concluyeron en su estudio sobre este mecanismo de deformación plástica que puede estar también condicionada por la geometría de las superficies del par rozante. Realizaron ensayos con varios tipos de lubricantes con presiones hasta 28000Kg/Cm² empleando discos de acero al cromo molibdeno de herramientas, endurecido al aire y tratado hasta alcanzar una dureza Rockwell C de 63. Sin embargo, en los resultados obtenidos, de forma general, el coeficiente de fricción es independiente de la carga aplicada en la mayor parte de las aplicaciones.

2.2.7.6 Influencia de elementos adicionales

En la realidad, en la mayor parte de casos existe siempre algún elemento adicional interpuesto entre las dos superficies en contacto. Este elemento puede influir significativamente en el coeficiente de fricción.

La variación del coeficiente de fricción en cada caso dependerá de su naturaleza y geometría del elemento interpuesto entre las dos superficies en contacto.

Para reducirla fricción entre las dos superficies en contacto, lo más común es aplicar en la unión un fluido líquido denominado lubricante, donde el coeficiente de fricción se denomina como rozamiento en medio húmedo o lubricado, en otros casos, se introducen cuerpos sólidos esféricos y duros que facilitan en mayor grado el movimiento mutuo, lo que se conoce como rozamiento por rodadura característicos de los rodamientos.

Aunque en algunos tipos de casos, lo que se necesita es el aumento de la fricción entre las superficies para reducir o impedir el movimiento entre las superficies en contacto, en estos casos se acude a partículas agudas y duras que se oponen al movimiento incrustándose en las superficies debido a las cargas de trabajo impuestas.

2.2.8. Naturaleza de las superficies metálicas

2.2.8.1 Capa superficial

El campo de la tribología, interpreta la superficie de contacto como una zona aparte separada por dos medios, uno el material y otro el ambiente [22].

Esta zona superficial está formada por cuatro capas (fig. 2.19) divididas desde el interior al exterior:

1. Capa accesible a los esfuerzos de rozamiento, que puede abarcar varias décimas de milímetro de espesor.
2. Capa endurecida y desfigurada.
3. Capa amorfa.
4. Capa adsorbida.

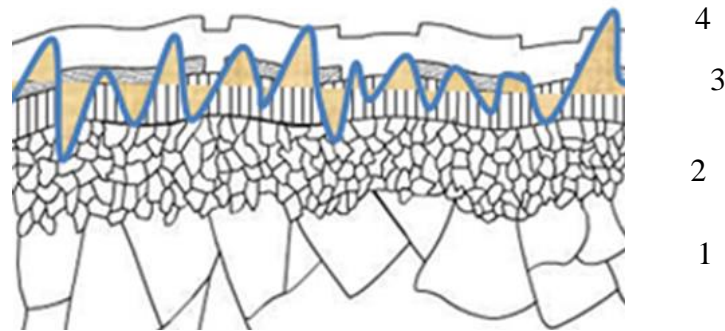


Figura 2.19. Capas que intervienen en la zona superficial.

2.2.8.1.1 La capa accesible

En la zona del material el cuál no ha sufrido ningún tipo de transformación y cuya estructura cristales y macroestructura son muy semejantes a las capas del interior del material. Sin embargo, están evolucionarán debido a las tensiones provocadas por las tensiones debido al rozamiento cómo los fenómenos térmicos que afectará a esta zona a consecuencia de la fricción.

Las sollicitaciones experimentadas en esta zona de la superficie serán de carácter amortiguado y rítmico, el cuál pueden manifestarse todas las posibles formas de envejecimiento y fatiga.

2.2.8.1.2. La capa endurecida

Las formas de la estructura de los cristales se encuentran desfiguradas por las presiones superficiales debidas al rozamiento. La profundidad dependerá únicamente de la presión a la que fue sometido el material, los valores oscilan entre 5 y 25 micras.

2.2.8.1.3. La capa amorfa de Beilby

Beilby fue el primero que admitió una serie de hipótesis sobre la existencia de una capa amorfa sobre la superficie del material.

Bajo las elevadas acciones combinadas de compresión y cizallamiento, pueden provocar en la estructura granular una destrucción severa y llegar a elementos cuyas dimensiones no excedan de algún parámetro reticular. A esta estructura fina se añade, por elevación de temperatura, materiales fundidos y oxidados. Por lo tanto, el deslizamiento viscoso de este conglomerado en una capa superficial delgada que conforma estas zonas casi amorfas se le denominada Beilby.

La capa de Beilby permite distribuir las cargas sobre todas las áreas grandes que las correspondientes a las asperezas y consolida las películas de óxidos.

2.2.8.1.4. La capa adsorbida

Un metal puede representarse como el conjunto de iones en forma de esferas por un gas electrónico que forma un campo de fuerzas en el que pueden extenderse hasta magnitudes de varios Angströms de la superficie y que estas interaccionan con las moléculas del ambiente. Este fenómeno de la absorción, que tanto favorece a la formación de microsoldaduras como es la adherencia de partículas orgánicas, aceite, grasas y suciedad.

Wheeler [tesis Vicente] en sus experimentos pudo demostrar la efectividad de la capa adsorbida al formar monocapas de oxígeno o cloro que reducía las tensiones cortantes del mismo compuesto.

2.2.8.2 Irregularidades superficiales

La geometría final de las superficies ordinaria, se caracteriza por el acabado en los procesos de fabricación. La rugosidad superficial está formada por ciertas fluctuaciones de corta longitud de onda (microrugosidad), que se caracteriza por crestas y valles, asperezas de amplitud y longitud variable a estas, en algunas superficies se pueden observar una rugosidad con una elevada longitud de onda (macrorugosidad), debido fundamentalmente a las vibraciones producidos en el proceso de fabricación. En la figura 2.20, se observa una imagen de la suma de las dos rugosidades tanto macrorugosidad como microrugosidad obteniendo una rugosidad superficial resultante.

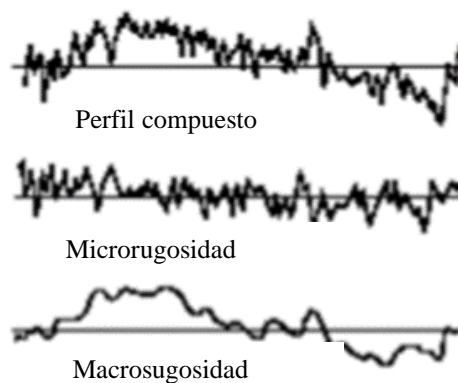


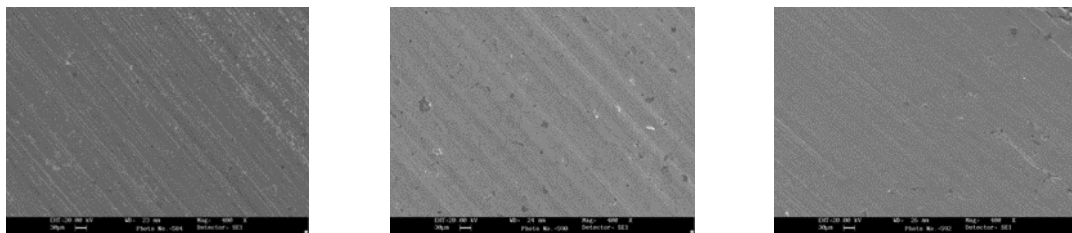
Figura 2.20. Componentes de la geometría superficial.

2.2.8.2.1. Observación de las superficies

Para solucionar diversos problemas derivados de la tribología, es importante el valor cuantitativo de las características topográficas de las superficies. El fenómeno tribológico, tal como es el rozamiento entre las superficies y el desgaste provocado por dicho rozamiento, depende fundamentalmente del área real de contacto entre las dos superficies, que por otra parte dependen de la distribución y forma de las asperezas. Abbott fue el primer investigador que profundizó sobre las texturas superficiales, tanto experimentalmente cómo teóricamente. El diseñó el primer instrumento y trató de

definir los parámetros a su resultado de salida y que estos fueran significativos. Este parámetro que realmente era una función, se ha denominado curva Abbott-Firestone [23].

Para poder medir las características de micro y macrorugosidades de las superficies, se han utilizados diversos métodos: microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido SEM y otros mecánicos, cómo son el seccionamiento oblicuo y la rugosimetría. En los métodos ópticos y electrónicos podemos obtener información sobre la forma de las irregularidades en 3 dimensiones, pero es muy complicado la obtención de valores cuantitativos. En la figura 2.23, se pueden observar unas micrográficas del rayado de varias muestras tras el ensayo a desgaste abrasivo utilizando la técnica pin-on-disk.



a) b) c)

Figura 2.23. Micrográficas SEM tras un ensayo de desgaste abrasivo: a) recubrimiento de NiCrBSi, 10,1%Cr, b) NiCrBSi, 10,1Cr + Al₂O₃ micrométrica y c) NiCrBSi, 10,1%Cr + Al₂O₃ nanométrica [55].

En la Tabla 2.3 se indican la resolución de las superficies en función del método empleado.

Método	Resolución (µm)		Anotaciones
	Horizontal	Vertical	
Microscopio óptico	0,25-0,35	0,18-0,35	Resultados dependientes de las calidades del sistema óptico y de la profundidad de campo de las micrográficas
Iluminación oblicua	0,25	0,25	Utilización de las condiciones ópticas del microscopio
Seccionamiento oblicuo	0,25	0,025	Ángulo de seccionamiento = $\tan^{-1} 0,1$ y condiciones óptimas en el microscopio
Interferencia óptica	0,25	0,025	Requiere superficies con alta reflectividad
Interferencia por doble haz	5	0,005	Requiere superficies con alta reflectividad y desviaciones angulares inferiores a 5°
Microscopio electrónico de reflexión	0,03-0,04	0,03	Resolución vertical de perfiles
		0,02-0,008	Resolución vertical de sombras
Microscopio electrónico	0,005	0,005	Resolución vertical utilizando aparatos estéreos
		0,00025	Resolución vertical utilizando réplicas sombreadas con un ángulo $\text{arc.tg } 0,3$
Rugosímetros	1,3-2,5	0,005-0,25	La resolución viene limitada por el tamaño finito de la aguja

Tabla 2.3. Métodos de medición de superficies [23].

2.2.8.2.2. Parámetros superficiales

La rugosidad superficial consiste en pequeñas irregularidades presentes en la superficie (fig.2.24.). Estas irregularidades caracterizan el acabado o textura de la superficie, que puede ser definida como un conjunto de patrones existentes en las superficies físicas. De esta manera, para que se pueda definir el concepto que involucra la superficie rugosa, es importante comprender sus principales parámetros.

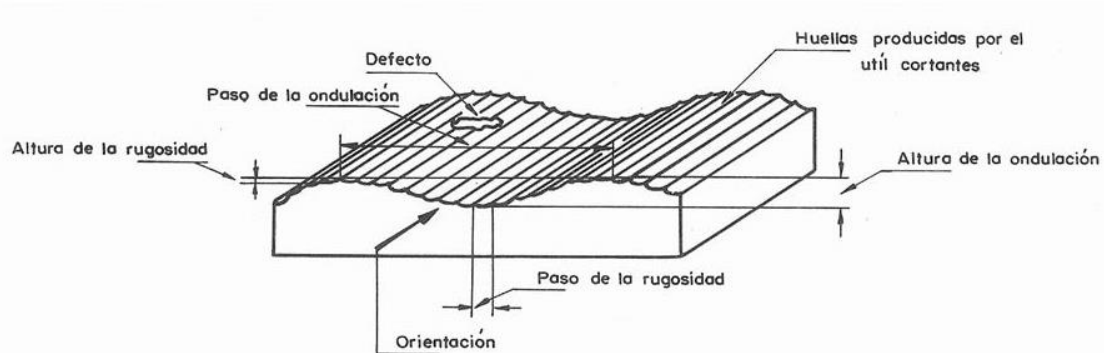


Figura 2.24. Formas de la textura superficial.

Las irregularidades de las superficies comprenden dos grupos de errores: macrogeométricos y microgeométricos. Los errores macrogeométricos, son errores de forma verificables por medio de instrumentos convencionales de medición, como micrómetros, relojes comparadores, y proyectores de perfil. Entre esos errores, se incluyen divergencias de ondulaciones, ovalización, rectilinidad, planicidad, circularidad, etc. El otro grupo de errores corresponde a los errores microgeométricos, que son los errores conocidos como rugosidad superficial.

Existe una serie de métodos para la medición de la rugosidad los cuales pueden ser separados en dos grupos: de contacto y sin contacto. En (Vorburger, et al; 2007) se muestra una comparación entre métodos de contacto (más tradicionales) y los métodos de no contacto.

A partir de la evolución tecnológica, los métodos de no contacto fueron el fruto de mucha investigación. Como ejemplo, pueden ser citados los métodos ópticos presentados en (Hocken, et al 2005) y la medición por interferometría presentada en (Rhee, et al 2005 y Harasaki, et al 2000).

Como existe una amplia gama de métodos que fueron desarrollados para medir la textura superficial, la Organización Internacional de Normas (ISO), en el Comité Técnico 213, que trata de la verificación dimensional del producto y especificaciones geométricas, creó un grupo de trabajo para discutir la normalización de la medición de textura en 3D (ISO 25178-6, 2010), como también la revisión de las normas existentes sobre medición tradicional de rugosidad en 2D (ISO 4287 1997).

La evaluación de rugosidad de superficies, viene siendo objeto de estudio en las más diversas áreas del conocimiento. En el área de la ingeniería, los campos de mayor

interés se refieren a procesos de manufactura y tribología (Bongaerts *et al*, 2007; Ozcelik y Bayramoglu 2006; Zain, *et al*, 2010).

Adicionalmente, el análisis de la rugosidad se constituye como un área de investigación importante con aplicaciones en bibliotecas digitales, bancos de datos multimedia, imágenes médicas, robótica, detección remota y control de la calidad, entre otras (Bashar, *et al*, 2003). Por ejemplo, la textura puede ser definida como un “patrón estadístico local de texturas primitivas en el dominio de observación de interés” (Sengur *et al.*, 2007), siendo por lo tanto frecuentemente usada como un descriptor regional de imágenes. La extracción de características de textura se basa en modelos matemáticos que pueden involucrar matrices de co-ocurrencia de nivel-gris, funciones de autocorrelación, campos aleatorios de máxima entropía (Yang y Liu, 2002), filtros de Gabor y Wavelets entre otros.

La extracción de características usando abordaje estadístico propicia la descripción de imágenes a través de reglas que gobiernan la distribución y la relación entre los diferentes niveles de gris (Varma y Zisserman, 2005). Innumerables medidas pueden ser extraídas de la distribución de los niveles de gris en imágenes, entre las cuales se pueden citar: media, varianza, desviación estándar, energía y entropía, entre otras. El abordaje estadístico puede ser dividido en dos vertientes, la de primer orden, en la cual se extraen características a partir de histogramas (fig. 2.25).

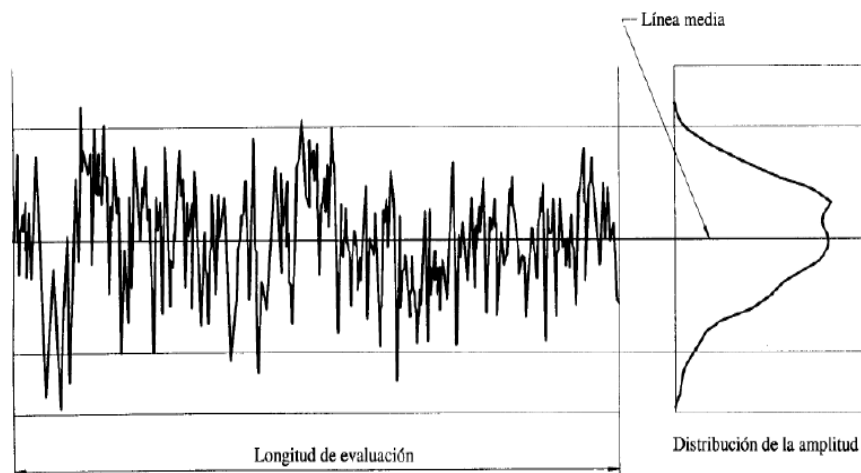


Figura 2.25. Curva de distribución normal de las amplitudes.

En la tabla 2.4, se puede ver diversos patrones con distintas medidas de rugosidad superficial en 2D, observadas desde la microscopía óptica a diferentes amplitudes, a diferencia de la tabla 2.5, que se utilizó la microscopía electrónica de barrido SEM [24].

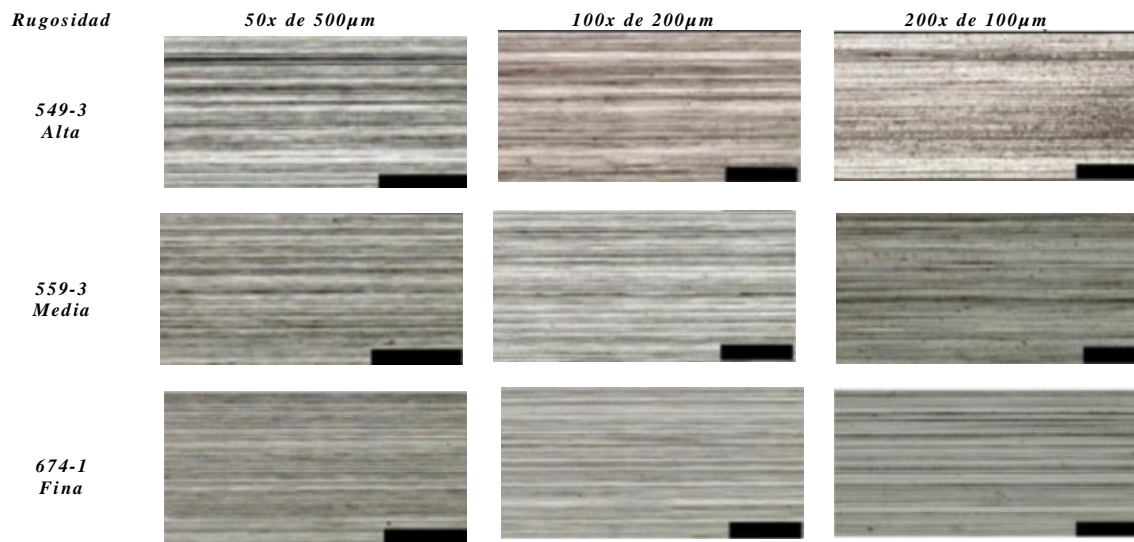


Tabla 2.4 Imágenes de patrones de rugosidad alta, media y fina. (Microscopio óptico).


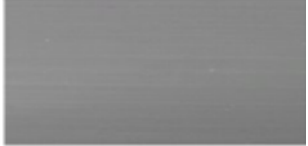

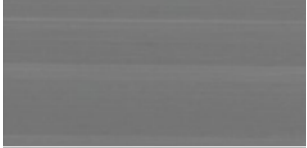

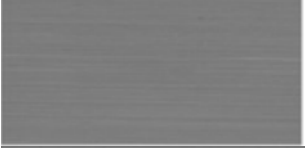
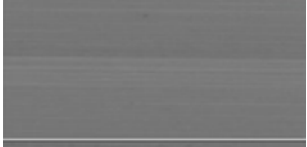
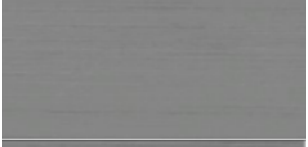
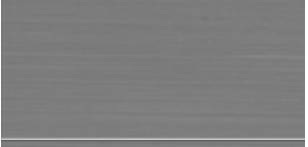
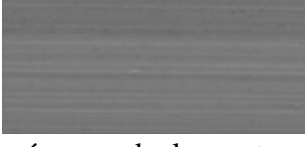
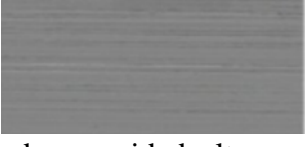

<i>Amplitud</i>	<i>549-3 Rugosidad Alta</i>	<i>559-3 Rugosidad Media</i>	<i>674-1 Rugosidad Fina</i>
<i>100x</i>			
<i>500x</i>			
<i>1000x</i>			
<i>2500x</i>			

Tabla 2.5. Imágenes de los patrones de rugosidad alta, media y fina. (Microscopia electrónica).

Con la observación de las superficies, se intenta de alguna forma parametrizar su textura.

En ingeniería de producción, se utilizan principalmente uno de los dos parámetros siguientes para definir la textura de las superficies según la Norma UNE-EN-ISO-4287:

- ❑ R_a (CLA); definido como el valor medio aritmético de la desviación del perfil real con respecto a la línea media.
- ❑ R_{aq} (RMS); definido como la raíz cuadrada del cuadrado de estas desviaciones.

De forma matemática, estos parámetros, se expresan con las siguientes expresiones matemáticas [25]:

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z| dx \quad (2.56)$$

$$R_{aq} = \left[\frac{1}{l} \int_0^l z^2 dx \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.57)$$

Abbott y Firestone [26], trazaron a partir de la representación de un perfil, la curva de área soportada midiendo la fracción de longitud muestreada que cae dentro del perfil en varias posiciones por arriba del valor más bajo del perfil (fig. 2.26).

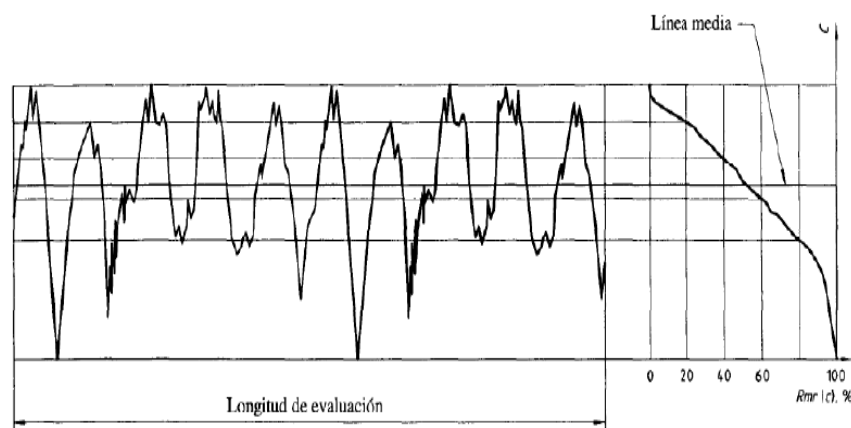


Figura 2.26. Curva de tasa del material

En muchas situaciones, aparte de los parámetros superficiales apuntados, debe considerarse el conocimiento del número de picos que se encuentran por arriba de un nivel determinado de la topografía superficial.

Por el contrario, en el contexto de concentradores de tensiones en superficies cargadas, la forma y distribución de los valles adquieren gran importancia, pudiendo ser estos, los parámetros más significativos [23]. Es necesario tener en cuenta, que los perfiles de superficies pueden considerarse, en términos estadísticos, como procesos estacionarios y de tipo aleatorio; siendo por ello necesario aplicar métodos estadísticos en la descripción de las propiedades de las superficies y en la discusión de los parámetros apuntados.

Otros parámetros de la rugosidad superficial a tener en consideración son los de amplitud (pico y valle):

- ❑ Máxima altura pico del perfil R_p ; la mayor altura de los picos del perfil Z_p comprendida en una longitud de muestreo (fig. 2.27).

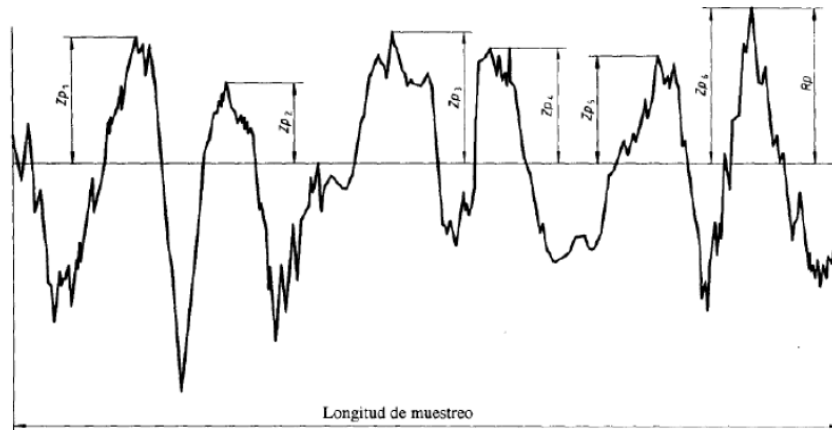


Figura 2.27. Máximo pico de altura del perfil.

- ❑ Máxima profundidad de valle del perfil R_v ; la mayor de las profundidades de los valles del perfil Z_v , comprendida en una longitud de muestreo (fig. 2.28).

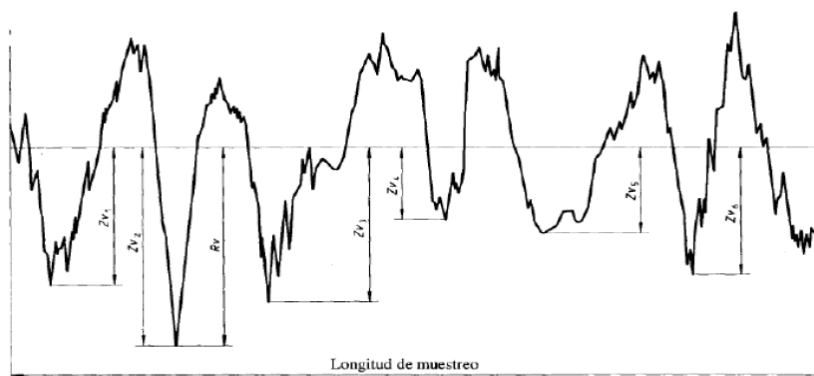


Figura 2.28. Máxima profundidad de valle del perfil.

- ❑ Máxima altura del perfil R_z ; suma de la máxima altura pico, Z_p , y de la máxima profundidad del valle, Z_v comprendidas en una longitud de muestreo (fig. 2.29).

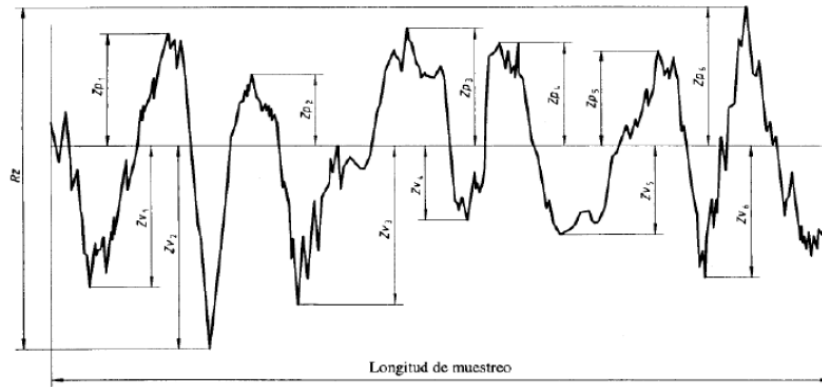


Figura 2.29. Máxima altura del perfil.

- Altura media de los elementos del perfil (R_c); valor medio de las alturas de los elementos del perfil Z_t , comprendidos en una longitud de muestreo (fig.2.30).

$$R_c = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m Z_{t_i} \quad (2.58)$$

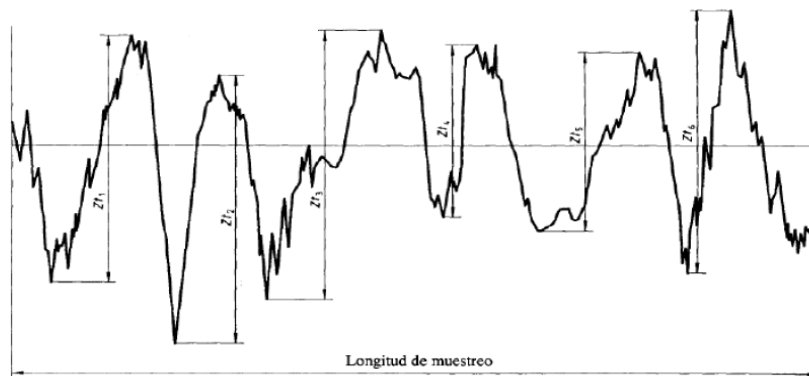


Figura 2.30. Altura media de los elementos del perfil.

- Distribución de alturas en la textura superficial (F_z); La textura superficial puede describirse en términos de la función de distribución de las alturas del perfil. La curva de Abbot-Firestone es, en términos estadísticos, la distribución acumulada de la curva de distribución normal. Esto puede definirse como:

$$F(z) = \int_{-\infty}^{\infty} \varphi(z) dz \quad (2.59)$$

Donde 'z' son las alturas del perfil medidas desde la línea media y $\varphi(z)$ es la función de densidad de probabilidad de estas alturas.

La obtención práctica de estas curvas de distribución, implican las medidas 'z₁' y 'z₂', etc., en un intervalo discreto l y la suma de los picos correspondientes a cada nivel de altura. (fig.2.31).

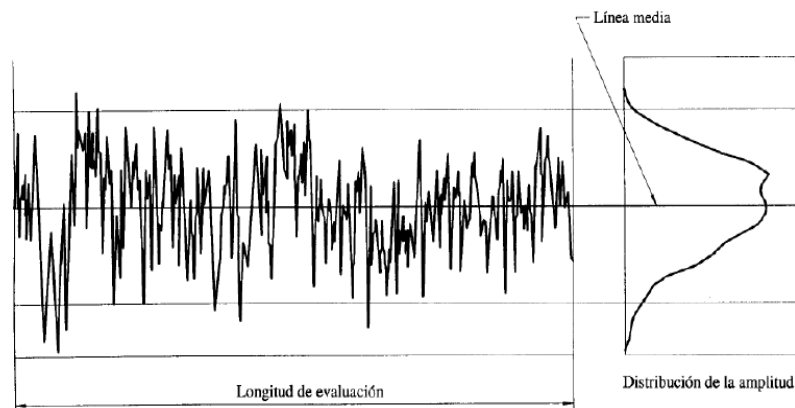


Figura 2.31. Curva de distribución normal de alturas.

Muchas superficies tienden a mostrar una distribución normal, gaussiana, de picos, Greenwood [27] fue el primero en utilizar una distribución gaussiana de picos para sus trabajos de contacto. La curva de la distribución gaussiana o su función de densidad puede expresarse como:

$$\varphi(z) = \frac{1}{\sigma_p \sqrt{2\pi}} e^{\frac{-z^2}{2\sigma_p^2}} \quad (2.60)$$

Donde σ_p es la desviación típica de la distribución, que se define como la media cuadrática por la ecuación 2.59., y σ_p^2 es la varianza.

2.2.8.3. Mecánica de contacto

En el estudio de muchos problemas tribológicos, es necesario un conocimiento detallado de los mecanismos de contacto de los cuerpos sólidos. Esto incluye un conocimiento de la naturaleza de las deformaciones asociadas y de las tensiones inducidas por la carga aplicada a cuerpos de una amplia variedad de formas geométricas.

Los materiales sólidos sometidos bajo cargas, deforman fundamentalmente elástica o plásticamente. En la deformación elástica la relación tensión- deformación es lineal y básicamente reversible, mientras que, en deformación plástica, las relaciones son más complejas y las deformaciones permanecen cuando se eliminan las cargas a la que están sometidas [28].

2.2.8.3.1 Contactos hertzianos

Considerando el contacto entre dos cilindros elásticos idénticos, sometidos a una carga Q por unidad de longitud axial, resulta una zona de contacto plana (2 D) según muestra la figura 2.32.

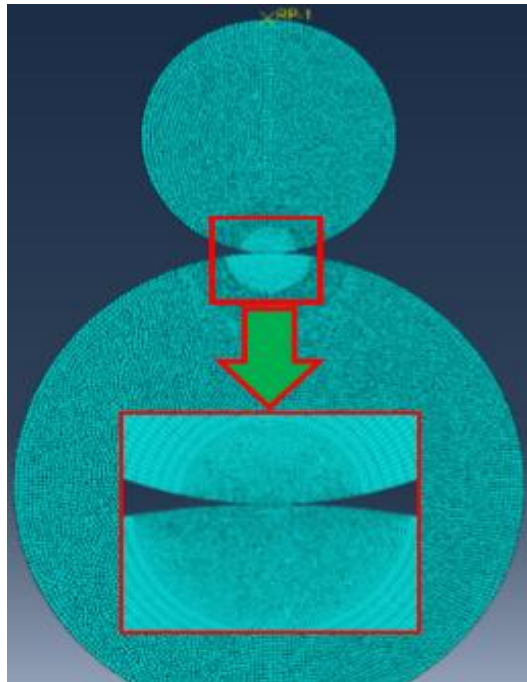


Figura 2.32. Distribución de presiones de dos cilindros en contacto [54].

La distribución de presiones ‘ P ’ tomará la forma [29]:

$$P = \frac{20}{\pi a} \left(1 - \frac{x^2}{a^2}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.61)$$

Es obvio que la presión, tensión de contacto, será proporcional a (Q/a) y la deformación aumentará, al mismo tiempo que la zona de contacto al aumentar la carga; por lo que será proporcional a (a/R) , siendo (R) el radio de los cilindros.

De estas relaciones entre la tensión y deformación podemos considerar:

$$\frac{Q}{a} \approx E \left(\frac{a}{R} \right) \quad (2.62)$$

O bien

$$a^2 \approx \frac{QR}{E} \quad (2.63)$$

La solución para este caso, es de hecho [29]:

$$a^2 = \frac{4QR(1-\nu^2)}{\pi E} \quad (2.64)$$

Donde 'E' es el módulo de Young y 'ν' el coeficiente de Poisson.

Las soluciones de las ecuaciones anteriores pueden utilizarse para distintas formas geométricas utilizando el módulo de elasticidad compuesto 'E'' y la relación de radios 'R'' que para el caso de dos cilindros interiores vendrían definidos por:

$$\frac{1}{E'} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (2.65)$$

y

$$\frac{1}{R'} = \frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_2} = \frac{R_1 - R_2}{R_1 R_2} \quad (2.66)$$

entonces

$$a^2 = \frac{4}{\pi} \frac{QR'}{E'} \quad (2.67)$$

2.2.8.3.2. Distribución de tensiones en contactos hertzianos

El paso a deformación plástica viene asociado al esfuerzo cortante máximo que alcanza un valor crítico 'K'.

El máximo esfuerzo cortante para condiciones de deformación plana, viene dado por el radio del círculo de Mohr (fig.2.33), esto es:

$$\tau_{\max} = \left[\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2 \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.70)$$

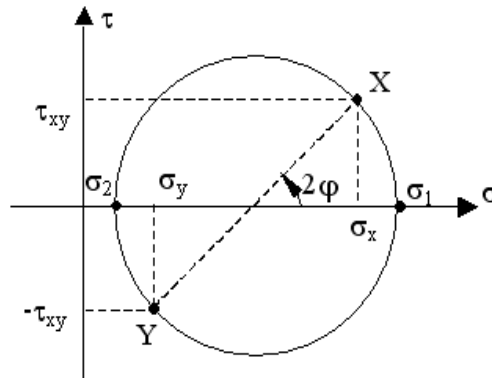


Figura 2.33. Círculo de Mhor.

La evaluación de estos esfuerzos, permite obtener las isocromáticas, tal como se representa en la figura 2.34, para el caso de contacto de un cilindro y un plano con carga normal y cargas combinadas normal y tangencial.

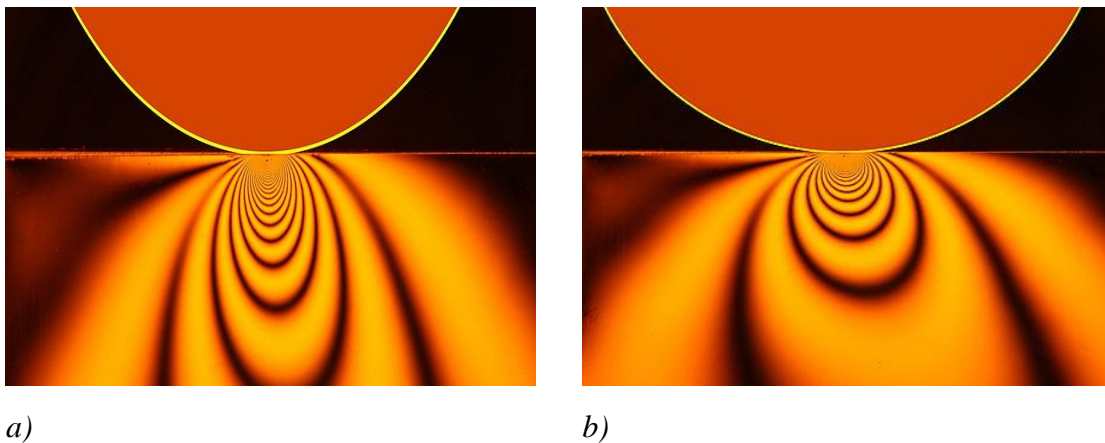


Figura 2.34. Isocromáticas obtenidas para el contacto cilindro-plano, a) debido a carga normal, b) combinación carga normal y tangencial [30].

Tal como se observa en la figura 2.34 a), el máximo valor de (τ_{\max}) se obtiene a una distancia de 0,67 'a' de la superficie. Al mismo tiempo, observamos que con la carga aumenta el (τ_{\max}), alcanzando el valor crítico 'K', cuando la presión máxima en el cilindro en el centro de la zona de contacto 'p_m' es 3,1K.

Cuando la carga aumenta, la zona plástica también aumenta en tamaño, alcanzando finalmente la superficie del cuerpo. El flujo plástico aparecerá cuando la presión máxima de contacto p_m alcance el valor 6K, esto es, más de dos veces la presión de contacto desde que comienza la plasticidad. La presión máxima bajo estas

condiciones es esencialmente el valor de la dureza a la penetración del material ‘H’, y esto es lo que para metales tomamos como:

$$H = 6K = 6Y \quad (2.71)$$

Donde Y es el límite de fluencia del material [31].

2.2.8.3.3 Contacto de superficies rugosas

En el contacto de superficies rugosas, se presentan fundamentalmente dos problemas por separado. El primero concierne a la naturaleza de la deformación de las asperezas que puede ser elástica o plástica. El segundo trata de determinar la carga para la cual comienza a ser importante la interacción entre las asperezas cercanas.

No puede darse una única respuesta al primer problema, encontrándose tres formas diferentes de acercarse a la mecánica de contacto de las superficies rugosas.

2.2.8.3.3.1. Deformación elástica de las asperezas

Un primer acercamiento de la mecánica de contacto, considera que las asperezas se deforman elásticamente y realiza algunas simplificaciones en el cálculo por la teoría de Hertz (fig.2.35). Así se considera que:

- Se aplica una superficie rugosa sobre otra perfectamente lisa.
- Las asperezas son esféricas.
- No hay interacción entre una aspereza y las vecinas.

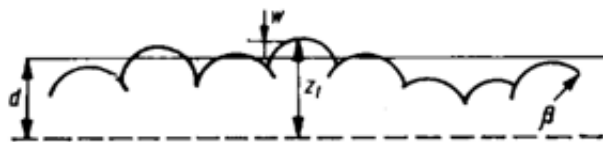


Figura 2.35. Contacto entre un plano liso y una superficie rugosa idealizada [32].

Archard [33], demuestra que es posible obtener una relación entre el área real de contacto y la carga aplicada. De forma que si cada aspereza es deformada igualmente y soporta una carga ‘ W_i ’, y se considera ‘ η ’ asperezas por unidad de área, la carga total soportada por unidad de área será:

$$W = \eta W_i \quad (2.72)$$

Las cargas ‘ W_i ’ y el área real de contacto ‘ A_{ri} ’ en cada aspereza se calculan por la teoría de Hertz:

$$W_i = \frac{4}{3} E' r_p^{\frac{1}{2}} (z - d)^{\frac{1}{2}} \quad (2.73)$$

$$A_{ri} = \pi r_p (z - d) \quad (2.74)$$

Siendo ‘ r_p ’ el radio de las asperezas. La carga total será:

$$W = \frac{4}{3} \eta E' r_p^{\frac{1}{2}} \left(\frac{A_{ri}}{\pi r_p} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.75)$$

En función del área de contacto real se puede expresar:

$$W = \frac{4}{3} n_a \frac{E' A_r^{3/2}}{\pi^{3/2} r_p} \quad (2.76)$$

En una situación de contacto elástico, ‘ A_r ’ es proporcional a ‘ $W^{2/3}$ ’.

En caso que el tamaño medio permanezca constante y el número de constantes aumentan por una deformación plástica de las asperezas bajo una presión de flujo ‘ P_f ’, asume Archard que el material se desplaza hacia abajo y no se extiende la superficie horizontalmente. En este caso, el área de contacto con deformación plástica (A_r') será el área geométrica:

$$A_{ri} = 2\pi r_p (Z - d) \quad (2.78)$$

Y la carga soportada por la aspereza

$$W_i = 2P_f \pi r_p (Z - d) \quad (2.79)$$

Por lo tanto, queda:

$$W = n_a W_i = n_a P_f A_{ri} = P_f A_r = 2P_f A_r \quad (2.80)$$

De esta forma el área de contacto real ‘ A_r ’, será proporcional a la carga ‘ W ’. Archard concluye que, si los picos se deforman elásticamente durante los ciclos iniciales, m-as tarde seguirá deformándose elásticamente.

Bush, Gibson y Thomas [34] confirman estos resultados tomando superficies aleatorias, tanto en contacto seco como lubricado con una distribución de alturas gaussiana $\varphi(Z)$, figura 2.31, definida por la función de probabilidad de contacto $F(Z)$.

$$F(Z) = \int_d^{\infty} \varphi(Z) dZ \quad (2.81)$$

2.2.8.3.3.2. Deformación de las asperezas

Bowden y Tabor [12] Consideraron, que la deformación plástica de las asperezas se producía al aplicarle una carga mayor al límite elástico del material más blando. Esta primera planificación sucede cuando la presión es entre 0,4 veces mayor que la dureza del metal y ocurre desde cargas mínimas [22].

Bowden y Tabor, mostraron en sus ensayos que el área real de contacto, crece directamente con la carga normal aplicada e inversamente proporcional a la dureza, e independiente de la forma o dimensiones de las superficies.

$$A_r = \frac{W}{H} \quad (2.82)$$

Otros autores [35-36] han desarrollado relaciones entre el área de contacto real y la presión de contacto y su dureza, o bien con la carga aplicada 'W'.

Mitchell y Rowe [37] utilizando la teoría de deslizamiento lineal, explican la resistencia que pueden soportar las asperezas de elevadas presiones, por encima de la presión de fluencia. Ellos concluyen que para presiones aparentes de contacto W/A_a , el área real de contacto 'A_r' es menor para razones de d/σ_p pequeñas.

2.2.8.3.3.3. Criterios de modo de deformación

En muchas situaciones prácticas, las asperezas altas, se deforman plásticamente mientras que el contacto entre las asperezas bajas continúa siendo elástico. De esta forma obtenemos sistemas mixtos de deformaciones elasto-plásticos correspondientes a muchos casos reales, donde si la carga aumenta, el número de contactos plásticos también aumentará.

Greenwood y Williamson [38] partiendo de una distribución gaussiana de alturas de las asperezas y considerando contactos esféricos, asumen que la plasticidad se inicia subsuperficialmente cuando la presión máxima de contacto alcanza el valor $3,1K$, o la presión media se encuentra alrededor del límite de fluencia. La plasticidad macroscópica, se alcanzará cuando la presión media se encuentra alrededor de $3Y$, esto es, el valor de la dureza del material, Por otra parte, considerando que la transmisión del

comportamiento elástico a plástico no es instantánea, se obtiene un índice de plasticidad denominado (ψ_1) de donde:

$$\psi_1 = \frac{E'}{H} \sqrt{\frac{\sigma_p^d}{r_p}} \quad (2.83)$$

Siendo (σ_p^d) la desviación típica de la distribución de alturas de crestas de la superficie y (r_p) el radio de curvatura media de los picos.

Ellos demuestran que, si $\psi_1 > 1$, gran parte del contacto es plástico. Si $\psi_1 < 0,6$, es difícil que haya plasticidad.

Miki y Roca [39] introducen en el modelo considerando una geometría de la aspereza cónica con pendiente ϑ en vez de la esférica. Con ello define otro índice (ψ_2):

$$\psi_2 = \frac{E'}{H} \operatorname{tg}\vartheta \quad (2.84)$$

Siendo ($\operatorname{tg}\vartheta$) la pendiente media de las asperezas de la superficie.

Ellos demuestran que, si $\psi_2 > 0,25$, sólo el 2% de las asperezas se deforman plásticamente, mientras que si $\psi_2 < 0,25$ el contacto es predominantemente plástico.

2.3. DESGASTE

El desgaste puede ser definido como el proceso de eliminación del material de una superficie sólida determinada, como consecuencia de la fricción entre ellas debido al movimiento relativo entre las dos superficies en contacto. En el proceso de desgaste, el material puede ser eliminado de la superficie y expulsado, puede romperse y quedar atrapado como una partícula en contacto entre las superficies (debris) o puede transferirse parte del material a la otra superficie en contacto. La pérdida de masa o volumen neto de la interfase sería cero si un material se transfiere al otro, aunque una de las superficies se haya desgastado. A veces se puede asumir que interfases con alta fricción generen altas tasas de desgaste, pero esto no siempre es cierto ya que interfases entre metales pulidos y polímeros pueden generar una fricción baja pero un alto desgaste, mientras que las interfases entre materiales cerámicos exhiben una moderada fricción, pero muy bajo desgaste. Por esa razón, esto no es una regla genérica y existen contradicciones entre ella.

Se ha demostrado experimentalmente que el desgaste es un tipo de fallo crónico que aparece en todo tipo de elementos de maquinaria o sistemas en servicio, disminuyendo la eficacia y fiabilidad de las mismas. Por lo tanto, el control del desgaste es necesario para desarrollar máquinas más fiables con mayor vida útil, siendo de gran importancia el control del desgaste, la buena elección de las condiciones de operación y

selección de los materiales en contacto de las uniones cinemáticas, así como, las condiciones tribológicas idóneas (correcta selección de aceites lubricantes).

En la figura 2.36, se muestra la tendencia de las tres etapas de desgaste que pueden experimentar cualquier unión cinemática.

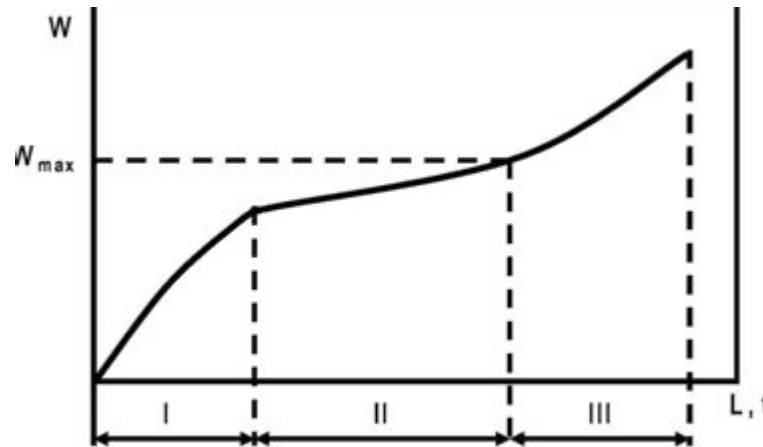


Figura 2.36. Curva típica desgaste en función del tiempo [40].

- I. Esta es conocida como etapa de asentamiento; no hay equilibrio en el proceso, representa solo una pequeña porción del tiempo total de operación del par deslizante y se caracteriza por seguir una función exponencial.
- II. Es la etapa más larga y estable del proceso y se caracteriza por su régimen de desgaste lineal.
- III. Es la etapa de desgaste catastrófico; el régimen de desgaste es de incremento constante y se asume el volumen de material removido de la superficie como partículas de desgaste.

2.3.1. Tipos de desgaste

La existencia de varios tipos de fricción, el cual está puede afectar a las diferentes áreas de contacto, como las diversas formas de rotura y a los diferentes tipos de deformación, conducen a la existencia de los distintos tipos de desgaste. Cada caso hay que estudiarlo por separado para poder llegar a entender los fenómenos que lo causan.

A continuación, se nombran los tipos de desgaste más significativos en la industria:

- Desgaste adhesivo.
- Desgaste abrasivo.
- Desgaste por fatiga superficial.
- Desgaste por vibraciones 'Fretting'.
- Desgaste corrosión.
- Desgaste por impacto.
- Etc.

2.3.1.1. Desgaste adhesivo

Cuando dos superficies en contacto entre sí interactúan y solo tienen contactos puntuales entre las asperezas de las dos superficies, aparecen altos esfuerzos en estas áreas de contacto. Esto produce un flujo plástico en la interfase y por lo tanto la resistencia equivale a la suma de las fuerzas cortantes que son necesarias para poder romper todas estas uniones, suponiendo que no existe un factor de hundimiento.

El desgaste adhesivo se puede definir como el proceso que provoca pérdidas de material entre superficies que interactúan obteniendo como resultado la adherencia entre asperezas. El mecanismo de este desgaste es severo (fig.2.37), y puede presentarse en cadena cinemática siempre que no exista una correcta lubricación en la interfase de las dos superficies en contacto.

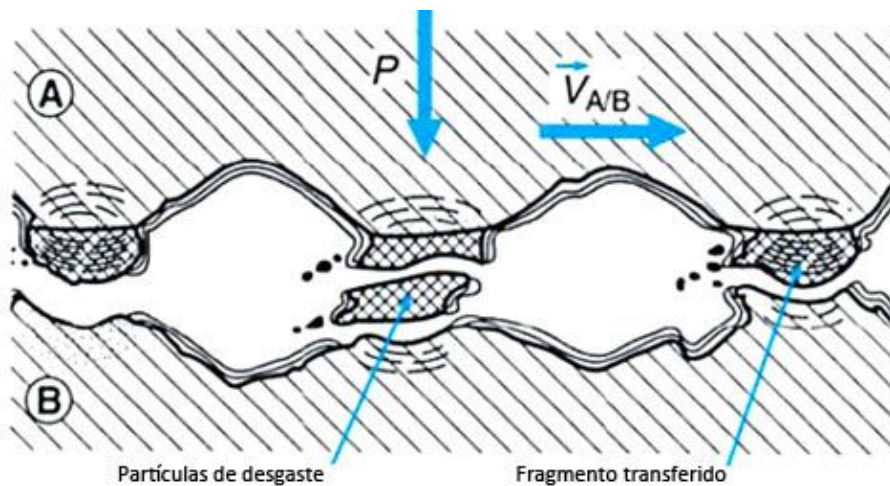


Figura 2.37. Esquema desgaste adhesivo severo [55]

Las causas que provocan la rotura de las asperezas adheridas entre las superficies en este tipo de desgaste, pueden ser las siguientes :

- Las elevadas temperaturas de servicio, provoca una bajada considerable de la viscosidad del aceite lubricante.
- Altas cargas de servicio superiores a las cargas de diseño de los elementos.

- ❑ Bajas velocidades de operación, que impiden aislar las dos superficies mediante una capa de lubricante.
- ❑ Las altas velocidades de deslizamiento, dan como resultado un aumento de la temperatura de las zonas de contacto.
- ❑ Acabado superficial deficiente de las piezas.
- ❑ Contaminación del lubricante por micropartículas.
- ❑ Mala selección del lubricante con respecto a sus características como puede ser su viscosidad, ya puede ser por su baja viscosidad del lubricante como alta viscosidad.

En los puntos de contacto reales entre las dos superficies en deslizamiento, en un instante de tiempo puede ocurrir la adhesión entre las asperezas de cada superficie, y debido al movimiento de deslizamiento los contactos adheridos son cortados en pequeños fragmentos que unos pueden quedar adheridos y transferidos a la otra superficie o bien desprenderse en forma de partículas de desgaste libres. El desgaste por adhesión también puede producirse con dos átomos, resultando una huella muy suave de desgaste (fig. 2.38).

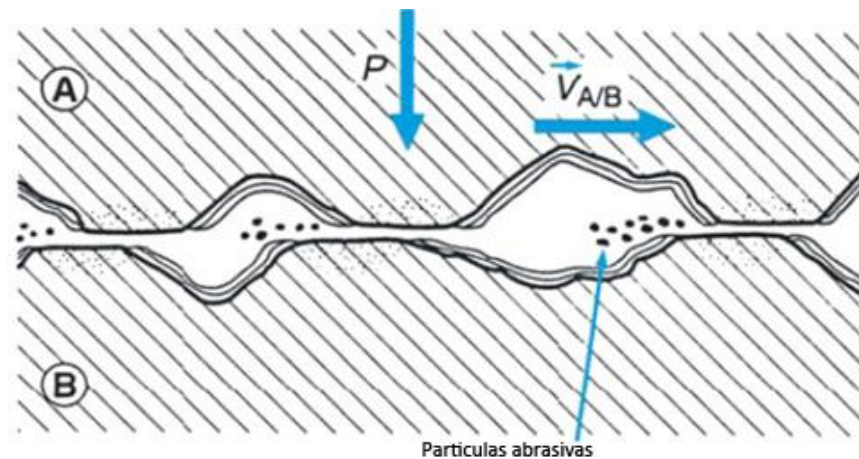


Figura 2.38. Esquema desgaste adhesivo suave [55].

El volumen en un desgaste adhesivo ' V_{adh} ' es de forma general proporcional a la carga aparente aplicada ' W ', la distancia de deslizamiento ' L ' e inversamente proporcional a la dureza ' H ' de la superficie que es desgastada es decir la superficie más blanda, por lo tanto, el volumen por adhesión se puede expresar de la siguiente manera:

$$V_{adh} = \frac{k_{adh} \cdot W \cdot L}{H} \quad (2.85)$$

Donde ' K_{adh} ' es la constante adimensional de desgaste que depende de los materiales en contacto y su limpieza. El significado físico de este parámetro es la fracción del volumen desgastado en la zona de contacto plástico, el cual sufrirá modificaciones por las propiedades del material y zona de la geometría afectada por los

esfuerzos cortantes y de compresión. Esta relación fue observada en primer por Holm (1946) y Archard (1953) [41].

Archard para poder justificar la expresión 2.85 sugiere dos reglas distintas de desgaste: que el volumen desgastado es independiente del área aparente ' A_a ' y que es directamente proporcional a la carga aplicada. Estas reglas son análogas a las leyes de fricción de Amontons. El desgaste se mantiene constante al aumentar la distancia de recorrido o el tiempo, y es independiente de la velocidad de deslizamiento, pero en algunos casos, la velocidad puede ser dependiente para ciertas velocidades de deslizamiento críticas.

En la práctica la ecuación 2.85, es aceptable con pares rozante metal-metal, por lo tanto el coeficiente de desgaste adhesivo se mantiene constante, dando entonces el volumen del material desgastado es inversamente proporcional a ' H ', se puede justificar que esta tiene una dependencia con el módulo de elasticidad y con su rugosidad, sin embargo en casos de materiales con alta dureza y frágiles como son los materiales cerámicos, la resistencia a la fractura puede afectar mucho al desgaste y estas reglas no se cumplirán.

En muchas ocasiones para cargas muy elevadas, el desgaste deja de ser y puede aumentar de forma lineal con la carga aplicada (presión), o puede presentar abruptamente cualquier aumento o disminución para algunas cargas críticas.

2.3.1.2. Desgaste abrasivo

La abrasión es el tipo de desgaste más común en un sistema mecánico. Este fenómeno es causado por cuerpos externos moviéndose sobre una superficie. En general son partículas minerales (arena, óxidos, etc.). Estas partículas son usualmente más duras que el metal sometido a desgaste abrasivo.

Rabinowicz [42] demuestra que, cuando una superficie dura desliza sobre otra superficie blanda, al aplicar una carga normal, la superficie dura provoca, una serie de surcos a la superficie blanda, lo que se conoce como abrasión de dos cuerpos. Por otra parte, las partículas duras sueltas entre la interfase deslizante de las dos superficies actuando como esmeriles provocando una pérdida del material, este fenómeno se conoce como desgaste por abrasión de tres cuerpos.

Las partículas duras pueden ser residuos metálicos atrapados como resultado del rozamiento, o bien capas de óxidos desprendidas. Una situación de desgaste abrasivo de tres cuerpos da lugar a un desgaste prematuro de la superficie acelerando su proceso, según Barwell [43], aumenta la proporción de rayado de dos superficies en contacto.

Cuando el material se desplaza sobre un metal, genera un deterioro. Sí, además, otro material ejerce presión y el desplazamiento es constante, la pieza sometida al

deterioro se desgasta hasta quebrarse o romperse, provocando que el material que lleva en su interior se derrame.

Este tipo de accidentes genera paros en la producción impactando negativamente los costos de la compañía. Es necesario analizar qué tipo de fenómeno de abrasión es el que está deteriorando la pieza. De esta manera es posible elegir el tratamiento o recubrimiento adecuado para combatir dicho fenómeno.

Resumiendo, los dos mecanismos por abrasión se muestran en la figura 2.35, donde se describen a continuación:

- ❑ Abrasión por dos cuerpos (fig. 2.39 a): Ocurre cuando la rugosidad o picos de las asperezas de la superficie más dura penetran sobre la superficie más blanda. En este caso no hay presencia de partículas contaminantes en la interfase deslizante.
- ❑ Abrasión por tres cuerpos (fig. 2.39 b): Ocurre cuando entre las dos superficies en contacto ingresa una partícula contaminante. Esta partícula puede ser de polvo o de desgaste. El deterioro de la pieza se genera con el movimiento relativo de las dos superficies. Si la partícula es más grande que el espesor del líquido lubricante, se produce un arañado o ranurado en la superficie, creando surcos paralelos semejantes a un lijado. Si las partículas son finas, se produce un pulido satinado en la superficie.

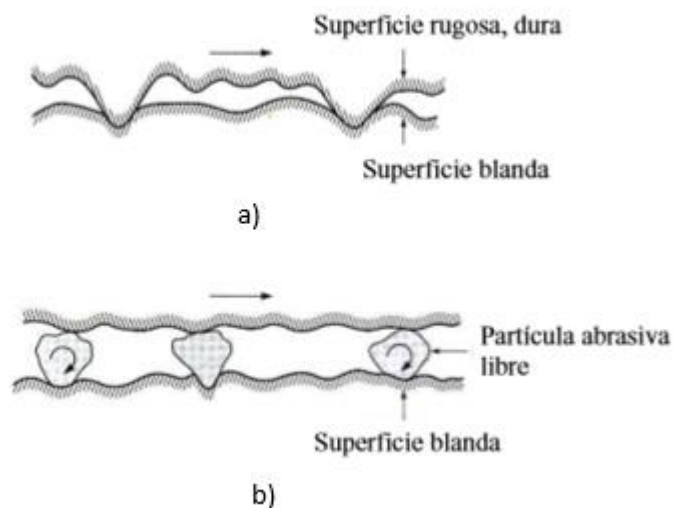


Figura 2.39. Mecanismos de desgaste abrasivo: a) Superficie rugosa y dura deslizándose sobre una superficie blanda (abrasión 2 cuerpos) y b) partículas abrasivas atrapadas entre las dos superficies, (abrasión 3 cuerpos).

En general las superficies metálicas y algunas cerámicas muestran una clara evidencia de flujo plástico que es causado por la abrasión durante el deslizamiento, el aspecto de la huella de desgaste formada se puede ver mediante microscopía óptica, donde se observan trazas del desgaste como residuos de las partículas duras que han provocado la abrasión. En el caso de materiales frágiles con una baja resistencia a la fractura, el desgaste ocurre por una fractura del material en vez de flujo plástico, en estos casos, el surco formado presenta un agrietamiento significativo.

De forma similar la ecuación deducida por Archard para el desgaste adhesivo, el desgaste abrasivo de contactos plásticos se puede cuantificar mediante la siguiente expresión:

$$V_{abr} = \frac{k_{abr} \cdot W \cdot L}{H} \quad (2.86)$$

Donde 'K_{abr}' es el coeficiente adimensional por desgaste abrasivo que puede incluir los efectos de la distribución geométrica de las asperezas de las superficies en contacto, W es la carga normal aparente aplicada, L es la longitud de la traza desarrollada durante el desgaste abrasivo y 'H' es la dureza del material más blando [44].

También se puede cuantificar la pérdida del material por abrasión mediante la siguiente expresión según Sarkar [45]:

$$V_{abr} = L(0,63 \text{ctg}(a)) \frac{W}{H} \quad (2.87)$$

Donde, L es la trayectoria desarrollada en el desgaste abrasivo, (a) es la media del semiángulo de los vértices agudos de las partículas abrasivas, W es la carga normal aparente aplicada y H es la dureza del material indentado. Por otro lado, la intensidad de desgaste se puede obtener según las siguientes expresiones:

$$I_{abr} = \frac{\Delta V}{L} \quad (2.88)$$

$$I_{abr} = \frac{\Delta G}{L} \quad (2.89)$$

$$I_{abr} = \frac{\Delta V}{t} \quad (2.90)$$

$$I_{abr} = \frac{\Delta G}{t} \quad (2.91)$$

Donde (ΔV) es la variación inicial y final del volumen perdido durante el proceso de desgaste por abrasión o también se puede cuantificar con respecto a la (ΔG) que es la variación de la masa pérdida al inicio y final del proceso de desgaste por

abrasión y 'L' es la distancia de la trayectoria desarrollada durante el proceso de desgaste abrasivo o (t) que es el tiempo del ensayo de desgaste abrasivo.

En la tabla 2.6, se muestran algunos polvos abrasivos típicos empleados en los ensayos de desgaste abrasivo.

<i>Material abrasivo</i>	<i>Dureza (Gpa)</i>
Cuarzo	8
Óxido de magnesio	8
Alúmina	21
Carburo de silicio	25
Nitruro de boro cúbico	40
Diamante	80

Tabla 2.6. Durezas de los abrasivos más comunes.

2.3.1.3. Desgaste por fatiga superficial

El término desgaste por fatiga se reserva para identificar la falla de contactos lubricados en caso como los rodamientos de bolas o rodillo, engranajes, levas y mecanismos impulsores de fricción. La pérdida de material es por desprendimiento de superficiales (fig.2.40) y por picaduras, como en los engranajes.

Se piensa que las grietas producidas por fatiga aparecen debajo de la superficie en un punto en el que el esfuerzo cortante es máximo.

Obviamente, puede lograrse una mejoría en la vida de estos elementos, si trabaja a una carga de contacto baja y el método más preferido en la industria es producir componentes con la profundidad óptima de cada endurecida junto con un buen acabado superficial. El propósito de esta capa externa dura tal como se obtiene por carburación, nitruración sulfurización es proporcionar una superficie con un alto límite de resistencia en una vulnerable a la iniciación de grietas.

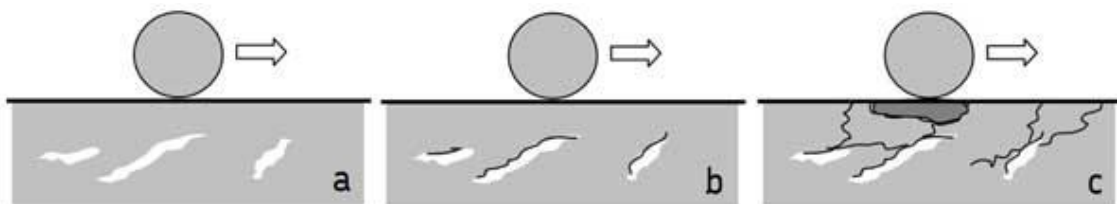


Figura.2.40. Desgaste por fatiga superficial, secuencia desde que se inicia la grieta hasta que se fractura totalmente.

2.3.1.4. Desgaste por vibraciones ‘Fretting’

Este tipo de desgaste se produce en presencia de un movimiento oscilatorio de baja amplitud en dirección tangencial entre las dos superficies en contacto que normalmente están en reposo (amplitud de oscilación entre nanómetros hasta unos pocos micrómetros) [46]. Este tipo de desgaste es común en maquinarias que están sujetas a vibración durante su operación. El desgaste por vibración es nada más que un desgaste adhesivo o abrasivo, donde la carga normal causa la adhesión de las asperezas y el movimiento oscilatorio causa la rotura.

El desgaste por vibraciones más común, está combinado por corrosión (fig. 2.41), el cual es conocido como desgaste corrosivo por vibración. Este tipo de desgaste, tiene lugar cuando dos superficies están sujetas en movimientos relativos muy débiles y de poca amplitud. En primer lugar, se produce la adhesión entre las superficies en contacto provocando partículas de desgaste en la interfase que no son evacuadas; estas partículas permanecen en la interfase y se acumulan a la vez que se oxidan entre ellas. Posteriormente, estos óxidos causan un deterioro superficial por abrasión, que se verá posiblemente agravado por grietas creadas a causa de la fatiga.

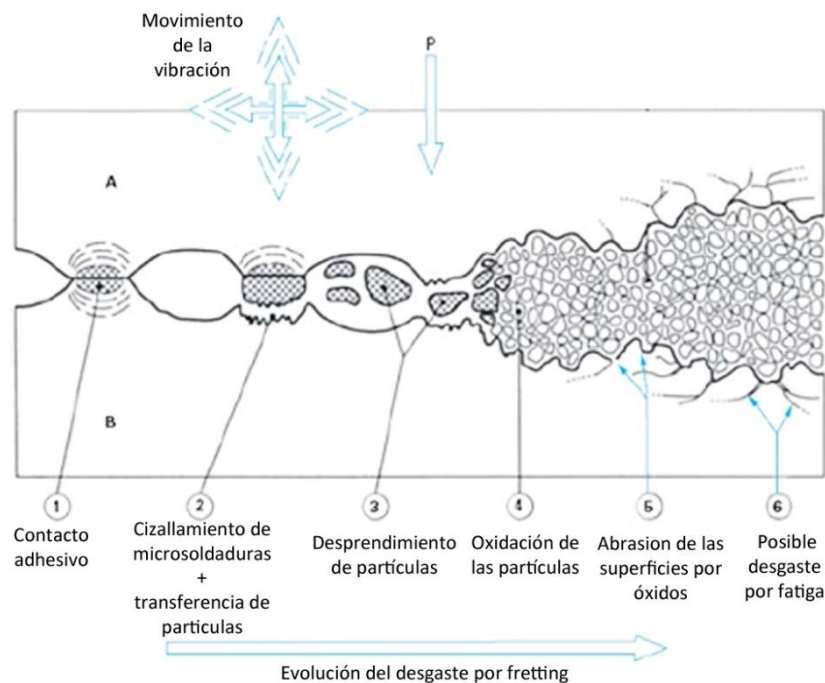


Figura 2.41. Esquema de las fases desarrolladas en el desgaste por corrosión por vibración.

2.3.1.5. Desgaste corrosivo

Este desgaste es mediante reacciones químicas o electroquímicas con el medio ambiente contribuyen significativamente en la velocidad del desgaste. En algunas ocasiones, las reacciones químicas ocurren primero y son seguidas por una remoción de los productos de la corrosión mediante una acción mecánica (abrasión) de otra manera, la acción mecánica podría preceder a la acción química dando como resultado la creación de pequeñas partículas de desperdicio.

La corrosión por desgaste aparece como surcos u hoyos rodeados de productos de corrosión. En el caso de la corrosión por desgaste de metales, se observa que los fragmentos de metal entre las superficies rozadas están oxidados y algunas capas de óxido se encuentran disgregadas por la acción del desgaste. Como resultado, se produce una acumulación de partículas de óxido que actúan como un abrasivo entre superficies con un ajuste forzado, tales como las que se encuentran entre ejes y cojinetes o mangas.

2.3.1.6. Desgaste por impacto

El desgaste por impacto, se pueden agrupar en dos tipos de desgaste diferenciados, desgaste erosivo (partículas al azar) y desgaste percusivo (impactos repetitivos en un punto determinado). El desgaste por erosión ocasiona en su superficie pérdidas de material por el contacto con un líquido que contiene en suspensión ciertas cantidades de partículas abrasivas, siendo esencial el movimiento relativo entre el fluido y la superficie, ya que la fuerza de las partículas que de hecho son responsables del daño, se aplica cinemáticamente.

En el desgaste erosivo es donde el movimiento relativo de las partículas sólidas es casi paralelo con las superficies erosionadas se denomina erosión abrasiva, por otro lado, la erosión en la que el movimiento relativo de las partículas es casi normal (perpendicular) a la superficie erosionada se conoce como erosión bajo impacto. En la figura 2.42, se muestran los diferentes mecanismos de desgaste erosivo más habituales.

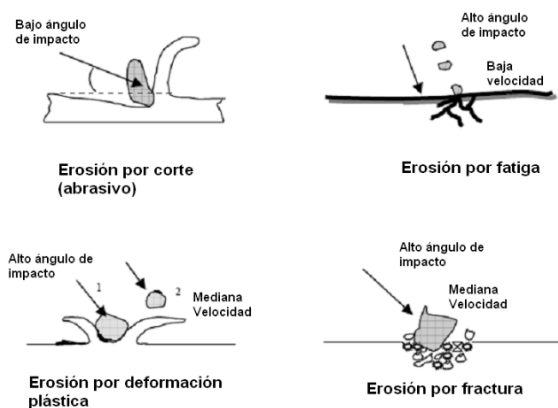


Figura 2.42. Diferentes mecanismos sobre desgaste por erosión.

El desgaste por percusión es provocado por el impacto repetitivo de un cuerpo sólido, (martilleo). Generalmente el impacto está asociado con deslizamiento generando fuerzas tangenciales y normales conocido como impacto compuesto. El desgaste percusivo, combinan los siguientes mecanismos de desgaste: adhesivo, abrasivo, fractura, desgaste triboquímico y fatiga superficial.

2.3.1.7. Desgaste Interferencial.

Al poner en funcionamiento un sistema que se encuentra sometido a fricción, si las superficies no han sido preparadas a priori, se produce una pérdida de material debido a la eliminación de las crestas superficiales. Este período se conoce como rodaje. Es la parte de la vida de un elemento con mayor tasa de desgaste. Si los materiales tienen naturaleza dúctil, la mayoría de crestas se deformarán y sólo algunas se desprenderán. Por otro lado, si los materiales que entran en contacto tienen naturaleza dura, ocurrirá justo lo contrario.

2.4. LUBRICACIÓN

El propósito de la lubricación es la separación de dos superficies con deslizamiento relativo entre sí o de tal manera que no se produzca daño en ellas.

Se intenta con ello que el proceso de deslizamiento sea con el rozamiento más pequeño posible. Para conseguir esto se intenta, siempre que sea posible, que haya una película de lubricación de espesor suficiente entre las dos superficies en contacto para evitar el desgaste.

2.4.1. Clasificación de los aceites

Los aceites se pueden clasificar según la procedencia, localización de los yacimientos del crudo u origen. Se encuentran en los aceites minerales derivados del petróleo, diferentes porcentajes de hidrocarburos de las distintas series químicas que dan lugar a las siguientes clasificaciones:

- Parafínicos:
Son hidrocarburos en cadena saturadas con fórmula general C_nH_{2n+2} . Con un porcentaje de hidrocarburos parafínicos del 75% como mínimo.
- Nafténicos:
O también llamados cicloparafínicos, hidrocarburos saturados anulares con fórmula general C_nH_{2n} , con un porcentaje de hidrocarburos nafténicos del 70% como mínimo.

- ❑ **Aromáticos:**
Hidrocarburos anulares (Cíclicos con doble enlaces resonantes) no saturados con fórmula general C_n+H_{n+x} , con porcentaje del 50% de carburos aromáticos como mínimo.
- ❑ **Parafínicos-Nafténicos:**
Con porcentajes de hidrocarburos parafínicos en cadena laterales del 60% y un porcentaje de anillos nafténicos de al menos un 20%.
- ❑ **Parafínicos-Nafténicos-Aromáticos:**
Con un porcentaje de hidrocarburos parafínicos, nafténicos y aromáticos aproximadamente similares.
- ❑ **Nafténicos-Aromáticos:**
Con un porcentaje de mezcla del 35% como mínimo de nafténicos y aromáticos.
- ❑ **Asfálticos:**
Contienen un 60% como mínimo de resina y asfaltenos.
- ❑ **Aceites sintéticos.**

2.4.2. Aceites sintéticos

En la lubricación y de acuerdo con las exigencias de aplicación, tiene gran importancia toda la serie de compuestos de los aceites lubricantes. Se hablan normalmente de los aceites lubricantes del tipo parafínicos y nafténicos son por su mayor capacidad de lubricación y su buen comportamiento con respecto a la relación viscosidad y la temperatura.

En los últimos años, las exigencias de algunas máquinas y determinados mecanismos, debido a sus exigencias de trabajo lo aceites lubricantes derivados del petróleo no llegan a cumplir dichas condiciones de trabajo y esto ha obligado a los investigadores y técnicos de lubricación a estudiar y formular aceites lubricantes sintéticos, cuya importancia y aplicación sigue en un constante aumento.

Los más importantes compuestos químicos que pueden servir de base para las formulaciones de estos aceites sintéticos, pueden ser los siguientes: ésteres, especialmente ésteres de los ácidos fosfórico, bicarbónico, silícico, etc; Glicoles polialkilénicos y otros compuestos de glicoles y poliglicoles; aceites de siliconas y compuestos fluorados y clorados.

Hay productos, especialmente los lubricantes para altas temperaturas (superiores a 300°C), tales como silanos, ésteres difenílicos, compuestos eutécticos sódico-potásicos y numerosos polímeros orgánicos de boro, fósforo y nitrógeno [47].

De los aceites sintéticos más conocidos y más efectivos son los fluorsiliconas y los polimetacrilatos, debido a su gran capacidad de carga y resistencia térmica [48].

2.4.2.1. Tipos de aceites sintéticos

2.4.2.1.1. Ésteres

Obtenidos a partir de síntesis catalítica de diferentes de ácidos grasos y alcohol.

Diésteres:

Es uno de los fluidos sintéticos más empleados debido a su miscibilidad con los aceites minerales, sus buenas propiedades a grandes gradientes de temperatura una buena solubilidad de aditivos.

Son empleados normalmente en motores de aviación, (ésteres de polioles)) aceites para compresores, grasas para altas temperaturas, aplicaciones a altas temperaturas en general.

Ésteres de ácido fosfórico:

Son fluidos lubricantes poco o nada inflamables. Suelen tener su aplicación como fluidos hidráulicos donde se necesitan calidades resistentes al fuego, controles electro-hidráulicos (EHC) de turbinas.

2.4.2.1.2. Polioalfaolefinas (PAO)

Comúnmente conocidos como PAO, son afines químicamente a los aceites minerales (parafínicos) y se formulan a través de síntesis de gas etileno en un material uniformemente estructurado. Las propiedades naturales de éstos lubricantes son las mismas que las de un lubricante mineral tipo parafínico, pero superadas: menos volatilidad, mayor resistencia a la oxidación, mayor índice de viscosidad, etc. estos aceites se emplean en motores, transmisión, engranajes, grasas para aplicaciones severas etc.

2.4.2.1.3. Alquibencenos

Tienen un excelente comportamiento a baja temperatura, muy buena compatibilidad con los aceites minerales, aditivos y con los elastómeros usuales, es muy hidrolíticamente estable y posee propiedades 'AW' adicionales. Como condicionantes:

- Están limitados por su alta volatilidad.
- Baja estabilidad térmica.
- Mala resistencia a la oxidación.
- Bajos índices de viscosidad 60/80.

2.4.2.1.4. Poliglicoles

Son los típicos aceites multigrados. Son polímeros de óxido de etileno, propileno o éteres de mayor peso molecular. El gran inconveniente de este lubricante es la incompatibilidad con un gran número de materiales como las aleaciones de aluminio y muchos tipos de elastómeros. Una aplicación típica sería reductora que deben soportar elevadas temperaturas.

Existen dos tipos de aceites para motores automotrices, los monogrado y el multigrado. El aceite "multigrado", como el caso de 10W-30, está diseñado para que tenga las características de fluidez, en temperaturas bajas, de un aceite 10W combinadas con la viscosidad adecuada a la temperatura operacional del motor de un aceite de grado SAE 30. El sufijo "W" en los aceites multigrados indica que el aceite es apropiado para uso invernal (a temperaturas menores de 30°F/0°C). Asegúrese de consultar el manual del propietario del vehículo para escoger la viscosidad correcta.

La clasificación API (Instituto Americano del Petróleo) de dos letras identifica el tipo de motor y calidad del aceite. La primera letra indica el tipo de motor para el cual el aceite está diseñado. La segunda letra indica el nivel de calidad API. Cuanto mayor es la letra alfabéticamente, más avanzado es el aceite y por lo tanto mayor es la protección para el motor. Por ejemplo, el aceite SH puede usarse en cualquier motor que requiera un aceite SB, SF, SG, etc.

2.4.2.1.5. Aceites de siliconas

Estos fluidos se sintetizan a base de enlaces estables de silicio-oxígeno. Tienen el mejor Índice de viscosidad natural de todos los fluidos sintéticos, pero la capacidad de carga depende de los materiales empleados (en acero-acero tienen el 75% de capacidad de los minerales), la incompatibilidad con aceites minerales u otros sintéticos es total, no pueden mezclarse con pinturas o con contactos eléctricos pues se crea un gel incapaz de fluir.

2.4.3. Características de los aceites lubricantes

La función principal de un aceite lubricante es la de reducir el rozamiento y el desgaste entre las dos superficies en movimiento relativo entre sí. Los requisitos que debe de cumplir un aceite lubricante son los siguientes:

- Lubricar las partes móviles para minimizar el desgaste.
- Lubricar las partes móviles para reducir la pérdida de potencia derivada del rozamiento entre las superficies en contacto.
- Disipar el calor de las diferentes partes del sistema, actuando como un refrigerante evitando así posibles dilataciones y deformaciones indeseables.
- Absorber la energía cinética de los choques entre los cojinetes y otras partes de la máquina, reduciendo el ruido y prolongando así su vida útil.

- Actuar como agente limpiador de la máquina tanto en las zonas frías como en las calientes.

Las calidades que se le deben exigir a los aceites lubricantes para cumplir los requisitos nombrados anteriormente, son los siguientes:

- Deben de ser tenaces para garantizar una película continua.
- Fluido para que se pueda extender por todas las superficies rozantes.
- No dejar residuo al quemarse.
- Estable, para evitar la aparición de gomas debidas a su propia descomposición.
- Dispersivo, para que se encuentren en su suspensión las gomas y hollín y se evite su acumulación en la máquina.

En la tabla 2.7, se recogen un resumen de las principales funciones que tienen los aceites lubricantes:

Funciones de los lubricantes	
Controla la fricción	Separa las superficies en movimiento
Controlar el desgaste	Reduce el desgaste abrasivo
Controlar la corrosión	Protege las superficies
Controlar la temperatura	Absorbe y transfiere el calor
Controlar la contaminación	Transporta las partículas contaminantes a los filtros y separadores
Transmitir potencia	En sistemas hidráulicos y acoplamientos (transmitir potencia)
Controlar el consumo de energía	Reduce el consumo energético por la reducción de la fricción
Aislar eléctricamente	Impide el contacto entre el contacto de las partes activas
Evitar entrada de contaminantes	Proteger la superficie mediante una capa lubricante.

Tabla 2.7 Funciones principales de los aceites lubricantes

2.4.4. Propiedades físicas de los aceites lubricantes

Estas propiedades se establecen para controlar la calidad de los lubricantes y determinar su comportamiento ante una determinada aplicación. La adecuada consideración de cada una de estas propiedades, permite seleccionar adecuadamente el lubricante, que permita la eficiente protección y lubricación de los diferentes pares de rozamiento de los sistemas tribológicos.

❑ **Peso específico (γ):**

Se define como la relación entre el peso y el volumen de un aceite dado a una temperatura determinada.

$$\gamma = \frac{G}{V} = \frac{N}{\text{mm}^3} \quad (2.92)$$

❑ **Peso específico relativo (gravedad específica (δ)):**

Se define como la relación entre el peso específico del aceite y el peso específico del agua, a una temperatura dada, generalmente de 15.6°C (60°F).

$$\delta = \frac{\gamma_{\text{aceite}}}{\gamma_{\text{agua}}} \quad (2.93)$$

El valor de la gravedad específica no es un parámetro fundamental que permita definir si un aceite usado pueda continuar siendo aplicado, debido a que el incremento de este valor puede estar dado por la oxidación ó contaminación del aceite con partículas sólidas.

❑ **Calor específico (C_e):**

Es importante conocerlo para conocer la capacidad de absorción de calor de un aceite. Depende de la temperatura según la expresión siguiente:

$$C_e = (0,402 + 0,00081 \cdot \theta) \cdot (4,19) / \rho \quad (2.94)$$

Donde la temperatura ' θ ' se mide en °C y la densidad ' ρ ' en Kg/dm^3 .

❑ **Densidad (ρ):**

Se define como la relación entre la masa y el volumen de un aceite a una temperatura dada, generalmente de 20°C.

$$\rho = \frac{m}{V} = \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \quad (2.95)$$

La relación entre el peso específico y la densidad, está dada por la aceleración de la gravedad, según:

$$\gamma = \rho \cdot g \quad (2.96)$$

Tanto el peso específico como la densidad de un aceite, varían con la temperatura, disminuyendo en la medida que esta se incrementa. Para el caso de los aceites minerales a presión atmosférica y 20°C, la densidad varía en el rango de 0.82 a 0.96 g/cm³.

La variación de la densidad con la temperatura, se puede determinar según las siguientes ecuaciones:

$$\rho_T = \rho_{20} - \xi(T - 20) \quad (2.97)$$

La constante (ξ), tomará los siguientes valores según sea el caso:

$$\xi = 6.6 \cdot 10^{-4} \quad \text{si} \quad \rho_{20} = 0.87 - 0.88 \quad (2.98)$$

$$\xi = 6.47 \cdot 10^{-4} \quad \text{si} \quad \rho_{20} = 0.88 - 0.89 \quad (2.99)$$

$$\xi = 6.33 \cdot 10^{-4} \quad \text{si} \quad \rho_{20} = 0.89 - 0.90 \quad (2.100)$$

□ Viscosidad dinámica (η):

Es una de las propiedades más importantes de cualquier aceite, debido a que ella, en la mayoría de los casos, es la que determina la capacidad del lubricante para formar una película de aceite, que garantice la separación de las superficies de los cuerpos en contacto y con movimiento relativo, disminuyendo así, la fricción y el desgaste.

La viscosidad se puede definir como la oposición que ofrece el fluido a las deformaciones tangenciales, es decir, el valor de la resistencia que muestra a fluir.

Solamente una viscosidad correcta maximizará la vida útil y la eficiencia de la aplicación ya que si el aceite es muy fluido cubrirá la rugosidades superficiales pero en cambio debido a su excesiva fluidez no soportará las cargas y presiones a la que estará sometidos produciendo fuertes desgastes en el mecanismo y por el contrario si el aceite es muy viscoso soportará perfectamente las presiones pero no conseguirá fluir fácilmente por los conductos y tuberías para llegar a los puntos requeridos con el caudal necesario obligando consumir mayor energía en el sistema.

A demás la viscosidad se ve afectada por las condiciones ambientales especialmente por la temperatura. (varían inversamente) y en menor medida por la presión (varían directamente), presencia de aditivos en el aceite etc. Por todo ello la elección de la viscosidad en los lubricantes determina un punto clave en la lubricación.

Desde el punto de vista físico, la viscosidad está definida como “la fuerza requerida para mover una superficie plana de un centímetro cuadrado, sobre otra superficie plana, a la velocidad de 1 cm/s, cuando las dos superficies se encuentran separadas por una capa de líquido de 1 cm de espesor (fig. 2.43). La viscosidad, así definida, se conoce como viscosidad dinámica o absoluta.

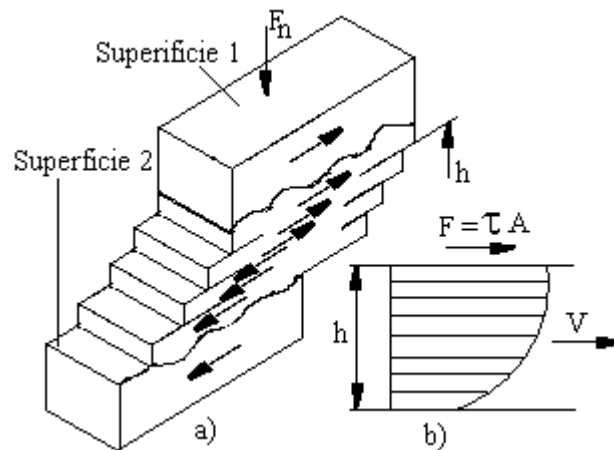


Figura 2.43. Capa del aceite lubricante entre dos superficies frotantes.

Analizando la figura anterior se puede decir que la viscosidad es una propiedad que depende de la presión y la temperatura, definiéndose como el cociente resultante de la división de la tensión de cizallamiento (τ), por el gradiente de velocidad.

$$\tau = \eta \frac{dv}{dh} \quad (2.101)$$

$$F = \tau \cdot A \quad (2.102)$$

Sustituyendo las dos ecuaciones nos queda:

$$F = \eta \frac{dv}{dh} \cdot A \quad (2.103)$$

Finalmente se obtiene que la viscosidad cinemática se determina por:

$$\eta = F \frac{dh}{dv} = \frac{N \cdot s}{cm^2} \cdot 10^{-3} = \text{Centipoise} \quad (2.104)$$

Donde ‘F’ es la fuerza de cizallamiento (N), ‘A’ área de la película de lubricante sometido a cizallamiento (m^2), ‘v’ velocidad lineal del lubricante (m/s) y ‘h’ el espesor de la película de lubricante (m).

□ Dependencia de la viscosidad con la presión:

Con el incremento de la presión, la viscosidad de los aceites lubricantes se incrementa. La expresión que relaciona la viscosidad de un aceite lubricante con la presión es la siguiente:

$$\eta_p = \eta_0 e^{\alpha P} \quad (2.105)$$

donde:

(η_p) Viscosidad dinámica para una presión determinada 'P' en kgf/cm²

(η_0) Viscosidad del aceite a presión atmosférica.

(α) Piezo (coeficiente de viscosidad) (coeficiente viscosidad & presión) en cm²/kgf.

El Piezo (α) coeficiente de viscosidad, representa una constante que depende de la composición química del aceite y la temperatura. Para los aceites derivados del petróleo, los valores de ' α ' se encuentran entre los límites de $(1.5 - 4) \cdot 10^{-3}$ cm²/kgf, y para los aceites lubricantes de origen animal, los límites están entre $(1-1.5) \cdot 10^{-3}$ cm²/kgf.

Según Wooster el Piezo (coeficiente de viscosidad) se puede determinar con la siguiente expresión:

$$\alpha = (0,6 - 0,95 \log \eta_0) 10^{-8} = \frac{m^2}{N} \quad (2.106)$$

La dependencia de la viscosidad con la presión está caracterizada por las siguientes leyes:

1. El piezo (coeficiente de viscosidad) de los aceites de un mismo tipo, por regla general es mayor, en la medida en que la viscosidad del aceite bajo presión atmosférica sea mayor.
2. El piezo (coeficiente de viscosidad) disminuye con el incremento de la temperatura, debido a que con este incremento la viscosidad disminuye. En menor grado este coeficiente disminuye con el incremento de la presión.

□ Viscosidad cinemática (ν):

Es la relación de la viscosidad dinámica de un aceite y su peso específico a la temperatura a la cual se determina la viscosidad. Esto puede realizarse utilizando el método ASTM D88 y/o ASTM D-445.

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (2.107)$$

Las unidades de la viscosidad cinemática es el centiStoke (cSt (mm^2/s)).

□ Variación de la viscosidad con la temperatura:

Esta relación puede ser determinada, de forma aproximada, por la siguiente ecuación:

$$\eta_T = \left(\frac{\eta_{40}}{T} \right)^{2,6-3} \quad (2.108)$$

Donde ' η_T ' es la viscosidad a la temperatura deseada y ' η_{40} ' es la viscosidad a 40°C .

□ Índice de viscosidad:

Como se ha visto anteriormente, la viscosidad de los aceites varía en dependencia de la temperatura. Para conocer el comportamiento de esta variación, se desarrolló el parámetro empírico conocido como Índice de Viscosidad (I.V.). Este parámetro se determina según lo establecido en la norma ASTM D-2270.

Para determinar el índice de viscosidad, se tomaron dos aceites patrones, uno con gran variación de la viscosidad con la temperatura, fundamentalmente de naturaleza asfáltica y se le asignó $IV = 0$ y otro con muy poca variación de la viscosidad con la temperatura, de naturaleza parafínica y se le asignó $IV = 100$, determinándose en ambos casos la viscosidad a 40°C y 100°C . Debe aclararse que la viscosidad de ambos aceites patrones es la misma a los 100°C de temperatura (fig. 2.44).

Siempre que se calienta un aceite, éste se vuelve más fluido, su viscosidad disminuye; por el contrario, cuando el aceite se somete a temperaturas cada vez más bajas, éste se vuelve más espeso o sea su viscosidad aumenta

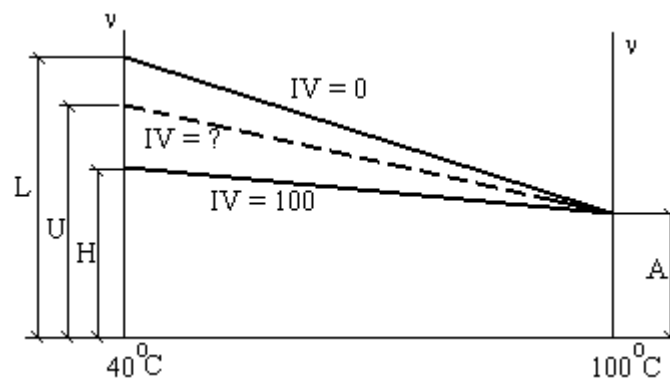


Figura 2.44. Variación de la viscosidad con respecto a la temperatura en aceites con diferentes índices de viscosidad.

donde:

‘A’ es la viscosidad de los aceites a 100⁰C, ‘H’ la viscosidad a 40⁰C del aceite cuyo IV=100, ‘L’ es la viscosidad a 40⁰C cuyo IV es cero y ‘U’ es la viscosidad a 40⁰C del aceite cuyo índice de viscosidad se desconoce.

Para calcular el índice de viscosidad de un aceite lubricante se utiliza la siguiente expresión:

$$IV = \frac{L-U}{L-H} \cdot 100 \quad (2.109)$$

En la tabla 2.8, se muestra la clasificación de los índices de viscosidad en función de los valores resultante del cálculo del índice de viscosidad.

Índice de viscosidad	
Bajo	<60
Medio	60÷80
Alto	>80

Tabla 2.8. Clasificación de los aceites lubricantes en función del IV.

2.4.5. Otras propiedades de los lubricantes

En este apartado se realizará una breve descripción de otras propiedades de los aceites lubricantes que, pese a que no se estudiarán en el presente proyecto, resulta de interés conocer.

Punto de inflamación:

Se trata de la temperatura a partir de la cual una chispa provoca una llamarada sobre la superficie del lubricante, extinguiéndose momentos después. Este punto de inflamación proporciona información importante sobre la volatilidad del aceite, permitiendo realizar un pronóstico sobre su consumo durante el régimen de funciona

Punto de Congelación:

Punto que corresponde con la temperatura más baja a la que el aceite fluye cuando se enfría bajo las condiciones definidas en las normas aplicadas para su determinación.

❑ Punto de niebla o enturbiamiento:

Temperatura a la que el aceite, sometido a un proceso de enfriamiento bajo las condiciones normalizadas del ensayo, adquiere turbidez por la presencia de cristales de parafinas u otras sustancias.

❑ Punto de combustión:

Al prolongar el ensayo de calentamiento del punto de inflamación, el aceite se quema de un modo más o menos permanente, ardiendo durante unos segundos consiguiendo de este modo el punto de combustión.

❑ Punto de fluencia:

Es la temperatura por debajo de la cual un lubricante deja de fluir bajo unas condiciones definidas. Es indicativo de la cantidad de cera a baja temperatura. La cera tiende a separarse en cristales, los cuales pueden inhibir la fluidez del aceite e impedir la lubricación adecuada en aplicaciones a bajas temperaturas.

❑ Color:

Puede variar dentro de una amplia gama (blanco, rojo, marrón, negro, etc.). Algunas marcas utilizan el color para hacer notar el grado de alguna propiedad. Pero, en general, el color no indica calidad ni ninguna otra cualidad.

❑ Emulsificación y demulsibilidad.

La emulsificación indica la tendencia de un aceite a mezclarse íntimamente con agua hasta lograr una emulsión más o menos estable. La demulsibilidad indica la facilidad que el aceite presenta para separarse del agua. Estas propiedades están relacionadas con la aptitud del lubricante cuando es utilizado para lubricar sistemas en presencia de agua (turbinas de vapor y determinadas operaciones hidráulicas). El problema estriba en que la emulsión aceite-agua puede conducir a la oxidación del aceite en presencia de aire y altas temperaturas. Bajo estas condiciones, es recomendable un aceite capaz de romper dicha emulsión, para lo cual se utilizan aditivos especiales.

❑ Número de neutralización:

Esta es una propiedad relacionada con la acidez. Corresponde al número de miligramos de hidróxido de potasio necesarios para neutralizar 1 gramo de aceite. Su valor en aceites bien refinados es muy bajo, normalmente menor que 0,01, pero algunos aditivos pueden hacer crecer significativamente este número. Durante el funcionamiento, el número de neutralización puede variar. Un incremento sustancial de su valor puede ser indicación de oxidación del aceite.

Los aceites de motor modernos son alcalinos y el grado de alcalinidad se mide en TBN (*Total Base Number*). Este grado posee una especial relevancia ya que la alcalinidad es la que se encarga de neutralizar los ácidos que se formarán en el seno del aceite como consecuencia del proceso de combustión de gasóleos, ricos

en azufre. Debido a esa neutralización, el TBN de un lubricante alcalino disminuye conforme progresa su utilización.

Antiespumante:

Es el resultado de aire que llega a ser absorbido y retenido por el aceite. La espuma en un lubricante es muy poco deseable ya que está compuesta por burbujas que reducen la presión del aceite, no lubrican y son compresibles, resultando un flujo pobre de aceite hacia las partes lubricadas. Con frecuencia los aceites de turbinas y de aplicaciones hidráulicas contienen inhibidores de espuma para evitar estos problemas.

Grado de protección contra la herrumbre (u óxido):

Indica la capacidad del lubricante para evitar la herrumbre de las partes que recubre, en presencia de agua. Existen ensayos normalizados para cuantificar la calidad de los lubricantes en este tipo de protección.

Corrosión de tira de cobre (Copper Strip Corrosion):

Es un indicador que expresa lo corrosivo que es el aceite lubricante para el cobre. Este valor resulta especialmente importante en algunas bombas que contienen piezas de cobre en contacto con el lubricante.

Contenido en azufre.:

Está relacionado con el tipo de aditivo utilizado en el lubricante, el petróleo que ha servido como fuente (cuando el lubricante procede del petróleo) y las condiciones de refinamiento bajo las que los aceites base fueron fabricados. Con excepción de los aceites de corte con azufre activo, la mayoría de los aceites industriales contienen tipos de sulfuros no activos que no son corrosivos.

2.4.6. Aditivos lubricantes

Los aditivos se incorporan a los aceites en muy diversas proporciones, desde partes por millón, hasta el 20% en peso de algunos aceites de motor. Cada aditivo tiene una o varias misiones que cumplir clasificándose al respecto como unifuncional o multifuncionales. Fundamentalmente los aditivos persiguen los siguientes objetivos:

- Limitar el deterioro del lubricante a causa de fenómenos químicos ocasionados por razón de su entorno o actividad.
- Proteger a la superficie lubricada de la agresión de ciertos contaminantes.
- Mejorar las propiedades físico-químicas del lubricante o proporcionarle otras nuevas.

Los aditivos deben poseer las características siguientes:

- Buena solubilidad con los aceites minerales básicos tanto a elevadas temperaturas como a bajas.
- Estabilidad durante el almacenamiento.

- ❑ Ausencia de influencias antagónicas sobre las propiedades del aceite no relacionadas con la acción funcional del aditivo añadido.

Los aditivos se pueden dividir con respecto a la funcionalidad que tiene que cumplir el aceite lubricante.

- ❑ Detergentes y dispersantes:

Durante el funcionamiento de los motores de combustión interna, turbinas de gas y otras máquinas, se pueden producir producto de la oxidación o de la combustión, que al depositarse sobre las partes mecánicas producen efectos indeseables. La función de estos aditivos es mantener en estado de suspensión las materias sólidas y semisólidas que se producen en el aceite o que llegan a él evitando que estas se depositen en las diferentes partes de la máquina, además que las fraccionan en partículas pequeñísimas dispersándolas por toda la masa del aceite. Esta afinidad del aditivo con los productos oleoinsolubles indeseados se explica por la atracción eléctrica ya que ambos están cargados con una y otra carga eléctrica.

- ❑ Antioxidantes y anticorrosivos:

Estos tipos de aditivos generalmente se estudian en conjunto porque ellos tienen propiedades bifuncionales es decir que un mismo aditivo puede influir grandemente en ambas propiedades. Pueden actuar de dos formas, frenando las reacciones que dan lugar a la oxidación durante el período de inducción, o destruir los peróxidos formados y formando una película protectora sobre las superficies metálicas que inhiben el efecto corrosivo. Estos aditivos son de gran importancia ya que en sentido general es la oxidación el factor que tiene mayor influencia en la alteración de las propiedades del aceite, aumentando su viscosidad y formando productos solubles e insolubles en él.

- ❑ Antiherrumbres:

La formación de herrumbres en los sistemas de circulación de aceites lubricantes se debe, normalmente, al agua de la atmósfera, a las fugas de vapor de agua (turbinas), a la acción de productos ácidos derivados de la oxidación del combustible y del aceite o a los ácidos halogenados formados en los combustibles con tetraetilo de plomo. Los aditivos antiherrumbre son compuestos polares que desplazan la humedad que puede estar presente sobre las superficies metálicas y forman una película protectora gracias a los fenómenos de absorción que hacen que sus moléculas queden fuertemente ligadas al metal separándose del aceite que actúa de barrera contra la humedad.

❑ Antiespumantes:

En aquellas máquinas que trabajan con sistemas de lubricación por batimiento o salpicadura, algunos motores de combustión interna, mecanismos que trabajan con sistemas de circulación con bombas y otros, existe una marcada tendencia a la formación de espuma en el aceite. Esto trae como consecuencia una disminución del gasto real de lubricantes y una pérdida excesiva del aceite. Los aditivos antiespumantes actúan disminuyendo la estabilidad de la espuma. Son componentes químicos que se mantienen en suspensión en el aceite, disminuyendo la tensión interfacial del mismo, de forma tal que las burbujas se rompen al comienzo de su formación.

❑ Emulsionantes:

Estos se emplean en los aceites que se destinan en la lubricación de maquinaria expuesta al agua, como máquinas de cubierta en barcos y algunos émbolos mecánicos de máquinas de vapor saturado, pues se forma una emulsión perfecta con esta, evitando que el aceite sea desplazado o lavado con los órganos a lubricar. Estos aditivos mejoran la estabilidad de las emulsiones al disminuir la tensión interfacial del sistema y proteger las gotas de agua por una película interfacial. Estas emulsiones estables son generalmente indeseables para cualquier otro mecanismo por lo que el uso de este aditivo debe estar bien justificado.

❑ Depresores del punto de congelación:

Para obtener aceites de bajo punto de congelación, estos se someten a un proceso de eliminación parcial de las parafinas que son las responsables de la pérdida de fluidez del aceite. Con este proceso se logran temperaturas de alrededor de 15°C, luego con la utilización de aditivos se mejora esta propiedad hasta alcanzar temperaturas de -25°C a -30°C. Los aditivos rebajadores del punto de congelación son sustancias que se absorben fácilmente en la superficie de los cristales de parafina, cubriendo la mayor parte del núcleo en formación y evitando así el crecimiento de grandes cristales o agregados a bajas temperaturas. Estos agentes conservan su actividad durante toda la vida del aceite.

❑ Mejoradores del índice de viscosidad

Estos aditivos tienen como función principal limitar las variaciones de la viscosidad de los aceites con la temperatura. Son generalmente compuestos químicos cuyo peso molecular es 20 a 30 veces mayor que el de los aceites bases. Su acción se traduce en un espesamiento general del aceite más pronunciado a temperaturas elevadas que trae consigo un aumento del índice de viscosidad. Estos aditivos no modifican las propiedades intrínsecas del aceite tales como la estabilidad térmica y química, siendo compatibles con otro aditivo.

❑ Aditivos de untuosidad:

El empleo de estas sustancias tiene como resultado que el aceite se adhiera con más fuerza a las superficies metálicas. Se utilizan ácidos animales y vegetales, que son compuestos de una alta polaridad, los cuales permiten en condiciones de lubricación límite, disponer sus moléculas adheridas a la superficie metálica mediante fuerzas de tipo electrostático e incluso químicas protegiéndolas cuando existen fuertes cargas o presiones en superficies metálicas que se deslizan entre sí. Se utilizan en lubricación de guías, trenes de laminación y en ciertos tipos de engranajes.

❑ Aditivos de extrema presión:

En ciertos casos existen condiciones de trabajo (temperaturas elevadas, altas presiones y velocidades de deslizamiento) conocidas como condiciones extremas de funcionamiento donde ningún aceite mineral, ni aditivo de untuosidad es capaz de mantener una película de lubricante entre las superficies metálicas. Estas condiciones se dan en los engranajes hipoides utilizados en los automóviles, sistemas de levas de algunas máquinas, husillos que transmiten gran potencia a alta velocidad, en la extrusión y corte de metales, estirado de alambre y otros. Los aditivos de extrema presión reaccionan químicamente en las superficies metálicas formando sales (sulfuros, fosfuros, cloruros, etc.) las cuales revisten las superficies en contacto separándolas.

❑ Mejoradores del régimen de fricción:

Son aquellos que se añaden a los aceites básicos para prevenir el agarrotamiento, la reducción del desgaste y la fricción entre las superficies, o sea mejorar la capacidad de lubricidad de los aceites.

2.4.7. Regímenes de lubricación

Los regímenes, grados o estados de lubricación son las posibles situaciones que pueden aparecer en el contacto de dos superficies en movimiento cuando existe un lubricante entre ellas, estos grados dependerán del momento de funcionamiento en que se encuentre el activo.

Las condiciones de lubricación serán óptimas cuando la película lubricante introducida en la zona de contacto resulte lo suficientemente gruesa para evitar el contacto metal-metal, por lo que el espesor mínimo de la película debe ser la suma de los picos máximos de las asperezas de ambas superficies.

El efecto de la capacidad lubricante de un aceite durante la fricción de las dos superficies en contacto, se puede definir por dos tipos de mecanismos: volumétrico y superficial.

El efecto volumétrico garantiza una fricción fluida y dependen de las propiedades físicas de los aceites lubricantes: densidad, viscosidad, índice de viscosidad, oleosidad etc. sin embargo los efectos superficiales, garantizan una lubricación límite y se definen por las propiedades físicas y químicas de los aceites, es decir, la capacidad de absorción sobre la superficie y de desprenderse el aceite mediante reacciones químicas.

De este modo la capacidad lubricante de los aceites, se fundamentan en efectos que se muestran en la tabla 2.9.

Durante la lubricación fluida	Durante la lubricación mixta
Efectos de la viscosidad	Efecto de absorción
Hidrodinámico	Efecto de reacción química con las superficies de fricción
Hidroestático	Absorción de las capas de óxido
Efecto viscoelástico	Formación de una capa con los elementos activos de los aditivos

Tabla 2.9. Efectos sobre la capacidad lubricante de los aceites.

Dentro de la zona de lubricación fluida se pueden diferenciar dos subzonas: lubricación elastohidrodinámico en uniones cinemáticas sometidas a grandes cargas de servicio que provocan deformación elástica de las capas superficiales del aceite lubricante y la lubricación hidrodinámica característico de cargas ligeras.

Durante la lubricación de los elementos de máquinas se pueden distinguir diferentes regímenes de lubricación en dependencia de : la carga normal a las superficies, la velocidad de deslizamiento entre los cuerpos, la microgeometría superficial, las propiedades de los lubricantes utilizados y la forma geométrica de los cuerpos en contacto.

La Figura 2.45 representa la variación del coeficiente de fricción en función del parámetro adimensional Hersey 'Hs', conocido como característica del régimen de lubricación él cual se obtiene con la siguiente expresión:

$$\text{Parámetro de Hersey} = \frac{\eta \cdot V}{P_a} \quad (2.110)$$

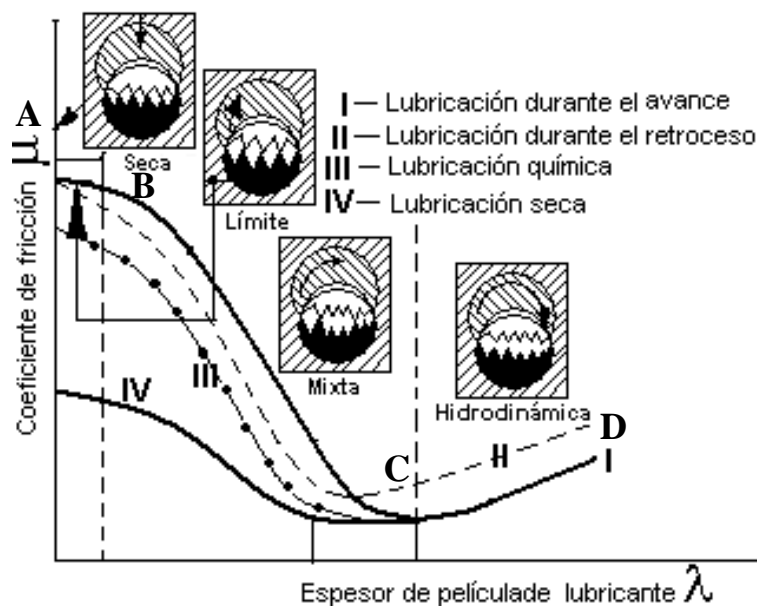


Figura 2.45. Regímenes de lubricación (Curva de Stribeck).

La zona AB, es donde predomina el régimen de lubricación límite, se puede observar en la curva de Stribeck que en esa región es prácticamente horizontal, por lo tanto, el coeficiente de rozamiento está poco influenciado por las variaciones de velocidad, carga aplicada y viscosidad del aceite lubricante.

En la zona BC corresponde a la lubricación mixta, donde se ve reflejada una reducción del rozamiento cuando el parámetro de Hersey crece, a consecuencia de un aumento de la velocidad de avance (v) o disminución de la carga aplicada (P), en esta región existe una combinación entre lubricación mixta o de película delgada.

A partir del punto C, se produce la transición entre el régimen de lubricación mixta y el régimen totalmente hidrodinámico, esto es debido al aumentar el parámetro

de Hersey se produce un crecimiento progresivo del coeficiente de rozamiento que es debido por el cizallamiento suplementario de la película de aceite lubricante.

Los diferentes regímenes de lubricación, se pueden determinar también en función del coeficiente de espesor de película relativo ' λ ', parámetro adimensional que se determina mediante la siguiente expresión:

$$\lambda = \frac{h_{min}}{(R_{a1}^2 + R_{a2}^2)^{0,5}} \quad (2.110)$$

Donde ' h_{min} ' es el espesor mínimo de la película de lubricante y ' R_{a1}, R_{a2} ' es la rugosidad media superficial de los cuerpos en contacto.

Los valores de los parámetros que caracterizan cada régimen de lubricación se recogen en la tabla 2.10.

Régimen de lubricación	Espesor de película (h_{min})	Coefficiente de espesor de película (λ)	Coefficiente de fricción (μ)
Límite	0,005÷0,10	1	0,03÷0,40
Mixta	0,01÷1	1÷3	0,02÷0,20
Elastohidrodinámica	0,01÷10	3÷10	0,01÷0,10
Hidrodinámica	1÷100	>6	0,001÷0,01

Tabla 2.10. Parámetros de los regímenes de lubricación.

2.4.7.1. Lubricación límite

La lubricación límite (fig.2.46) se presenta a baja velocidad relativa entre las superficies en contacto y a altas cargas, tal y como ocurre durante el arranque y parada, y en condiciones de altas temperaturas. Estos supuestos pueden impedir la llegada del aceite a la zona de contacto, disminuyendo progresivamente el espesor de película del aceite lubricante, llegando el caso en que esta película no tendrá espesor suficiente para mantener fuera de contacto las rugosidades superficiales microscópicas, y éstas rozarán por sus vértices a escala micro, desplazando de ellos las capas de adsorción de lubricantes, aumentando el coeficiente de rozamiento y produciendo microsoldaduras entre las asperezas de las dos superficies en contacto, produciendo la fractura ocasionadas por el avance de las dos superficies ocasionado daños en las superficies como ralladuras etc.

En estas condiciones de lubricación, la untuosidad del lubricante jugará un papel importante, fundamentalmente, la adherencia o polaridad de sus moléculas y, en definitiva, la resistencia de las capas de adsorción a separarse de las superficies metálicas; ya que, en último extremo, serán aquellas las que proporcionen una lubricación límite, manteniendo en las pequeñas cavidades a escala micro de aquellas rugosidades una mínima película de lubricante sin llegar a comportarse como si el movimiento se efectuara en seco [49].

Durante lubricación límite, hay contacto físico entre las superficies y hay desgaste. La cantidad de desgaste y fricción entre las superficies depende de un número de variables: la calidad de las superficies en contacto, la distancia entre las superficies, la viscosidad del lubricante, la cantidad de lubricante presente, la presión, el esfuerzo impartido a las superficies, y la velocidad de movimiento.

La mayor cantidad del desgaste ocurre al inicio y reducción de la velocidad de deslizamiento de una unión cinemática interactuando un mayor número de crestas de las asperezas de las dos superficies en contacto desarrollando mayores esfuerzos tangenciales.

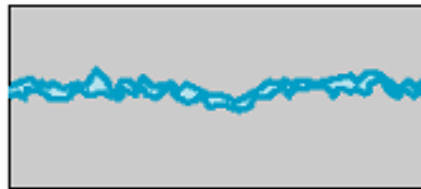


Figura 2.46. Lubricación límite.

2.4.7.2. Lubricación mixta

En la lubricación mixta (fig. 2.47), las asperezas de las dos superficies en contacto se interponen las unas con las otras y perturban las condiciones necesarias para obtener un flujo laminar, de tal forma que sólo una parte de la carga será soportada por las acciones hidrodinámicas, y la otra parte por el contacto metal-metal. Este régimen presenta un estado intermedio para el cual no son aplicables las leyes de la lubricación hidrodinámica.

Es exactamente una mezcla inestable entre lubricación límite e hidrodinámica, este tipo de lubricación aparece cuando existe una capa de lubricante lo suficientemente desarrollada, pero existen contactos puntuales entre metal-metal localizados.

En la zona mixta se han realizado gran cantidad de experimentos sacando las siguientes conclusiones:

- ❑ En las zonas de contacto severos, el espesor de película del aceite lubricante será insuficiente para poder mantener las dos superficies completamente separadas.
- ❑ El lubricante que queda atrapado entre las asperezas de las rugosidades superficiales de ambas superficies actúa de forma hidrostáticamente, pero se ha comprobado que parte de este aceite fluye hacia las zonas de contacto límite donde se da un mecanismo hidrodinámico a escala de asperezas [50].

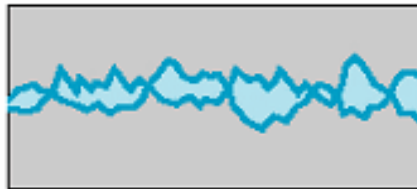


Figura 2.47. Lubricación mixta.

2.4.7.3. Lubricación elastohidrodinámica

La lubricación EHL se presenta en mecanismos en los cuales las rugosidades de las superficies en movimiento relativo trabajan siempre entrelazadas y las crestas permanentemente se están deformando elásticamente. Bajo estas condiciones de operación, el control del desgaste adhesivo y el consumo de energía por fricción dependen de la película límite adherida a las rugosidades y de las capas de aceite de la película hidrodinámica que se forma cuando el lubricante es sometido a elevadas presiones, en el momento de la deformación elástica de las crestas.

2.4.7.4. Lubricación hidrodinámica

En algún momento de velocidad crítica la lubricación límite desaparece y da lugar a la lubricación hidrodinámica (fig.2.48), esto sucede cuando el lubricante es capaz de aislar las dos superficies completamente por medio de una película de lubricante.

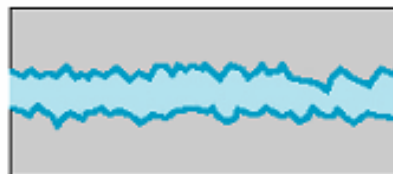
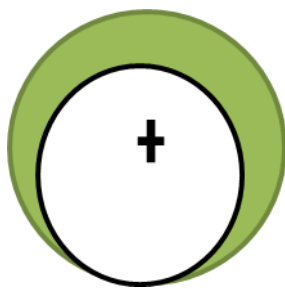


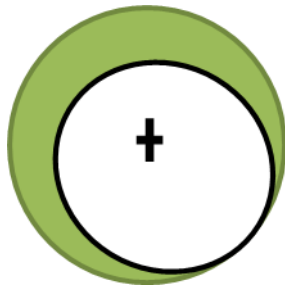
Figura 2.48. Lubricación hidrodinámica.

Bajo condiciones hidrodinámicas, no hay contacto físico entre las dos superficies y por lo tanto no habría desgaste. Si cualquier elemento mecánico pudiera funcionar bajo unas condiciones hidrodinámicas durante todo el tiempo de servicio, no habría necesidad de utilizar aditivos antidesgaste y de alta presión en la formulación de los lubricantes y por lo tanto el desgaste sería mínimo.

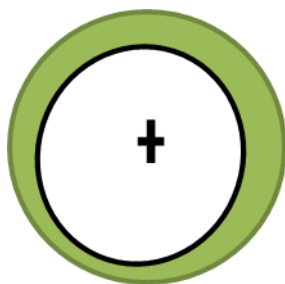
La propiedad que más afecta a la lubricación hidrodinámica es la viscosidad. La viscosidad debe ser lo suficientemente alta para brindar la lubricación límite durante el arranque del motor con el mínimo desgaste, pero la viscosidad también debe ser lo suficientemente baja para reducir al mínimo la fricción viscosa del aceite a medida que es bombeada entre los metales (cojinetes, fig.2.49) y las bancadas una vez llega a convertirse en lubricación hidrodinámica.



Lubricación hidrostática: durante el arranque. El aceite se introduce a presión para elevar el rotor.



Lubricación límite: la capa de lubricante es muy pequeña, ocurre en el arranque o parada.



Lubricación hidrodinámica: el lubricante se introduce entre las superficies por el propio movimiento del rotor que crea un gradiente de presiones.

Figura. 2.49. Representación de las etapas del régimen de lubricación en el funcionamiento de un cojinete.

El desgaste abrasivo y el rozamiento son bajos cuando la relación, entre la película del lubricante y la rugosidad superficial, es más de tres hasta diez. Bajo estas circunstancias el desgaste superficial mecánico es despreciable, salvo que el tamaño de las partículas abrasivas o los picos de las crestas sean más grandes que el espesor de la película del lubricante.[51].

La propiedad característica del lubricante que interviene en este mecanismo es la viscosidad y la relación de ésta con el esfuerzo cortante, temperatura, presión y la velocidad de deformación, esto es, la reología del lubricante [52].

2.4.7.5. Lubricación hidrostática

En la lubricación hidrostática, la película de lubricante se garantiza gracias a la alimentación por presión del aceite en la zona de contacto. La presión exterior será la encargada de mantener la separación de los dos cuerpos.

La lubricación hidrostática es muy apropiada para velocidades relativas de deslizamiento bajas, para la disipación de calor en sistemas que generan elevadas temperaturas o, incluso, para los momentos de arranque en las diferentes máquinas o mecanismos.

2.4.7.6. Lubricante sólido

Se recurre a la siguiente lubricación cuando se produce alguna de las siguientes condiciones:

- Temperaturas elevadas.
- Acceso difícil del lubricante líquido.
- Cargas extremas con vibraciones.
- Presencia de disolventes, gases, ácidos... etc.

Los lubricantes más utilizados son el bisulfuro de molibdeno y el grafito, que posee una estructura molecular en láminas superpuestas de tipo hojaldrado.

2.5. RECUBRIMIENTOS AUTOFUNDENTES BASE NÍQUEL

Actualmente, los investigadores se centran en desarrollar nuevos materiales que al día de hoy no se han diseñado debido a varios motivos: falta de conocimientos como la de recursos necesarios para poder estudiar y caracterizar los materiales. La tecnología moderna demanda ciertos requerimientos a los materiales estructurales de los sistemas mecánicos, generalmente metálicos que estos no pueden hacer frente a las severas exigencias de trabajo como son: alta fricción, desgaste abrasivo, corrosión a altas temperaturas como ambientes químicos y corrosión atmosférica.

Las aleaciones autofundentes de base níquel (NiCrBSi), los hace excelentes por sus buenas propiedades que hacen que se adapten a las exigencias de funcionamiento de una instalación o mecanismo como son:

- Alta resistencia al desgaste abrasivo.
- Alta dureza.
- Resistencia a la corrosión a altas temperaturas.
- Alta resistencia a la corrosión atmosférica.
- Barreras térmicas.
- Buen comportamiento tribológico en medios lubricados.
- Buena resistencia ataque químicos.

Estas aleaciones son ampliamente utilizadas en una gran variedad de aplicaciones industriales como son la industria aeronáutica, aeroespacial, automovilística, etc.

Los recubrimientos de NiCrBSi son polvos autofundentes que pueden depositarse mediante diversas técnicas de proyección térmica, por llama oxiacetilénica (SFM) o alta velocidad (HVFO). Dichos recubrimientos son utilizados para mejorar sus propiedades al desgaste en diversas aplicaciones industriales [56,57]. En el Centro de Proyección Térmica de Barcelona (CPT) utilizan materiales de polvos mecánicos resistentes al desgaste abrasivo mediante la técnica de proyección térmica de alta velocidad [58]. Para obtener recubrimientos autosostenibles con elevada resistencia al desgaste abrasivo se pueden añadir adiciones cerámicas como son WC, Al₂O₃, zirconia, etc. y metálicos como es el Co, estos recubrimientos son denominados recubrimientos CERMET, (metal-cerámico) cuya finalidad es aumentar la resistencia al desgaste abrasivo en condiciones de altas temperaturas [59,60]. La superaleación de WC-12% Co con NiCrBSi se le añade para obtener una mejora en la tenacidad de la pieza y aumentar la resistencia al desgaste adhesivo [61].

Otra técnica ampliamente utilizada en la industria para depositar estos recubrimientos de base Níquel, es la proyección por plasma [62, 63, 64, 65], una de las características obtenidas tras la proyección son la porosidad, microdurezas y la adherencia entre el sustrato y el recubrimiento empleado, estas pueden ser mejoradas empleando técnicas como la proyección al vacío o como la fusión posterior al proceso de proyección térmica como es la refusión por láser o llama [66, 67, 68] consiguiendo una mayor calidad en el acabado del recubrimiento, es decir alta densidad, baja porosidad, mejora la fuerza de adherencia entre el sustrato y el recubrimiento, homogeneidad de las fases formadas, y así como mayor dureza. Estas características dependerán de la técnica de refusión empleada tras el proceso de proyección térmica láser o por llama oxiacetilénica, así como los parámetros de refusión empleados [69].

En la Tabla 2.12. se muestran las características principales de los elementos que conforman los recubrimientos comerciales base Níquel modificados con adiciones de Al₂O₃ micrométrica.

Elementos	Densidad (Kg/m ³)	Punto de fusión (°K)	Punto de ebullición (°K)	Calor especifico (J/°K·Kg)	Conductividad térmica (W/°K·m)
Ni	8908	1728	2730	440	90.7
Cr	7140	2130	2945	450	93.7
B	2460	2349	4200	1026	27.4
Si	2330	1687	3173	700	148
C	2267	3800	5100	710	129
WC	14950	2870	5727	200-480	84,02
Al ₂ O ₃	3900	2072	2977	850-900	26-35

Tabla. 2.12. Principales características de los aleantes de los recubrimientos base Níquel y sus adicciones.

Las características principales de forma individual de cada aleante de los recubrimientos de NiCrBSi aporta por si solo excelentes propiedades como el níquel presenta una excelente mojabilidad que promueve la cohesión, el cromo, mejora la resistencia a la corrosión y propiedades tribomecánicas (alta dureza y resistencia al desgaste abrasivo), el silicio junto con el boro proporcionan propiedades autofundentes el boro, reduce el punto de fusión y contribuye con el silicio a la formación de precipitados duros intermetálicos teniendo una influencia considerable sobre la resistencia al desgaste en este tipo de aleaciones.

2.6. PROYECCIÓN TÉRMICA: GENERALIDADES

La técnica de proyección térmica (Thermal Spray) o termorrociado siendo más conocido en los países latinoamericanos, consiste en proyectar pequeñas partículas ya sean polvos metálicos, cerámicos, poliméricos o una mezcla de todos ellos, fundidos, total o parcialmente, en caliente e incluso en frío (Cold Spray) [70] cuyo objetivo, es depositar a gran velocidad y presión sobre superficies (sustrato: ya puede ser metálico, cerámico o polimérico) un recubrimiento protector en piezas que están sometidas en condiciones extremas de trabajo como son: las altas temperaturas, elevadas cargas de trabajo, desgaste abrasivo, ataques químicos, corrosión a altas temperaturas como ambientales y condiciones tribológicas severas en medios lubricado.

El objetivo de estos recubrimientos es proteger el material base mejorando así sus propiedades físicas como mecánicas y hacer frente a las exigencias de la industria moderna. Estas técnicas son relativamente sencillas, rápido, económico y automatizables en un proceso industrial.

También se puede definir como forma general como un conjunto de procesos que se utilizan comúnmente en depositar recubrimientos metálicos o no metálicos conocidos en algunos ámbitos metalización [71-72].

2.6.1. Antecedentes históricos

La proyección térmica se originó a principios del siglo pasado gracias al descubrimiento de los procesos de metalización por Schoop y Guenther en 1917. En esos tiempos básicamente se utilizaban estos procesos para depositar recubrimientos de cinc con buena resistencia a la corrosión y posteriormente para metales duros. En los años 50 se extendió a materiales refractarios aplicados generalmente a la industria aéreo-espacial empleando técnicas de proyección térmica por detonación conocido como (D-gun). En los años 60 avanzaron los estudios de los principios físicos de estas y otras técnicas donde se desarrolló la proyección térmica por plasma al vacío (VPS) en la década de los 70. En la industria actual la proyección térmica está reconocida como una técnica muy importante en la ingeniería de superficies donde se desarrollan la técnica de proyección térmica por Oxifuel (SFM) así como la de alta velocidad (HVOF). Dispositivos modernos como es la pirometría rápida bicolor o velocímetro Doppler por láser, nos han permitido avanzar sobre los estudios de los fundamentos físicos del proceso, especialmente en investigaciones de transferencia de calor y momento cinético entre la llama y las partículas proyectadas. El desarrollo futuro de estas tecnologías está directamente relacionado con los requerimientos del mercado. Este crecimiento puede ser debido a principalmente a las nuevas aplicaciones que se han desarrollado para estas tecnologías. Las técnicas actuales como la proyección térmica a alta velocidad HVOF y la proyección térmica por plasma atmosférico (APS), podrán ser mejoradas estos procesos haciéndolos más repetitivos, más sencillos en su utilización y más económicos [70-71].

2.6.2. Descripción del proceso

Generalmente, cualquier material que funda sin que sublime, volatice, descomponga y oxide a las temperaturas de proyección pueden ser proyectados térmicamente. Mediante esta técnica pueden depositarse numerosos metales y no metales en donde las partículas fundidas o semifundidas se aplicarán sobre una superficie al hacerlas impactar en ella. Estos recubrimientos presentan propiedades que difieren del material base obtenidos mediante los métodos de fabricación.

2.6.3. Descripción de las partículas

En el proceso de proyección, las partículas son calentadas inicialmente y son proyectadas a alta velocidad y con una presión determinada hacia la superficie del sustrato donde impactarán en estado fundido, semihundido o sólidas con un cierto grado de plastificación. Para obtener una mayor calidad en el acabado del recubrimiento es importante la optimización de los parámetros de proyección como son: temperatura de la llama de proyección, temperatura de fusión de las partículas a proyectar, distancia de proyección, presión de proyección, alimentación del polvo, temperatura de impacto de las partículas en la superficie del sustrato, espesor de la capa del recubrimiento, etc. Así

aseguramos que lleguen una mayor cantidad de partículas fundidas y tengan la máxima velocidad posible [73].

Estas partículas impactadas en forma de gotas sobre la superficie del sustrato se denominan splat. Varios splats superpuestos y contiguos se adhieren entre ellos hasta conseguir una capa continua que sería el recubrimiento. De este modo, el splat es el elemento básico en la formación de la capa del recubrimiento. La forma de las laminillas en la microestructura de la capa del recubrimiento indica el grado de fusión de las partículas que se ha conseguido.

En un proceso de proyección térmica al aumentar la velocidad de las partículas a proyectar y/ o la viscosidad disminuye entonces el grado de expansión de las laminillas incrementan. Esto deduce que un alto aplanamiento de las partículas se conseguirá una capa de recubrimiento con una rugosidad superficial baja, mientras que un bajo aplanamiento formará un recubrimiento con alta rugosidad superficial. Por lo tanto, cuando la velocidad y temperatura de la partícula aumenta se incrementarán el grado de aplanamiento de las partículas proyectadas [74].

En definitiva, el grado de aplanamiento y de fusión de las partículas laminares (splats) de las capas de los recubrimientos determina la cohesión, porosidad y subsecuentes propiedades del recubrimiento [75]. Otro efecto a consideración que pueden tener las partículas cuando las gotas impactan sobre la superficie, es en el momento de la solidificación y enfriamiento que pueden experimentar múltiples esfuerzos estructurales de la capa del recubrimiento. Estos esfuerzos pueden convertirse en esfuerzos residuales que van a influir en las propiedades mecánicas, tribológicas, de corrosión y de fatiga del material base y el recubrimiento [76]. La porosidad tiene una alta relación sobre las propiedades finales de la capa del recubrimiento.

2.6.4. Formación del recubrimiento

2.6.4.1. Adherencia al sustrato

La adherencia entre el recubrimiento y el sustrato son del tipo mecánico, aunque existe cierta controversia sobre la posibilidad que haya difusión entre ambos.

La adherencia entre el sustrato y el recubrimiento dependen de los siguientes mecanismos:

- Limpieza de la superficie.
- Superficie total expuesta.
- Topografía y rugosidad superficial.
- Temperatura de proyección y la del sustrato.
- Velocidad (energía cinética).
- Espesor del recubrimiento.
- Distancia de proyección.

- Propiedades físicas y químicas.
- Tiempo (velocidad de reacción, tiempo de enfriamiento, etc.).
- Reacciones físicas y químicas.

La preparación del sustrato antes de proyectar es de gran importancia en el resultado final del recubrimiento depositado (limpieza de la superficie y granallado). Esto proporciona una superficie con mayor actividad desde el punto de vista físico-químico necesaria para tener un buen anclaje entre el sustrato y el recubrimiento.

El aumento de la energía térmica y cinética incrementa las posibilidades de un anclaje metalúrgico (temperatura, velocidad, masa, densidad, entalpia, calor específico, etc. El tungsteno, molibdeno y compuesto de aluminio producen los llamados recubrimientos autoadherentes [77], estos materiales tienen alta resistencia de anclaje pudiendo recubrir incluso sustratos pulidos.

El aumento de la temperatura de precalentamiento del sustrato incrementa la actividad frente al anclaje por difusión, pero a su vez empeora el comportamiento frente a la oxidación, lo que puede resultar una menor adherencia. [78].

En caso de la proyección térmica de alta velocidad (HVOF), son procesos de elevada energía cinética que producen recubrimientos de alta resistencia debido a la energía liberada en el impacto por su alta velocidad. El anclaje tiene lugar a lo largo de un limitado espesor de alrededor de un $0.5\mu\text{m}$ y una zona afectada térmicamente de tan solo $25\mu\text{m}$. Un ejemplo de ello son los recubrimientos de WC/Co depositados mediante proyección de alta velocidad (HVOF).

Tras proyectar el recubrimiento al sustrato en la mayor parte de materiales, el enfriamiento y la solidificación experimenta fenómenos de contracción térmica esto provoca tensiones de tracción en las partículas y tensiones de compresión en la superficie del sustrato. Cuanto mayor sea el espesor del recubrimiento depositado mayor serán las tensiones. A veces cuando se alcanza un determinado espesor en que las tensiones originadas son mayores que la resistencia de anclaje ocasionando fallas en el sistema mecánico.

De forma general los recubrimientos con espesores pequeños son más duraderos que con espesores gruesos. Las tensiones sobre la interfase de los recubrimientos se ven influenciados sobre el método de proyección térmica y microestructura del recubrimiento [75]. Los recubrimientos porosos están sometidos a menor tensión que los de alta densidad, por eso los recubrimientos depositados por técnicas de combustión tienen mayores limitaciones en el espesor que los obtenidos por plasma.

Los sistemas que utilizan técnicas de proyección térmica de alta energía cinética y baja energía térmica como la HVOF y proyección en frío dan lugar a recubrimientos de gran densidad y prácticamente libres de tensiones, esto puede ser por las tensiones de compresión inducidas debido a la deformación mecánica por la alta velocidad de proyección compensando así las tensiones debidas a la solidificación y contracción (fig.2.50).

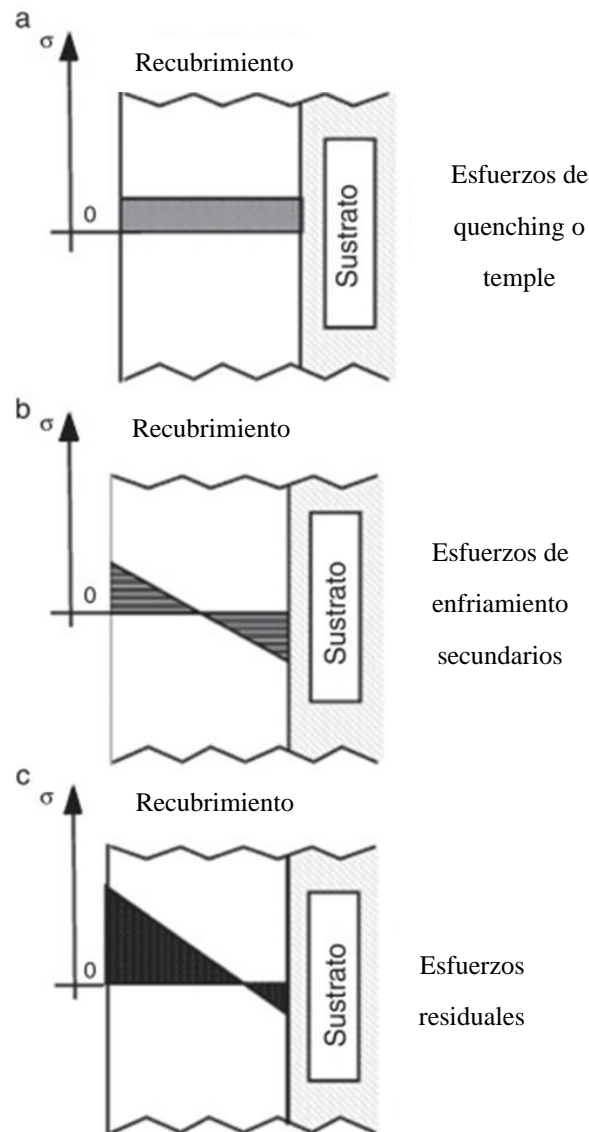


Figura 2.50. Estado tensional en un recubrimiento a consecuencia de la proyección térmica [80].

Existen métodos que pueden ser utilizados para determinar el tipo y magnitud de los esfuerzos residuales como: difracción de rayos X, procedimientos de indentación, el método del hoyo ciego y el método de la curvatura, entre otros [81]. Este último es el

más utilizado para calcular los esfuerzos que se producen durante la elaboración de recubrimientos mediante proyección térmica [82,83].

2.6.4.2. Propiedades de los recubrimientos

En la tabla 2.13, se muestra una comparativa de las propiedades de los recubrimientos resultantes mediante la proyección térmica con materiales equivalentes a los obtenidos en procesos de colada o moldeo:

Propiedad	Recubrimiento	Colada/moldeo
Porosidad	Baja (5-30%)	100%
Resistencia	Muy baja (1-10%)	100%
Resistencia a impacto	Baja	Alta
Dureza	Si	En ciertas coladas
Ductilidad	Ligeramente superior	-
Porosidad	Alta	Baja
Resistencia al desgaste	Baja	Alta
Resistencia a corrosión	Pobre	Bueno
Mecanizado		

Tabla 2.13. Comparativa de las propiedades de los materiales obtenidos en procesos de colada con respecto a los de proyección térmica.

En esta comparativa los recubrimientos prestan ciertas propiedades desfavorables en general con respecto a los procesos de colada o moldeo ya que se tiene en consideración el sustrato en el que está aplicado. Los recubrimientos solo se aplican para tener determinadas propiedades en la zona superficial.

De forma general, las características que conforma el material base son: bajo coste, resistencia y ductilidad, mientras que en el recubrimiento mejora la resistencia a la corrosión altas temperaturas y atmosférico, mejora la resistencia al desgaste abrasivo, resistencia a ataques químicos, mejora el comportamiento tribológico en medios lubricados, etc. Debido al espesor tan pequeño del recubrimiento se pueden obtener de forma económica sistemas de mayor complejidad, no siendo viable la fabricación mediante otros métodos.

En la figura 2.51 se muestra una ilustración de los defectos que pueden ocasionar en los procesos de proyección térmica, cómo son: poros, inclusiones de óxidos, partículas sin fundir etc. en donde se verán repercutidas las propiedades mecánicas y físicas del recubrimiento.

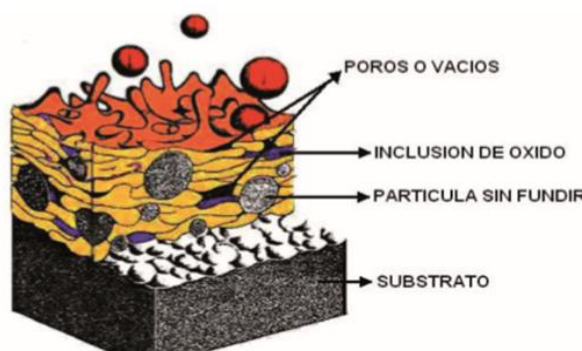


Figura. 2.51. Diagrama de defectos resultantes de una capa de recubrimiento tras el proceso de proyección térmica [79].

2.6.5. Clasificación de los procesos de proyección térmica

Actualmente, los procesos de proyección térmica se pueden clasificar en una serie de grupos en función de la fuente de energía necesaria para calentar las partículas de los polvos, pueden ser por combustión y electricidad.

Los procesos de proyección térmica por combustión se puede dividir en Oxifuel, Oxifuel de alta velocidad y detonación mientras que los procesos de proyección térmica por electricidad se pueden subdividir en proyección por plasma y por arco eléctrico, (fig.2.52).

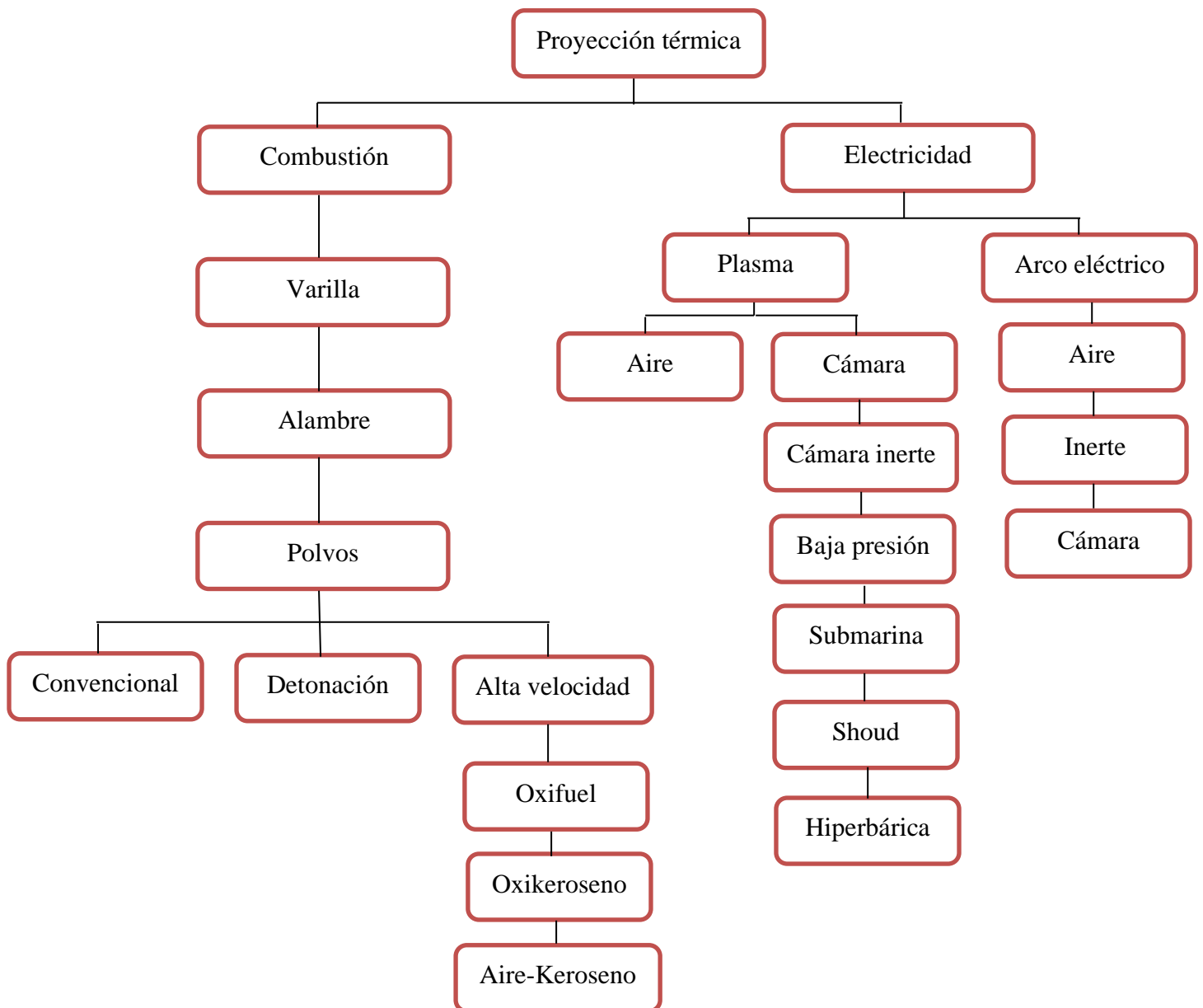


Figura.2.52. Esquema clasificación de las técnicas de proyección térmica más utilizados en la actualidad.

2.7. TÉCNICAS DE PROYECCIÓN TÉRMICA

2.7.1. Calentamiento por combustión

2.7.1.1. Calentamiento por llama (SFM)

El proceso de proyección térmica por llama consta de una llama oxiacetilénica (fig. 2.53) y con la ayuda de los gases de expansión producido por la combustión los polvos que es el material de aportación se funden y son lanzados a la superficie del sustrato, si es necesario puede usarse un gas adicional para proyectar las partículas de polvo como es el aire comprimido, argón o nitrógeno. Actualmente, hay una gran variedad de materiales de aportación ofreciendo un alto rango de posibilidades para la aplicación de los polvos. Se distinguen como polvos autofundentes y autoadherentes. Los polvos autofundentes suelen requerir un tratamiento térmico adicional que habitualmente suele realizarse de forma general con un soplete de acetileno/oxígeno que son los más adecuados para ello. Tras este proceso se mejora considerablemente las propiedades del material del recubrimiento al material base.

Las ventajas de utilizar esta técnica son [84]:

- Automatizable en procesos industriales en cadena.
- Relativamente sencillo de aplicar y muy flexible.
- Económico.
- Reconstrucción y protección de piezas.

También se utiliza como material de aportación hilo o varilla (fig. 2.54) en vez de polvos, el material de aportación se va fundiendo de forma continua en el centro de una llama oxiacetilénica. Las partículas de pequeño tamaño en forma de gotas producidas por la fusión se separan de dicha área de fusión con la ayuda de un gas pulverizador que puede ser aire comprimido o nitrógeno que son lanzadas sobre la superficie de la pieza a tratar. La proyección con llama usando hilo, está muy extendida en el sector de la automoción debido a su elevado nivel de calidad aportado en el recubrimiento. Cada año en el sector de la automoción se aplican grandes cantidades de molibdeno en horquillas, segmentos de pistones, etc.

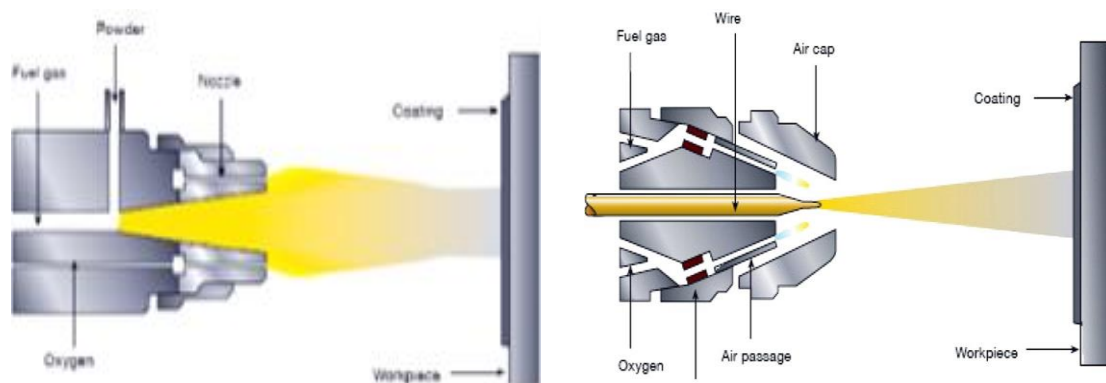


Figura 2.53. Proyección por llama (polvos). Figura 2.54. Proyección por llama (hilo).

2.7.1.2. Proyección térmica de alta velocidad (HVOF)

La proyección térmica por llama a alta velocidad (HVOF), ver en la figura 2.55, consiste en producir una combustión continua mediante acetileno/oxígeno a grandes presiones en el interior de una cámara de combustión, en cuyo centro aporta el material del recubrimiento en forma de polvo. La alta presión del gas de la combustión y oxígeno que se produce en el centro de la cámara de combustión y de la tobera de expansión situada detrás, produce una gran velocidad de salida necesaria en el chorro de gas. De esta forma se aceleran las partículas a elevadas velocidades, produciendo un recubrimiento muy denso con unas propiedades de adherencia excelentes.

Debido a alcanzar una determinada temperatura específica, el material del recubrimiento sufre grandes cambios metalúrgicos; por ejemplo, la formación de carburos estructurales es mínima. Con este método se producen capas muy finas y con gran precisión de tolerancia. Como gases combustibles pueden utilizarse hidrógeno, etileno, propano y propileno.

Los campos de aplicación de esta técnica son las superficies en deslizamiento de las planchas domésticas de vapor, piezas de maquinaria para la industria química y petroquímica, por ejemplo, bombas, válvulas correderas, juntas mecánicas, etc. [85]

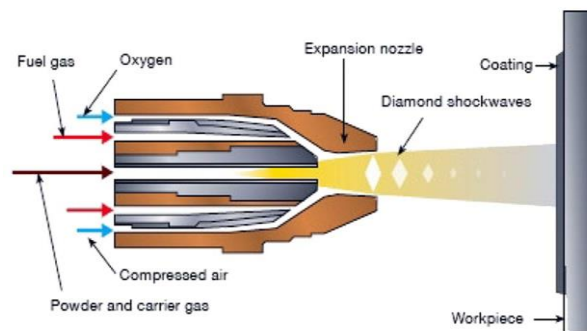


Figura 2.55. Proyección a alta velocidad (HVOF).

2.7.1.3. Proyección térmica por Detonación

La proyección térmica por detonación o choque de llama (fig. 2.56) en la cámara de combustión de esta variante tenemos oxígeno, acetileno y el material de aportación en polvo. Es un proceso de aplicación intermitente que consiste en un cañón de detonación esta produce una chispa consiguiendo la detonación produciendo así una onda en el cual las partículas saldrán impulsadas con gran aceleración que a su vez son calentadas en el frente de llama y proyectadas a gran velocidad en un chorro dirigido sobre la superficie de la pieza. Las detonaciones se producirán varias veces por cada segundo.

Tras la detonación tiene lugar un barrido de limpieza de la cámara de combustión, así como del tubo utilizando nitrógeno. El excelente nivel de la calidad de las capas de los recubrimientos proyectados justifica el costo de las instalaciones. Mediante esta técnica e proyección se aplica a campos típicos como son: turbinas de expansión, rodillos para máquinas de papel en el sector húmedo, bombas, etc.

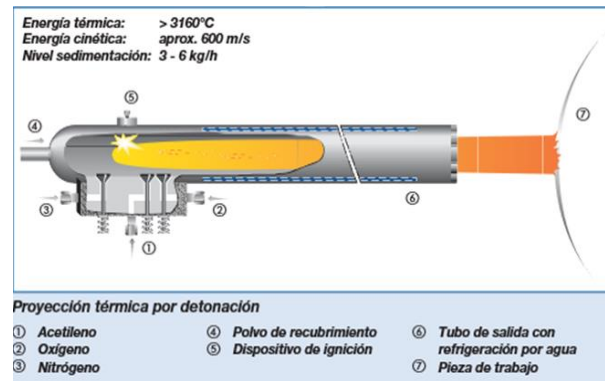


Figura 2.56. Proyección por detonación.

2.7.2. Calentamiento por electricidad

2.7.2.1. Proyección térmica por arco eléctrico

La proyección térmica por arco eléctrico (fig. 2.57) consiste en el uso de dos hilos como electrodos (pueden ser de tipo análogo o diferente) a través de un arco voltaico se funden y, con la ayuda de un gas pulverizador como es el aire comprimido, son proyectados sobre la superficie ya preparada en la zona de trabajo.

La metalización producida por el arco es un sistema de aplicación de gran rendimiento el cual solo pueden aplicarse de esta forma en materiales conductores eléctricamente y con cierta ductilidad. Usando argón o nitrógeno como gas de pulverización puede evitarse en gran manera la oxidación lógica de los materiales de base. Este método puede ser aplicado en depósitos de grandes dimensiones para protegerlos contra la corrosión, etc.

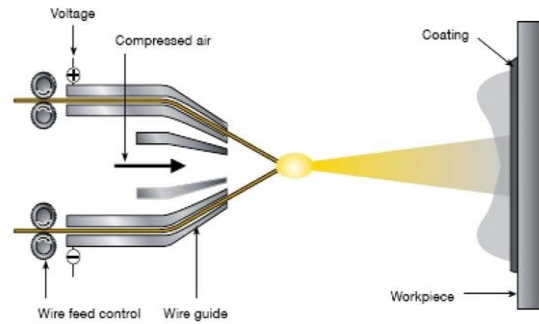


Figura 2.57. Proyección por arco eléctrico.

2.7.2.2. Proyección térmica por plasma

La proyección térmica por plasma (fig. 2.58), consiste en fundir el polvo del recubrimiento fuera o dentro de la pistola de inyección en un rayo de plasma y es proyectado sobre la superficie de la pieza a tratar. El plasma es producido con un arco voltaico, que está concentrado a través del argón, nitrógeno, hidrógeno, helio o una mezcla de todos estos gases. Los gases son disociados o ionizados en este proceso pudiendo alcanzar elevadas velocidades de salida, y durante su recombinación ceden su energía térmica a las partículas del material del recubrimiento.

El arco voltaico no es transmisor, es decir que se mantiene dentro de la pistola entre su electrodo (cátodo) en posición concéntrica y la boquilla de inyección está refrigerada por agua que representaría el ánodo.

Este procedimiento es muy utilizado para proyectar recubrimientos con altas temperaturas de fusión como son las cerámicas, aunque también se proyectan recubrimientos metálicos y cermet. Con esta técnica suelen emplearse los recubrimientos como barreras térmicas como son las zirconia y alúmina y óxido de cromo para la resistencia al desgaste. La proyección térmica por plasma atmosférico (APS) es muy utilizado en el campo de los biomateriales.

El recubrimiento de un metal con HAp es un proceso complejo y de él depende, en gran parte, el éxito clínico del implante. La proyección por plasma atmosférico (APS), aunque se trata de la técnica más utilizada por la industria, presenta el inconveniente de degradar térmicamente las partículas de HAp generando una fase amorfa y otras fases de fosfato de calcio que pueden ser resorbidas por el cuerpo degradando rápidamente el recubrimiento y comprometer el implante. La proyección térmica por alta velocidad (HVOF) se presenta en este trabajo como una alternativa para obtener recubrimientos de gran calidad conservando las mismas ventajas que APS [87].

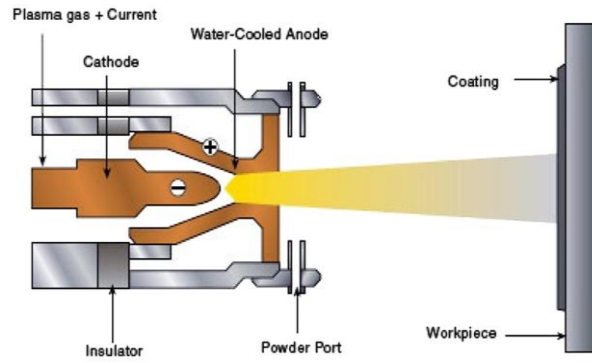


Figura 2.58. Proyección por plasma (APS).

Una variante del proceso anterior es la proyección térmica por plasma en vacío (VPS), este método se utiliza cuando la proyección se realiza en ambientes inertes utilizando cámaras de vacío normalmente introduciendo gases protectores a bajas presiones [87]. Esta técnica es considerada como la más avanzada y de obtener recubrimientos de mayor calidad, ya que inhibe la oxidación de los materiales que son muy sensible como por ejemplo el titanio, así como mejora la adhesión al sustrato y aumenta la densidad del recubrimiento.

El área de aplicación de la proyección térmica por plasma entre otros es: la industria aérea y aeroespacial, (como por ejemplo álabes de turbinas o superficies de rodaje), técnicas medicinales como son los implantes o capas de aislamiento térmico [88].

En la tabla 2.14. se puede observar algunas de las características y parámetros de proyección térmica de las técnicas más utilizados en la actualidad.

Técnica	Temperatura del gas (°C)	Velocidad partícula (m/s)	Adhesión (Mpa)	Contenido en óxidos	Porosidad (%)	Velocidad proyección (Kg/h)	oste relativo Bajo=1 Alto=5	Espesor típico recubrimiento (mm)
Llama	3000	200	8	10-15	10-15	2-6	1	0.1-15
HVOF	3000	800	>70	1-5	1-2	2-4	3	0.1-2
Detonación	4000	800	>70	1-5	1-2	0.5	NA	0.05-0.3
Arco eléctrico	NA	150	12	10-20	10	12	2	0.1-50
Plasma al aire	12000	200-400	4-70	1-3	1-5	4-9	5	0.1-1
Plasma al vacío	12000	400-600	>70	ppm	<0.5	4-9	5	0.1-1

Tabla 2.14. Resumen de las características y parámetros de proyección térmica.

2.8. REFERENCIAS

- [1] Stribeck. R; Characteristics of plain and roller bearing. *Seit. Ver. Deutsch. Ing.* 46, 1348-1438, 1463-1470.
- [2] Kalin, M., Velkarh, I., Vižintin, J., Ožbolt, L. (2008). Review of boundary lubrication mechanisms of DLC coatings used in mechanical applications. *Meccanica*, 43(6), 623-637.
- [3] Zahid, R., Masjuki, H.H., Varman, M., Mufti, R. A., Kalam, M. A., & Gulzar, M. (2015). Effect of lubricant formulations on the tribological performance of self-mated doped DLC contacts a review. *Tribology Letters*, 58(2), 32.
- [4] Consideraciones sobre el desgaste desde la óptica de la complejidad, Ania González Mora, depto. De física. Facultad de electrónica, Universidad de Camgüey.
- [5] J. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, "Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings" ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832
- [6] TEER, D. G. ARNELL, R. D., "Friction Theories". Principles of Tribology Macmillan Press LTD, London, 1975, pp 79-91.
- [7] FULLER, D. D., "Teoría y práctica de la lubricación. Edición Española, Ed. Inerciencia, 1961.
- [8] TOMILINSON, G. A., "A molecular Theory of Friction". *Phil. Mag.*, Vol 7, 1929, pp 905-939.
- [9] HEILMANN, P., RIGNEY, D.A., Vol. 72, 1981, pp 195-217.
- [10] KUHLMANN-WILSDORF, D., "Fundamentals of Friction and Wear of Materials American Society for Metals, Ohio, 1981, pp 119-186.
- [11] FERRER, C., "Desarrollo de un Modelo de los Fenómenos Metalúrgicos que Definen la Fricción Intermetálica. I Parte: Influencia de las Presiones". *Revista de Metalurgia*, Vol 21, 1985, pp 25-33.
- [12] BOWDEN, F.B., TABOR, D., "Friction et Lubrication". Monographies DUNOD, París, 1956.
- [13] KARELITZ, G. B., "On the Mechanism of Dry Friction". Timoshenko Anniversary Volume, Macmillan Press LTD, 1983, pp 104-113.
- [14] WALHEIM, T., BAY, N. *Ann.CIRP*, Vol 27,1985, pp 189-194.
- [15] DOKOS, "Sliding Friction under Extreme Pressure". *Transactions of America Society of Mechanical Engineering*, Vol. 68, 1946, 148-156.
- [16] FERRER, C., "Contribución al estudio de los Parámetros que definen el frenado Mecánico en Vehículos Ferroviarios. Análisis del Concepto Peso-Freno, U.I.C." Tesis Doctoral, U.P.V., 1978, pp21-102.
- [17] GROTSCH, G, PLAKE, E., "Determination of the Coefficient of Friction of Steel on Steel at High Sliding Velocities". *Z. ges. Schies. u. Spengstoffw*, Vol. 35, 1940, pp 3-30.
- [18] BOWDEN, F. P., YONG, J. E., "Friction of Diamond, Graphite and Carbon and Influence of Surface Films". *Roy. Soc. A*, Vol. 20, 1951, pp 244-255.
- [19] GRALEN, N. *Roy.Soc.A.*, Vol 212, 1952, pp 491.
- [20] BARKER, H. D., CLAY POOLE, W., FULLER, D.D., "Further Development in the Measurement of the Coefficient of Static Friction". *Proc. First National Congress, Applied Mechanics, ASME*, 1952, pp 23-29.
- [21] BOYD, J., ROBERTSON, "The friction Properties of Various Lubricants at High Pressures". *Trans. Am. Soc. Mech. Engrs*, Vol 67, 1945, pp 51-56.
- [22] CAUBET, J.J. *Teoría y práctica industrial del rozamiento. Edición Española. Ediciones Urmo. 1971.*

- [23] HALLING, J Y NURI, K. A. "Surface Properties and Measurement". Principles of Tribology, The Macmillan Press LTD, 1975, pp 16-38.
- [24] Marcelo L. Alves, Bruno B. Ferreira y Fabiana R. Leta. 'Evaluación de Parámetros de Rugosidad usando Análisis de Imágenes de Diferentes Microscopios Ópticos y Electrónicos', Información tecnológica Vol. 22(Número 4), La Serena 2011.
- [25] MICHELETTI, G.F. Tecnología mecánica. Mecanizado por arranque de viruta. Editorial Blume, Barcelona, 1980.
- [26] ABBOTT, E. J. Y FIRESTONE, F. A. "Specifying Surface Quality". Mechanical Engineering, Vol. 55, 1933, pp 569.
- [27] GREENWOOD, J.A. Paper 66, Lub. American Society of Mechanical Engineering, Vol. 10, 1965, pp 1.
- [28] [PIEER POULANGER, MAGOT-CUVRU., "Motores Diesel". 1968, pp 40.
- [29] THIMOSHENKO, S., GOODIER, J.N., "Theory of Elasticity". McGraw-Hill, New York, 1951.
- [30] THOMAS, T. R., 1st Joint Polytechnic Symposium on Manufacturing Engineering, Leicester, England, June 1977.
- [31] TABOR, D., "The hardness of Metals". Oxford University Press, 1951.
- [32] IVAN ILIUC, "Tribology of Thin layers". Ed. ELSERVIER, Scientific Publishing Company, 1980, pp 21-30.
- [33] ARCHARD, J.F., "Elastic Deformation and the Laws of Friction". Proceeding of Royal Society of London, Vol A243 1957, pp 190-205.
- [34] BUSH, A. W., GIBSON, R. D., THOMAS, T. R., "The Elastic Contact of a Rough Surface". Wear, Vol 35, 1975, pp, 87-111.
- [35] HISAKADO, T., "Surface Roughness and Deformation of Contact Asperities Between a Rough and a Flat Surface". Wear, Vol 35, 1975, pp 53-61.
- [36] UPPAL, A. H., PROBERT, S. D., "Deformation of Single and Multiple Asperities on Metal Surfaces". Wear, Vol 20, 1972, pp 381-400.
- [37] MICHELL, L. A., ROEWE, M.D., Journal of Mechanical Engineering Science, Vol 11, pp 534.
- [38] GREENWOOD, J. A., WILLIAMSON, J. B.P., "Contact of nominally Flat Surfaces". Proceeding of Royal Society of London, Vol A295, 1996, pp300-319.
- [39] MIKIC, B. B., ROCA, R. T., International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol, 17, 1974, pp 205.
- [40] A. Garcia et al. "Comparing the tribological behaviour of an austenitic steel subjected to diverse thermal treatments," Wear, vol. 258, pp. 203-207, 2005.
- [41] Arcgard, J.F., Contact and rubbing of flat surfaces Journal of Applied Physics. Vol 24 n°8, 1953.
- [42] RABINOWICZ, E., "Friction and Wear of Materials". John Wiley & Sons, 1966.
- [43] BRAWELL, F.T., Proc. Inst. Mech. Engrs, London, 182/ 3K, 1967-68.
- [44] Archard, J. F., Contact and Rubbing of flat Surfaces. Journal of Applied Physics- Vol 24, n°8, 1953, p.981-988.
- [45] A.D. SARKAR, Friction and wear y Academic Press Inc., London, 1980.
- [46] Bhusan, B., Davis, R. E., and Gordon, M. 1985^a. Metallurgical re-examination of wear modes. I: Erosive, electrical arcing and fretting. Thin Solid Films 123:93-112.
- [47] ELOY MUNDI., "Lubricantes y sus aplicaciones". Ed. Interciencia, Madrid, 1972, pp57-59.
- [48] MOLERA, P., PEÑAFIEL., J., "Los lubricantes en la Industria Metalúrgica". Deformación metálica, No. 191, 1992, pp14.
- [49] GEORGES, J.M., MATHIA, T., "Considérations sur les Mécanismes de la Lubrification Limite". Journ. De Mécan. Appl- Vol.2 No. 2, 1978, pp 1-34.
- [50] MIZUNO, T, OKAMOTO, M. Trans. ASME, Ser. F. Lub. Tech., 104, 1982, pp 53-59.

- [51] WILLIAM NEEDELMAN, PLUIYUR MADHAVAN, "Review of Lubricant Contamination and Diesel Engine Wear". SAE, 881827, 1988.
- [52] PALACIOS, J.M., "Thickness and Chemical Composition of Films Formed by Antimony Dithiocarbonate and Zinc Dithiophosphate". Tribology International, Ed Butterworth, London, 1986.
- [53] K.A. Habib, D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. Damara, I. Cervera, J. Belles, and P. Ortells, "Influencia of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings, JMEP. 26 (4), (2017) 1647-1656.
- [54] Análisis de esfuerzos durante el contacto mecánico de materiales elásticos C. M. Rodriguez, F.E. Gonzaleza, G.A. Tarnowskia, H. Bordóna., M. R. Rosenberger, C. E. Schvezovc ANALES AFA Vol. 27 N.4 (127-133)
- [55] INFLUENCIA DE LA TÉCNICA DE REFUSIÓN Y EL TIPO DE LUBRICANTE SOBRE EL CONSUMO ENERGÉTICO POR FRICCIÓN DE RECUBRIMIENTOS NiCrBSi DEPOSITADOS MEDIANTE PROYECCIÓN TÉRMICA POR OXY-FUEL (OF), TFM, Laura Vanoni, Director Kudama Habib Ameen., Master en Ingeniería Industrial, Universidad Jaume I.
- [56] Bloggs, J. and A.N. Other: Literature example for manuscripts in DVS volumes of reports. Welding & Cutting 46, Issue 13, pp. 1156/57. (1999).
- [57]. Pawlowski, L.. The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings, Ed. John Wiley & Sons, ISBN 0 471 95253 2, (1995).
- [58]. Guilemany, J.M. Miguel, J.R. Dougan, M.J. de Paco, J.M. Dong, Z. and Llibre, J. European Patent 21333077, (2000).
- [59]. Guilemany, J.M. and Calero, J.A. "Estudio del comportamiento mecánico de resistencia al desgaste de recubrimientos de Cr₃C₂-NiCr obtenidos por HVOF". V Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos. Vol 1. ISBN 84- 89349-59-2.. CPDA, S.A.L. Barcelona. Pp. 236-241. (1996).
- [60]. Sonoya, K. Ji, G. and Wang, Y. "Effect of powder type on the relationship between spray parameters and properties of HVOF sprayed Cr₃C₂-NiCr Coatings". Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference. ISBN: 0-87170-659-8, Nice, France. Pp. 287/292. (1998).
- [61]. Jia, Y. and Yu, F." A Comparison of properties of NiCrBSi-WC coatings deposited by HVOF and flame spray processes". Proceedings of International Thermal Spray Conference, Kobe, Japan. Pp. 827-832. ISSN 1241-3074. (1995).
- [62]. V. Fridrici, S. Fouvry y P. Lapsa, Surf. Coat. Technol. 163-164 (2003) 429-434.
- [63]. Martín, J. Rodríguez, J. E. Fernández y R. Vijande, Wear 251 (2001) 1.017-1.022.
- [64]. R. Vijande, F.J. Belzunce, J.E. Fernández; M.C. Bécares y A. Rincón, Wear 148 (1995) 221-233.
- [65]. C. Navas, R. Vijande, J.M. Cuetos, M.R. Fernández y J. Damborenea. Surf. Coat. Technol. 201 (2006) 776-785.
- [66]. G. Cano, N. Cinca, S. Dosta y J. M. Guilemany, Rev. Metal. Madrid 44 (2008) 197-205.
- [68]. S. Schelz, N. Branland, D. Plessis, B. Minot y F. Guillet, Surf. Coat. Technol. 200 (2006) 6.384-6.388.
- [69]. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, "Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings" ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs. 824-832
- [70] Rointan F. Bunshah, Handbook of Hard Coating Deposition Technologies, Properties and Applications, Materials Science and Processing Technology Series; Noyes Publications/ William Andrew, Publishing, LLC, Norwich, New York, USA, 2001.
- [71] G. Schwier, Plasma Spray Powders for Thermal Barrier Coating, of advances in thermal spraying, Proc. 11th. Thermal Spraying Conf., 8-12 Sep 1986 (Montreal, Canada), Pergamon Press, 1986, p 277-286.

- [72] A. Pourmousa, J Mostaghimi, A. Abedini and S. Chandra, Particle Size Distribution in the Wire-Arc Spraying System, *Journal of Thermal Spray Technology*, 14, pp.502-510 (2005)
- [73] M. Raessi and, J Mostaghimi, Three-dimensional Modeling of Density Variation due to Phase Change in Complex Free Surface Flows, *Numerical Heat Transfer, Part B: Fundamentals*, Vol. 47, pp.507-531 (2005).
- [74] LIMA R. S., KUCUK A. and BERNDT C. C., "Evaluation of microhardness and elastic modulus of thermally sprayed nanostructured zirconia coatings", *Surface and Coatings Technology*, 2001(135), p. 166-172.
- [75] J.R. Davis. *Handbook of Thermal Spray Technology*. ASM International, 2004.
- [76] J.R. Davis, *ASM International Thermal Spray Society Handbook of Thermal Spray Technology*, P.175 (2004).
- [77] H. R, Salimijazi, L Pershin, T. W. Coyle, J. Mostaghimi, S. Chandra, Y. C. Lau, L. Rosenzweig, E. Moran, Measuring Substrate Temperature Variation During Application of Plasma-Sprayed Zirconia Coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, 16, 580-587 (2007)
- [78] Vipin Chawla, R. Jayaganthan, Ramesh Chandra, Analysis of Thermal Stress in Magnetron Sputtered TiN Coating by Finite Element Method, *Materials Chemistry and Physics*. 114 (2009) 290-294.
- [79] *ROCIADO TÉRMICO, UNIVERSIDAD TECNOLÓGICA DE PEREIRA, ABRIL 2015. ISBN: 978-958-722-197-8.*
- [80] J. Liu, R. Bolot, S. Costil Residual stresses and final deformation of an alumina coating: Modeling and Measurement *Surf. Coat. Technol.*, 268 (2015), pp. 241-246.
- [81] V.M. Sglavo, M. Bonafini, A. Prezzi Procedure for residual stress profile determination by curvature measurements *Mech. Mater.*, 37 (2005), pp. 887-898.
- [82] C. Palacio Análisis de la respuesta mecánica de recubrimientos elaborados mediante proyección térmica por plasma usando la medición de esfuerzos residuales y el método de elementos finitos a escala estructural: efecto de la red de poros, *Ingeniare Rev. Chil. Ing.* (2011), p. 13.
- [83] J. Zhu, H. Xie, Z. Hu, P. Chen, Q. Zhang Residual stress in thermal spray coatings measured by curvature based on 3D digital image correlation technique, *Surf. Coat. Technol.*, 206 (2011), pp. 1396-1402.
- [84] Ahmad B., Fox P. STEM Analysis of the Transient Oxidation of a Ni-20Cr Alloy at High Temperature, *Oxidation of Metals*. 52, 113-138 (1999).
- [85] Kudama A. Habib, J. J. Saura, C. Ferrer, M. S. Darma, E. Giménez, L. Cabedo, Comparison of Flame Sprayed Al₂O₃/TiO₂ Coatings: Their Microstructure, mechanical Properties and Tribology Behavior, *Surface and Coatings Technology*. 201, 1436-1443 (2006).
- [86] J. FERNÁNDEZ, J.M. GILEMANY, M. GAONA. CPT Centro de Proyección Térmica. Departamento de Ingeniería Química y Metalúrgica. Universidad de Barcelona. *Biomecánica*, 13 (1), 2005, pp. 16-39
- [87] L. Moskowitz, K. Trelewicz, HVOF Coatings for Heavy-Wear, High-Impact Applications, *Journal of Thermal Spray Technology*. 6, 294-299 (1997).
- [88] Georg Mauer, Robert Vaßen, Detlev Stöver, Controlling the Oxygen Contents in Vacuum Plasma Sprayed metal Alloy Coatings, *Surface and Coating Technology*. 201, 4796-4799 (2007).
- [89] Rointan F. Bunshah, Hanb

Capítulo 3: PARTE EXPERIMENTAL

CAPÍTULO 3: PARTE EXPERIMENTAL

3.1. ESQUEMA RESUMEN DE LA PARTE EXPERIMENTAL

En la figura 3.1, se muestra un esquema simplificado de la parte experimental, estudio de la microestructura mediante las técnicas de difracción de rayos x (DRX) y microscopia electrónica de barrido SEM, caracterización mecánica (perfil de microdurezas Vickers y ensayo a desgaste abrasivo (pin-on-disk) y estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados con el sistema pin-on-disk.

1. Caracterización de la microestructura, mecánica y tribológica

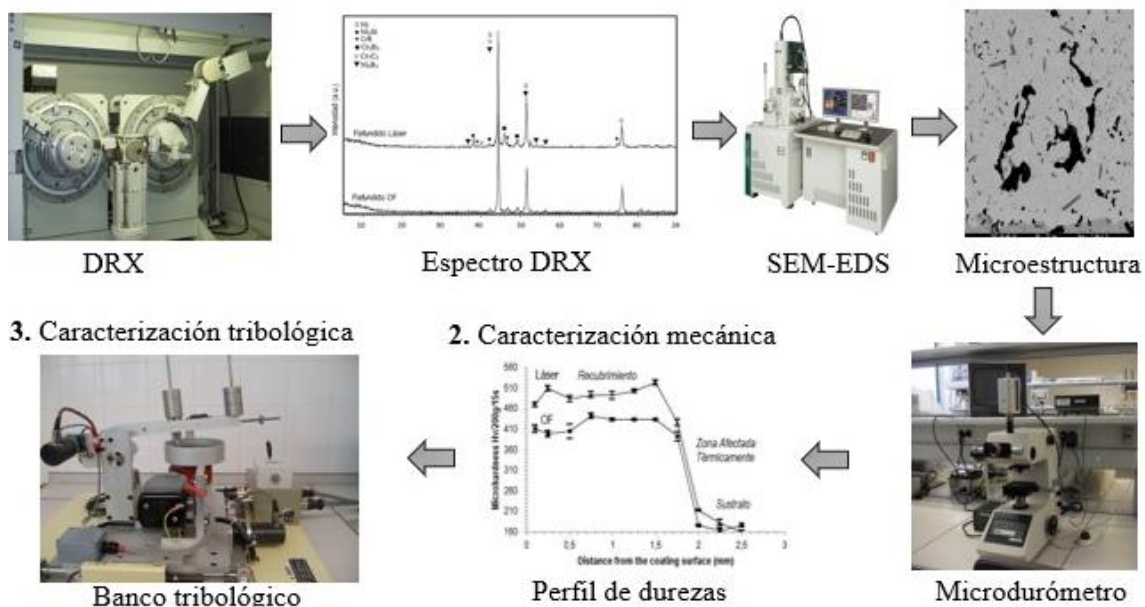


Figura 3.1. Esquema simplificado parte experimental.

3.2. DESCRIPCIÓN DE LOS MATERIALES UTILIZADOS EN LOS ENSAYOS

En la caracterización de la microestructura, mecánica y tribológica en medios lubricados, se ha empleado el siguiente par rozante para la realización de los ensayos : como sustrato en la deposición de los recubrimientos mediante la técnica de proyección térmica se utilizó un pin de acero inoxidable del tipo AISI 304 con una geometría cilíndrica de 18mm de largo por 8mm de diámetro. y un Disco de acero de herramientas de corte F-5220 templado en aceite y revenido de 5mm de espesor por 100 de diámetro, (fig.3.2.)



Figura 3.2. Pin de acero inoxidable AISI 304 y disco de acero F.5220 templado en aceite y revenido.

3.2.1. Acero Inoxidable AISI 304

El acero inoxidable AISI 304 es utilizado como sustrato, sobre él se depositaron los diferentes recubrimientos mediante la técnica de proyección térmica y refusión por llama oxiacetilénica. Los polvos utilizados se nombran a continuación:

- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, Eutalloy PE3307.
- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25%, Eutalloy PE 3309.
- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25% Eutalloy PE 1238.
- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi con un contenido del 10,1% en Cr + 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi con un contenido del 15,25% de Cr + el 10% de Al₂O₃ micrométrica.
- ❑ Recubrimientos de NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido del 15,25% en Cr el 10% de Al₂O₃ micrométrica.

La alúmina micrométrica empleada en la modificación de los recubrimientos de NiCrBSi es la ALO-101 PLAXAIR.

En la tabla 3.1 se puede ver la composición química porcentual del acero inoxidable AISI 304. Las características mecánicas de este material son las siguientes:

- ☐ Límite de fluencia: 235Mpa.
- ☐ Resistencia a la rotura: 265Mpa.
- ☐ Resistencia a la tracción: 550Mpa.
- ☐ Elongación: 46.

Aleación	C	Si	Mo	Cr	Ni	Mn	P	S
Acero inoxidable AISI 304	<0,07	<1	(-)	17÷19,5	8÷10,6	<2	<0,045	<0,016

Tabla 3.1. Composición química del acero inoxidable AISI 304 (%).

3.2.2. Acero F-5220 templado en aceite y revenido

Se ha empleado un acero de herramienta de corte F-5220 templado en aceite y revenido por su alta dureza, en la tabla 3.2 se muestra su composición química.

Aleación	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	Mn	P	S	W	V
Acero F-5220 templado en aceite y revenido	0,97	0,25	(-)	0,6	(-)	(-)	1,1	0,035	0,035	0,6	0,1

Tabla 3.2. Composición química del acero F-5220 templado en aceite y revenido (%).

3.2.3. Superaleación autofundentes de base Níquel (NiCrBSi)

En la figura 3.3, se muestra una micrografía SEM de la morfología de los polvos de los recubrimientos de NiCrBSi.

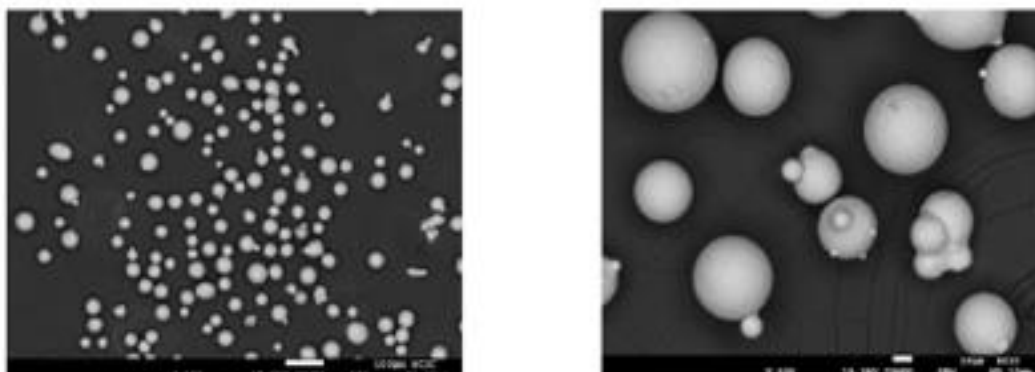


Figura 3.3. Micrografía SEM de la morfología de los recubrimientos NiCrBSi a diferentes magnificaciones.

3.2.3.1. Superaleación NiCrBSi (10,1%Cr)

Estos recubrimientos son de la marca Castolin Eutectic con referencia PE 3307 Eutalloy, el tamaño medio de las partículas es de entre 125 y 45 micras, una densidad de 4,3gr/Cm³ y una dureza de 330Hv₃₀, En la tabla 3.3 se muestra la composición química de este recubrimiento.

Recubrimiento	C	Si	B	Cr	Fe	Ni
NiCrBSi (10%Cr)	0.4	3.1	1.6	10.1	2.8	81,94

Tabla 3.3. Composición química de los polvos NiCrBSi (10,1%Cr).

3.2.3.2. Superaleación NiCrBSi, 15,25% Cr

Estos recubrimientos son de la marca Castolin Eutectic con referencia PE 3309 Eutalloy, el tamaño medio de las partículas y densidad es exactamente igual que en los recubrimientos con el 10,1% de cromo, de entre 125 y 45 micras, una densidad de 4,3gr/Cm³ mientras que su dureza es de 714Hv₃₀, En la tabla 3.4 se muestra la composición química de este recubrimiento.

Recubrimientos	C	Si	B	Cr	Fe	Ni
NiCrBSi (15,25% Cr)	0,4	3,1	1,6	16	2,8	76,04

Tabla 3.4. Composición química de los polvos NiCrBSi (15,25%Cr).

3.2.3.3. Superaleación NiCrBSi/WC, 60/40%

Estos recubrimientos son de la marca Castolin Eutectic con referencia PE 1238 Eutalloy, aparte de contener cromo, está reforzado por partículas de carburo de wolframio en un 40% de la composición total el tamaño medio de las partículas de entre 125 y 38 micras, una densidad de 4,7gr/Cm³ mientras que su dureza es de 765Hv₃₀, En la tabla 3.5 se muestra la composición química de este recubrimiento

Recubrimientos	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	WC
NiCrBSi/WC (60/40%)	0,75	4,18	3,14	15,25	3,88	32,95	40

Tabla 3.5. Composición química de los polvos NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr).

3.2.4. Superaleación base Níquel (NiCrBSi/Al₂O₃)

3.2.4.1. Alúmina micrométrica

Los recubrimientos comerciales de NiCrBSi se han modificado con un 10% de Al₂O₃ micrométrica de la marca PLAXAIR con referencia ALO 101, con un tamaño medio de las partículas de 42 micras, densidad de 3,95gr/Cm³, y una dureza Vickers de entre 1500 y 1650 Kgf/mm². En la tabla 3.5 se muestra la composición química de los recubrimientos comerciales de NiCrBSi resultante tras las adiciones de alúmina.

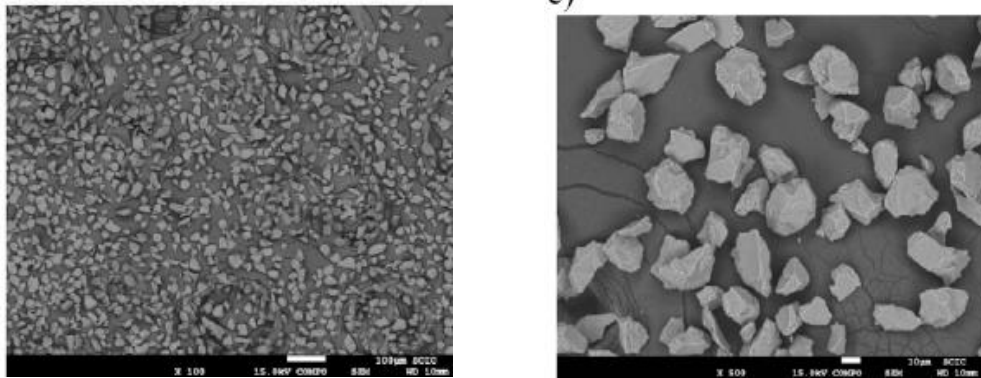


Figura 3.4. Micrografía SEM de la morfología de los polvos de las partículas de Al₂O₃ micrométrica a diferentes magnificaciones.

Recubrimientos	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	W C	Al ₂ O ₃
NiCrBSi (10%Cr+Al ₂ O ₃)	0,36	2,79	1,44	9,09	2,52	73,746	(-)	10
NiCrBSi (16%Cr+Al ₂ O ₃)	0,36	2,79	1,44	14,4	2,52	68,436	(-)	10
NiCrBSi/WC	0,67	3,76	2,82	13,5	3,49	29,655	36	10
(60/40%+Al ₂ O ₃)	5	2	6	9	2			

Tabla 3.5. Composición química de los polvos NiCrBSi modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃.

3.3. PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS

En la presente Tesis, para la realización de los estudios de la microestructura, características mecánicas, resistencia al desgaste abrasivo y del comportamiento tribológico en medio lubricado se van a utilizar el mismo tipo de probeta, una para cada estudio.

3.3.1. Estudio de la microestructura, características mecánicas (perfil de microdurezas Vickers, desgaste abrasivo) y estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados

3.3.1.1. Corte

Las probetas de acero inoxidable AISI 304 fueron cortadas a 18mm de longitud en una tronzadora de disco Buehler Abrasimet 2, (fig.3.5) a partir de varillas de 8mm de diámetro.

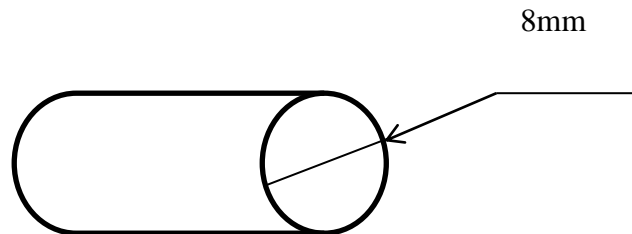


Figura. 3.5. Tronzadora Buehler Abrasimet 2 de disco abrasivo.

Las aristas de uno de los extremos de la probeta fueron devastadas mediante un disco abrasivo de SiC #240 con la finalidad de conseguir un diseño más redondeado y así mejorar la adherencia en la deposición del recubrimiento tras la proyección térmica.

3.3.1.2. Granallado

La superficie transversal de uno de los extremos del pin, fueron preparadas por un proceso de granallado empleando partículas de corindón con una pureza del 99,6%, cuyo objetivo es conseguir una rugosidad superficial óptima y así aumentar la adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado.

El proceso de granallado consiste en impactar partículas de alta dureza sobre la superficie de la muestra a gran velocidad provocando deformación plástica en la

superficie como arranque de material superficial. El tamaño del grano abrasivo de este proceso es función del espesor de las muestras a ensayar, en piezas con espesores pequeños se utilizarán partículas finas y viceversa.

Los parámetros utilizados en el proceso de granallado se resumen en la tabla 3.7.

Abrasivo	Corindón angular
Tamaño de las partículas (μm)	500÷700
Tamaño medio de las partículas (mm)	0,53
Ángulo de incidencia	45°
Distancia de chorreado (mm)	130
Presión del aire (Mpa)	0,4
Tiempo de granallado (seg.)	30

Tabla 3.7. Parámetros empleados en el proceso de granallado.

A continuación, en la figura 3.6 se muestra el equipo de granallado empleado en este trabajo denominado chorreadora MEGA 4.



Figura 3.6. Chorreadora MEGA 4.

3.3.1.3. Limpieza y desgrase

Las partículas que provienen de la etapa de granallado anterior, como es la suciedad, restos de grasa o suciedad acumulada en las cavidades formadas tras el proceso de granallado, se limpiaron mediante un equipo de ultrasonidos. La limpieza por ultrasonidos consiste en la introducción de ondas ultrasónicas en el agua destilada a través de una serie de traductores. Dichas ondas se transmiten uniformemente por todo el tanque de limpieza produciendo dentro del agua una serie de implosiones, fenómeno más conocido como la cavitación consiguiendo una limpieza uniforme en toda la muestra incluso en orificios internos difíciles de limpiar por métodos tradicionales.

El equipo de limpieza de ultrasonidos utilizado es el modelo Branson 2210 (fig.3.7). Para un correcto desengrase la pieza es introducida en un recipiente de vidrio con acetona, durante 5 minutos de tiempo.



Figura 3.7. Limpiadora de ultrasonidos modelo Branson 2210.

3.3.1.4. Mezclado de los polvos

El mezclado de los polvos metálicos de base níquel y las adiciones de alúmina micrométrica se realiza en la mezcladora de la marca WAB, modelo Turbula (fig. 3.8). Esta nos permite un mezclado intenso, rápido y muy suave debido a la cinemática de inversión para el mezclado. Este método no genera segregación debido al movimiento tridimensional del sistema (principio de Paul Schatz) que combina movimientos rotacionales en forma de ocho y mediante un movimiento rítmico y pulsante se van colocando las sustancias.

Mediante esta técnica nos permite realizar el mezclado de componentes de diferentes densidades, tamaño, forma y concentración. Este método de mezclado es mucho más fiable que las utilizadas generalmente como son los mezcladores cilíndricos, en V, de doble cono o de cinta, los cuales los tiempos de mezclado y zonas de segregación y limpieza son mucho más largos.

En el mezclado de los polvos metálicos y adiciones de alúmina micrométrica utilizados en la presente tesis, fue empleado un recipiente de plástico cerrado con una duración de mezclado de 24 horas a una velocidad de 300 rpm para conseguir una mezcla más homogénea.



Figura 3.8. Mezclador rotacional Túrbulu.

3.3.1.5. Proyección térmica por llama

La técnica empleada en la deposición de los recubrimientos sobre el sustrato fue la proyección térmica por llama oxiacetilénica (OF) comentada en el capítulo 2 ‘Proyección Térmica). La pistola utilizada en este trabajo fue fabricada por Castolin Eutectic, S.A. modelo Castodyn DS 8000 (fig. 3.9).

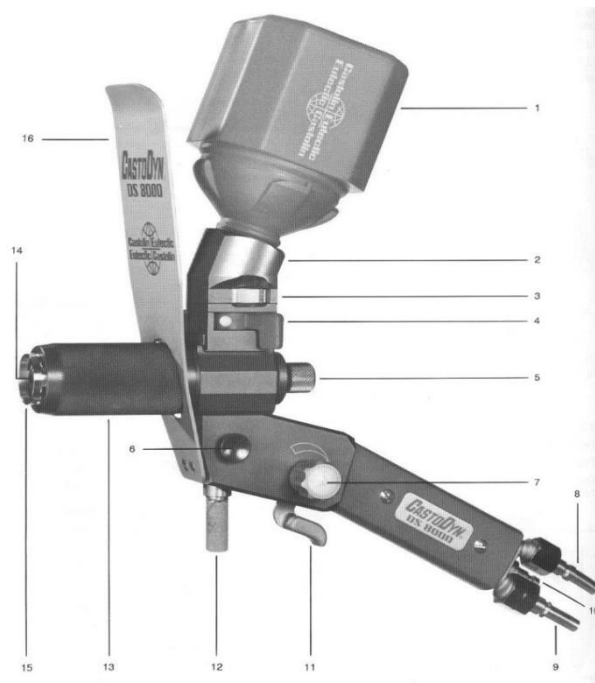


Figura 3.9. Pistola de proyección térmica por llama Oxi-Fuel.

Las razones de emplear esta técnica, por un lado, es muy versátil con respecto a los materiales a proyectar, es decir utilización de polvos metálicos y adiciones como son las cargas cerámicas con diferentes propiedades, es sencillo de manejar, económico y

automatizable en una cadena de un proceso de producción. Hay otras técnicas como la proyección por plasma que descartaríamos por su desarrollo de altas temperaturas en la proyección de los materiales, que permitirían la fusión de las partículas cerámicas hasta provocar el quemado. En la tabla 3.8 se muestra la descripción de cada elemento que conforma la pistola de proyección térmica por llama (Oxy-Fuel).

Ref. elementos	Descripción
1	Tolva de alimentación de polvos
2	Acoplamiento para la alimentación de polvos
3	Diafragma de control de flujo de polvo (6 posiciones)
4	Obturador. Permite el montaje/desmontaje de la tolva contenedora de polvo
5	Inyector de polvo. Determina la velocidad de flujo del gas de transporte del polvo
6	Válvula de aire comprimido
7	Válvula de acetileno. Permite ajustar el flujo de acetileno para obtención del tipo de llama deseada (oxidante, carburante o neutra)
8	Conector de oxígeno
9	Conector de acetileno
10	Conector de aire comprimido
11	Válvula de desconexión rápida de oxígeno y acetileno
12	Perno de sujeción
13	Cubierta de la boquilla
14	Boquilla de la llama. Sirve para introducir el polvo en la llama
15	Boquilla de inyección de aire comprimido
16	Escudo térmico

Tabla 3.8. Principales elementos que conforman la pistola de proyección térmica por llama oxiacetilénica.

En la figura 3.10 se puede observar un esquema simplificado de la pistola de proyección térmica por llama. La fuente de energía de esta técnica es una llama oxiacetilénica en la que el material se introduce en forma de polvo conducido por un flujo de aire a presión que es impactado sobre la superficie del sustrato formando así el recubrimiento.

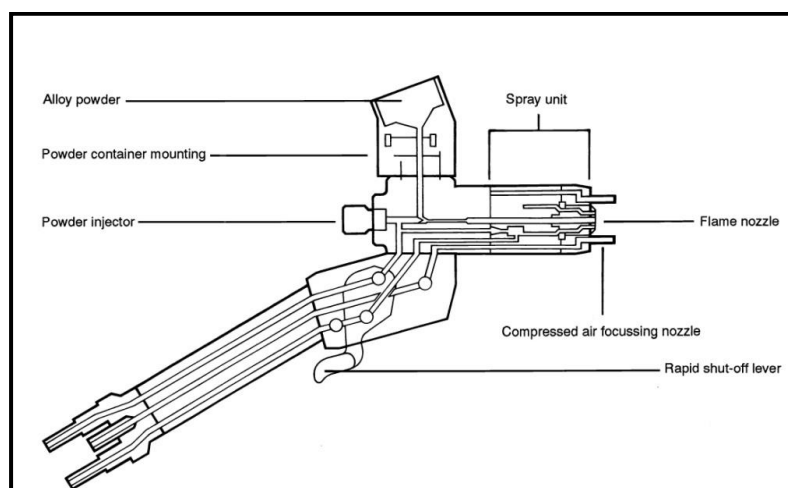


Figura 3.10. Esquema simplificado de la pistola de proyección térmica.

El aporte de calor se puede controlar con la válvula giratoria que regula el paso del flujo del acetileno (fig.3.11. a)) pudiendo obtener una llama más oxidante o carburante. Para cerrar el paso total de los gases y así apagar el equipo se dispone de un dispositivo sencillo que consta de una palanca de cierre rápido donde se puede observar en la figura 3.11. b).

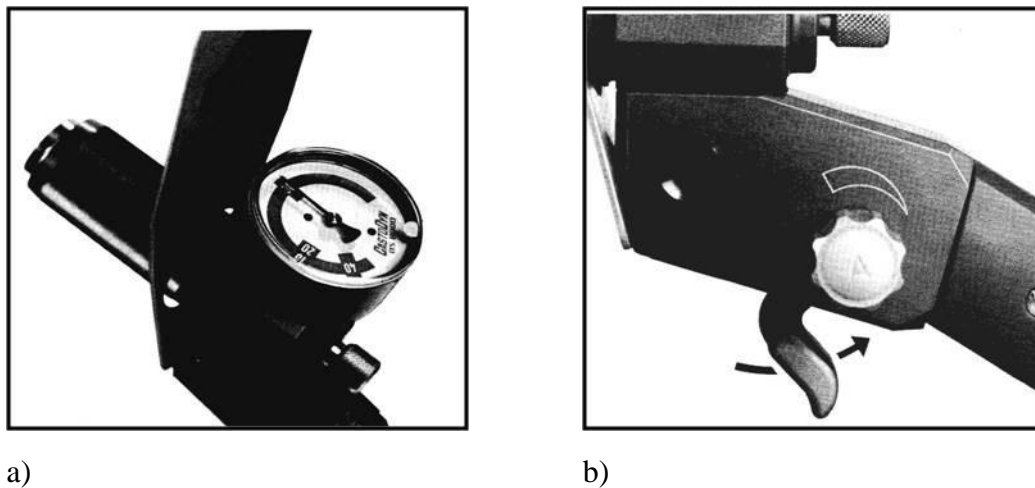


Figura 3.11. a) Control del caudal de gases. b) Palanca de cierre rápido.

En la tabla 3.9 se lustran todos los parámetros óptimos utilizados en el proceso de proyección térmica para los recubrimientos a estudiar en este trabajo.

Velocidad pistola (mm/s)	N.º de pasadas de proyección sección transversal	Distancia de proyección (mm)	Presión del acetileno (bar)	Presión del oxígeno (bar)	Presión del aire (bar)	Tipo de llama
67,5	5	120	0,7	4	2,5	Neutra

Tabla 3.9. Parámetros de proyección térmica por llama.

3.3.1.6. Tratamiento térmico. Refusión por llama oxiacetilénica

Tras el proceso de proyección térmica se sometió al recubrimiento de la muestra a un tratamiento térmico de fusión. Dicho tratamiento consta de alcanzar una temperatura media entre la cual la aleación pasa a fase líquida y la temperatura a la cual se encuentra en estado sólido, temperatura a la cual los procesos de difusión tienen lugar. La temperatura alcanzada en la refusión por llama es de aproximadamente entre unos 927 °C y 1127 °C. y una velocidad de disparo de partículas es de aproximadamente 150 mm/min.

La finalidad de la refusión del recubrimiento es la de eliminar o disminuir la porosidad aumentando así su densidad, aumentar la fuerza de adherencia entre el recubrimiento-sustrato y obtener una mayor homogeneización de las fases formadas. El

espesor del recubrimiento tras la refusión es de aproximadamente de 1,5mm. En la figura 3.12, se puede observar una imagen de la técnica de refusión por llama oxiacetilénica.



a) Refusión por llama.

b) Muestra tras la proyección térmica (OF).

c) Muestra tras la refusión por llama oxiacetilénica.

Figura. 3.12. Técnica de refusión por llama oxiacetilénica.

3.3.1.7. Desbaste y pulido

3.3.1.7.1. Desbaste y pulido. Estudio de la microestructura y ensayo de microdurezas Vickers

Para el estudio de la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica de barrido SEM-EDX así como el estudio de las características mecánicas (perfil de microdurezas Vickers sustrato-recubrimiento) de los recubrimientos depositados tras la proyección térmicamente oxi-fuel y refundidos por llama, se han realizado en las muestras un proceso de desbaste y pulido, en primer lugar el objetivo del desbaste es la de conseguir un acabado de la superficie del recubrimiento paralelo a su eje que tras el proceso de refusión las muestras presentan un ligero abombamiento en su zona central donde existe una mayor cantidad de material depositado y por otro lado reducir el exceso de rugosidad generada en los procesos de proyección y refusión que pueden actuar como concentración de tensiones durante el servicio de los componentes reduciendo así la tenacidad del material a la fractura.

Para el estudio de la microestructura como en la del perfil de microdurezas Vickers, se realizó la preparación metalográfica que consta de los siguientes pasos:

1. Se realizó con la tronzadora un corte transversal (fig. 3.5) en la muestra obteniendo las dimensiones siguientes: 4mm de altura con una sección de 8mm de diámetro.
2. Una vez realizado el corte transversal se hizo un corte longitudinal sustrato-recubrimiento empleando un equipo de corte de precisión modelo ISOMET low speed Saw proporcionada por el fabricante Buehler (fig. 3.13.) utilizando los

siguientes parámetros de corte: disco de corte de diamante, carga empleada de 75gr, velocidad de giro del disco del corte es 2 y se utilizó como fluido refrigerante del disco y la muestra agua destilada.

3. Una vez cortada transversalmente y longitudinalmente, las muestras se sometieron a un proceso de embutición (fig.3.13) utilizando metacrilato que consiste en introducir la pieza en el equipo de embutición añadir 3 cucharadas pequeñas de metacrilato e introducimos la referencia de la muestra y añadimos otra cucharada más de metacrilato, activamos la resistencia aumentando la presión entre 500 y 1000psi durante 15 min, una vez transcurrido ese tiempo desactivamos la resistencia aumentando la presión hasta 3000psi y abrimos la línea de agua para enfriar la pieza durante 10 min.



a) Cortadora de precisión.



b) Embutidora.



c) Pieza embutida.

Figura. 3.13. Proceso de embutición de los recubrimientos.

4. La primera etapa del acabado superficial una vez embutidas las muestras, se realizó un proceso de desbaste en 4 etapas empleando un equipo modelo Metaserv 2000 y fabricante Buehler (fig.3.14 a)). El material del papel abrasivo empleado en las 4 etapas es de SiC y las granulometrías de los abrasivos en cada una de ellas corresponden a: 240, 400, 800 y 1200, respectivamente. Estos valores corresponden al tamaño de los granos del abrasivo por mm^2 , de modo que el proceso de desbaste comenzará con los abrasivos de mayor tamaño y concluirá con los abrasivos de tamaño más fino.
5. La segunda etapa del acabado superficial de la muestra se denomina pulido, la finalidad de este proceso es eliminar la deformación producida durante la etapa anterior de desbaste, así como conseguir poder reducir la rugosidad superficial a valores muy bajos hasta niveles mínimos tolerables. El proceso de pulido se llevó a cabo en 2 etapas mediante máquinas pulidoras del mismo fabricante 'Buehler' como en las desbastadoras descritas en el apartado anterior. En la primera etapa se empleó abrasivos de pasta de diamante a una velocidad de 200rpm y aceite como fluido refrigerante y en la segunda etapa de pulido se

utilizó partículas de alúmina y agua como medio refrigerante del mismo fabricante a una velocidad de giro durante la el pulido de 200rpm (fig.3.14 b-c).



a) Desbastadora.

b) Pulidora con pasta de diamante.

c) Pulidora con partículas de alúmina.

Figura 3.14. Desbastadora y pulidora fabricante Buehler.

3.3.1.7.2 Desbaste y pulido. Estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados

La preparación de los recubrimientos depositados tras la proyección térmicamente oxi-fuel y refundidos por llama, de las muestras, para poder realizar los ensayos tribológicos en medios lubricados y así poder estudiar el comportamiento tribológico del par rozante a ensayar mediante un banco tribológico utilizando como técnica el sistema ‘pin-on-disk’, se realizaron en las muestras una operación de desbaste y de pulido hasta llegar alcanzar una rugosidad superficial de Ra ($1,2\mu\text{m}$ en los recubrimientos mientras que la rugosidad superficial del disco F-5220 templado en aceite y revenido se consiguió mediante mecanizado CNC hasta conseguir un valor de Ra ($0,8\mu\text{m}$). El proceso de desbaste y pulido (primera y segunda etapa respectivamente) se han realizado exactamente como hemos descrito anteriormente en los puntos 1, 4 y 5 del siguiente apartado: (3.3.1.8.2. Desbaste y pulido) para el estudio de la microestructura y ensayos de microdurezas Vickers. La superficie de contacto obtenida en los recubrimientos en los procesos de desbaste y pulido, es de alrededor de $12,56\text{mm}^2$

La rugosidad superficial de los recubrimientos, se midieron con el rugosímetro modelo HOMMEL WERKE-T8000.

3.3.1.7.3. Desbaste. Ensayo a desgaste abrasivo

La preparación de los recubrimientos para realizar los ensayos de desgaste abrasivo, se realizó un proceso de desbaste previo a los ensayos de desgaste abrasivo con la finalidad de conseguir una superficie del recubrimiento paralelo a su eje, que tras el proceso de refusión las muestras obtenidas presentan un ligero abombamiento en su zona central donde existe mayor cantidad de material depositado (fig.3.12c)). En este proceso de desbaste se empleó un equipo del modelo Metaserv 2000 y de fabricante Buehler el papel abrasivo utilizado es de SiC con una granulometría del papel de 240 (fig.3.15).



Figura. 3.15. Desbastadora Mataserv 2000.

3.4. ESTUDIO DE LA MICROESTRUCTURA

3.4.1. Microscopia óptica

La microscopia óptica es de gran utilidad para darnos una idea de la morfología y estructura de las fases formadas tras el proceso de proyección térmica y refusión. El principio de funcionamiento de este tipo de microscopia es la iluminación de un objeto por una fuente de luz, el cual atraviesa por unas lentes y al incidir sobre la muestra nos devuelve una imagen ampliada de la muestra expuesta.

3.4.2. Microscopia electrónica de barrido y rayos X (SEM – EDX)

3.4.2.1. Microscopia electrónica de barrido SEM

Con la técnica de microscopia electrónica de barrido SEM se puede mejorar la observación de la muestra debido a su menor longitud de onda, permite una mayor resolución de la imagen, así como una mayor magnificación y profundidad del campo. La microscopia electrónica de barrido SEM (fig. 3.16) es una de las técnicas más utilizadas en el estudio de la microestructura, así como también es muy utilizada el análisis de rayos-X.



Figura 3.16. Microscopía electrónica de barrido SEM.

El principio de funcionamiento consiste en hacer incidir en la muestra un barrido de haz de electrones a gran velocidad, generados mediante un filamento de Wolframio el cual está sometido a un alto voltaje aumentando así su temperatura. El cátodo de wolframio aumenta su velocidad cuando el ánodo cargado arranca los electrones frente a dicho cátodo. La muestra se encuentra bajo vacío y generalmente está recubierta con una capa muy fina de oro o carbón en caso que no sean conductoras, esta capa fina otorga propiedades conductoras. La técnica de la preparación de las muestras se llama ‘Sputtering’ o pulverización catódica. El vacío que se realiza es para dar una mayor estabilidad al haz de electrones ya que son absorbidos por la atmósfera y evitar la ionización de los gases.

Una vez alcanzado el haz en la superficie de la muestra, se generan imágenes principalmente con las partículas siguientes:

1. Imágenes obtenidas mediante electrones retrodispersados (e_1):
Esta técnica será la habitual de trabajo por su buena resolución en las imágenes obtenidas. Esta imagen resulta cuando colisionan elásticamente el haz de electrones con los electrones de la capa primaria de la muestra. La intensidad de la emisión resultante será función del peso atómico de los átomos de la muestra.
2. Imágenes obtenidas mediante electrones secundarios (e_2):
Las imágenes resultan en la interacción inelástica del haz de electrones con los electrones de la superficie de la muestra de más baja energía. La resolución es muy baja, esto se debe al que el haz de electrones tiene unos nanómetros de diámetro, pero esto permite visualizar muy claramente la porosidad en las muestras a estudiar.
3. Microanálisis por energías dispersivas (EDX), en el siguiente apartado se describe con más detalle esta técnica.

3.4.2.2. Microanálisis por Rayos X (EDX)

Con esta técnica es posible cuantificar los átomos de cada elemento que está compuesto la muestra a estudiar de manera aproximada. El análisis de energías dispersivas (EDX) tiene la posibilidad de realizar análisis semicuantitativos de la estequiometría de la capa del recubrimiento y parte del sustrato ya que esta tiene una penetración de decenas de micras. El principio de funcionamiento de esta técnica consiste en la interacción del haz de electrones con la superficie, estos excitan a los electrones de la superficie que pasan a mayor estado de energía. Estos emiten una radiación que es propia de cada elemento cuando se relajan. La fracción de esta radiación el cual se encuentra dentro de la banda de rayos-X se recogen mediante un sensor y son representado en el ordenador. Cada pico del espectro representa la energía de transición para un átomo determinado.

El análisis de energías dispersivas por rayos-X ofrece la realización de una diversidad de ‘mapping’ de los elementos presentes en la muestra. Nos proporciona una información de la distribución espacial de los constituyentes de la muestra y, de esta manera se puede analizar el efecto de la composición química sobre las propiedades mecánicas y tribológicas. El ‘mapping’ se puede realizar en superficies o sobre una línea concreta para cualquier perfil de la composición de las zonas seleccionadas.

3.5. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA. ENSAYO DE MICRODUREZAS VICKERS Y DESGASTE ABRASIVO

3.5.1. Ensayos de microdurezas Vickers (perfil de microdurezas)

El equipo utilizado para medir las microdurezas en todo el espesor del recubrimiento hasta el sustrato obteniendo un perfil ha sido el microdurómetro Vickers ya que este método está muy difundido en la actualidad ya que nos permite medir prácticamente todos los materiales metálicos, independientemente de su espesor y estado en que se puedan encontrar.

Este tipo de ensayo consiste en incidir en la superficie de la muestra un penetrador de diamante de pequeñas dimensiones escala micro y de geometría piramidal de forma cuadrada formando un ángulo entre sus vértices de 136°. En este tipo de ensayos las cargas aplicadas son muy inferiores a las técnicas Rockwell y Brinell. La microdurezas obtenida se obtiene midiendo las dos diagonales de la huella generada por el penetrador, la marca resultante se puede observar en el microscopio, (fig. 3.17). La huella generada en el ensayo se convierte en medida de dureza con la siguiente expresión:

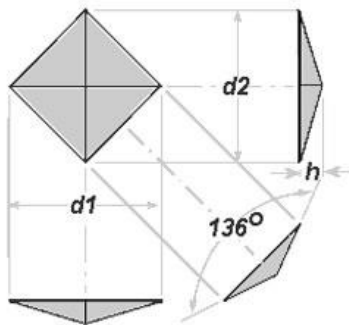
$$Hv = \frac{1,854P}{d^2} \quad (3.1)$$

Donde 'P' es la carga aplicada en Kgf Y 'd' es la media de las dos diagonales de la huella formada, en mm.

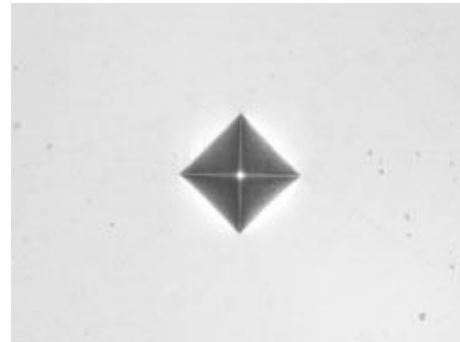
La dureza Vickers se designa por Hv, en este tipo de ensayo se le aplica una carga (P) a la superficie de la muestra con un tiempo (t) de permanencia del penetrador en segundos y se expresa según las siglas siguientes: Hv/P/t.

Este tipo de ensayo, es considerado como no destructivo ya que el tamaño de la huella formada, es muy pequeña. A partir de la dureza del material, nos permite conocer otras propiedades mecánicas como es, el módulo de elasticidad, etc.) y también es utilizado en la ecuación de Archard para obtener el volumen perdido durante los ensayos de desgaste abrasivo.

En la fig. 3.17 a). se puede observar la geometría del indentador Vickers, así como el tipo de huella que puede formar y en la fig.3.17 b) se puede ver la micrografía de una indentación una vez realizado el ensayo.



a) Geometría del indentador Vickers.



b) Huella formado.

Figura 3.17. Características del indentador Vickers y micrografía de la huella formada.

Para realizar las medidas de microdurezas se ha utilizado un microdurómetro Micromet 1 de la marca Buehler donde se muestra en la figura 3.18.



Figura 3.18. Microdurómetro Vickers Micromet 1.

3.5.2. Ensayos de desgaste abrasivo. (Técnica pin-on-disk)

Para el ensayo de desgaste en medios abrasivo, se ha utilizado un tribómetro Plint&Partners modelo TE79/P cuyo sistema es la técnica pin-on-disk. El funcionamiento del tribómetro, consta de aplicar una carga al pin con el recubrimiento depositado a estudiar perpendicularmente sobre un disco de forma circular donde está ubicado el papel abrasivo, el equipo hace girar el disco posicionado horizontalmente en sentido horario, y como consecuencia de ello, se forma un camino de desgaste sobre él. El pin está sujeto a un dispositivo posicionador con contrapesos. Los datos obtenidos de desgaste en unidades de masa (mg) o también pueden resultar en unidades de volumen mediante la densidad de los recubrimientos.

El principio de funcionamiento general del tribómetro utilizando la técnica pin on disk, consiste en un posicionador donde va ubicado un pin cilíndrico que se le aplica una carga sobre un disco el cual gira por el accionamiento de un motor a unas determinadas revoluciones por minuto (rpm). La muestra está posicionada a una distancia R del centro donde se encuentra el disco (fig.3.19).

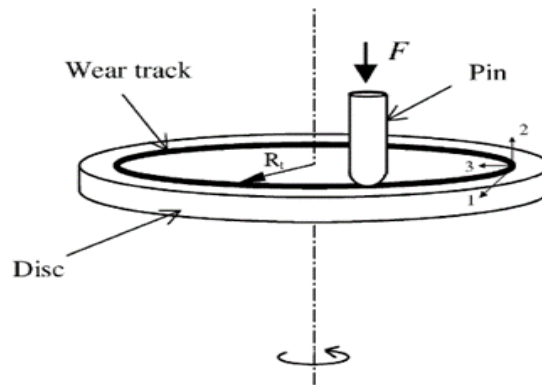


Figura 3.19. Esquema del ensayo a desgaste abrasivo utilizando la técnica 'pin-on-disk'.

Es importante que el equipo requiera un motor de velocidad variable que pueda mantener la velocidad constante, así como un sensor que puede determinar las revoluciones. El equipo debe estar montado de tal manera que las vibraciones no influyan en los ensayos a realizar. La balanza necesaria para medir la pérdida de masa de las muestras tiene que tener al menos 0,1mg de sensibilidad.

El sistema es controlado mediante un software a través del cual se puede controlar y regular la velocidad, y que nos permite monitorizar diferentes parámetros, tales como: el coeficiente de rozamiento, desgaste, carga aplicada, velocidad de deslizamiento y radio de rodadura del pin. La capacidad de indexación del tribómetro nos permite llevar a cabo ensayos según la norma ASTM G-132, que requieren indexación del pin lo que implica que el pin o muestra siempre encuentre en su camino de rodadura una capa limpia de abrasivo o de superficie rozante. Tanto para efectuar los ensayos de desgaste abrasivo, como los ensayos de coeficiente de rozamiento en medio lubricados o en seco, se ha empleado el mismo equipo, tribómetro modelo TE 79/P Multi-Axis del fabricante Phoenix Tribology Ltd.

Este equipo puede operar para los estudios de desgaste como de rozamiento en dos posibles configuraciones: con el método ball o pin-on-disk. Utilizando la configuración pin-on-disk, el tribómetro nos puede reproducir ensayos con acorde a la norma ASTM G-99 y DIN 50324, en el que la configuración nos asegura un contacto de Clase 1 ('pin o bola cargada verticalmente contra un disco rotante horizontal').

El procedimiento del ensayo es el siguiente:

1. Se limpia la muestra en el equipo de ultrasonidos introduciéndola en un recipiente con acetona y sumergido en agua destilada durante 5 min. Se extrae con pinzas para no ser contaminada, secamos con un secador y posteriormente se pesa en la balanza de precisión obteniendo así su masa inicial.

2. Una vez limpia la muestra se prepara el equipo para poder realizar el ensayo, en primer lugar, se sujeta el disco en el dispositivo de sujeción siendo perpendicular al eje de rotación. En segundo lugar, se coloca la muestra (pin) en el dispositivo de sujeción siendo esta perpendicular al disco teniendo así un mejor contacto entre las dos superficies. En tercer lugar, se fija la distancia R al centro del disco y se le aplica una carga determinada, el ensayo se inicia con la superficie de la muestra en contacto con el del abrasivo y se acciona el motor ajustando la velocidad (rpm) de ensayo deseada. Una vez completada la distancia recorrida de ensayo el equipo se detendrá.
3. Una vez realizado el ensayo se volverá a limpiar la muestra para eliminar cualquier partícula o esquirla presente y medir la masa pérdida de la misma forma que hemos descrito anteriormente en el punto 1. Es importante observar el recubrimiento de la muestra de que no se hayan producido microfracturas o anomalías superficiales, decoloración, desplazamientos y presencia de protuberancias.

Este ensayo se realiza varias veces hasta poder completar el número de ensayos propuestos y así tener suficientes datos que estadísticamente resulten significativos.

En la figura 3.20, se muestra una imagen del tribómetro que se empleó en la realización de los ensayos de desgaste en medios abrasivos y balanza para medir la masa pérdida en cada ensayo.



a)



b)

Figura 3.20. a) Módulo de indexación pin-on-disk TE 79/P. y b) báscula de precisión.

Cada ensayo consta de una distancia de 20m hasta alcanzar 100m de recorrido. Por cada muestra se realizan 5 ensayos de 20m de recorrido, obteniendo así por cada 20m recorrido la pérdida de masa con respecto a la inicial. En la tabla 3.10, se muestran los parámetros de ensayos más significativos que se han utilizado en los ensayos de desgaste en medios abrasivos.

Carga aplicada (N)	20				
Velocidad de deslizamiento (m/s)	0,147				
Distancia de recorrido (m)	20	40	60	80	100
Temperatura ambiental del ensayo (°C)	23				
Humedad relativa (%)	66				
Papel abrasivo	FE 320 Imperial				

Tabla 3.10. Condiciones de ensayos de desgaste en medios abrasivos técnica ‘pin on disk’.

3.6. ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO EN MEDIOS LUBRICADOS. (TÉCNICA PIN-ON-DISK)

3.6.1. Descripción general del tribómetro pin-on-disk

Para realizar el estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados del par rozante a ensayar, se ha empleado un tribómetro Plint&Partners TE79/P (fig. 3.21) usando como sistema la técnica pin-on-disk, descrito anteriormente su principio de funcionamiento en el apartado anterior. Este equipo es muy versátil, ya que se puede medir la fricción entre las dos superficies en contacto, obtener el valor del desgaste provocado por la fricción entre las dos superficies, así como reproducir los regímenes de lubricación con unas condiciones determinadas de carga, velocidad y temperatura.



Figura 3.21. Vista completa del banco tribológico técnica pin-on-disk.

3.6.2 Control y adquisición de datos

El modelo TE 79 tiene incorporado un control de secuencia programable vía ordenador y un sistema de adquisición de datos. Esta tecnología está suministrada por un sistema integrado Serial Link Interface Module, utilizando como software de procesamiento de datos el COMPEND 2000. El sistema de control y adquisición de datos opera con Windows y los datos adquiridos durante los ensayos son almacenados en el disco duro del ordenador, con un formato estándar (.csv o .tsv).

Los ensayos vienen definidos por una secuencia de pasos, de modo que en cada paso se guarda la configuración. La secuencia de los ensayos es continua, siempre y cuando no se interrumpa manualmente o bien por la activación de una alarma.

En la figura 3.22. se muestra una imagen del interfaz COMPEND 2000 para el control y adquisición de datos TE 79, donde en la tabla 3.9 se muestran algunas características técnicas del equipo con mayor importancia.

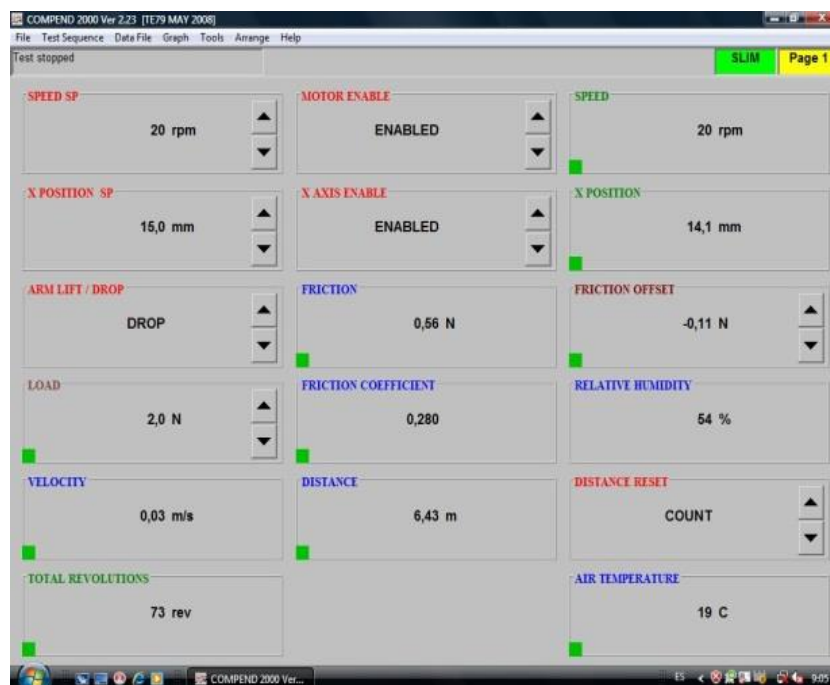


Figura 3.22. Interfaz COMPEND 2000 para control y adquisición de datos TE 79.

Configuraciones de contacto	Bola o pin
Rango de fuerza aplicada (N)	0,1 ÷ 50
Rango Fuerza de Fricción (N)	0 ÷ 50
Velocidad de deslizamiento (rpm)	0÷X
Sensor de humedad relativa (%)	10 ÷90
Interfaz	Serial Link Interface Module
Software	COMPEND 2000

Tabla 3.11. Características técnicas del tribómetro pin-on- disk

3.6.3. Descripción de los parámetros de los ensayos

Para la caracterización tribológica en medio lubricados, se utilizó un aceite de alta viscosidad empleado en herramientas de corte denominado Cut-Max 110 Houghton, con una viscosidad cinemática a 40°C de 100cSt y una densidad a 25°C de

0,880g/cm³. Se utilizó una cantidad de aceite lubricante de 10ml en cada ensayo. El par rozante (pin-disco) está formado por los recubrimientos siguientes: los comerciales (NiCrBsi-10,1%Cr, NiCrBSi-15,25%Cr y NiCrBSi/WC-60/40%, 15,25%Cr) así como los recubrimientos modificados con adicciones del 10% de Al₂O₃ microestructurada y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido. Los ensayos se realizaron a temperatura ambiental de laboratorio aplicando una carga de (3 , 6 , 9 ,15 y 20N), y velocidades comprendidas (0,037, 0,073, 0,110, 0,147, 0,183 y 0,220m/s) para cada una de las cargas aplicadas.

. El coeficiente de fricción obtenido tras los ensayos tribológicos en medio lubricados nos permitió reproducir los regímenes de lubricación ‘Curva de Stribeck’ donde se pueden definir las zonas de los regímenes de lubricación (zona límite, mixta, elastohidrodinámico e hidrodinámico) del par rozante pin-disco. La Curva de Stribeck correlaciona el coeficiente de fricción con respecto el parámetro de Hersey ($Z = \frac{\eta \cdot v}{P_a \cdot R_a}$) viscosidad dinámica del aceite lubricante η (Kg/m·s), velocidad de deslizamiento v (m/s), presión normal aplicada P_a (Kg/m²) y rugosidad superficial media inicial R_a (m).

3.7. REFERENCIAS

- [1] J.J Saura; Kudama Habib Ameen; C. Ferrer; M.S. Damra; Iván Cervera González; E. Giménez; Luis Cabedo Mas. "Propiedades mecánicas y tribológicas de recubrimientos alúmina/titania proyectadas por Oxifuel (spray llama)". Sociedad Española de Cerámica y Vidrio ISSN 0366-3175, Vol 47, Nº 1 2008, págs. 7-12.
- [2] Z. Ye, C. Zhang, Y. Wang, H.S. Cheng, S. Tung, Q. Jane Wang, X He. An experimental investigation of piston skirt scuffing: a piston scuffing apparatus, experiments, and scuffing mechanism analyses. *Wear* Volume 257, Issues 1-2, Julio 2004, Pages 8-31.
- [3] COST Action 532. Scientific final report: Triboscience and Tribotechnology. Superior friction and wear control in engines and transmissions. (2007).
- [4] Gil L. and Staia M. Optimización de la calidad de recubrimientos base níquel obtenidos por termorrociado HVOF, tesis doctoral. UCV, Escuela de Metalurgia y Ciencia de los Materiales, Caracas, 2002.
- [5] María Rodríguez, Iván Moreno, Carolina Bilbao. "Resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet depositados por HVOF con tratamiento térmico posterior" *Revista de la Facultad de Ingeniería de la U:C:V. Vol.22Nº 4, pp.25-35, 2007.*
- [6] J.M. Guilemany, J. Nin, C. Lorenzana, J. M. Miguel, J. R. Miguel. "Tribología de recubrimientos Cermet/NiCrBSi depositados mediante HVOF". *Bol. Soc. Esp. Ceram. V., 43 [2] 483-487 (2004).*
- [7] Michael Schutze, *protective Ooxide Scales and Their Breakdown*, Institute of corrosion, Chichester and John Wiley (1997).
- [8] J.J. Saura, K.A. Habib, C. Ferrer, M.S. Damra, I. Cervera, E. Giménez L. Cabedo, Propiedades mecánicas y tribológicas de recubrimientos alumina/titania proyectados por oxifuel (spray llama), *Bol. Soc. Esp. Ceram. V., 47.1, 7-12 (2008).*
- [9] M. Campo, M. D. Escalera, B. Torres, J. Rams y A. Ureña, Comportamiento a desgaste de recubrimientos de material compuesto de matriz de aluminio fabricados por proyección térmica, *REVISTA DE METALURGIA*, 43 (5) SEPTIEMBRE-OCTUBRE, 359-369, 2007 ISSN: 0034-8570.
- [10] P. RODRIGO, P. POZA, M.V. UTRILLA Y A. UREÑA, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 298-307.
- [11] A. FORN-ALONSO, M.T. BAILE-PUIG Y RUPÉREZ-DE-GRACIA, *Rev. Metal. Madrid Vol. Extr.* (2005) 193-196.
- [12] J.A. PICAS, A. FORN, R. RILLA Y E. MARTÍN, *Rev. Metal. Madrid Vol. Extr.* (2005) 197-201.

Capítulo 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo, se muestran los resultados obtenidos de los diferentes ensayos, análisis y discusión. Se ha estudiado la influencia del contenido en cromo y adiciones de alúmina micrométrica sobre la microestructura, perfil de microdurezas Vickers, desgaste abrasivo y comportamiento tribológico en medios lubricados, (fricción y modelización de los regímenes de lubricación de las zonas que conforman la curva de Stribeck).

Tal y como se ha explicado en capítulos anteriores, este trabajo tiene como objeto estudiar la influencia del contenido en cromo de los recubrimientos no modificados autofundentes base Níquel de NiCrBSi como modificados con el 10% de adiciones de Al₂O₃ micrométrica sobre la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento tribológico en medios lubricados. Estos recubrimientos son depositados mediante proyección térmica por oxi-fuel (SFM) y refundidos por llama oxiacetilénica. El sustrato consta de un acero inoxidable (AISI 304) con unas dimensiones de 16x8mm de diámetro. La superficie transversal de uno de los extremos del pin, fueron preparadas por un proceso de granallado con partículas de corindón con la finalidad de obtener una rugosidad superficial óptima y así conseguir una mayor adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado. Los recubrimientos empleados en los diferentes ensayos son los siguientes:

- a) Sin modificar:
 - ❑ R1-NiCrBSi (10,1%Cr).
 - ❑ R2-NiCrBSi (15,25%Cr).
 - ❑ R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr).
- b) Modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica:
 - ❑ R1'-NiCrBSi (10,1%Cr)+10%Al₂O₃.
 - ❑ R2'-NiCrBSi (15,25%Cr)+10%Al₂O₃.
 - ❑ R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr)+10%Al₂O₃.

El estudio de la microestructura de cada recubrimiento tras el proceso de proyección térmica y refusión, se realizó mediante las técnicas de microscopía electrónica de barrido. Con estas técnicas se pueden analizar el tipo de fases formadas, morfología, tamaño y distribución de los precipitados duros sobre la matriz blanda de Ni-Cr .

En la caracterización mecánica, en primer lugar, se determinó el perfil de microdurezas Vickers (Hv/200/15) en diversas zonas de la sección transversal del recubrimiento hasta el sustrato. En segundo lugar, para apoyar los resultados de los ensayos de microdurezas Vickers de cada recubrimiento, se sometió a cada uno de las muestras a un ensayo de desgaste abrasivo utilizando como técnica el sistema pin-on-disk en un banco tribológico (modelo Plint & Parters TE79/P). El papel abrasivo seleccionado en este ensayo se denomina FE IMPERIAL con un tamaño de los granos

de $320\mu\text{m}/\text{mm}^2$. Los parámetros utilizados en los ensayos a desgaste abrasivo fueron los siguientes: carga normal aplicada de 20N, velocidad de deslizamiento constante de 0.147m/s y un recorrido de 100m de distancia.

En el estudio del comportamiento tribológico en medio lubricados, se utilizó exactamente el mismo sistema (pin-on-disk) y equipo que en los ensayos de desgaste abrasivo. Los ensayos de fricción y modelización del comportamiento tribológico (Curva de Stribeck) se emplearon diversas cargas como velocidades de deslizamiento.

4.2 CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA

4.2.1. Introducción

En este trabajo, se estudió la influencia del contenido en cromo de los recubrimientos sin modificar como los modificados con adiciones del 10% de Al_2O_3 micrométrica sobre la microestructura nombrados en el apartado anterior. Para el estudio de la microestructura se han empleado diversas técnicas de microscopía electrónica de barrido SEM y DEX. Con este tipo de técnicas se pueden identificar las fases formadas en la microestructura, tamaño, morfología, distribución de precipitados duros sobre la matriz blanda de Ni-Cr y concentración de los constituyentes de las fases formadas. Estudiar la microestructura nos permite entender con más exactitud los resultados que se han obtenido en los diversos ensayos como la microdurezas Vickers, desgaste abrasivo, de fricción en medio lubricados como en la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados.

Para identificar las fases formadas en los recubrimientos NiCrBSi se ha utilizado la difracción de rayos X. En este trabajo nos hemos apoyados de trabajos anteriores sobre estas aleaciones para deducir el tipo de fases que se están formando en la microestructura de cada recubrimiento. En la figura 4.1, se muestran los patrones de la difracción de rayos X de las aleaciones de NiCrBSi con el 10,1% de cromo, en el primer caso, se muestran las fases que existen en los polvos del recubrimiento y el segundo se muestra el espectro de las fases formadas una vez depositado mediante la proyección térmica sobre el sustrato y refusión de esta misma aleación.

La comparación de los patrones de difracción de rayos X para el recubrimiento y el polvo inicial, se pueden ver los picos formados de Ni y Cr en el polvo y en la deposición también existen los mismos picos de Ni y Cr, pero con mayor debilidad. En referencia al polvo inicial, en los resultados muestran mayores picos de Ni y también a la solución sólida de Cr en la matriz de Ni. Por otro lado, existen dos picos de Cr, que pueden ser atribuidos a BCr y SiCr. Se puede ver en (fig. 4.1 (a)) el recubrimiento de NiCrBSi, se muestran los picos de la difracción del polvo y en (fig. 4.1 (b)) se muestra XRD, el espectro de la capa refundida. Como es de esperar, hay algunos picos menores en los espectros. Estos pertenecen a los boruros, carburos y silicatos, se puede observar que no se producen cambios significativos en los difractogramas después del proceso de refusión del recubrimiento de NiCrBSi. Los picos de Ni siguen siendo los más intensos,

y sólo hay ligeros aumentos en la anchura. Existen pequeños picos de CrC, Ni₃B y NiSi que apenas se pueden detectar en los difractogramas del recubrimiento refundido. Es posible que la descomposición de algunos de esos compuestos había tenido lugar durante el proceso de deposición y refusión de las capas [1].

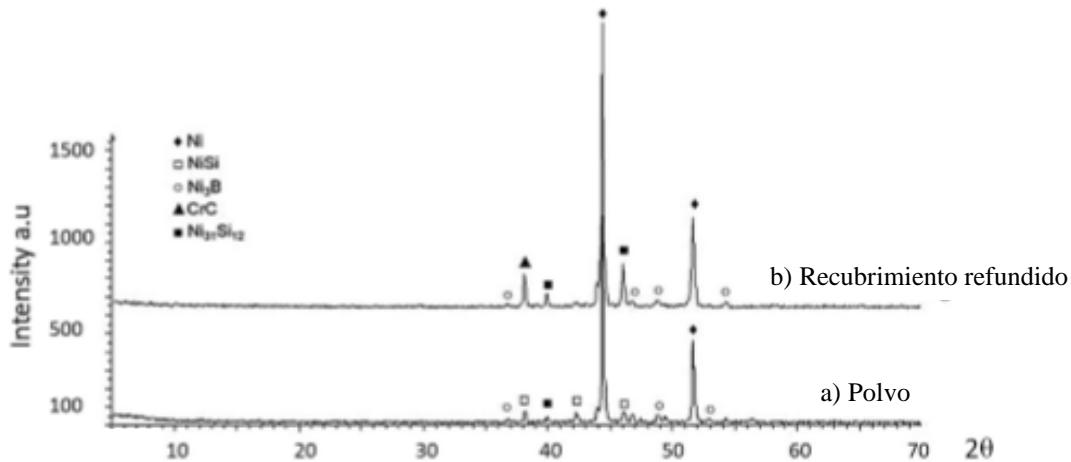


Figura 4.1. Espectro de Difracción de rayos X de las aleaciones de NiCrBSi,10,1% Cr: a) Fases formadas tras la deposición de los polvos durante el proceso de proyección térmica, b) fases formadas tras la refusión por llama oxiacetilénica [1].

4.2.2. Influencia del contenido en cromo sobre la microestructura

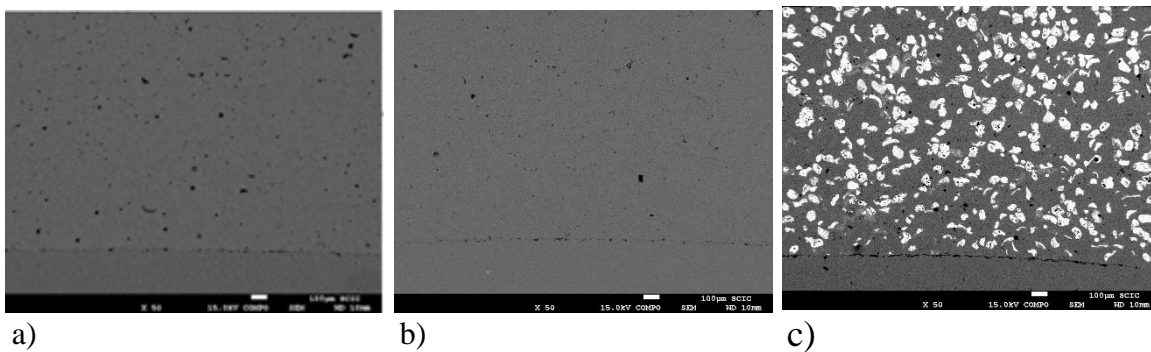
En la figura 4.2, se muestran las imágenes SEM a diferentes aumentos, x50, x1000 y x5000. En el apartado a), se observa una visión general a x50 aumentos del espesor depositado, donde se pueden apreciar las diferentes morfologías en función del contenido en cromo tras el proceso de refusión de cada uno de los recubrimientos comerciales sin modificar, es decir, (sin adiciones de Al₂O₃). En general, muestran baja porosidad, excepto el recubrimiento R1-NiCrBSi con un 10,1% de Cr que presenta mayor porosidad, tienen muy buena homogeneidad, ya que los límites del splat desaparecieron tras el proceso de refusión.

Por otra parte, podemos observar la ausencia de agrietamiento o delaminación en el recubrimiento, esto es atribuido a su buena unión con el sustrato presentando una buena continuidad entre la adherencia del recubrimiento y el sustrato, por lo tanto, la selección de los parámetros de proyección térmica son los adecuados consiguiendo recubrimientos de alta calidad. Presentan una buena continuidad entre el recubrimiento y el sustrato.

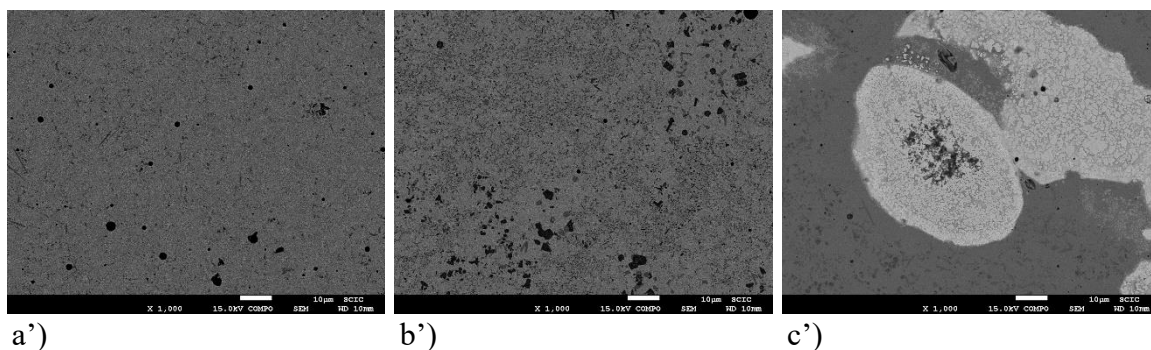
Los precipitados duros formados en el recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1%Cr) (fig.4.2a'') se encuentran de forma aleatoria muy dispersos sobre la matriz blanda de Ni.-Cr y en general muestran cierta forma de agujas y precipitados en forma alargados.

El recubrimiento R2-NiCrBSi (15,25 %Cr) presentan mayor distribución de precipitados duros de menor tamaño formados sobre la matriz blanda de Ni-Cr con respecto R1 (fig.4.2.b’’). La forma de los precipitados son del tipo equiaxial y poligonal e irregulares con vértices agudos consiguiendo así tener mayor homogeneidad de las fases duras sobre la matriz blanda de Ni-Cr reduciendo la superficie débil, aumentado así su dureza media y resistencia al desgaste abrasivo.

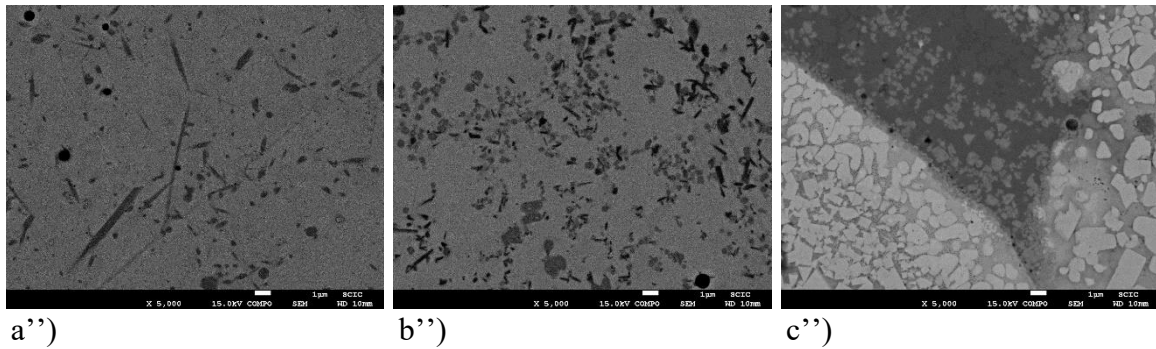
Mientras que en el recubrimiento R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) (fig.4.c’’), igual que en el recubrimiento R2, su alta concentración de carburo de wolframio y las fases duras formadas por el contenido en cromo de este, se obtiene un recubrimiento con muy alta dureza y resistencia al desgaste abrasivo, esto reduce considerablemente la matriz blanda de Ni-Cr consiguiendo un recubrimiento muy homogéneo, compacto, con muy buena distribución de las fases duras, debido por un lado a su alta concentración de carburo de wolframio y por otro a los precipitados duros formados tras la refusión.



SEM x50



SEM x1000



SEM x5000

Figura 4.2. Imágenes SEM a diferentes aumentos donde se muestran las distintas morfologías, tamaños, dispersión y concentración de los precipitados duros formados en los recubrimientos sin modificar: a) R1-NiCrBSi (10,1%Cr), b) R2-NiCrBSi (15,25%Cr) y c) R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr).

4.2.2.1. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1Cr%)

En la figura 4.3, se muestra una micrografía SEM del recubrimiento sin modificar R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1% a x15000 aumentos. Se puede observar de forma general precipitados muy dispersos y aleatorios sobre la matriz blanda de Ni-Cr. Presentan una morfología en general del tipo poligonal irregular con vértices agudos y alargados.

Mediante el análisis semicuantitativo se puede deducir los elementos que pueden presentar las fases formadas en este recubrimiento tras la refusión. En la tabla 4.1 se recogen los elementos de los espectros que presentan cada zona para analizar. En el espectro 1, se puede identificar con claridad que son fases de carburos de cromo por su alto contenido en cromo del 56,71% y un contenido en carbono del 25,89% y un bajo contenido en Ni, que forma parte de la matriz blanda formado por Ni-Cr.

En el espectro 2, se puede decir con claridad que consiste en la matriz blanda de Ni-Cr, ya que presenta un alto contenido en Níquel del 68,93% y un 8,57% de cromo. Mientras que en los espectros 4 y 5, estos pueden ser atribuidos a carburos de cromo y de silicio ya que estos elementos se encuentran presente en esas zonas. Se puede intuir que los precipitados más oscuros son carburos de cromo mientras que los precipitados de mayor claridad son carburos de silicio. El tamaño medio de los precipitados duros es de aproximadamente de 0,5 micras.

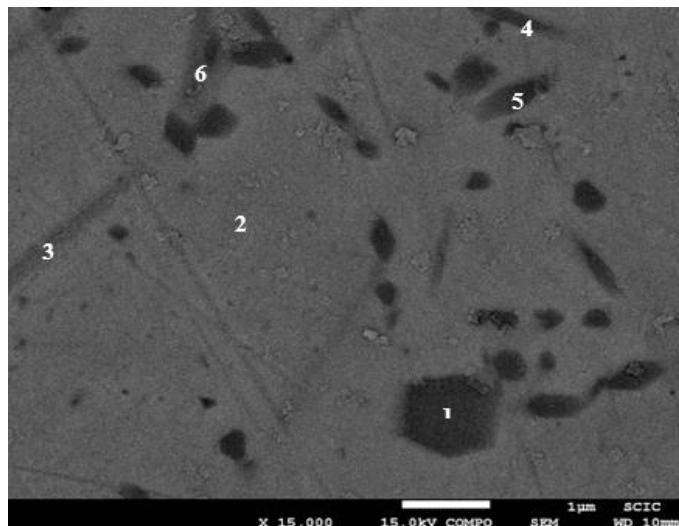


Figura 4.3. Micrografía SEM x15000 del recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1%Cr).

Espectro	Elementos (%)					
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C
1	17,4	56,71	(--)	(--)	(--)	25,89
2	68,93	8,57	(--)	2,73	2,79	16,99
3	67,12	10,71	(--)	(--)	(--)	22,83
4	66,46	27,80	(--)	2,83	2,84	18,66
5	50,21	24	(--)	3,45	(--)	22,34
6	58,78	21,84	(--)	(--)	(--)	19,38

Tabla. 4.1. Análisis semicuantitativo EDAX de la estequiometría del recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1%Cr).

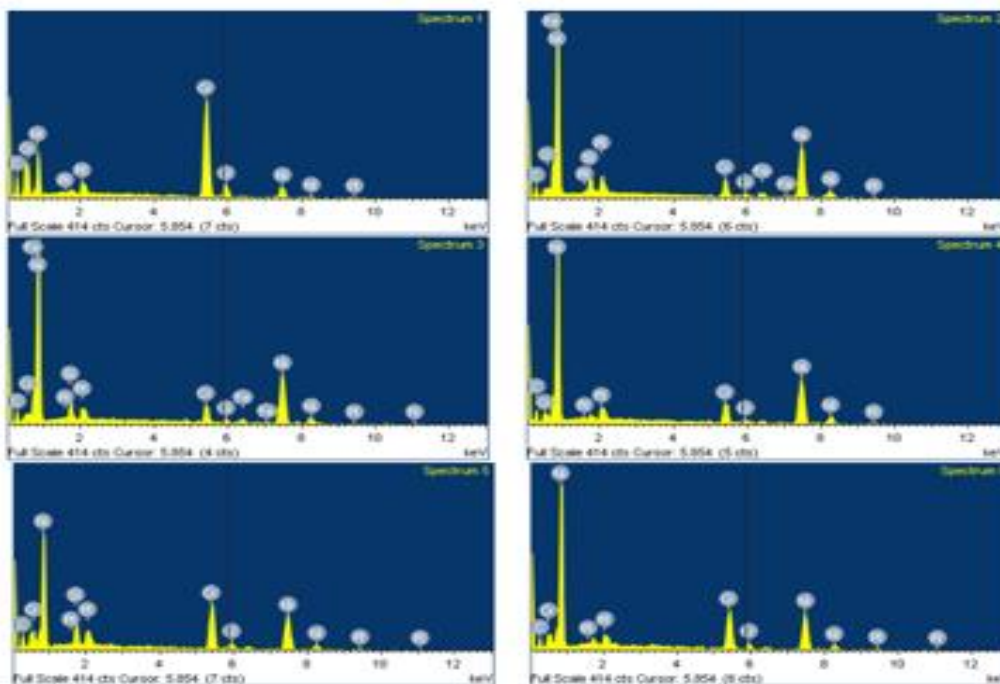


Figura 4.4. Espectros EDAX del recubrimiento R1-NiCrBSi (10,1%Cr).

4.2.2.2. Análisis semicuantitativos EDX del Recubrimiento R1-NiCrBSi (15,25Cr%)

En la figura 4.5, se muestra una micrografía SEM del recubrimiento sin modificar R2-NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25% a x15000 aumentos. Se observan una mayor distribución de precipitados sobre la matriz blanda de Ni-Cr con respecto al recubrimiento R1. Presentan una morfología en general equiaxial, mientras que otros tienen forma poligonal irregular con vértices agudos y algún precipitado de forma alargada. Mediante el análisis semicuantitativo se puede identificar las fases formadas tras la refusión.

En la tabla 4.2, se recogen la concentración de los elementos que presenta cada zona a estudiar. En el espectro 2, se puede deducir que es la matriz blanda Ni-Cr del recubrimiento por su alto contenido en Ni del 67,75% y un 6,19% de Cr.

En el espectro 1 se puede decir que pueden estar formando carburos de cromo por su alto contenido en cromo del 32,24% y un 29,99% de carbono, mientras que en los espectros 6,7,8 y 9 pueden estar formando carburos de cromo y carburos de silicio por su concentración en cromo, silicio y carbono que presenta en esas zonas. Por lo tanto, los precipitados de color oscuro (negro) y gris se puede atribuir a los carburos de cromo mientras que los precipitados de color gris muy claro, a los carburos de silicio. El tamaño medio de los precipitados será del alrededor de 0,32 micras.

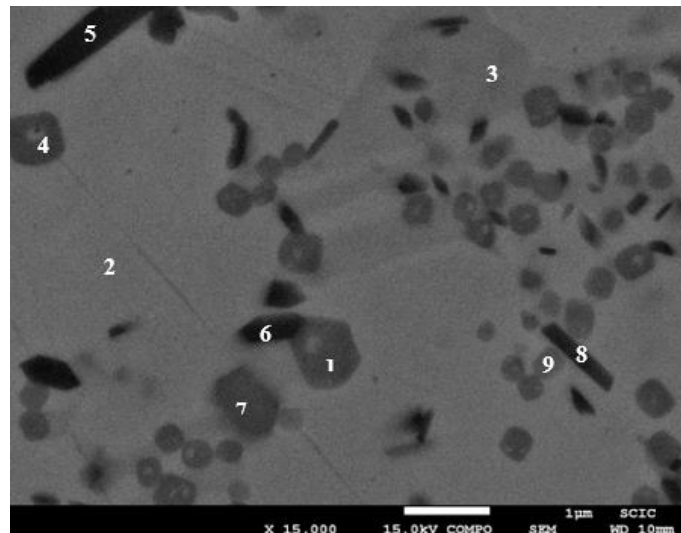
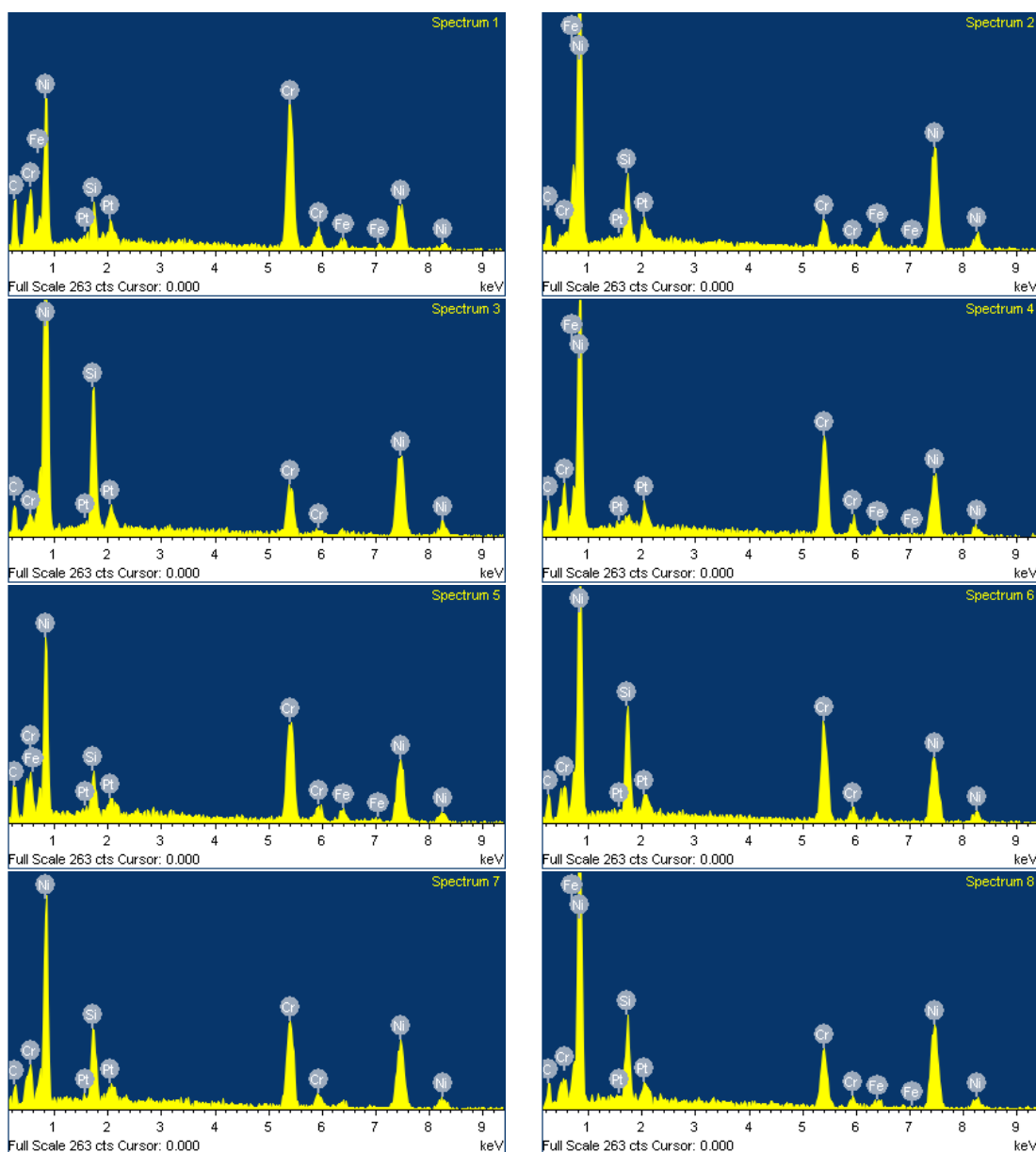


Figura 4.5. Micrografía SEM x15000 del recubrimiento R2-NiCrBSi (15,25%Cr).

Espectro	Elementos (%)					
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C
1	29,99	35,24	(--)	2,20	3,49	29,08
2	63,75	6,19	(--)	4,36	4,86	20,84
3	53,79	10,86	(--)	9,32	(--)	26,03
4	47,90	27,80	(--)	(--)	2,94	21,36
5	40,9	25,33	(--)	2,45	4,28	27,03
6	45,77	24,3	(--)	7,89	(--)	22,04
7	51,77	25,46	(--)	6,08	(--)	16,69
8	58,07	13,77	(--)	5,91	2,55	19,7
9	45,41	20,96	(--)	5,9	3,46	24,27

Tabla. 4.2. Análisis semicuantitativo EDAX de la estequiometría del recubrimiento R2-NiCrBSi (15,25%Cr).



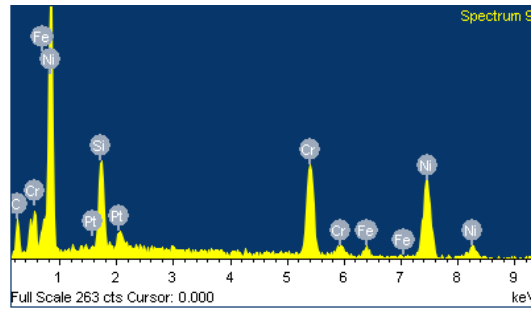


Figura 4.6. Espectros EDAX del recubrimiento R2-NiCrBSi (15,25%Cr).

4.2.2.3. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento NiCrBSi/WC , 60/40% (15,25%Cr)

En la figura 6.7a), se muestra una micrografía SEM del recubrimiento sin modificar R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25% a x15000 aumentos.

Se puede observar de forma general una mejor distribución de fases duras, esto es debido a la alta concentración de carburo de wolframio y pequeños precipitados duros formados sobre la matriz blanda de Ni-Cr con respecto a los recubrimientos R1 y R2. En los espectros 3 y 4 de la figura 4.6b) se observa la micrografía SEM el detalle 'C' a x50000 aumentos presentan los mismos elementos que en los espectros 1 y 2, siendo el carbono, wolframio y cobalto, se deduce que en la mayor parte de la superficie están formadas de fases duras de carburo de wolframio como de precipitados duros que pueden formar el cromo y el silicio con el carbono. El carburo de wolframio tiene un tamaño medio como se puede observar en la imagen de la figura 4.6 a) de entre 1 y 1,5 micras.

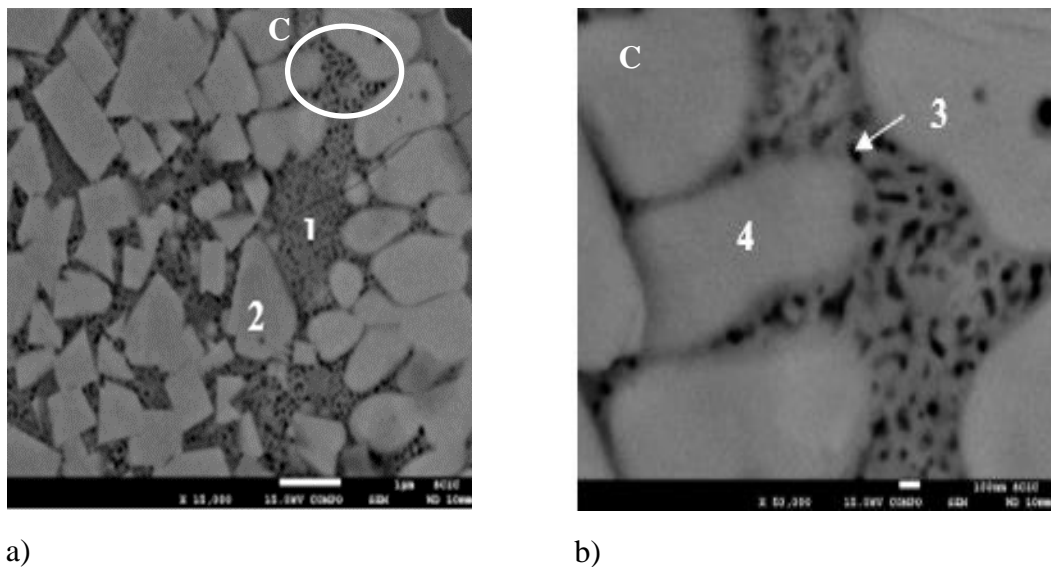


Figura 4.7. Micrografía SEM del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40%, (15,25%Cr). a) Micrografía SEM a x15000 aumentos y b) Detalle a x50000 aumentos.

Los resultados de los análisis semicuantitativos de las diversas zonas del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC60/40% con un contenido en cromo del 15,25% se recogen en las tablas 4.3 y 4.4.

Espectro	Elementos (%)							
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	W	Co
1	--	--	--	--	--	22,72	53,88	18,64
2	--	--	--	--	--	19,22	80,78	--
3	--	--	--	--	--	18,12	58,61	18,64
4	--	--	--	--	--	21,44	70,87	7,68

Tabla. 4.3. Análisis semicuantitativos EDAX de la estequiometría del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr).

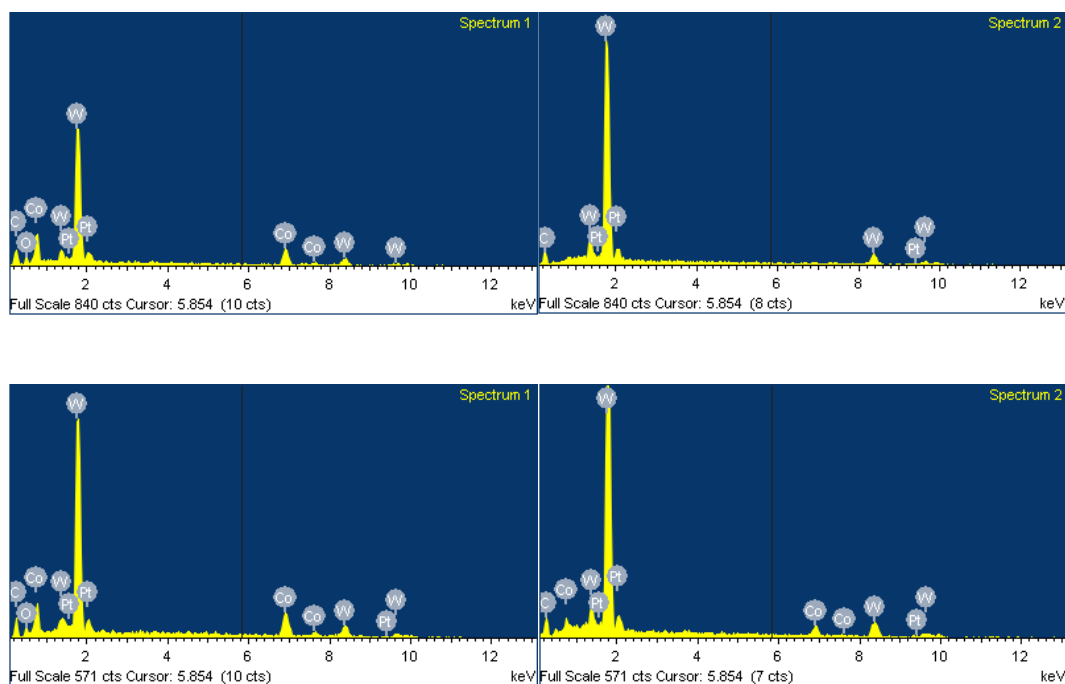


Figura 4.8. Espectros EDAX del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40%, (15,25%Cr).

En la figura 5.9, los espectros 1, 2 y 3 según los resultados de los análisis semicuantitativos donde se recogen en la tabla 4.4 se puede deducir que son fases de carburo de wolframio por el contenido de carbono presente del orden del 7 al 11% y wolframio de 71 y 87%. En el espectro 5 se encuentra un alto contenido en Ni del 90,25% y bajo contenido en cromo del 6,30% el cual representa la matriz blanda de Ni-Cr. Mientras que en el espectro 4, pueden presentarse precipitados en forma de carburo

de cromo o de silicio ya que en esa zona existe silicio, cromo y carbono que pueden formar carburos como aparte Ni y carburos de wolframio.

Los precipitados duros cercanos a las fases del carburo de wolframio son muy pequeños del orden de 0,1 y 0,2 micras con una forma irregular del tipo equiaxial con vértices agudos en general. El motivo de que se formen precipitados más pequeños en la proximidad de los granos de carburo de wolframio, es debido a que tras la refusión del recubrimiento una vez proyectado térmicamente los polvos, el carburo de wolframio actúa como nucleante disipando el calor de los elementos de menor punto de fusión aumentando el subenfriamiento aumentando la velocidad de solidificación de los granos limitando así el crecimiento formando una microestructura más homogénea y mejor distribución con precipitados muy pequeños con respecto a los recubrimientos R1 y R2.

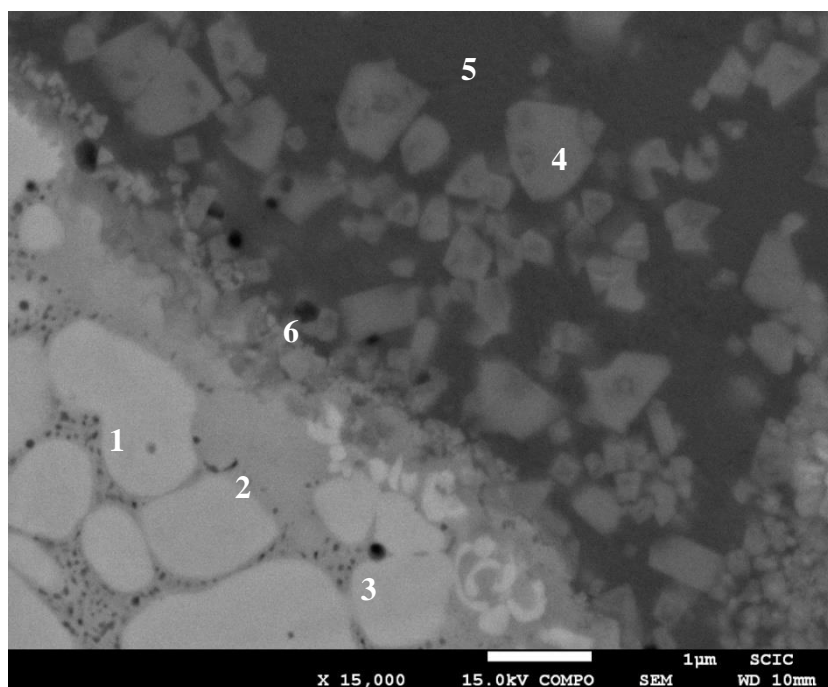


Figura 4.9. Micrografía SEM del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr).

Espectro	Elementos (%)							
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	W	Co
1	(--)	(--)	(--)	(--)	(--)	10,04	87,70	2,26
2	(--)	(--)	(--)	(--)	(--)	11,34	71,43	17,23
3	(--)	(--)	(--)	(--)	(--)	7,29	88,16	4,55
4	25,14	14,60	(--)	4,05	(--)	17,10	39,10	(--)
5	90,25	6,30	(--)	(--)	3,44	(--)	(--)	(--)
6	55,02	12,43	(--)	5,98	(--)	(--)	26,56	(--)

Tabla. 4.4. Análisis semicuantitativos EDAX de la estequiometría del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr).

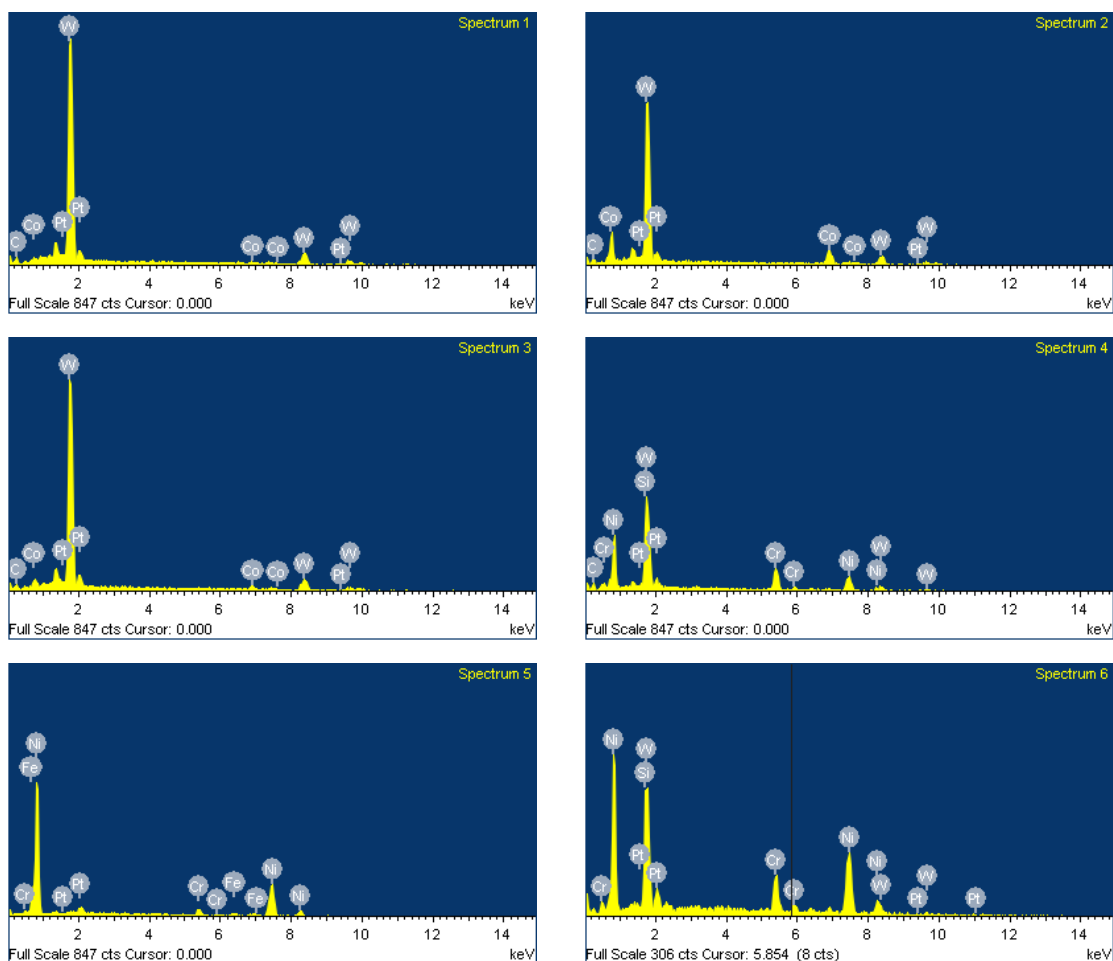


Figura 4.10. Espectros EDAX del recubrimiento R3-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr).

4.2.3. Influencia de las adiciones de alúmina micrométrica sobre la microestructura de recubrimientos de NiCrBSi

En la figura 4.8, se muestran las micrográficas SEM de los recubrimientos R1-NiCrBSi, 10,1%Cr, R2-NiCrBSi (15,25%Cr) y R3-NiCrBSi/WC, 60/40%, (15,25%Cr) modificados con el 10% de Al_2O_3 micrométrica a diferentes aumentos, 50x, 1000x y 5000x.

Se puede observar una visión general del espesor resultante tras el proceso de proyección térmica y refusión a x50 aumentos (fig.4.8), donde se aprecian las diferentes morfologías, distribución y tamaño de cada uno de los precipitados formados. En general los recubrimientos muestran una baja porosidad excepto el recubrimiento R1-NiCrBSi con un 10,1% de Cr que contiene algo más porosidad, tienen muy buena homogeneidad, no se observan ningún tipo de agrietamiento y delaminación por lo tanto el recubrimiento y el sustrato mantienen una buena unión, por lo tanto, se puede decir, que se ha conseguido un recubrimiento de alta calidad gracias a la buena selección de los parámetros de proyección térmica como los conseguidos en los recubrimientos sin modificar. Como puede observarse la alúmina está muy bien distribuida sobre la matriz

blanda de Ni-Cr de los tres recubrimientos consiguiendo mejorar las propiedades mecánicas y tribológicas con respecto a los recubrimientos sin modificar. La alúmina tiene las siguientes funciones sobre los recubrimientos:

- ❑ Fortalecer la matriz blanda de Ni-Cr de los recubrimientos R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr) y R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr).
- ❑ La alúmina actúa como nucleante, La alúmina son partículas cerámicas con un alto punto de fusión (2072 °C), que actúa como nucleante y disipador de calor aumentando el subenfriamiento donde el gradiente de temperatura (G) es muy bajo y la velocidad de solidificación (v) es relativamente alta, teniendo una baja relación G/v. Esto quiere decir que las partículas de alúmina disipa parte de la energía de los elementos con mayor actividad térmica, es decir, con menor punto de fusión, aumentando así el subenfriamiento en el recubrimiento limitando el crecimiento de los precipitados duros. Estos precipitados formados son de menor tamaño que en los recubrimientos sin modificar aumentando la dureza en la matriz blanda de Ni-Cr.
- ❑ Los tipos de morfologías que pueden presentar las partículas de alúmina, son unas del tipo poligonal de forma irregular con vértices agudos y otras tienen forma equiaxial. Las partículas con forma poligonal irregular con vértices agudo provocan concentraciones de tensiones en la zona del vértice aumentando aún más la dureza de la matriz de base Ni-Cr.

En las micrografías SEM a x1000 y x5000 aumentos (SEM A'.A''), el recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1%Cr) con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica, se puede ver con detalle los precipitados duros formados sobre la matriz blanda de Ni-Cr, presentando menores tamaños de los precipitados en la proximidad de las partículas de Al₂O₃, debido al subenfriamiento que provocan las partículas de Al₂O₃ como hemos comentado anteriormente, mientras que los precipitados que se encuentran más distantes, estos forman mayor tamaño.

También se puede observar una mayor cantidad de Al₂O cerca de la interfase como también precipitados duros de menor tamaño que los que se han formado en la superficie. Esto se debe a la mayor cantidad de Al₂O₃ en el interior del recubrimiento que en la superficie, esto se puede atribuir al proceso de refusión, ya que las partículas de Al₂O₃ presentan un alto punto de fusión y tienen baja densidad, por lo tanto, durante el proceso de refusión, estas precipitan al fondo del recubrimiento.

Mientras que en las micrografías SEM a x1000 y x5000 aumentos (SEM B'-B'' y C'-C''), se observan los recubrimientos modificados R2'-NiCrBSi (15,25%Cr +10%Al₂O₃) y el recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25% Cr+10%Al₂O₃). En estos recubrimientos ocurre exactamente lo mismo que en los recubrimientos R1', pero con mayor concentración de precipitados duros de menor tamaño y distribución sobre la matriz blanda base Ni-Cr, reforzada con partículas de Al₂O₃ que hace de este material más duro y mayor resistencia al desgaste abrasivo, mientras que en los recubrimientos

R3', está reforzado a por cargas cerámicas del 40% en peso de carburo de wolframio que los hace ser más resistentes al desgaste abrasivo por su alta dureza mejorando así las propiedades mecánicas de los recubrimientos comerciales no modificados como hemos nombrado anteriormente.

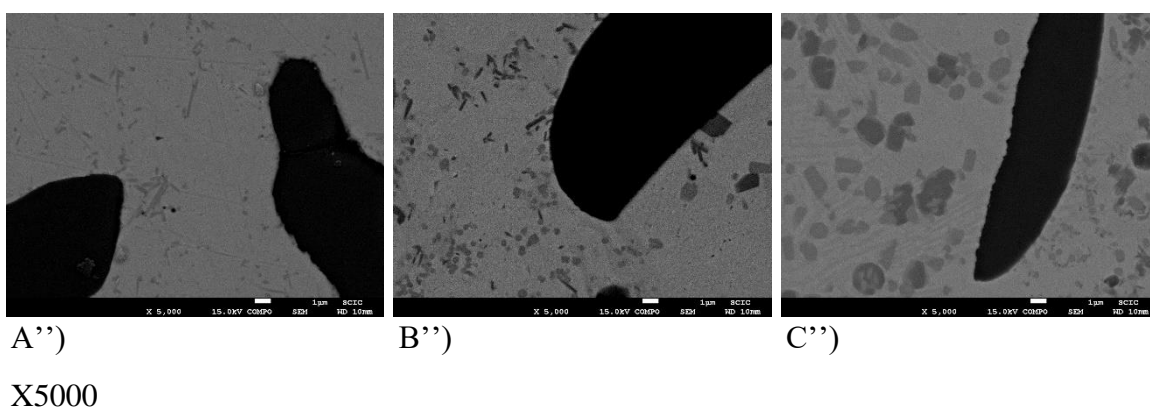
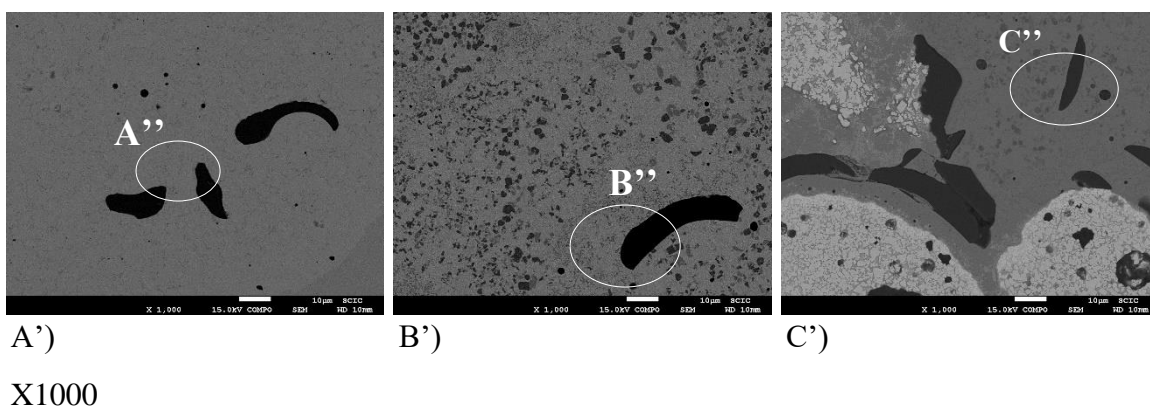
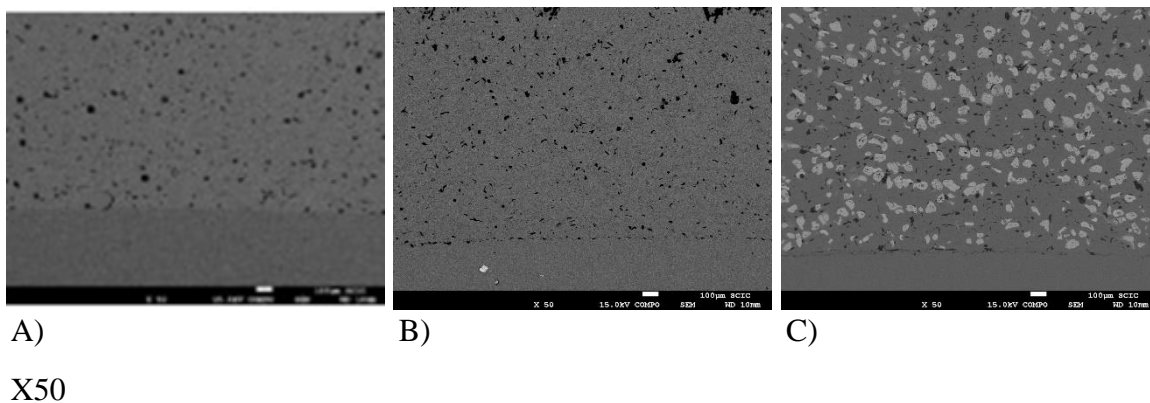


Figura 4.8. Imágenes SEM a diferentes aumentos donde se muestran las distintas morfologías, tamaños, dispersión y concentración de los precipitados duros formados en los recubrimientos modificados: A) R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃) B) R2'-NiCrBSi (15,25%Cr +10%Al₂O₃) y C) R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

4.2.3.1. Análisis semicuantitativos EDX del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1Cr% +10%Al₂O₃ micrométrica)

En la micrografía SEM del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃) a x15000 aumentos (fig.4.9), se han analizado 4 zonas diferentes del recubrimiento para identificar las fases formadas mediante un análisis semicuantitativo por EDX. En el espectro 1, se puede observar con claridad que son partículas de alúmina, ya que en la tabla 4.4, se recogen los datos obtenidos tras los análisis, ya que contiene un 58,33% de oxígeno y un 27,85% de aluminio el cual pueden formar ambos elementos en alúmina, por lo consiguiente se ha podido identificar las partículas de alúmina sobre la matriz blanda de Ni-Cr. En el espectro 2, presenta un alto contenido en Ni del 68,08% , siendo esa zona analizada la matriz blanda de Ni-Cr. Mientras que en los espectros 3 y 4, se observan precipitados que pueden ser carburos de cromo como de silicio, ya que en los análisis se han encontrado concentraciones de cromo y silicio junto con el carbono pudiendo formar este tipo de carburos.

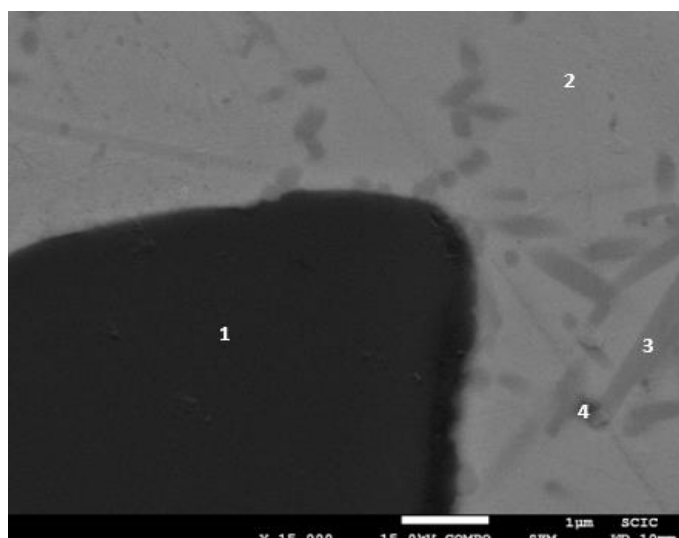


Figura 4.9. Micrografía SEM del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃).

Espectro	Elementos (%)							
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	O	Al
1	(--)	(--)	(--)	(--)	(--)	18,82	58,33	27,85
2	64,08	6,78	(--)	4,12	3,00	22,02	(--)	(--)
3	55,00	14,45	(--)	(--)	2,16	28,39	(--)	(--)
4	39,74	29,27	(--)	1,64	(--)	29,36	(--)	(--)

Tabla. 4.4. Análisis semicuantitativo EDAX de la estequiometría del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃).

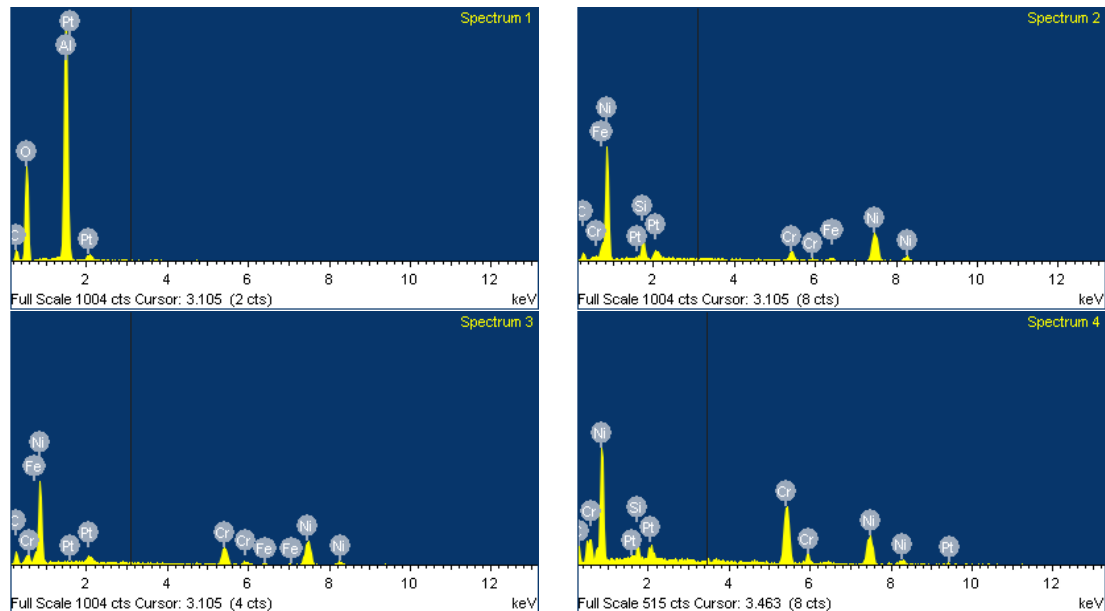


Figura 4.10. Espectros EDAX del recubrimiento R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃).

4.2.3.2. Análisis semicuantitativos EDX del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25Cr% +10%Al₂O₃ micrométrica)

En la figura 4.11, se muestra la micrografía SEM del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃) a x15000 aumentos, donde se han analizado 4 zonas diferenciadas del recubrimiento mediante un análisis semicuantitativo por EDX, con objeto de identificar las fases formando.

En el espectro 1, se ha identificado la matriz blanda de Ni-Cr por su alto contenido en Ni (52,27%) como se recogen en la tabla 4.5, como también, pueden encontrarse carburos de cromo por la presencia de cromo y carbono.

En el espectro 2, se puede identificar los carburos de cromo por su alta concentración en cromo (43,69%), estos precipitados se encuentran sobre la matriz de color negro y gris oscuro, además existen carbono y silicio que pueden formar carburos de silicio. En el espectro 3, se encuentra fases que pueden formar carburos de cromo y silicio por presentar (28,85%Cr y 4,60%Si) junto con el carbono.

Y por último en el espectro 4, se puede identificar con total claridad las partículas de alúmina por su alta presencia de oxígeno y aluminio (54,44% y 28,81%).

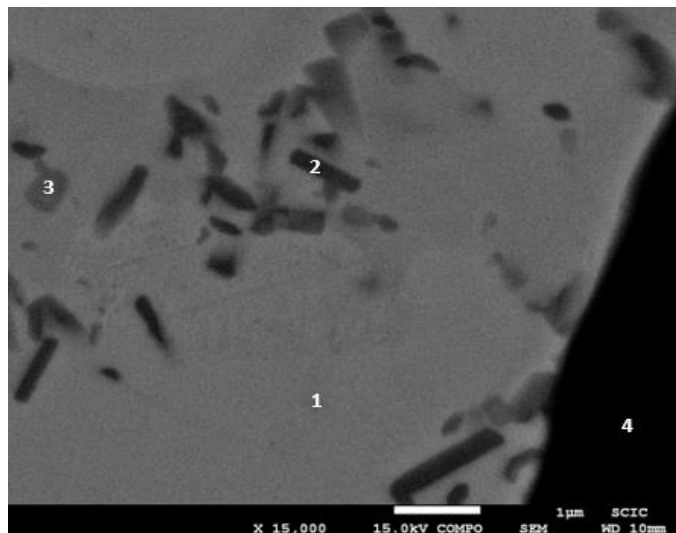


Figura 4.11. Micrografía SEM del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

Espectro	Elementos (%)								
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	O	Al	
1	52,27	10,50	(--)	(--)	2,13	30,10	(--)	(--)	
2	28,51	43,69	(--)	4,59	(--)	23,21	(--)	(--)	
3	32,05	28,85	(--)	4,60	2,24	32,25	(--)	(--)	
4	(--)	(--)	(--)	(--)	(--)	20,76	52,44	28,81	

Tabla. 4.5. Análisis semicuantitativos EDAX de la estequiometría del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

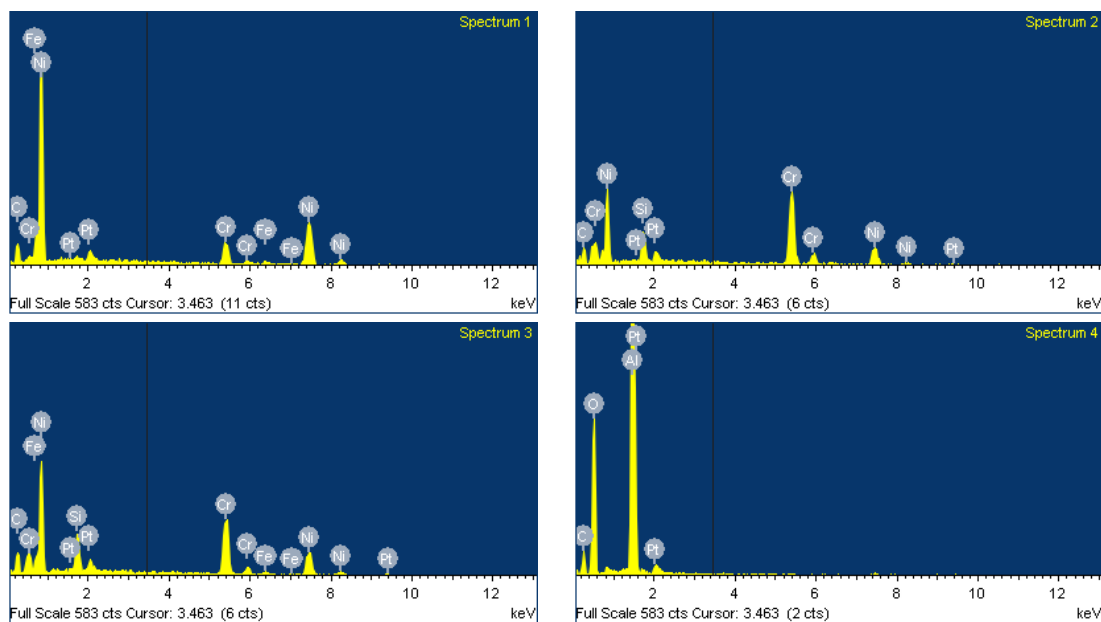


Figura 4.12. Espectros EDAX del recubrimiento R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

4.2.3.3. Análisis semicuantitativo EDX del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC (60/40%, 15,25%Cr +10%Al₂O₃ micrométrica)

En la micrografía SEM del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃) a x15000 aumentos (fig.4.13), se han analizado diversas zonas libres de carburo de wolframio para poder identificar los elementos de las fases que pueden formar el NiCrBSi como la identificación de las partículas de alúmina.

En el espectro 1 se puede deducir que son partículas de alúmina por su alta concentración en oxígeno y aluminio del orden de 55,55% y 30,4% respectivamente, donde se recogen en la tabla 4.6. La matriz blanda de Ni-Cr se muestra en los espectros 2 y 3 por su contenido en Ni del 68,88% y 60,73% además de otros elementos como son el cromo, silicio y carbono que pueden formar carburos.

Sin embargo, los espectros 4 y 5 puede deducirse la formación de precipitados duros de carburo de cromo y silicio ya que presentan en esas fases un contenido en cromo y de silicio entre el 14,07÷15,74% y 6,59÷8,22% respectivamente además de carbono.

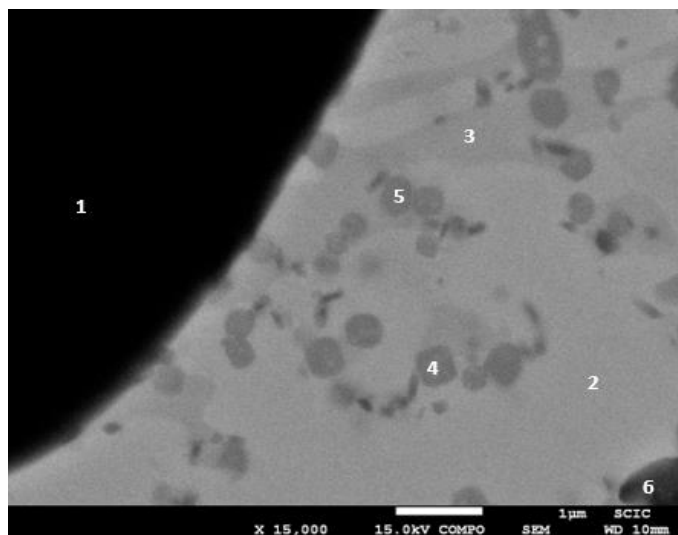


Figura 4.13. Micrografía SEM del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC, 60/40%, (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

Espectro	Elementos (%)							
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	O	Al
1	--	--	--	--	--	14,05	55,55	30,40
2	68,88	4,94	--	--	3,05	23,14	--	--
3	60,73	3,72	--	9,43	--	26,12	--	--
4	51,48	14,07	--	6,59	--	27,86	--	--
5	50,71	15,74	--	8,22	--	25,32	--	--
6	67,38	7,54	--	1,09	--	18,57	5,41	--

Tabla. 4.6. Análisis semicuantitativos EDAX de la estequiometría del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

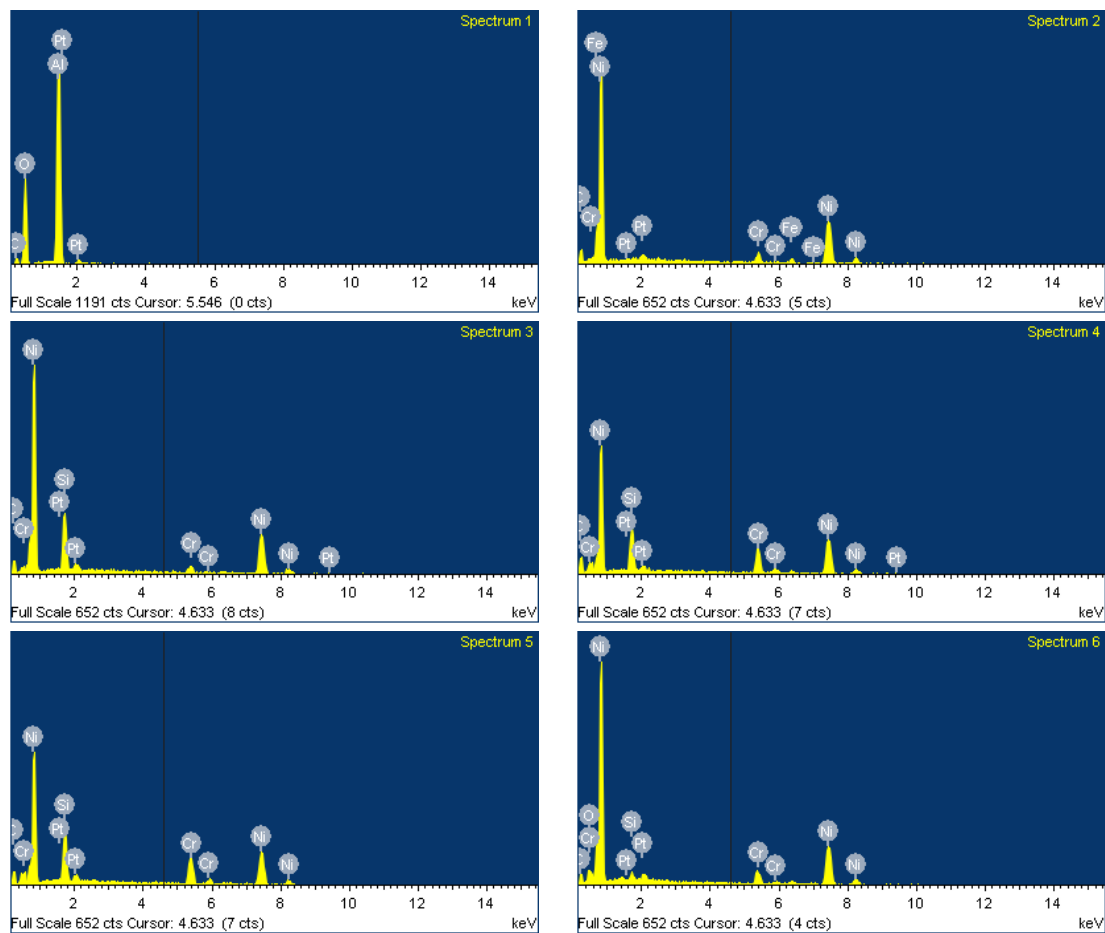


Figura 4.14. Espectros EDAX del recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

4.3 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA

4.3.1 Introducción

En este apartado se muestran los resultados y discusión del comportamiento mecánico de los diferentes recubrimientos a estudiar: recubrimiento sin modificar y recubrimientos modificados con adiciones del 10% de alúmina micrométrica. En primer lugar, se realizó los ensayos de microdurezas Vickers trazando un barrido de microdurezas por cada 0,25mm de distancia hasta llegar al sustrato (material base). Los parámetros del ensayo fueron los siguientes: Una carga de 200gr y un tiempo de penetración del indentador de 15 segundos.

En segundo lugar, se estudió el comportamiento de los recubrimientos a la resistencia a desgaste abrasivo. El ensayo de desgaste en medio abrasivo se utilizó un

tribómetro con sistema pin-on-disk, el papel abrasivo empleado fue el 320 FE Imperial, aplicando una carga normal de 20N, velocidad de deslizamiento de 0,128m/s y una distancia de recorrido de 100m. Los procedimientos de los ensayos mecánicos están descritos en el capítulo 3 (parte experimental).

4.3.2. Ensayos de microdurezas Vickers (perfil de microdurezas recubrimiento-sustrato)

4.3.2.1. Resultados de los ensayos de microdurezas Vickers

En la tabla 4.7, se recogen los resultados de las medidas obtenidos en el ensayo de microdurezas Vickers, se tomaron 10 zonas de medidas, una por cada 0,25mm de distancia, sacando una media de 3 medidas por cada zona hasta llegar al material base. El espesor del recubrimiento es de aproximadamente 1,75mm. Se obtuvieron 12 medidas en todo lo largo del espesor del recubrimiento hasta llegar al sustrato. Finalmente se calculó la media de la microdurezas Vickers del espesor de cada recubrimiento el cual se nombran a continuación:

- Recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr).
- Recubrimientos modificados con adiciones de Al₂O₃, micrométrica: R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃) y R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr+10%Al₂O₃).

Zona	Hv/200/15						Profundidad (mm)
	R1	R1'	R2	R2'	R3	R3'	
Recubrimiento	410,3	465,6	860,7	1009,5	1316,1	1355,3	0
	368,5	410	800,3	889,1	860,9	955,1	0,25
	404,3	460,8	876,7	920,6	970,7	997	0,5
	441,4	472,4	881,1	1062,1	949,6	1155,3	0,75
	432,6	462,4	881,1	1062,1	949,9	1170,1	1
	432,6	471,1	914,4	1062,1	1040,1	1339,3	1,25
	432,6	482,6	914,4	1062,1	1103,6	1321,8	1,5
Interfase Recubrimiento	392,4	442,6	560,5	905,5	870,1	930,2	1,75
Interfase Metal	175,7	211,4	224	215,1	217,8	221,1	2
Material	163,5	182,4	256,3	199,9	232,8	224,5	2,25
base	175,3	159,8	234,8	199,3	232,8	237,3	2,5

Tabla 4.7. Perfil de microdurezas Vickers en la sección transversal de los siguientes recubrimientos: R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr), R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), y R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr+10%Al₂O₃).

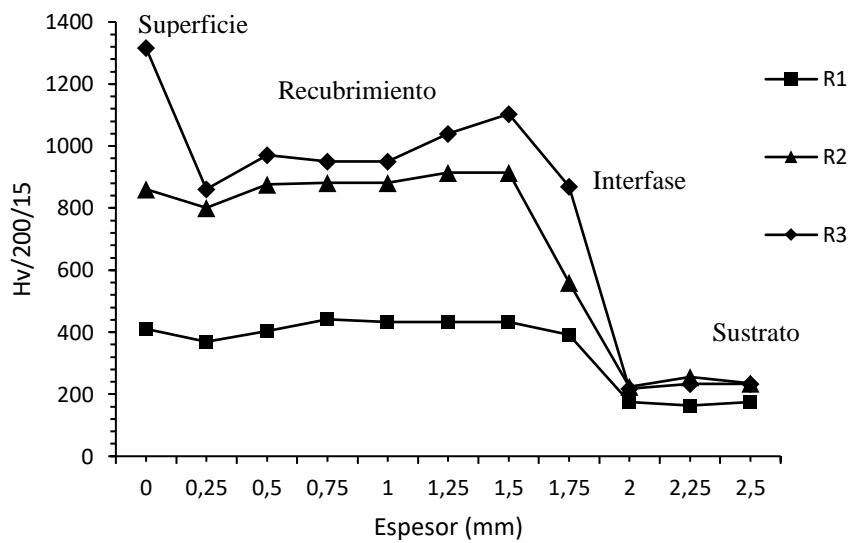
En la Figura 4.15, se ilustra el perfil de las microdurezas Vickers de la sección transversal de los recubrimientos de NiCrBSi desde la superficie hasta el sustrato.

□ Recubrimiento sin modificar ‘imagen (a)’:

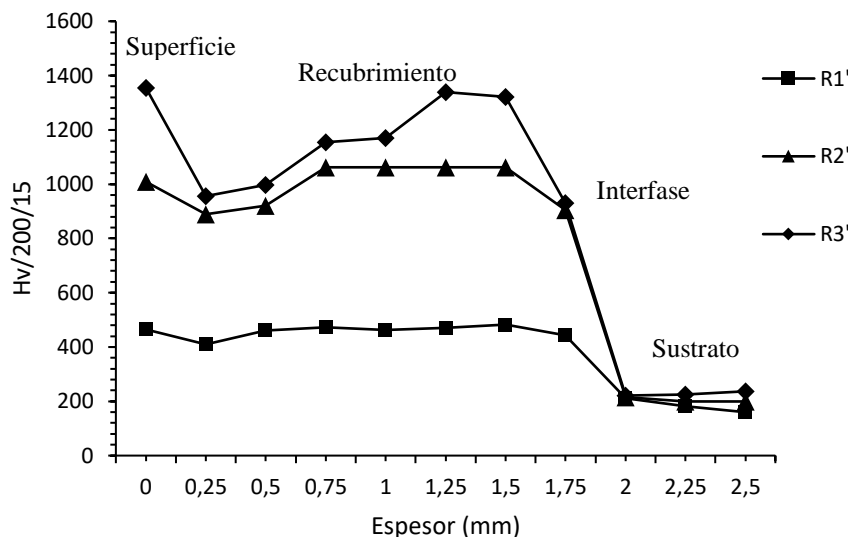
Se observa que en base al incremento del contenido en cromo de estas aleaciones mejoran considerablemente sus propiedades mecánicas como el incremento de la dureza como la resistencia al desgaste abrasivo, que este último justica y apoya los valores obtenidos de durezas en función de la pérdida del material. El recubrimiento R2 con un contenido en cromo del 15,25% aumenta su dureza hasta un 51,85% con respecto al recubrimiento con un 10,1% en cromo (R1), esto se debe por la mayor cantidad de precipitados duros formados sobre la matriz blanda de Ni-Cr tras la refusión, como son los carburos de cromo mayormente. Mientras que en el recubrimiento R3, al contener una alta concentración de carburo de wolframio que es muy duro sobre la matriz blanda de Ni-Cr y contener un alto contenido en cromo del 15,25%, estos forman una cantidad de precipitados de carburos más pequeños alrededor de los carburos de wolframio que en los recubrimientos R1 y R2, por este motivo alcanza altos valores de dureza hasta un 56,04% y 12,07% con respecto a R1 y R2.respectivamente.

□ Recubrimientos modificados con adiciones del 10% de Al₂O₃ micrométrica ‘imagen (b)’:

Al añadir partículas de alúmina a estos recubrimientos de NiCrBSi, mejoran sus propiedades mecánicas y resistencia al desgaste abrasivo gracias al endurecimiento de la matriz blanda de Ni-Cr y a la formación de pequeños precipitados duros. El recubrimiento R1'-NiCrBSi, 10,1%Cr+10% de Al₂O₃ incremento su dureza en un 8,34% con respecto al recubrimiento R1 sin modificar, el R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10% de Al₂O₃) en un 10,75% con respecto al recubrimiento R2 sin modificar, mientras que en el recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC,60/40% (15,25%Cr+10% de Al₂O₃) hasta un 13,30% con respecto a R3 sin modificar.



a)



b)

Figura 4.15. Perfil de microdurezas Vickers: a) recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr), b) recubrimiento modificados con Al_2O_3 micrométrica: R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10% Al_2O_3), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10% Al_2O_3), y R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr+10% Al_2O_3)

En la figura 4.16, se muestra una comparativa de los 6 recubrimientos a estudiar, donde se observa que en la superficie todos tienen mayor dureza con respecto a la zona central, esto es debido al grado de subenfriamiento con el ambiente (transmisión de calor por convección). Los recubrimientos sin adiciones de alúmina, los valores de microdurezas obtenidos son muy homogéneos a lo largo del recubrimiento, sin embargo, con las adiciones de alúmina aumenta su dureza a partir de 1mm de espesor, esto es debido por la mayor concentración de partículas de alúmina que tras la refusión se han sedimentado al fondo del espesor por su baja densidad como ya hemos comentado en el estudio de la microestructura.

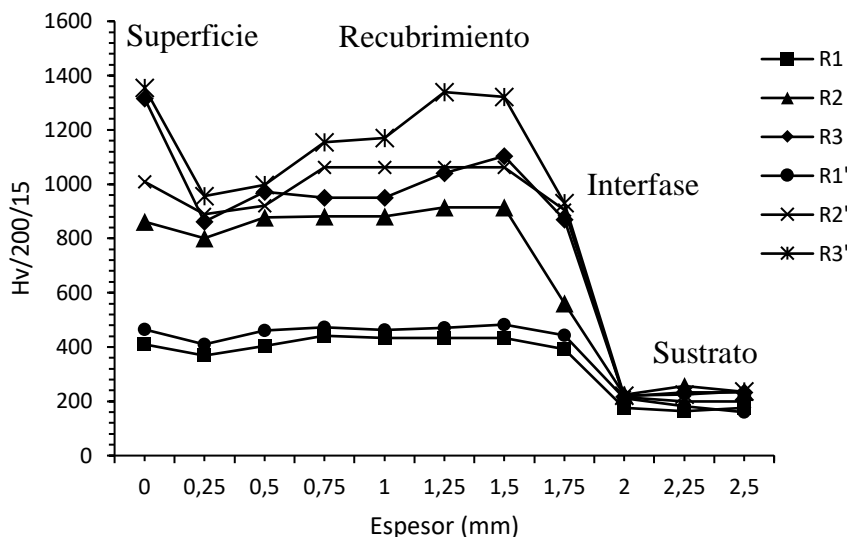


Figura 4.16. Comparativa del perfil de microdurezas Vickers de los recubrimientos sin modificar como los recubrimientos modificados.

Los valores medios de la microdurezas Vickers obtenidos en cada uno de los ensayos de los recubrimientos modificados y sin modificar se muestran en la figura 4.17. A continuación, se nombran los recubrimientos de mayor a menor dureza según el siguiente orden:

1. R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr)+10% Al₂O₃.
2. R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr).
3. R2'-NiCrBSi (15,25%Cr) +10% Al₂O₃.
4. R2-NiCrBSi (15,25%Cr).
5. R1'-NiCrBSi (10,1%Cr)+10% Al₂O₃.
6. R1-NiCrBSi (10,1%Cr).

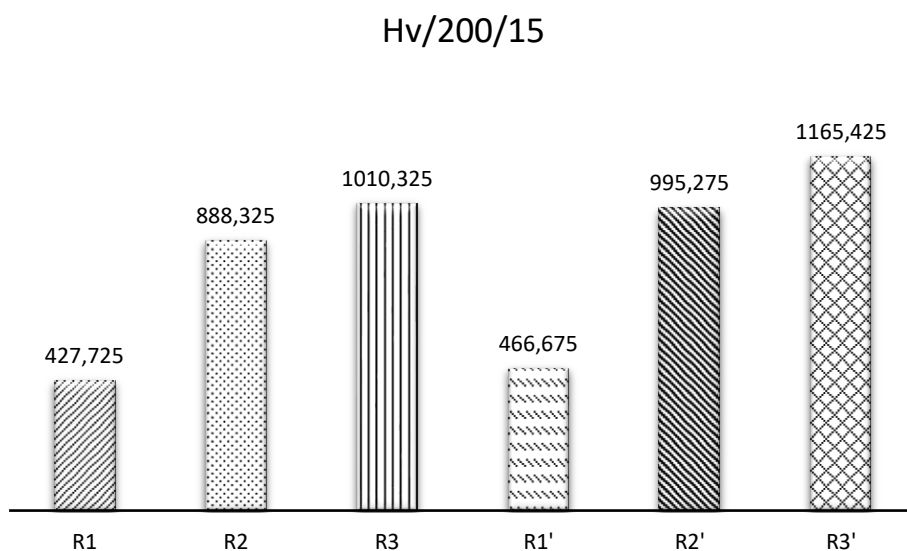


Figura 4.17. Valores medios de la microdurezas Vickers de cada uno de los recubrimientos, con y sin adiciones de Al₂O₃.

4.3.2.2. Ensayos de desgaste abrasivo

Los resultados directos que se han obtenido del tribómetro son:

- El coeficiente de fricción medio en cada ensayo.
- La pérdida de masa por cada 100m de recorrido en cada recubrimiento.

En la tabla 4.11, tras los ensayos a desgaste abrasivo se recogen los resultados de la variación de la masa (mg) por cada 20m de distancia con respecto a la masa inicial de cada uno de los recubrimientos.

Recubrimiento	$\Delta m1$ (mg)	$\Delta m2$ (mg)	$\Delta m3$ (mg)	$\Delta m4$ (mg)	$\Delta m5$ (mg)
NiCrBSi, (10,1%Cr)	11,68	23,36	35,04	46,72	58,4
NiCrBSi, (15,25%Cr)	1,46	2,92	4,38	5,84	7,3
NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr)	0,42	0,84	1,26	1,68	2,1
NiCrBSi, (10,1%Cr+10%Al ₂ O ₃)	4,1	8,2	12,3	16,4	20,5
NiCrBSi, (15,25%Cr+10%Al ₂ O ₃)	1,3	2,6	3,9	5,2	6,5
NiCrBSi/WC-60/40%,(15,25%Cr +10%Al ₂ O ₃)	0,34	0,68	1,02	1,36	1,7

Tabla 4.11. Variación de la pérdida de masa por cada 20m de distancia por cada ensayo abrasivo.

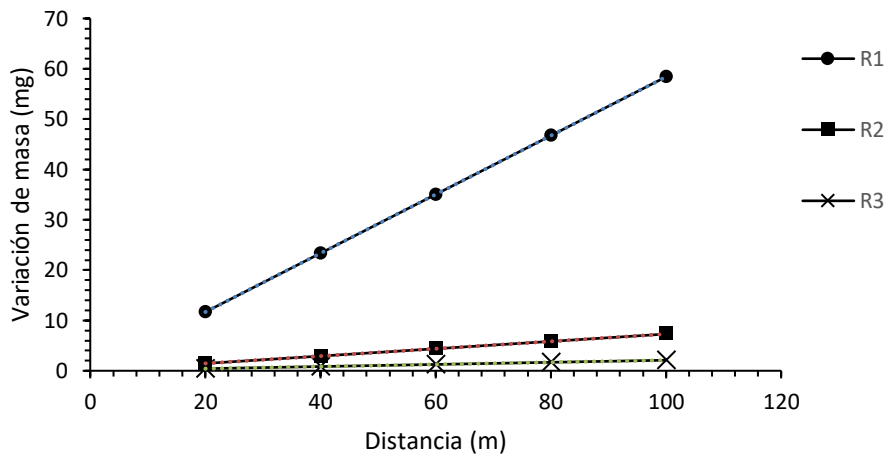
En la figura 4.18, se muestran los resultados del desgaste abrasivo acumulativo durante todo el recorrido de ensayo (100m). En la gráfica a) se pueden ver los resultados de los ensayos de desgaste abrasivo de los recubrimientos sin modificar. Este tipo de ensayos justifica y apoya los valores de microdurezas de cada recubrimiento.

Los recubrimientos que presentan mayores valores de microdurezas experimentan menores pérdidas de material. En el recubrimiento R2, la pérdida de material desarrollada durante los ensayos con papel abrasivos es de un 88,86% menor que el recubrimiento R1, mientras que el recubrimiento R3 es de un 96,4%, siendo este el recubrimiento más duro de los no modificados. Sin embargo, R3 tiene una menor pérdida de material con respecto al recubrimiento R2 hasta un 67,76% .

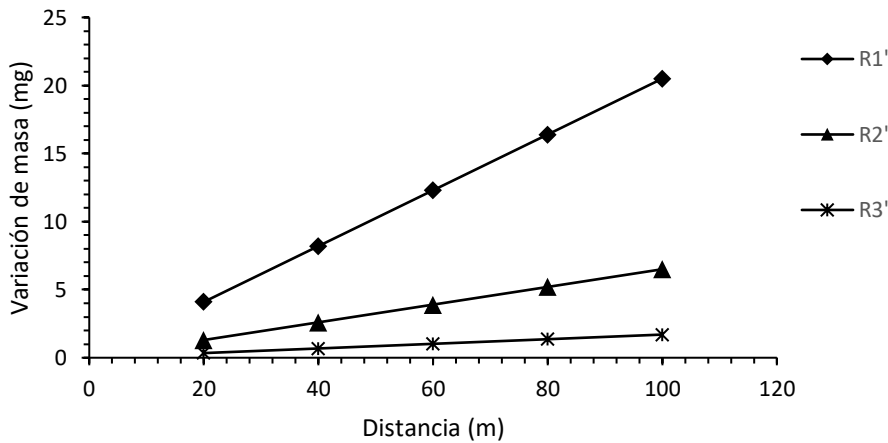
Esto confirma que el recubrimiento más duro sin adiciones de alúmina (R3), presenta menores pérdidas de material, por lo tanto, mejora su resistencia al desgaste abrasivo con respecto a los recubrimientos R1 y R2. En los recubrimientos modificados con adiciones de alúmina micrométrica ocurre exactamente que en los recubrimientos modificados. El recubrimiento R3' presenta menores pérdidas de material que en los recubrimientos R2' y R1' por su alta dureza.

Como hemos comentado anteriormente, el modificar los recubrimientos con adiciones de cargas cerámicas de alúmina micrométrica, mejoran sus propiedades mecánicas como es la dureza y resistencia al desgaste abrasivo que es un indicador directo de la dureza. El recubrimiento R1' tiene un 65,7% menor de pérdida de material que el recubrimiento sin modificar R1. En el recubrimiento R2' las pérdidas de material

recubrimiento sin modificar R1. En el recubrimiento R2' las pérdidas de material generadas durante el ensayo abrasivo es de hasta un 10,95% menor que en el recubrimiento R2, mientras que en los recubrimientos R3' las pérdidas de material es de un 10,95% menor con respecto al recubrimiento sin modificar R3. Esto puede ser a consecuencia que cuando ambos recubrimientos con alta dureza es complicado intuir que fases están interviniendo en el proceso de desgaste abrasivo, como por ejemplo las partículas de alúmina que al depositarse al fondo del recubrimiento siendo escasa en la zona de la superficie, partículas de alúmina podría ser ese el motivo de que el recubrimiento R3' .haya sufrido más en el proceso de desgaste perdiendo algo más de material.



a)



b)

Figura 4.18. Pérdida de masa en función de la distancia recorrida durante el ensayo de desgaste abrasivo de los siguientes recubrimientos: a) recubrimientos R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr), b) R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), y R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25Cr+10%Al₂O₃).

recubrimientos con menor dureza han sufrido mayores pérdidas de material, esto se puede interpretar de la siguiente manera, el recubrimiento que presenta mayor pendiente es equivalente a tener menor resistencia al desgaste abrasivo.

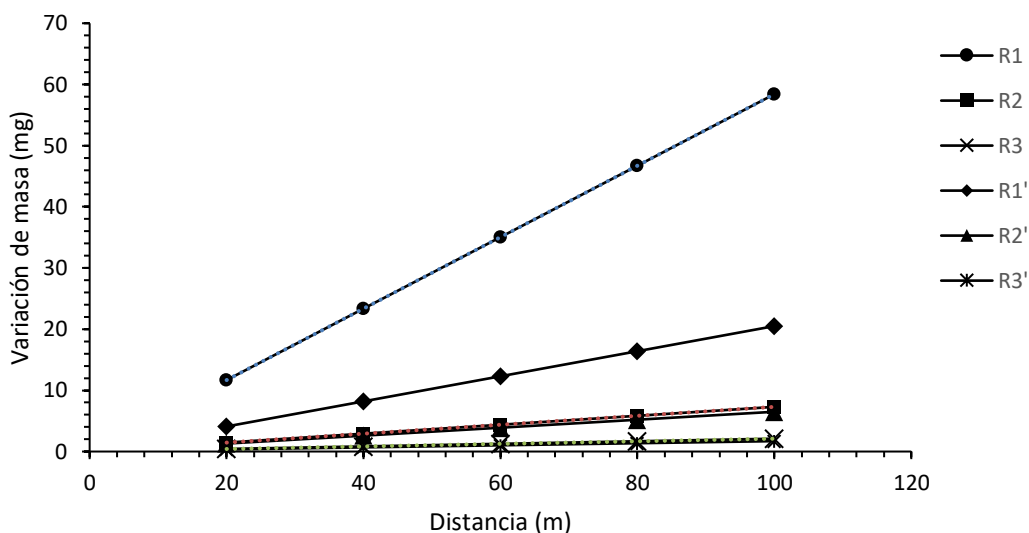


Figura 4.19. Comparativa de la pérdida de masa tras los ensayos de desgaste abrasivo de los recubrimientos con y sin adiciones de alúmina micrométrica.

En la tabla 4.12, se recogen los valores obtenidos tras el ensayo a desgaste abrasivo, como es el coeficiente de fricción medio entre las dos superficies, la pérdida de masa causado por la fricción entre las dos superficies y la pendiente obtenida de la representación gráfica de la pérdida de masa acumulativa en función de la distancia.

Ref.	Recubrimiento	Hv/200/15	μ_{medio}	Δm (mg)	Pendiente (m)
R1	NiCrBSi, (10,1%Cr)	427,725	0,49724	58,4	0,584
R2	NiCrBSi, (15,25%Cr)	888,325	0,38532	7,3	0,073
R3	NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr)	1010,325	0,37056	2,1	0,021
R1'	NiCrBSi, (10,1%Cr+10%Al ₂ O ₃)	466,675	0,46388	20,5	0,205
R2'	NiCrBSi, (15,25%Cr+10%Al ₂ O ₃)	995,275	0,38572	6,5	0,065
R3'	NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10%Al ₂ O ₃)	1165,425	0,35628	1,7	0,017

Tabla 4.12. Resumen de los valores obtenidos en el ensayo de desgaste abrasivo.

En la figura 4.20, se muestra una representación por barras donde resume los resultados del ensayo a desgaste abrasivo donde se puede ver con mayor claridad que estos valores obtenidos apoyan a los valores obtenidos en la dureza. Los recubrimientos con menores microdurezas (más blando) tiene mayores pérdidas de material que en los recubrimientos más duros.

Los valores del coeficiente de rozamiento medios obtenidos en los ensayos de desgaste abrasivo se muestran en la figura 4.21, en este caso se puede decir que los recubrimientos con mayor dureza en un medio en seco con papel abrasivo como el que hemos utilizado en los ensayos, experimentan menores valores de rozamiento.

recubrimientos con mayor dureza en un medio en seco con papel abrasivo como el que hemos utilizado en los ensayos, experimentan menores valores de rozamiento.

En la figura 4.22 se observan las pendientes de la función lineal creciente de la pérdida de masa tras los ensayos abrasivos (fig. 4.19), la pendiente relaciona la cantidad de material perdido de cada recubrimiento, es decir un recubrimiento con menor dureza (más blando) presentan mayores pérdidas de material, alcanzando altos valores de rozamiento y por lo tanto mayor pendiente en la correlación pérdida de masa con la distancia recorrida.

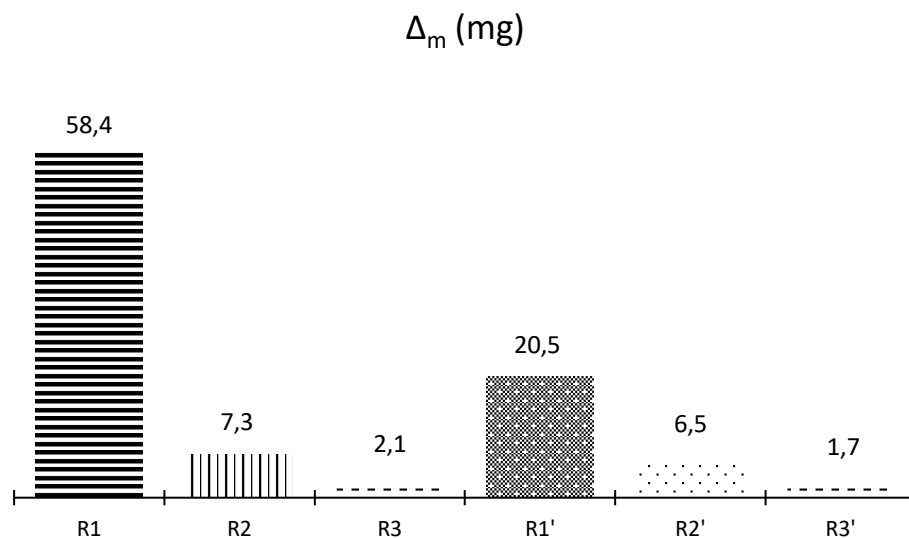


Figura 4.20. Variación de la pérdida de masa por cada 100m de recorrido de los ensayos de desgaste abrasivo en recubrimientos sin modificar y modificados con adiciones del 10% de Al_2O_3 micrométrica.

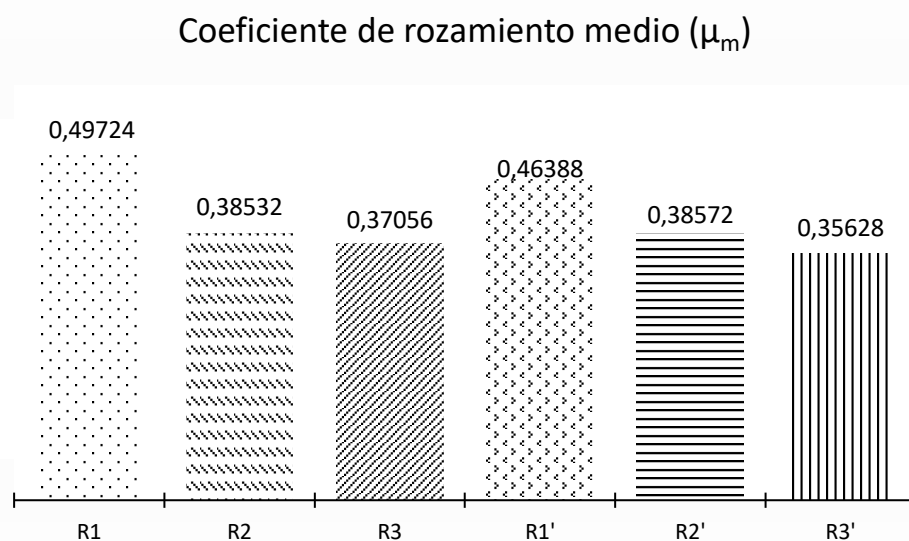


Figura 4.21. Coeficiente de fricción medio resultante de los ensayos de desgaste abrasivo en los recubrimientos con y sin adiciones de Al_2O_3 .

Pendiente (m)

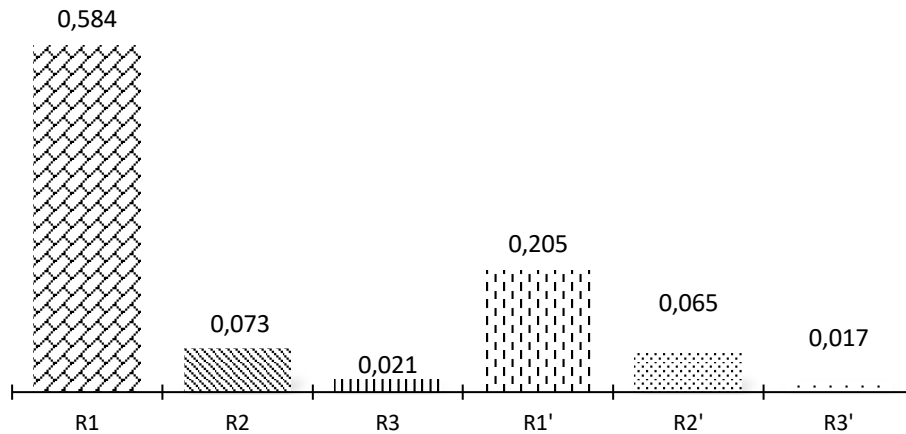


Figura 4.22. Pendiente de ajuste para las curvas de desgaste abrasivo en los recubrimientos con y sin adiciones de Al_2O_3 .

4.4. CARACTERIZACIÓN TRIBOLÓGICA EN MEDIOS LUBRICADOS

4.4.1. Introducción

En el estudio del comportamiento tribológico en medio lubricados se utilizó el mismo equipo que en los ensayos de desgaste abrasivo, banco tribológico modelo Plint & Parters TE 79/P empleando como sistema la técnica 'pin-on-disk'. Los pares rozantes empleados se definen a continuación:

- a) Sin modificar:
 - R1-NiCrBSi (10,1%Cr) , con una dureza media de 428 Hv_{200} .
 - R2-NiCrBSi (15,25%Cr) con una dureza media de 888 Hv_{200} .
 - R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) con una dureza media de 1010 Hv_{200} .
- b) Modificados con adiciones de Al_2O_3 micrométrica:
 - R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10% Al_2O_3) con una dureza media de 466 Hv_{200} .
 - R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10% Al_2O_3) con una dureza media de 995 Hv_{200} .
 - R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10% Al_2O_3) con una dureza media de 1165 Hv_{200} .

Los recubrimientos tienen una rugosidad media de ($R_a = 1,2 \mu\text{m}$).

El disco utilizado en los ensayos de fricción y comportamiento tribológico es de acero F-5220 templado en aceite y revenido con dimensiones de 100mm de diámetro por 5mm de espesor, rugosidad media ($R_a=0.8\mu\text{m}$) y una dureza media de 930 Hv_{200} .

En la tabla 4.13. se muestra la variación de los valores medios de microdurezas Vickers de los recubrimientos sin modificar y modificados con respecto a las microdurezas Vickers dureza del disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

Recubrimiento	Hv/200/15	Δ Hv(pin-disco)
R1-NiCrBSi, (10,1%Cr)	427,725	-502,275
R2-NiCrBSi, (16%Cr)	888,325	-41,675
R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,1%Cr)	1010,325	80,325
R1'-NiCrBSi, (10,1%Cr)+10%Al ₂ O ₃	449,425	-480,575
R2'-NiCrBSi, (16%Cr)+10%Al ₂ O ₃	995,275	65,275
R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,1%Cr)+10%Al ₂ O ₃	1165,425	235,425

Tabla 4.13. Variación de microdurezas Vickers de los recubrimientos modificados y sin modificar con respecto el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

Para la caracterización tribológica se empleó una cantidad de aceite lubricante de 10ml, denominado Cut-Max 110 Houghton con las siguientes características: viscosidad cinemática a 40°C de 100 cSt y una densidad a 25°C de 0.880gr/Cm³.

Los ensayos de fricción y comportamiento tribológico, se llevaron a cabo con el sistema pin-on-disk en un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P con las siguientes condiciones de trabajo: cargas aplicadas de entre 3, 6, 9, 15 y 20N, obteniendo los siguientes valores de presiones aparentes: 23885, 47770, 71656, 119426, 159235 Kg/m² y velocidades comprendidas entre 0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198 m/s, la temperatura de ensayo es ambiental (23°C) con una humedad relativa del 60%. Cada ensayo consiste en aplicar una carga normal al disco con diferentes velocidades de deslizamiento, (baja media y alta) durante una distancia de recorrido de 100m. Por cada ensayo se han obtenido 100 valores del coeficiente de fricción, un valor por cada metro recorrido dando como resultado un valor medio del coeficiente de rozamiento tras cada ensayo.

4.4.2 Influencia del coeficiente de rozamiento con la velocidad

En este apartado, se muestran la representación gráfica que relaciona el coeficiente de rozamiento con la velocidad de deslizamiento para cada una de las cargas aplicadas de ensayo.

A continuación, se muestran gráficamente la tendencia del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento del par rozante pin-disco: a) R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, R2-NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25%, R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25%, R1'-NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃) y R3'

NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃), b) disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

Los valores del coeficiente de rozamiento, en general son decreciente conforme se incrementa la velocidad de deslizamiento hasta alcanzar valores asintóticos. Esto se debe al efecto patín del lubricante desarrollando una capa de mayor continuidad entre las dos superficies en contacto siendo capaz de separar las dos superficies interviniendo un menor número de crestas de las asperezas de las dos superficies reduciendo así el coeficiente de rozamiento.

En la figura 4.23, presenta la correlación entre el coeficiente de rozamiento con la velocidad de deslizamiento aplicando una presión aparente de 23885Kg/m² obteniendo los siguientes valores máximos y mínimos de rozamiento: R1 ($\mu_{\max}=0,083$, $\mu_{\min}=0,059$), R1' ($\mu_{\max}=0,086$, $\mu_{\min}=0,071$), R2 ($\mu_{\max}=0,091$, $\mu_{\min}=0,063$), R2' ($\mu_{\max}=0,094$, $\mu_{\min}=0,070$), R3 ($\mu_{\max}=0,097$, $\mu_{\min}=0,072$) y R3' ($\mu_{\max}=0,102$, $\mu_{\min}=0,072$). Se observa una variación de los valores de rozamiento entre los recubrimientos sin modificar y modificados con bajas velocidades, mientras al aumentar la velocidad de deslizamiento, los recubrimientos modificados con adiciones de alúmina R3' presentan una mayor estabilidad en el desarrollo de la capa de lubricación que en el recubrimiento R3 alcanzando mínimas variaciones en los valores del coeficiente de fricción. Mientras que a velocidades elevadas se desarrolla una capa de lubricante capaz de conseguir un mayor aislamiento entre las dos superficies en contacto de los recubrimientos R1', R2', R3' y R3 alcanzando valores de rozamiento prácticamente similares del orden del $0,070 \pm 0,002$.

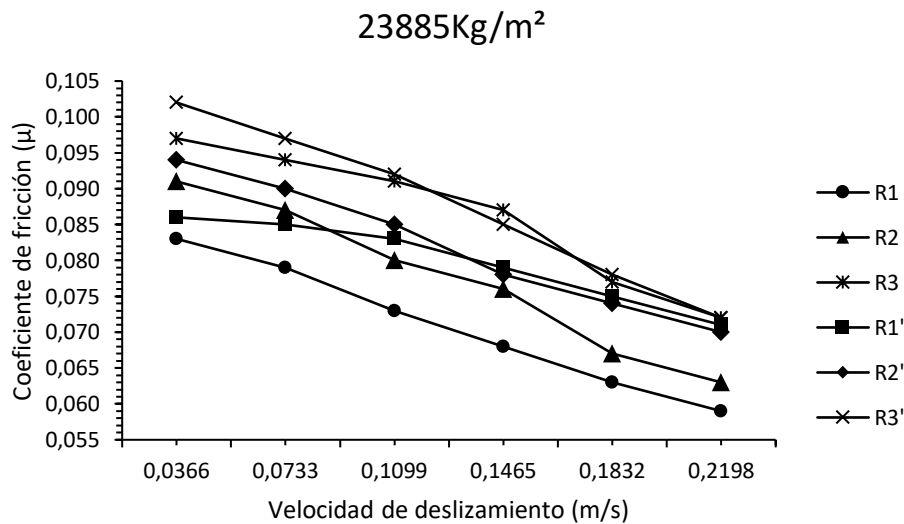


Figura 4.23. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para una presión aplicada de 23885Kg/m² en los pares rozantes recubrimiento-disco.

En la figura 4.24, se muestra la correlación del coeficiente de rozamiento con la velocidad de deslizamiento con una presión aparente aplicada de 47770Kg/m². La tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento se mantiene igual. Los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos son: R1 ($\mu_{max}=0,090$, $\mu_{min}=0,071$), R1' ($\mu_{max}=0,089$, $\mu_{min}=0,079$), R2 ($\mu_{max}=0,095$, $\mu_{min}=0,075$), R2' ($\mu_{max}=0,099$, $\mu_{min}=0,079$), R3 ($\mu_{max}=0,107$, $\mu_{min}=0,090$) y R3' ($\mu_{max}=0,109$, $\mu_{min}=0,093$). En este caso se puede observar que los recubrimientos modificados con adiciones de alúmina presentan una mayor estabilidad de capa de lubricación que en los recubrimientos sin modificar, alcanzando valores medios de rozamiento con mínimas variaciones entre sí, sin embargo, el recubrimiento modificado R3' con respecto al R3, con elevadas velocidades de deslizamiento este presenta variaciones mínimas de rozamiento de ± 4 puntos siendo prácticamente iguales.

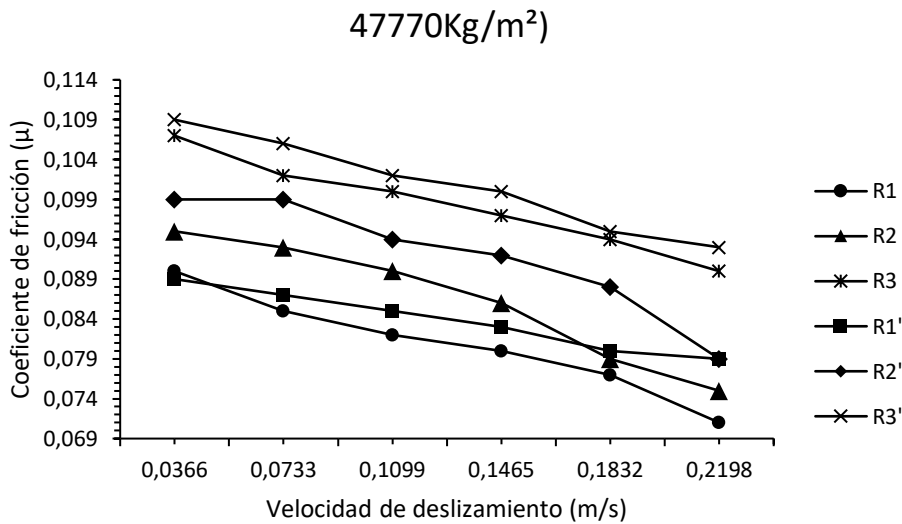


Figura 4.24. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para una presión aplicada de 47770Kg/m² en los pares rozantes recubrimiento-disco.

En la figura 4.25, se muestra la correlación del coeficiente de rozamiento con la velocidad de deslizamiento aplicando una presión aparente de 71656Kg/m². La tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento se mantiene como en las presiones anteriores. Los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos son: R1 ($\mu_{max}=0,100$, $\mu_{min}=0,084$), R1' ($\mu_{max}=0,099$, $\mu_{min}=0,085$), R2 ($\mu_{max}=0,102$, $\mu_{min}=0,088$), R2' ($\mu_{max}=0,103$, $\mu_{min}=0,091$), R3 ($\mu_{max}=0,116$, $\mu_{min}=0,103$) y R3' ($\mu_{max}=0,114$, $\mu_{min}=0,100$). Con presiones aplicadas intermedias los recubrimientos que presentan mínimas variaciones del coeficiente de rozamiento son los recubrimientos (R1-R1') y (R3-R3').

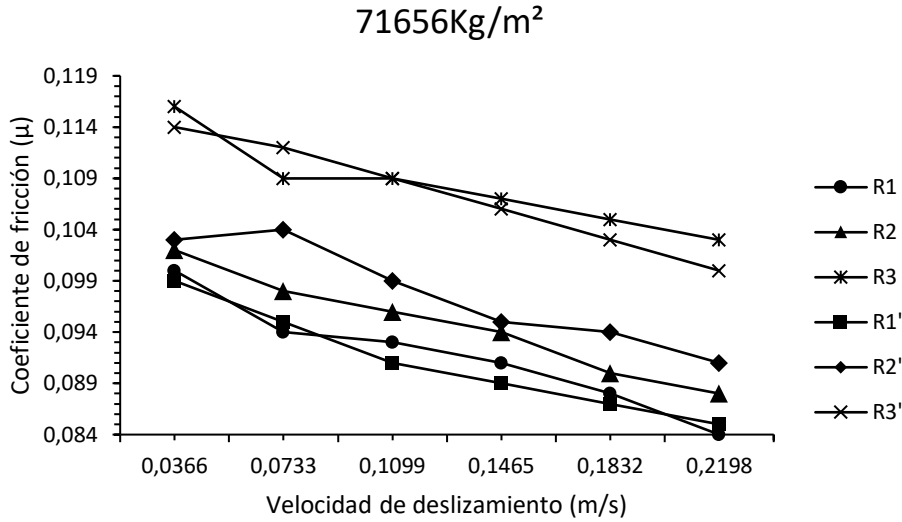


Figura 4.25. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para una presión aplicada de 71656Kg/m² en los pares rozantes recubrimiento-disco.

En la figura 4.26, se muestra la correlación del coeficiente de rozamiento con la velocidad de deslizamiento con una presión aparente de 119426Kg/m². Sigue manteniendo la misma tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento como en las presiones anteriores. Los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos son: R1 ($\mu_{\max}=0,105$, $\mu_{\min}=0,088$), R1' ($\mu_{\max}=0,105$, $\mu_{\min}=0,089$), R2 ($\mu_{\max}=0,114$, $\mu_{\min}=0,093$), R2' ($\mu_{\max}=0,110$, $\mu_{\min}=0,093$), R3 ($\mu_{\max}=0,125$, $\mu_{\min}=0,114$) y R3' ($\mu_{\max}=0,128$, $\mu_{\min}=0,117$). En este caso, los recubrimientos modificados con adiciones de alúmina R1' y R2' presentan mayor estabilidad en la capa de lubricación en todo su rango de velocidades alcanzando valores de rozamiento con pequeñas variaciones entre los recubrimientos no modificados R1 y R2, mientras que en los recubrimientos R3' y R3 mantienen prácticamente la misma tendencia con respecto a la velocidad de deslizamiento alcanzando valores de rozamiento de ± 4 puntos entre ellos.

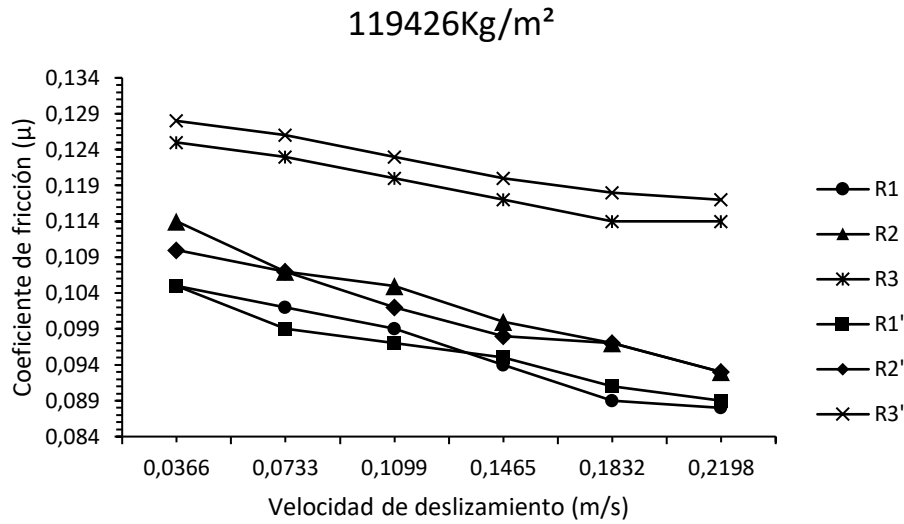


Figura 4.26. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para una presión aplicada de 119426Kg/m² en los pares rozantes recubrimientos-disco.

En la figura 4.27, se muestra la correlación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento aplicando una presión aparente de 159235Kg/m². La tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento es decreciente cuando esta aumenta. Los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos son: R1 ($\mu_{\max}=0,105$, $\mu_{\min}=0,088$), R1' ($\mu_{\max}=0,105$, $\mu_{\min}=0,089$), R2 ($\mu_{\max}=0,114$, $\mu_{\min}=0,093$), R2' ($\mu_{\max}=0,110$, $\mu_{\min}=0,093$), R3 ($\mu_{\max}=0,125$, $\mu_{\min}=0,114$) y R3' ($\mu_{\max}=0,128$, $\mu_{\min}=0,117$).

Se puede observar, que los recubrimientos con adiciones de alúmina presentan mayor estabilidad y continuidad en la capa de lubricación a bajas velocidades alcanzando valores de rozamiento con mínimas variaciones con respecto a los recubrimientos sin modificar, pero sin embargo los recubrimientos modificados R1' y R3' presentan mayor estabilidad de la capa de lubricación en todo el rango de velocidades con respecto a los recubrimientos sin modificar R1 y R3.

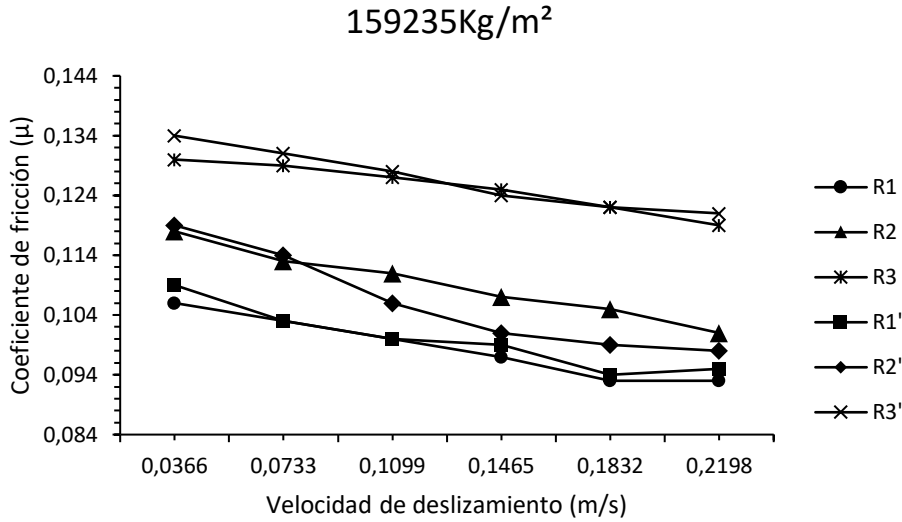


Figura 4.27. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para una presión aplicada de 159235Kg/m² en los pares rozantes recubrimiento-disco.

Resumiendo en la Figura 4.28, se muestran los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos sin modificar, estos presentan una misma tendencia en la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la velocidad de deslizamiento para cada una de las presiones aplicadas, con altas velocidades de deslizamiento, el lubricante por el efecto patín es capaz de desarrollar una capa de mayor continuidad entre las dos superficies en contacto del par rozante, interviniendo un menor número de contactos puntuales entre las asperezas disminuyendo así la presión real de contacto reduciendo los valores de rozamiento y el desgaste generado a consecuencia de la fricción. El recubrimiento que experimenta mayores valores de rozamiento es el recubrimiento R3 (NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr), esto se debe a la alta dureza que presentan las fases duras formadas por su alto contenido en cromo y como refuerzo de la matriz blanda de Ni-Cr mediante carburo de wolframio, esto hace que este recubrimiento tenga una alta dureza media de 977Hv₂₀₀, mientras que R2 tiene una dureza de 888Hv₂₀₀ debido a las fases duras formadas por su alta concentración en cromo (15,25%), mientras que el recubrimiento R1 (NiCrBSi, 10,1% Cr) tiene menor dureza debido a su baja concentración de cromo formando una menor cantidad de fases duras sobre la matriz blanda de Ni-Cr alcanzando un valor medio de 427Hv₂₀₀ y si estas durezas se comparan con la dureza del disco que es de 930Hv₂₀₀ podemos intuir con los valores de rozamiento obtenidos que mecanismo de interacción entre las dos superficies se están desarrollando.

Esto quiere decir, que los recubrimientos que presentan mayor dureza alcanzan valores altos de rozamiento debido a la mínima variación de durezas entre el recubrimiento y el disco, esto genera una mayor fuerza tangencial al interactuar las dos superficies en contacto, mientras que en los recubrimientos con menor dureza, presentan una mayor variación de durezas entre las dos superficies del par rozante, siendo el

recubrimiento más blando el que se adapte al perfil del disco debido a las deformaciones plásticas desarrolladas por los esfuerzos tangenciales que derivan de la fricción generadas por el movimiento.

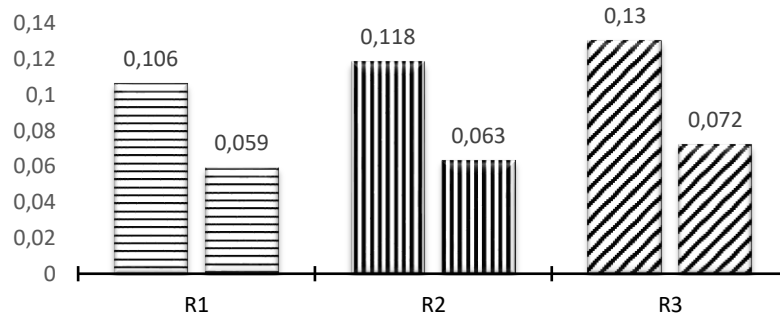


Figura. 4.28. Valores medios máximos y mínimos del coeficiente de rozamiento en todo el rango de velocidades y presiones aplicadas en cada par rozante: a) R1- NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3 NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr) y b) acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.29, se muestran los valores máximos y mínimos de los valores de rozamiento de los recubrimientos modificados con el 10% de Al₂O₃ micrométrica. Los tres recubrimientos presentan la misma tendencia en los valores del coeficiente de rozamiento en función de la velocidad de deslizamiento para cada una de las presiones aplicadas descrito anteriormente. El recubrimiento que presenta mayores valores de rozamiento, es el recubrimiento R3', esto se debe a las fases duras formadas sobre la matriz blanda de Ni-Cr por su alta concentración en cromo mientras que el carburo de wolframio refuerza la matriz blanda como también lo hacen las partículas de Al₂O₃ alcanzando valores medios de durezas de hasta 1165Hv₂₀₀, seguido es el recubrimiento R2' con una dureza media de 977Hv₂₀₀, mientras que el recubrimiento R1' presenta una dureza media de 466Hv₂₀₀.

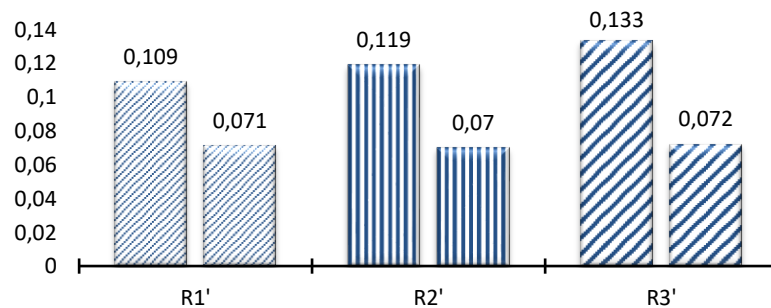
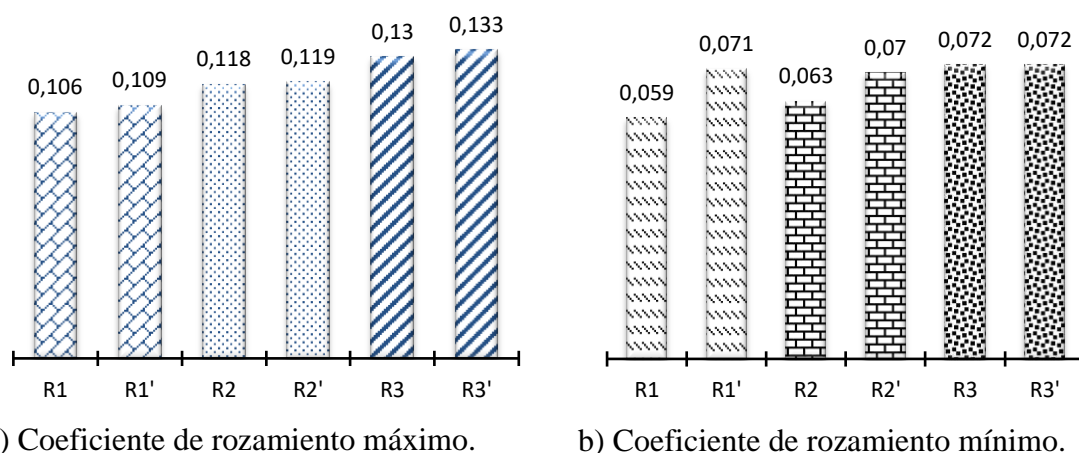


Figura. 4.29. Valores medios máximos y mínimos del coeficiente de rozamiento en todo el rango de velocidades y presiones aplicadas de cada par rozante: a) R1'-NiCrBSi (10,1%Cr,+10%Al₂O₃), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), R3' NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃), b) disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.30.a), se muestra un resumen de los valores medios máximos del coeficiente de rozamiento de los recubrimientos de NiCrBSi sin modificar como modificados. Los recubrimientos modificados con adiciones de Al_2O_3 presentan una mayor estabilidad en la capa de lubricación con respecto a los recubrimientos sin modificar obteniendo mínimas variaciones en los valores medios del coeficiente de rozamiento, mientras que los recubrimientos con adiciones de alúmina presentan una mayor estabilidad en la capa de lubricación alcanzando valores mínimos de rozamiento, prácticamente iguales.

Sin embargo, con bajas presiones aplicadas y con altas velocidades de deslizamiento los recubrimientos con alúmina tienden a converger los valores de rozamientos hasta conseguir variaciones mínimas entre ellos incluso el recubrimiento sin modificar R2 converge con los valores de rozamientos en los recubrimientos modificados con adiciones de alúmina (fig.4.30.b).



a) Coeficiente de rozamiento máximo.

b) Coeficiente de rozamiento mínimo.

Figura. 4.30. Valores medios máximos y mínimos del coeficiente de rozamiento en todo el rango de velocidades y presiones aplicadas de cada par rozante: a) R1'-NiCrBSi (10,1%Cr,+10% Al_2O_3), R2'-NiCrBSi (15,25%Cr+10% Al_2O_3), R3' NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr+10% Al_2O_3) R1- NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr), R3-NiCrBSi/WC, 60/40% (15,25%Cr), b) disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

4.4.3 Influencia del coeficiente de rozamiento con la presión aplicada

En este apartado se muestran las representaciones gráficas que relacionan el coeficiente de rozamiento con la presión aparente aplicada para cada velocidad de deslizamiento.

4.4.3.1. Influencia de coeficiente de rozamiento en función de la carga aplicada en recubrimientos sin modificar

En la figura 4.31, se representa la tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,0366m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): a) Recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, R2-NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25% , R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25%, b) Recubrimientos modificados con el 10% de Al₂O₃, R1', R2', R3, y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

Como se puede observar, el coeficiente de rozamiento es creciente en función del incremento de la presión aparente aplicada, esto se debe a la disminución de la capa de lubricación aumentando así el número de crestas de las asperezas de las dos superficies en contacto del par rozante desarrollando una mayor tensión cortante elevando la fricción. Se puede ver, que a bajas velocidades de deslizamiento los recubrimientos modificados (R1', R2' y R3') presentan una mayor estabilidad en la capa de lubricación con respecto a los recubrimientos sin modificar (R1, R2 y R3) alcanzando mínimas variaciones en los valores de rozamientos entre los recubrimientos modificados con adiciones de Al₂O₃ y los no modificados.

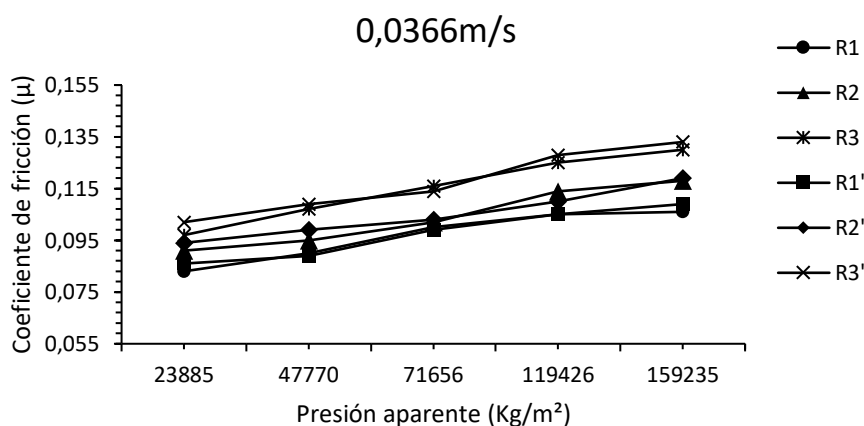


Figura 4.31. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,0366m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.32, muestra la tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,0733m/s de los siguientes pares rozantes (pin-disco) de recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, R2-NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25% ,R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25% y

recubrimientos modificados con el 10% de alúmina, R1', R2', R3' y con un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En este caso el coeficiente de rozamiento de los recubrimientos R1 y R1' a presiones intermedias tienen a convergen los valores de rozamiento en función que esta se incrementa, por lo tanto, los recubrimientos modificados con alúmina R1' presenta una mayor estabilidad en la capa de lubricación a presiones intermedias y altas con respecto a los recubrimientos sin modificar R1. Por lo contrario en los recubrimientos modificados R2' a altas cargas la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a los recubrimientos sin modificar es prácticamente cero, presentando mejor estabilidad de la capa de lubricación a altas presiones los recubrimientos modificados con alúmina R2' con respecto a los recubrimientos sin modificar R2.

Sin embargo, los recubrimientos R3' mantienen una tendencia con pequeñas variaciones en los valores del coeficiente de rozamiento con respecto a los recubrimientos sin modificar en todo el rango de presiones aplicadas alcanzando valores mínimos entre ellos a altas presiones de aparente aplicada, esto quiere decir que los recubrimientos modificado R3' desarrolla una mayor capa de lubricación en altas presiones aparentes aplicadas con respecto los recubrimientos sin modificar R3.

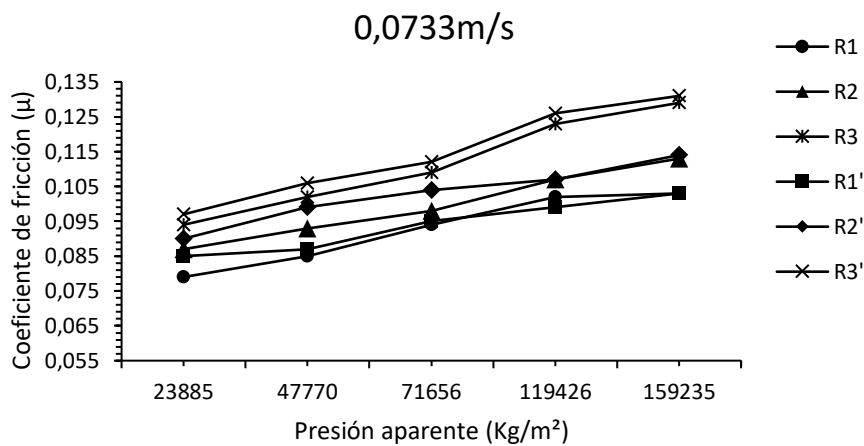


Figura 4.32. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,0733m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.33, muestra la tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,01099m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco) de recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, R2-NiCrBSi con un contenido en

romo del 15,25% ,R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25% y recubrimientos modificados con el 10% de alúmina, R1', R2', R3'y con un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

Puede destacarse, que en los recubrimientos modificados R3' presentan mayor estabilidad en la capa de lubricación con respecto a los recubrimientos sin modificar R3 en velocidades intermedias en todo el rango de presiones aparentes aplicadas alcanzando mínimas variaciones en valores de rozamiento. Mientras que los recubrimientos modificados R1' y R2' alcanzan valores mínimos a altas presión aplicadas aparentes.

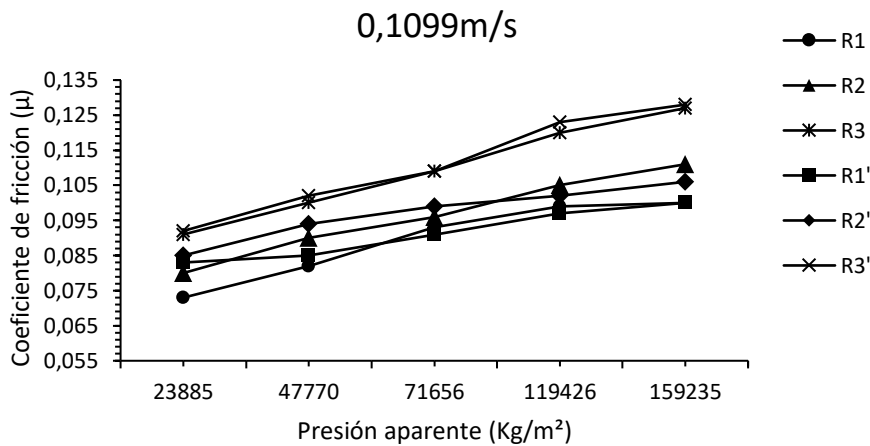


Figura 4.33. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,1099m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.34, muestra la tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,01465m/s en los siguientes pares rozantes (recubrimiento-disco) de recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi con un contenido en cromo del 10,1%, R2-NiCrBSi con un contenido en cromo del 15,25% ,R3-NiCrBSi/WC 60/40% con un contenido en cromo del 15,25% y recubrimientos modificados con el 10% de alúmina, R1', R2', R3'y con un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido. En el caso de los recubrimientos modificados R3' con respecto a los recubrimientos sin modificar, tiene el mismo comportamiento que en velocidades de deslizamiento de 0,1099m/s, desarrollando una capa de lubricación de mayor estabilidad que en los recubrimientos sin modificar alcanzando mínimas variaciones de los valores de rozamiento en todo el rango de presiones aparentes aplicadas. Mientras en los recubrimientos modificados R1' y no modificados R1, los valores de rozamiento resultantes convergen entre ellos a partir del incremento en las presiones intermedias aplicadas.

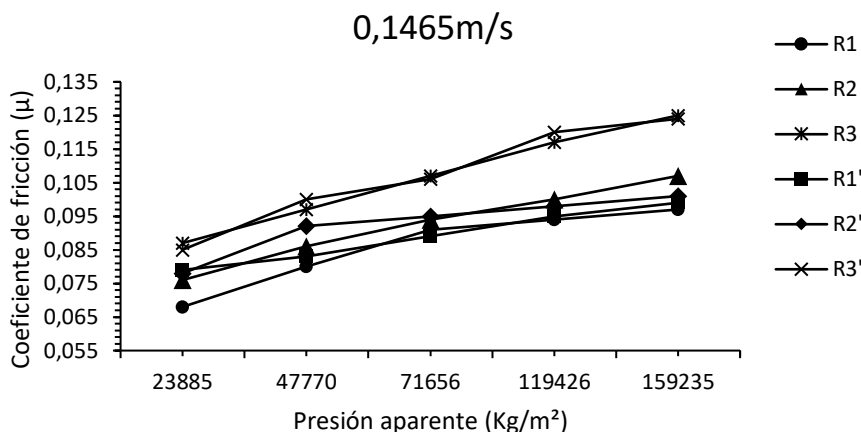


Figura 4.34. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,1465m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar R1, R2, R3 y recubrimientos modificados R1', R2' y R3' con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.35, muestra La tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,01832m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco) de recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi (10,1%Cr, R2-NiCrBSi (15,25%Cr) ,R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) y recubrimientos modificados con el 10% de alúmina, R1', R2', R3'y con un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido. Los recubrimientos modificados R1' presenta mayor estabilidad y continuidad de lubricación con el incremento de las presiones aparentes aplicadas con respecto al recubrimiento no modificado R1.

Mientras que en los recubrimientos modificados R2' y sin modificar R2, tienen ciertas variaciones en los valores de rozamiento en todo el rango de presiones aplicadas y altas velocidades de deslizamiento, sin embargo, en los recubrimientos modificados R3' con respecto a R3 mantienen mínimas variaciones en los valores de rozamiento en todo el rango de presiones aparentes aplicadas.

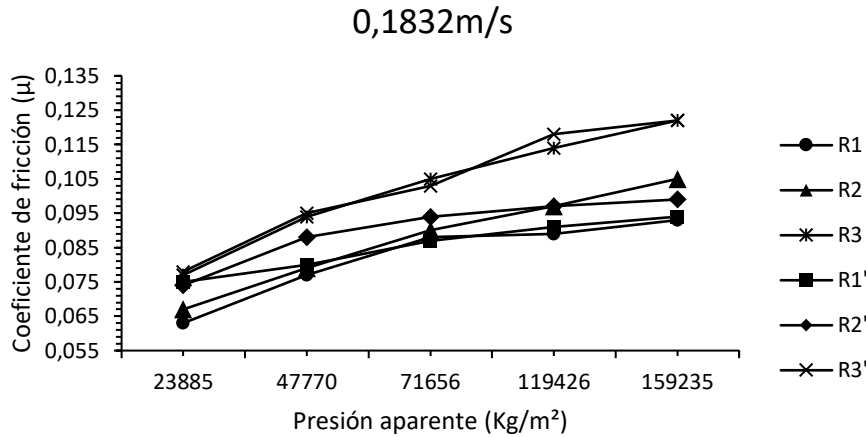


Figura 4.35. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,1832m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

En la figura 4.36, muestra La tendencia de la variación del coeficiente de rozamiento con respecto a la presión normal aplicada a una velocidad de ensayo de 0,2198m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco) de recubrimientos sin modificar: R1-NiCrBSi (10,1%Cr, R2-NiCrBSi (15,25%Cr) ,R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) y recubrimientos modificados con el 10% de alúmina, (R1', R2', R3)'y con un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido. los recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el 10% de adiciones de Al₂O₃ desarrollan una capa de lubricación con mayor estabilidad y continuidad con altas velocidades de deslizamiento aplicando altas y bajas presiones aparente con respecto a los recubrimientos R1, R2 y R3.

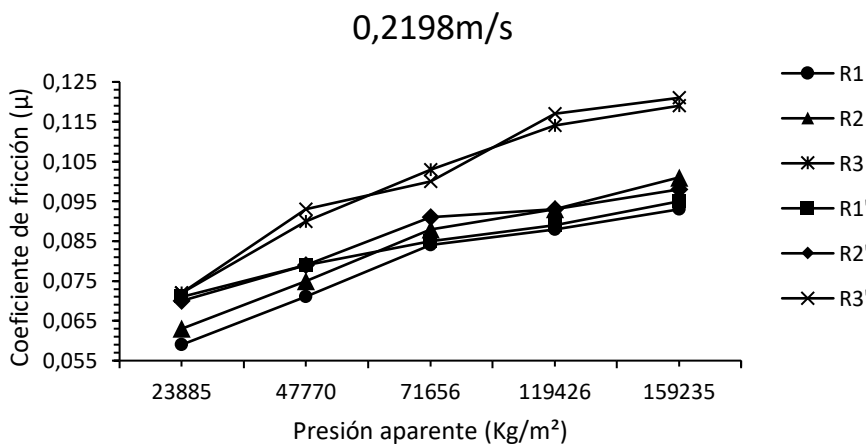


Figura 4.36. Variación del coeficiente de rozamiento en función de la presión aplicada para una velocidad de deslizamiento de 0,1832m/s en los siguientes pares rozantes (pin-disco): recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y recubrimientos modificados (R1', R2', R3') con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido.

4.4.4 Influencia del contenido en cromo de recubrimientos NiCrBSi sobre la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados (Curva de Stribeck)

El análisis del comportamiento tribológico desde la tendencia a la cohesión, el cuál condiciona el desgaste, se realiza usando indicadores normalizados de fricción de las muestras de ensayo del par rozante (pin-disco) utilizando el sistema (pin-on-disk). Los indicadores que se pueden obtener en este equipo son los siguientes:

- Fuerza Normal aplicada (F_n).
- Presión aparente, $P_a = F_n/S$, siendo 'S' la sección de contacto de la muestra.
- Presión aparente por unidad de ancho $P_{al} = (F_t/F_n) \cdot d$, siendo 'd' el diámetro de la muestra.
- Fuerza de rozamiento (F_r).
- Coeficiente de fricción, $\mu = F_t/F_n$.
- Velocidad de deslizamiento (v).

El coeficiente de fricción resultante tras los ensayos tribológicos con diferentes presiones aparentes aplicadas y velocidades de deslizamiento, nos permite reproducir y definir todas las zonas de los regímenes de lubricación, (límite, mixta, elastohidrodinámico e hidrodinámico) que conforma la 'Curva de Stribeck' del par rozante pin-disco, donde el coeficiente de fricción medio resultante de los ensayos es función del parámetro ' $Z = \frac{\eta \cdot v}{P_a \cdot R_a}$ ' , viscosidad dinámica del aceite lubricante ' η ' (Kg/m·s) a temperatura ambiental 'T' de laboratorio, velocidad de deslizamiento ' v ' (m/s), presión normal aparente aplicada ' P_a ' (Kg/m²) y rugosidad superficial media inicial ' R_a ' (m).

La Curva de Stribeck está comprendida en tres zonas diferenciadas, I zona límite, II zona mixta y III zona hidrodinámica. El régimen de lubricación mixta promedia la parte de la superficie que se encuentra en régimen hidrodinámico con aquella que se encuentra en régimen de capa límite, de contacto entre las dos superficies. La influencia sobre el coeficiente de rozamiento está forzada por la superficie que se halla en régimen de capa límite, afectada por los fenómenos interferenciales y/o cohesivos. La separación del comportamiento interferencial y / o cohesivo puede realizarse con la observación de la evolución del coeficiente de rozamiento con las presiones. Cuando el coeficiente de rozamiento crece con el aumento de las presiones, se inicia el rozamiento cohesivo. Y como sabemos, cuando existe cohesión superficial, el desgaste crece desmesuradamente y se inicia los procesos de gripado.

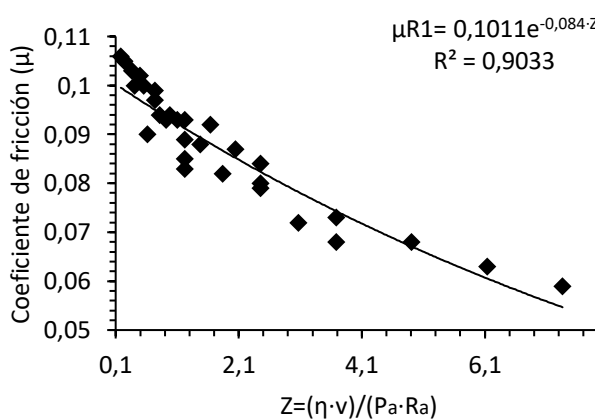
En la tabla 4.13. se muestran la composición química de los pares rozantes sin adiciones de Al₂O₃.

Aleación	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	Mn	P	S	WC	V
R1-NiCrBSi, 10%Cr	0,4	3,1	1,6	10,1	2,8	81,94	(-)	(-)	(-)	(-)	(-)
R2- NiCrBSi, 16%Cr	0,4	3,1	1,6	15,25	2,8	76,04	(-)	(-)	(-)	(-)	(-)
R3- NiCrBSi/WC 60/40%	0,75	4,18	3,14	15,25	3,88	32,95	(-)	(-)	(-)	40	(-)
Acero F-5220 templado en aceite y revenido	0,97	0,25	(-)	0,6	(-)	(-)	1,1	0,035	0,035	0,6	0,1

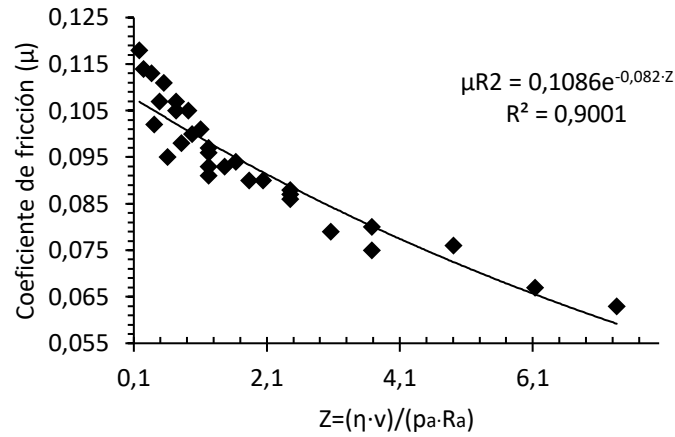
Tabla 4.13. Composición química del par rozante (pin-disco) sin adiciones de Al₂O₃.

En figura 4.37, se observa la correlación entre el coeficiente de rozamiento con el parámetro de Schipper, ‘Z’, es función de la viscosidad dinámica ‘η’ (Kg/ms), presión normal aparente de ensayo ‘P_a’, (Kg/m²), velocidad de deslizamiento ‘v’ (m/s) y rugosidad media superficial ‘R_a’ (m) de los siguientes pares rozantes (pin-disco):

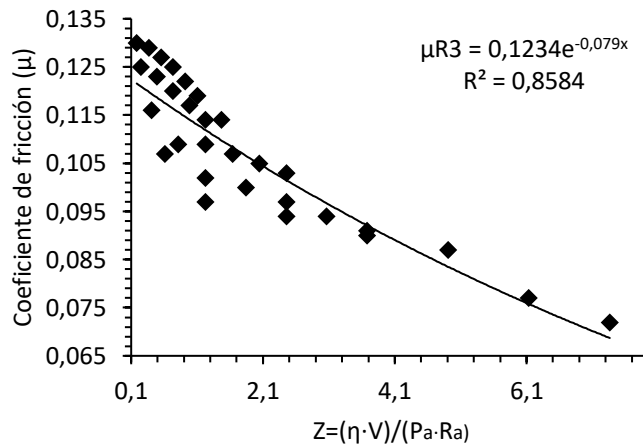
- (R1) NiCrBSi (10%Cr)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.
- (R2) NiCrBSi (15,25%Cr)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.
- (R3) NiCrBSi/WC (15,25%Cr)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.



a)



b)



c)

Figura 4.37. Correlación Stribeck: Coeficiente de rozamiento & Parámetro de Schepper ($\mu=f(Z)$), para los pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

Es bastante aceptable la correlación del tipo exponencial para los pares rozantes ensayados por su alto orden de índice de correlación (R^2) que alcanzan aproximadamente un 90% en los ensayos realizados , el modelo resultante es del tipo:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{-n_e \cdot Z} \tag{4.1}$$

Una función exponencial puede estar conformada por la iteración de dos mecanismos. En nuestro caso se puede hipotetizar que estos mecanismos de fricción corresponden a los extremos de la lubricación mixta, es decir: a) La lubricación hidrodinámica como extremo inferior, b) Lubricación límite como extremo superior.

La lubricación hidrodinámica por su propia definición, debe ser independiente de la naturaleza del par rozante siendo solo importante para el rozamiento la viscosidad del mismo lubricante utilizado. Sin embargo, es evidente que el camino recorrido en la curva de Stribeck hasta alcanzar el régimen hidrodinámico, está mediatizado por los fenómenos de la lubricación Límite, en el que obtendremos el nivel de cohesión de los pares rozantes ensayados en esa zona de la curva, lo cual es un parámetro muy importante ya que nos define el grado de cohesión, (microsoldaduras entre las asperezas de las superficies en contacto).

Por lo tanto, el camino de la exponencial hasta alcanzar el régimen hidrodinámico, dependen de los indicadores ser utilizados para el análisis del comportamiento cohesivo de los diferentes pares rozantes. En este sentido se han utilizado los siguientes indicadores:

- ❑ El coeficiente de rozamiento en el origen, ' μ_0 ' para $Z=0$. Por extrapolación este puede ser considerado como el coeficiente de rozamiento en la zona de Lubricación Límite. En este sentido, valores mayores de ' μ_{r0} ' son indicativos de mayor tendencia a los mecanismos de cohesión entre los pares rotantes ensayados.
- ❑ La pendiente de la función exponencial en el origen, ' m_{Z0} '. Una menor pendiente puede significar una mayor influencia de la lubricación límite y, por tanto, de mayor comportamiento cohesivo.
- ❑ El exponente de la función ' n ', indica la tendencia directa alcanzar las abscisas, dominio del régimen hidrodinámico. De otro modo, altos valores del exponente indican una mayor cohesión entre el par rozante.
- ❑ La variable de Schipper (' Z_{h0} ') en la que se puede considerar el inicio de la lubricación hidrodinámica. En este sentido valores altos correspondientes a la variable ' Z_{h0} ' significa un mayor dominio del comportamiento cohesivo, puesto que requieren mayores flujos de lubricantes para eliminar toda posible acción cohesiva. Conocidas las dificultades para la medición del coeficiente de fricción del orden de 10^{-4} , se ha definido como forma normalizada de la variable ' Z_{h0} ' con un valor del coeficiente de rozamiento ($\mu_{Z_{h0}}=0,01$) en el inicio de la zona hidrodinámica de la curva de Stribeck.

En la figura 4.38, se muestra la comparativa de los tres recubrimientos sin modificar, donde el recubrimiento R3, desarrolla un coeficiente de rozamiento máximo y mínimo entre $0,130 \div 0,072$, R2 de $0,118 \div 0,063$ y R1 de $0,106 \div 0,059$ siendo el parámetro ' Z ' constante para todos los pares rozantes alcanzando un valor máximo y mínimo siendo igual para los tres recubrimientos $Z_{\min}=0,184$ Y $Z_{\min}=7,36$. Podemos decir que los recubrimientos con mayor contenido en cromo rozando con el disco duro F-5220 templado en aceite y revenido, experimenta una mayor resistencia al movimiento entre las asperezas de las dos superficies en contacto debido a la variación de la dureza entre ellas, es decir cuando la variación de durezas entre el recubrimiento con respecto el disco es mínima, habrá una mayor resistencia al movimiento debido al alto límite elástico (no saturado) en las fases duras formadas tras las refusión, es decir, cuando los esfuerzos máximos desarrollados en las asperezas con mayor penetración son menores que la dureza H_v del material más blando del par rozante.

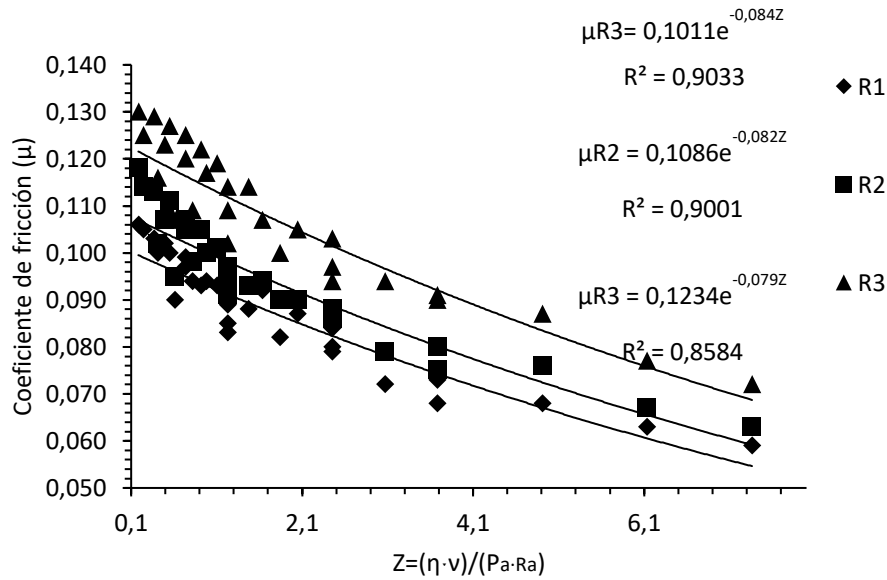


Figura. 4.38. Comparativa de los regímenes de lubricación (curva de Stribeck) de los pares rozantes siguientes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

En la tabla 4.14, se han cuantificado los valores de μ_0 , n_e , m_{zh0} , y Z_{h0} obtenidos desde la correlación de la figura 4.38 para los pares rozantes ensayados. Podemos decir que el recubrimiento R1 tiene una mayor tendencia a la cohesividad en primer lugar, por tener mayor exponente alejándose del eje de abcisas y por otro lado el parámetro Z en el origen hidrodinámico, considerando un coeficiente de fricción de 0,01, es mayor que el resto de recubrimientos sin modificar teniendo un mayor rango de la lubricación mixta comprendido entre el inicio de la lubricación mixta y la hidrodinámica, y como sabemos, en la lubricación mixta hay contacto entre las asperezas de las dos superficies en contacto. La tasa de desgaste entre el par rozante dependerá de las propiedades mecánicas de estas.

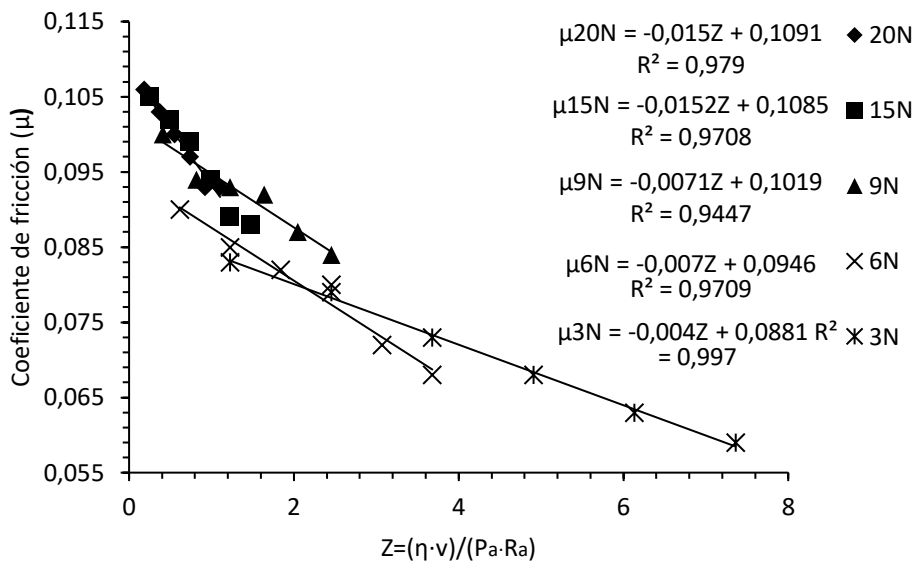
En el caso del recubrimiento R3, presenta valores altos de fricción con respecto a los recubrimientos R1 y R2, pero tras los ensayos de desgaste abrasivo resultó tener mayor resistencia a este proceso de desgaste con respecto al resto de recubrimientos sin modificar, pero tiene un inconveniente este recubrimiento que es la pérdida de energía debido al rozamiento en medios lubricados.

Par rozante	μ_0	n_e	$m_{Z_{h0}}$	Z_{h0}
R1- Acero F-5220 templado aceite	0,1011	-0,084	0,0079	27,54
R2- Acero F-5220 templado aceite	0,1086	-0,082	0,0071	29,08
R3- Acero F-5220 templado aceite	0,1236	-0,079	0,0067	31,43

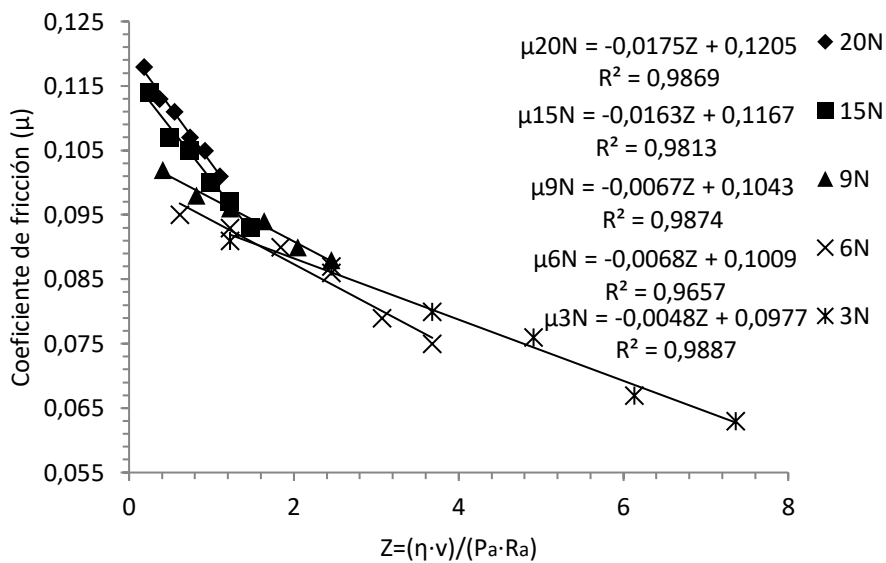
Tabla 4.14. Valores de μ_0 , n_e , $P_{Z_{h0}}$ y Z_{s0} de la correlación de Stribeck para los pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido, -R1 (NiCrBSi, 10,1%Cr), -R2 (NiCrBSi, 15,25%Cr) y R3 (NiCrBSi/WC 60/40%, (15,25%Cr).

El análisis de la transición entre la lubricación límite y la hidrodinámica, corresponde a la lubricación mixta, donde se concentran todos los puntos obtenidos en cada ensayo para cada uno de los pares rozantes, representando así los valores para cada presión aparente más significativos, presiones de ensayo mínima, media y máxima como podemos observar en la figura 4.39, nos permite deducir que ésta es la conformación reglada de las correlaciones de forma lineal dependientes a la presión aparente aplicada (P_a). Para este estudio no se han considerado los coeficientes de rozamientos menores de 0,01 por haberlo definido como coeficiente de rozamiento que corresponde a la zona de lubricación hidrodinámica.

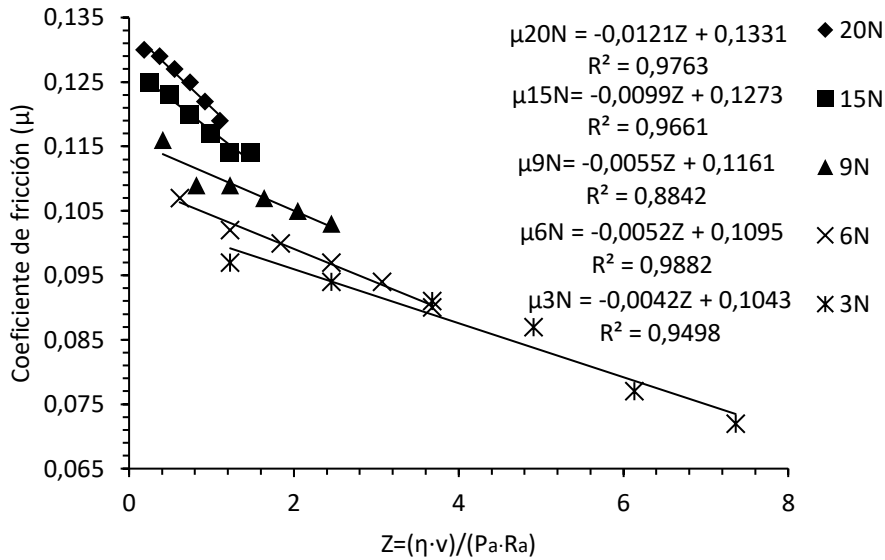
Con estas correlaciones podemos determinar el coeficiente de rozamiento estático cuando el parámetro de $Z=0$ como las pendientes obtenidas por cada presión aparente aplicada. Teniendo el coeficiente de rozamiento estático y suponiendo el hidrodinámico de 0,01 podemos saber el rango completo de la lubricación mixta, sin considerar el elastohidrodinámico. El régimen hidrodinámico es independiente de las propiedades de los materiales del par rozante y solo depende exclusivamente de las características del aceite lubricante que sea capaz de aislar las dos superficies. Aunque no existe un régimen hidrodinámico puramente dicho si no una mezcla de ambas zonas, tanto mixta e hidrodinámica como ocurren en los cojinetes. Estos dos indicadores obtenidos en las correlaciones lineales dependientes de la presión aparente aplicada, como es el coeficiente de rozamiento estático ' μ_0 ' y la pendiente ' m ' podemos obtener las constantes K_{μ_0} , n^{μ_0} , K_m y n^m mediante la correlación potencial entre el coeficiente de rozamiento estático con la presión aparente aplicada y la correlación entre la pendiente y la presión aparente aplicada.



a)



b)



c)

Figura 4.39. Correlación lineal μ -Z para cada serie de valores a presión constante subíndice de “Y “en los pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

Cómo puede observarse, los coeficientes de correlación hallados, hace suponer la veracidad de la dependencia con las presiones aparentes. El modelo genérico es del tipo:

$$\mu_{pa} = \mu_0 - m \cdot Z \tag{4.2}$$

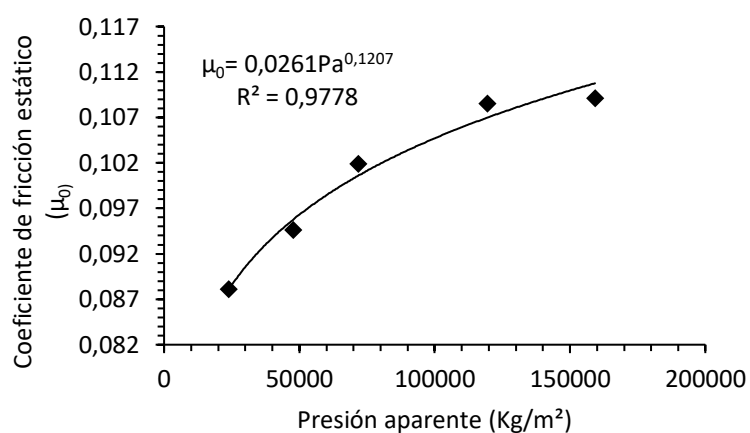
Además, los dos términos que componen el modelo de la correlación del tipo lineal, pendiente ‘m’ y término independiente ‘ μ_0 ’, corte con el eje de las ordenadas, muestran una tendencia de crecimiento cualitativo en función de la presión aparente ‘ P_a ’. La correlación de los términos independientes (μ_0) puede analizarse con las presiones aparentes, lo que significa por extrapolación la correlación del coeficiente de rozamiento corresponder a la zona de lubricación límite con las presiones aplicadas.

En la figura 4.40, se muestran estas correlaciones del tipo potencial para los 3 pares rozantes estudiados comprendidos entre el disco de rozamiento de acero F-5220 templado en aceite y revenido como los recubrimientos (R1) NiCrBSi, 10,1%Cr, (R2) (NiCrBSi, 15,25%Cr) y (R3) (NiCrBSi/WC 60/40% , 15,25%Cr). La selección de la correlación potencial es debida a la reconocida dependencia de amortiguamiento del coeficiente de rozamiento con el incremento de la presión aparente resultando un excelente índice de correlación (R^2) de entre 0,93 y 0,98%.

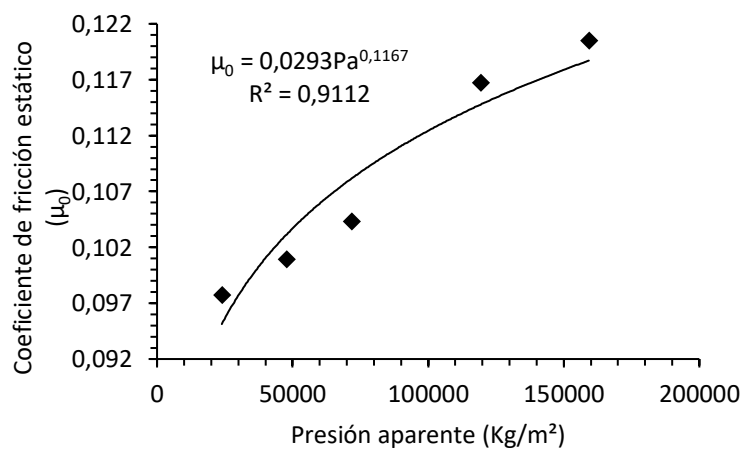
El modelo óptimo es del tipo potencial de la forma:

$$\mu_0 = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n_{\mu 0}} \quad (4.3)$$

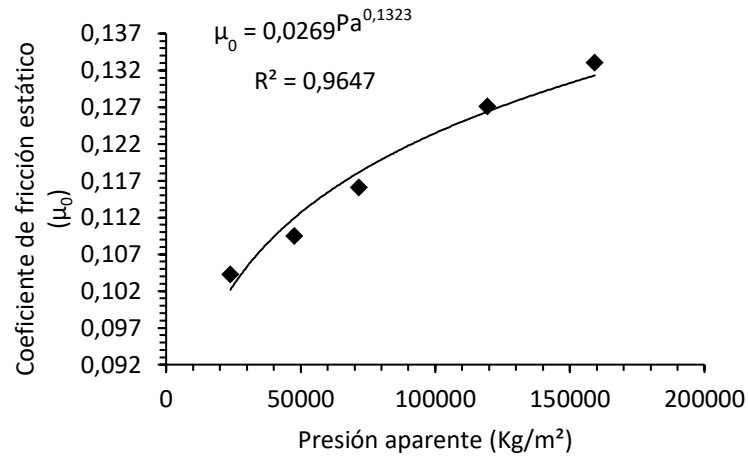
Mediante esta expresión obtenida en la correlación del coeficiente de rozamiento estático y la presión aparente aplicada se puede obtener la constante de correlación ‘ $K_{\mu 0}$ ’ y el exponente ‘ $n_{\mu 0}$ ’.



a)



b)



c)

Figura 4.40. Correlación de los términos independientes ‘ μ_0 ’ con las presiones aparentes ‘ P_a ’ para los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

En la figura 4.40 podemos justificar la excelente correlación de este modelo, el cual el crecimiento del coeficiente de rozamiento en la lubricación límite con las presiones aparentes aplicadas, así como la tendencia cohesiva que se indica por:

- 1) mayor valor del factor ‘ K_{μ_0} ’.
- 2) mayor valor del exponente ‘ n^{μ_0} ’.

Igualmente se analiza la correlación de las pendientes ‘ m ’ del modelo de tipo lineal del coeficiente de rozamiento para cada una de las presiones aplicadas en cada ensayo (μ_{pa}). En la figura 4.41 se reproduce esta correlación para los pares rozantes ensayados.

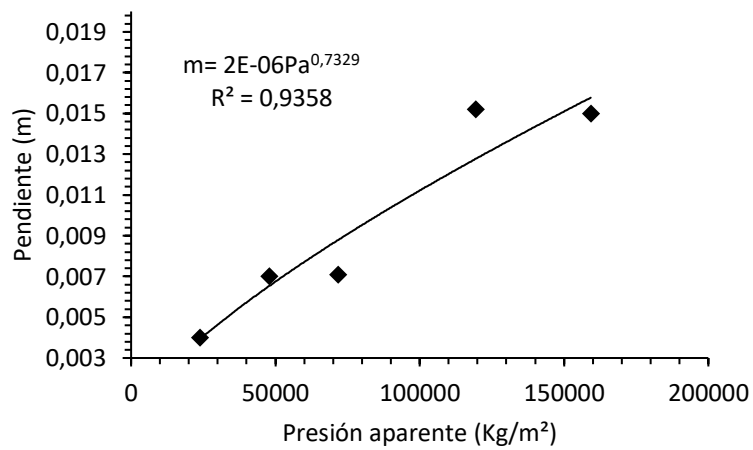
Puede observarse un índice de correlación (R^2) aceptable, que varía entre el 0,80 y 0,94% respectivamente, lo que significa la notable influencia de la presión aparente en la lubricación mixta.

El modelo más adecuado en esta correlación es del tipo potencial de la forma:

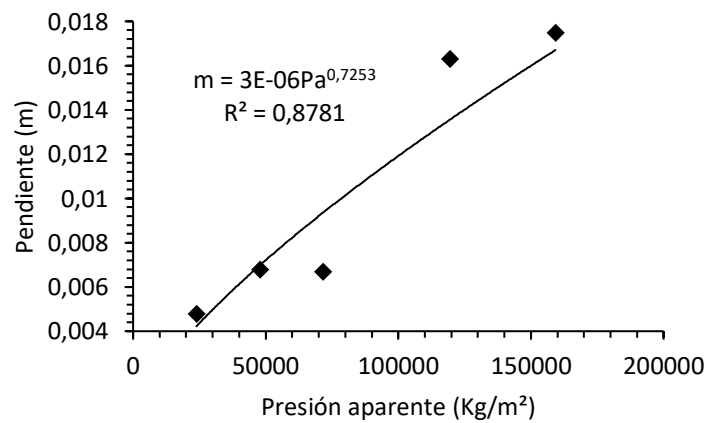
$$m = K_m \cdot p_a^{n_m} \quad (4.4)$$

En esta correlación la mayor tendencia cohesiva se interpreta por una mayor influencia de la lubricación límite sobre la hidrodinámica con una mayor pendiente ‘m’. De este modo por:

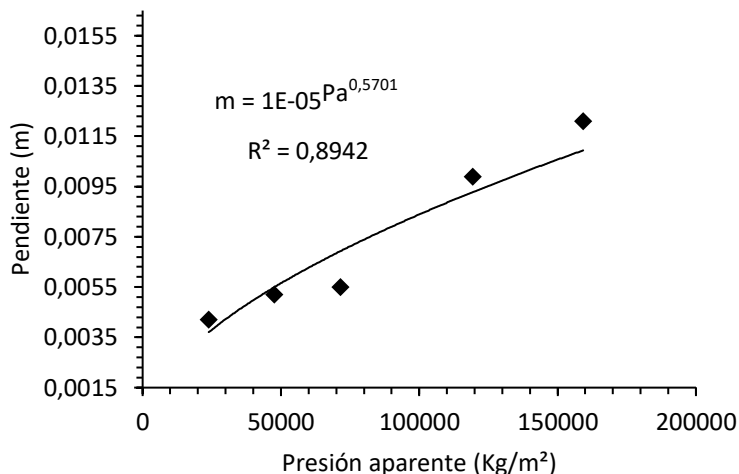
- 1) mayor factor ‘ K_m ’.
- 2) mayor exponente ‘ n_m ’.



a)



b)



c)

Figura 4.41. Correlación pendiente ‘m’ & presión aparente ‘Pa’ en las curvas de lubricación mixta de los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

Con los resultados obtenidos en la correlación observada en la figura 4.44, se pudo hipotetizar en la Curva de Stribeck como zona predominante, la lubricación mixta mediante la variable conjunta que conforman la lubricación hidrodinámica, ‘Z_{h0}’ y la lubricación límite, ‘p_aⁿ’. De este modo se hipotetizó la variable ‘Z’ en la que (n) es un exponente que debe ser optimizado con el coeficiente de rozamiento ‘μ’ disminuido en la correspondiente zona de la lubricación límite para cada presión ensayada ‘μ_{0pa}’.

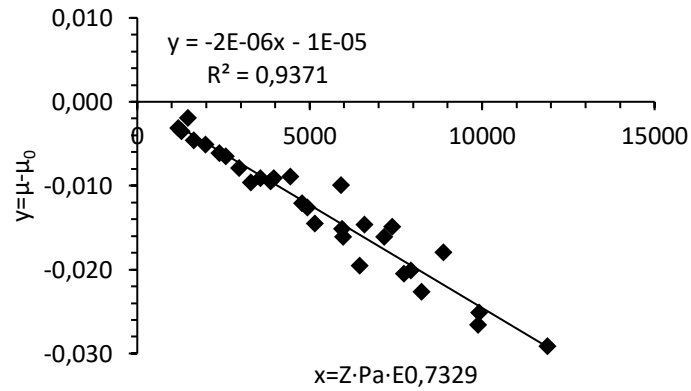
En la tabla 4.15. se muestra un resumen de las constantes y exponentes resultantes de las figuras 4.40 y 4.41 de los pares rozantes ensayados: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

Par rozante pin-disco	K _{μ0}	n _{μ0}	K _m	n _m
Acero F-5220 templado aceite –R1	0,0261	0,1207	2,00E-06	0,7329
Acero F-5220 templado aceite –R2	0,0293	0,1167	3,00E-06	0,7253
Acero F-5220 templado aceite –R3	0,0269	0,1323	1,00E-05	0,5701

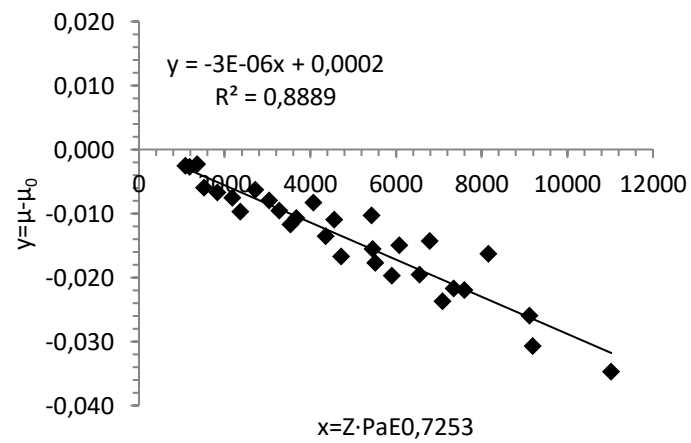
Tabla 4.15. Resumen obtención de las constantes y exponentes, (K_{μ0}, n_{μ0}, K_m, n_m).

De este modo la expresión general que determina el coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta (fig. 4.42) corresponde:

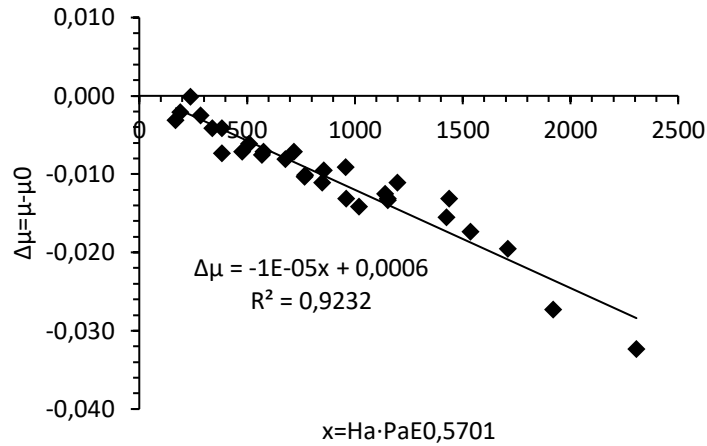
$$\mu = \mu_{0pa} \cdot m \cdot Z \cdot p_a^{nm} \tag{6.5}$$



a)



b)



c)

Figura 4.42. Correlación $(\mu - \mu_0)$ con el parámetro compuesto de ‘Z’ y ‘ Pa^{n_m} ’ para los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

En el análisis de la correlación de la pendiente ‘m’ y la presión aplicada ‘ P_a ’, (fig. 4.41), el exponente óptimo ‘ n_m ’ de la variable compuesta ‘ $Z \cdot p_a^{n_m}$ ’ correspondientes a los recubrimientos R1 ($n_m=0,7329$), R2 ($n_m=0,7253$) y R3 ($n_m=0,5701$) obteniendo unos coeficientes de correlación del 0,94, 0,89 y 0,76% respectivamente, se puede justificar que la lubricación mixta es gobernada por la variable compuesta ‘ $Z \cdot p_a^{n_m}$ ’, en la que ‘Z’ es la variable que regenta la lubricación hidrodinámica y la ‘ $p_a^{n_m}$ ’ es la que lo hace en la límite.

De este modo el modelo genérico del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta es el que se expresa a continuación:

$$\mu = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n_{\mu 0}} - K_m \cdot Z \cdot p_a^{n_m} \tag{4.6}$$

En la figura 4.43. se puede observar una comparativa de la zona del régimen de lubricación mixta de los tres pares rozantes a estudiar.

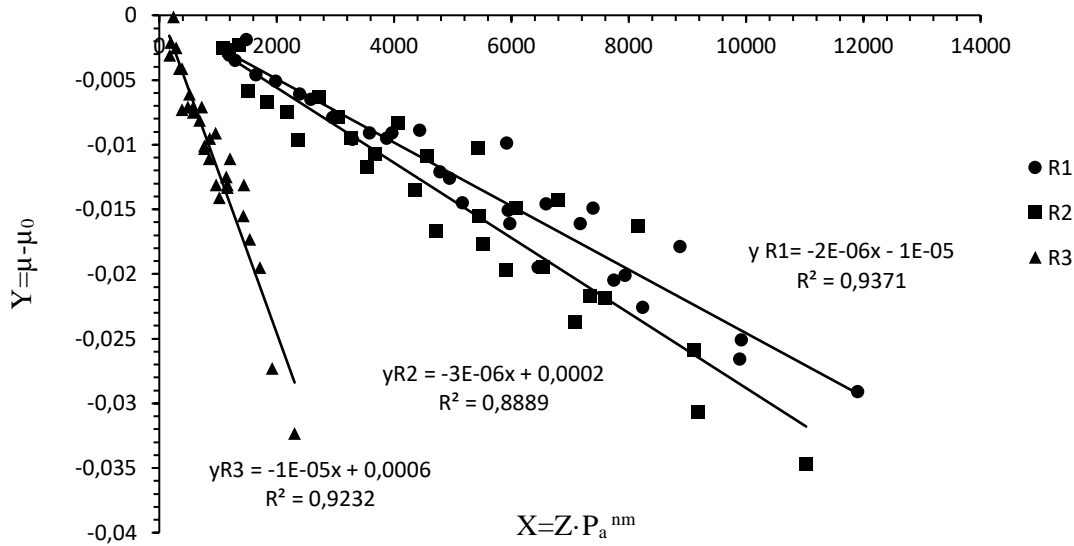


Figura 4.43. Comparativa de la zona de lubricación mixta de los siguientes pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento NiCrBSi (10,1%Cr), b) recubrimiento NiCrBSi (15,25%Cr), c) recubrimiento NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

En este caso, el modelo matemático del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante: disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido-recubrimiento R1 (NiCrBSi, 10,1%Cr) es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0261 \cdot p_a^{0,1207} \cdot 2 \cdot 10^{-6} p_a^{0,7329} \cdot Z \tag{4.7}$$

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido-recubrimiento R2 (NiCrBSi, 15,25%Cr) es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0293 \cdot p_a^{0,1167} \cdot 3 \cdot 10^{-6} p_a^{0,7253} \cdot Z \tag{4.8}$$

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y el recubrimiento R3 (NiCrBSi/WC 60/40%, 15,25%Cr) es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0227 \cdot p_a^{0,1483} \cdot 1 \cdot 10^{-5} p_a^{0,5701} \cdot Z \tag{4.9}$$

4.4.5. Influencia de la adición de Al_2O_3 micrométrica en recubrimientos NiCrBSi sobre la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados (Curva de Stribeck)

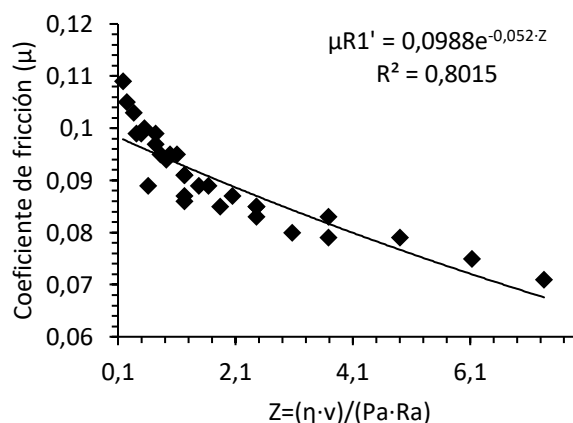
En la tabla 4.16. se muestra la composición química de los pares rozantes empleados en los ensayos tribológicos en medios lubricados sobre el par rozante pin-disco con adiciones del 10% de Al_2O_3 micrométrica.

Aleación	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	Mn	P	S	WC	Al_2O_3
R1'-NiCrBSi (10,1%Cr)	0,36	2,79	1,44	9,09	2,52	73746	(-)	(-)	(-)	(-)	10
R2'- NiCrBSi (15,25%Cr)	0,36	2,79	1,44	13,72	2,52	68,436	(-)	(-)	(-)	(-)	10
R3'- NiCrBSi/WC 60/40%,(15,25%Cr)	0,675	3,76	2,826	13,72	3,492	29,655	(-)	(-)	(-)	36	10
Acero F-5220 templado en aceite y revenido	0,97	0,25	(-)	0,6	(-)	(-)	1,1	0,035	0,035	0,6	(-)

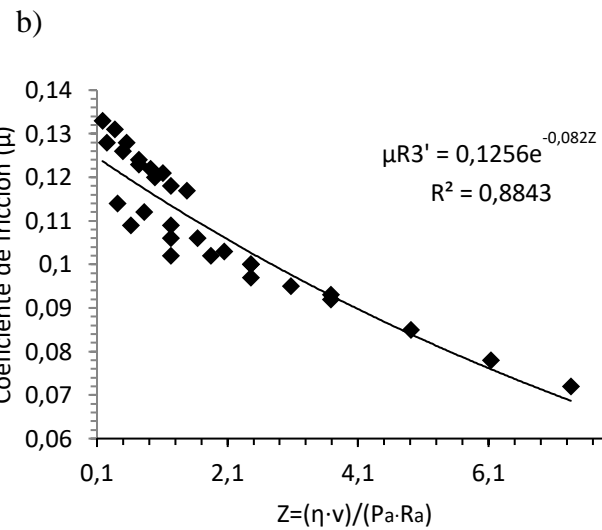
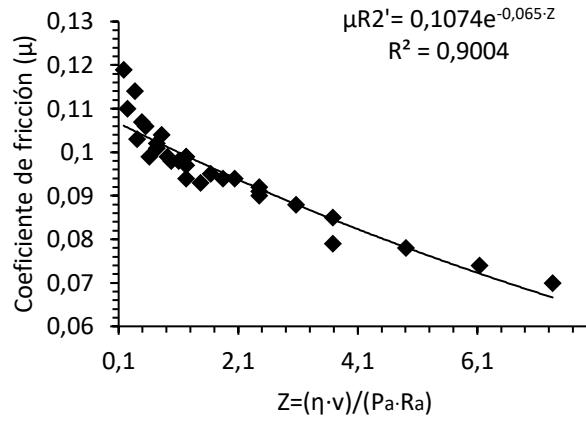
Tabla 4.16. Composición química del par rozante (pin-disco) con adiciones del 10% de Al_2O_3 micrométrica.

En figura 4.44, se observa la correlación gráfica del coeficiente de rozamiento con el parámetro de Schipper 'Z', de los siguientes pares rozantes (pin-disco):

- (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10% Al_2O_3)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.
- (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10% Al_2O_3)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.
- (R3') NiCrBSi/WC (15,25%Cr+10% Al_2O_3)-acero F-5220 templado en aceite y revenido.



a)



c)

Figura 4.44. Correlación Stribeck, Coeficiente de rozamiento-Vs- Parámetro de Schipper ($\mu=f(Z)$), para el par rozante: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3') NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

Es bastante aceptable la correlación del tipo exponencial para los pares rozantes ensayados por su buen orden en el índice de correlación (R^2) que alcanzan valores comprendidos entre 0,80 y 0,90 de los ensayos realizados, igual que en el estudio de los recubrimientos sin modificar, el modelo matemático resultante es del mismo tipo:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{-n \cdot Z} \tag{4.10}$$

Una función exponencial, igual como hemos comentado en el apartado anterior en los ensayos de la influencia del cromo en el comportamiento tribológico, puede estar conformada por la iteración de dos mecanismos. En nuestro caso se puede hipotetizar

que estos mecanismos de fricción corresponden a los extremos de la lubricación mixta, es decir: a) La lubricación hidrodinámica como extremo inferior, b) Lubricación límite como extremo superior.

La lubricación hidrodinámica por su propia definición debe ser independiente de la naturaleza del par rozante siendo solo importante para el rozamiento la viscosidad del mismo lubricante utilizado. Sin embargo, es evidente que el camino recorrido en la Curva de Stribeck hasta alcanzar el régimen hidrodinámico, está mediatizado por los fenómenos de la lubricación límite, en el que obtendremos el nivel de cohesión de los pares rozantes ensayados en esa zona de la curva, lo cual es un parámetro muy importante ya que nos define el grado de cohesión, (microsoldaduras entre las asperezas de las superficies en contacto).

Por lo tanto, el camino de la exponencial hasta alcanzar el régimen hidrodinámico, los indicadores ser utilizados para el análisis del comportamiento cohesivo de los diferentes pares rozantes. En este sentido se han utilizado los siguientes indicadores:

- ❑ El coeficiente de rozamiento en el origen, ' μ_0 ' para $Z=0$. Por extrapolación este puede ser considerado como el coeficiente de rozamiento en la zona de Lubricación Límite. En este sentido, valores mayores de ' μ_{r0} ' son indicativos de mayor tendencia a los mecanismos de cohesión entre los pares rotantes ensayados.
- ❑ La pendiente de la función exponencial en el origen, ' m_{Z0} '. Una menor pendiente puede significar una mayor influencia de la lubricación límite y, por tanto, de mayor comportamiento cohesivo.
- ❑ El exponente de la función ' ne ', indica la tendencia directa en alcanzar las abscisas, dominio del régimen hidrodinámico. De otro modo, valores altos del exponente indican una mayor cohesión entre el par rozante.
- ❑ La variable de Schipper (' Z_{h0} ') en la que se puede considerar el inicio de la lubricación hidrodinámica. En este sentido valores altos de la variable ' Z_{h0} ' significa un mayor dominio del comportamiento cohesivo, puesto que requieren mayores flujos de lubricantes para eliminar toda posible acción cohesiva.

Conocidas las dificultades para la medición del coeficiente de fricción del orden de 10^{-4} , se ha definido como forma normalizada de la variable ' Z_{h0} ' con un valor del coeficiente de rozamiento ($\mu_{Z_{h0}}=0,01$) en el inicio de la zona hidrodinámica de la curva de Stribeck.

En la figura 4.45, se muestra la comparativa de los tres recubrimientos modificados con el 10% de Al_2O_3 micrométrica, donde el recubrimiento R3', alcanza valores máximos y mínimos de rozamiento entre (0,133÷0,072), R2' (0,119÷0,070) y R'1 (0,109÷0,071) siendo el parámetro ' Z ' constante para todos los pares rozantes alcanzando un valor máximo y mínimo siendo igual para los tres recubrimientos $Z_{max.}=0,184$ Y $Z_{min}=7,36$. Los recubrimientos con adiciones de alúmina los valores de rozamiento convergen con respecto al incremento de la velocidad de deslizamiento alcanzando valores con mínimas variaciones de rozamientos.

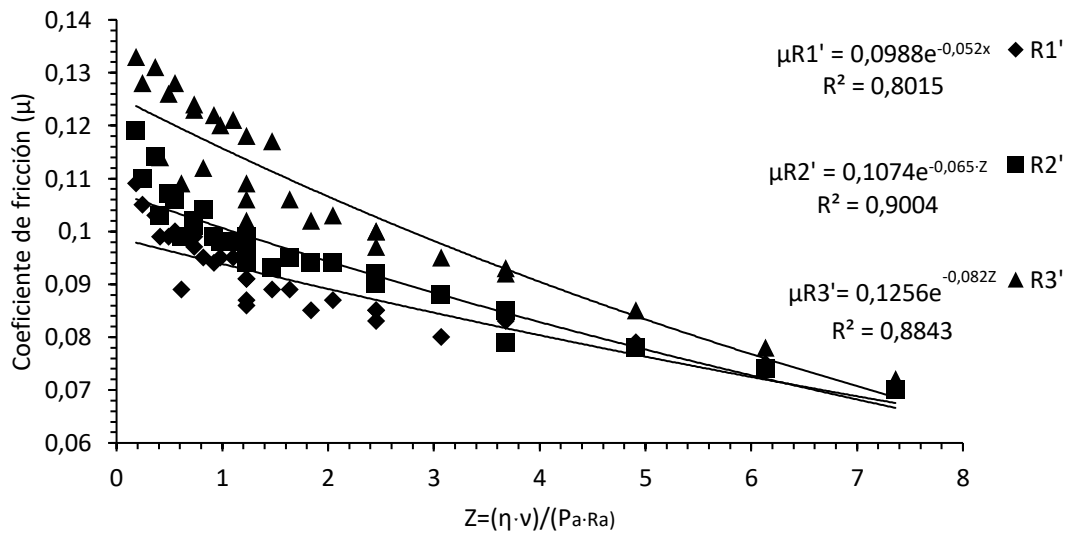


Figura. 4.45. Comparativa de la curva de Stribeck de los pares rozantes siguientes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3') NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

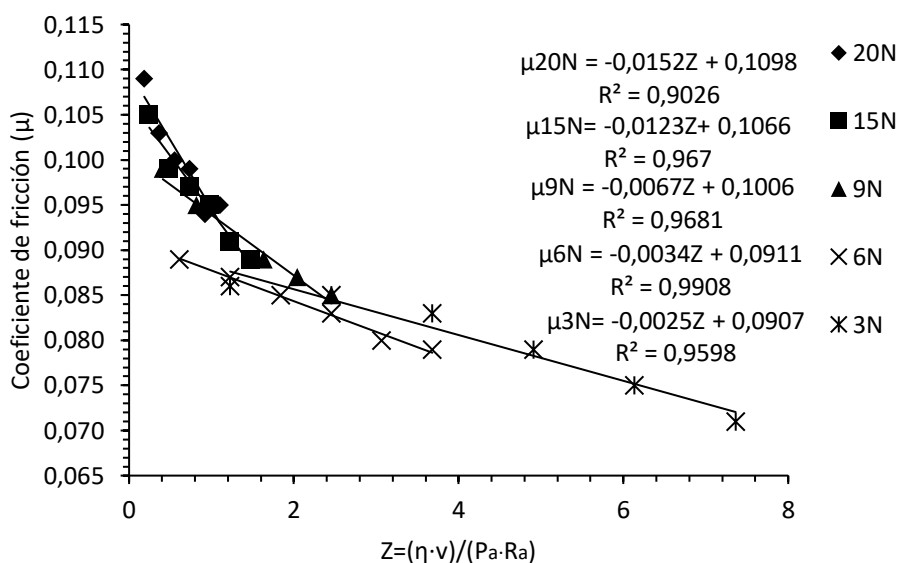
En la tabla 4.17, se han cuantificado los valores de μ_0 , n_e , m_{zh0} , y Z_{h0} obtenidos desde la correlación de la figura 4.45 para los pares rozantes ensayados.

Par rozante	μ_0	n_e	m_{zh0}	Z_{h0}
R1'- Acero F-5220 templado aceite	0,0988	-0,052	-0,0045	48,35
R2'- Acero F-5220 templado aceite	0,1074	-0,065	-0,0058	36,69
R3'- Acero F-5220 templado aceite	0,1257	-0,082	-0,0082	28,23

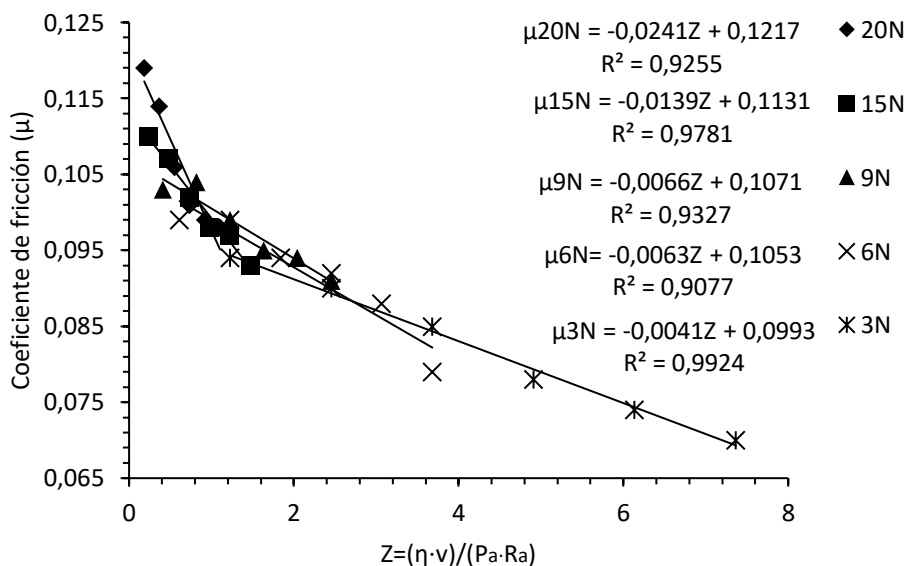
Tabla 4.17. Valores de μ_0 , n_e , p_{Hs0} y Z_{h0} de la correlación de Stribeck para los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite- R1' (NiCrBSi, 10,1%Cr+10%Al₂O₃), -R2' (NiCrBSi, 15,25%Cr+10%Al₂O₃) y R3' (NiCrBSi/WC 60/40%, (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

El análisis de la transición entre la lubricación límite y la hidrodinámica, corresponde a la lubricación mixta, donde se concentran todos los puntos obtenidos en cada ensayo para cada uno de los pares rozantes, representando así los valores para cada presión aparente más significativos, presiones de ensayo mínima, media y máxima como podemos observar en la figura 4.46, nos permite deducir que ésta es la conformación reglada de las correlaciones de forma lineal dependientes a la presión aparente aplicada (P_a). Para este estudio no se han considerado los coeficientes de

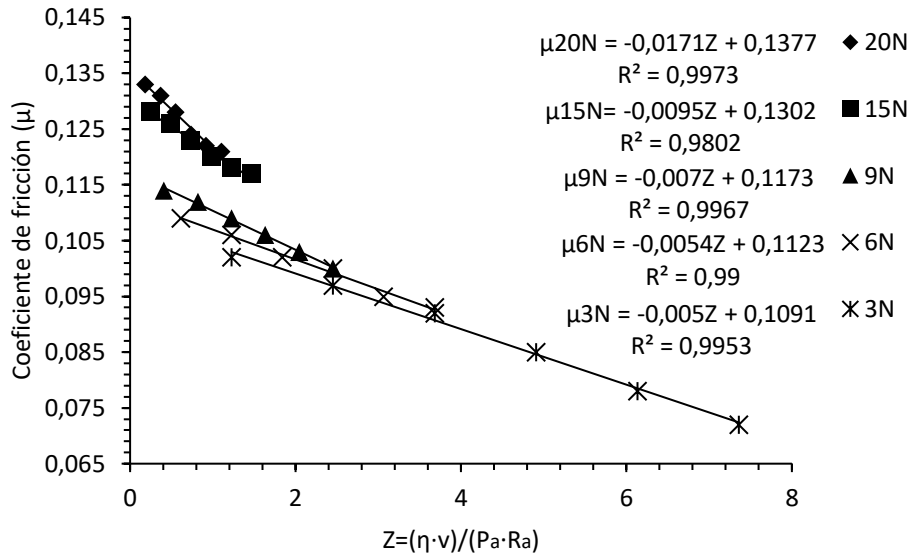
rozamientos menores de 0,01 por haberlo definido como coeficiente de rozamiento que corresponde a la zona de lubricación hidrodinámica.



a)



b)



c)

Figura 4.45. Correlación lineal μ -Z para cada serie de valores a presión constante subíndice de “Y “en los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1’) NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2’) NiCrBSi (16%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3’) NiCrBSi /WC60/40% (15,1%Cr+10%Al₂O₃).

Cómo puede observarse, los coeficientes de correlación hallados, hace suponer la veracidad de la dependencia con las presiones aparentes. El modelo genérico es del tipo:

$$\mu_{pa} = \mu_0 - m \cdot Z \tag{4.11}$$

Además, los dos términos que componen el modelo de la correlación del tipo lineal, pendiente ‘m’ y término independiente ‘ μ_0 ’, corte con el eje de las ordenadas, muestran una tendencia de crecimiento cualitativo en función de la presión aparente ‘ P_a ’.

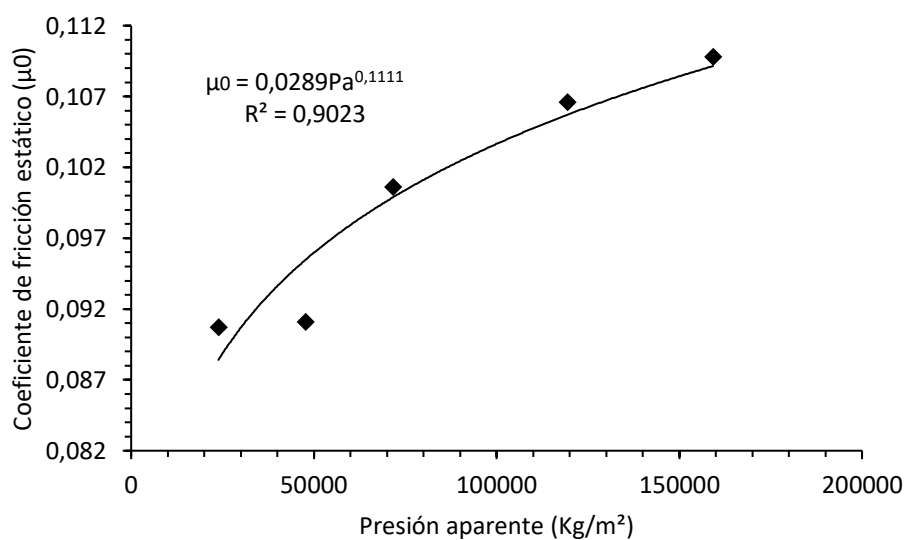
La correlación de los términos independientes (μ_0) puede analizarse con las presiones aparentes, lo que significa por extrapolación la correlación del coeficiente de rozamiento corresponder a la zona de lubricación límite con las presiones aplicadas.

En la figura 4.46, se muestran estas correlaciones potenciales para los 3 pares rozantes estudiados comprendidos entre el disco de rozamiento acero F-5220 templado en aceite y revenido como los recubrimientos (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), (R2) NiCrBSi (15,25%Cr) y (R3) NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr). La selección de la correlación potencial, es debida a la reconocida dependencia de amortiguamiento del coeficiente de rozamiento con el incremento de las presiones aparentes.

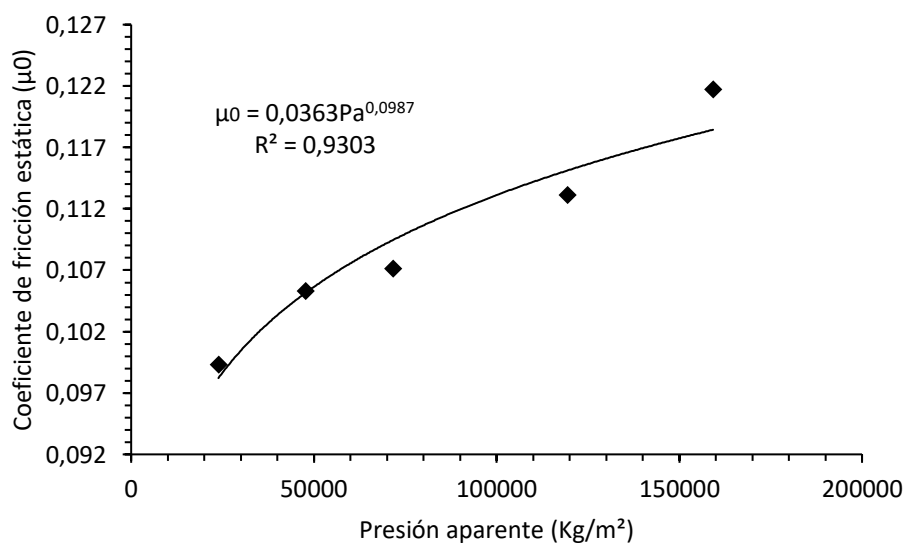
El modelo óptimo es del tipo potencial de la forma:

$$\mu_0 = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n_{\mu 0}} \quad (4.12)$$

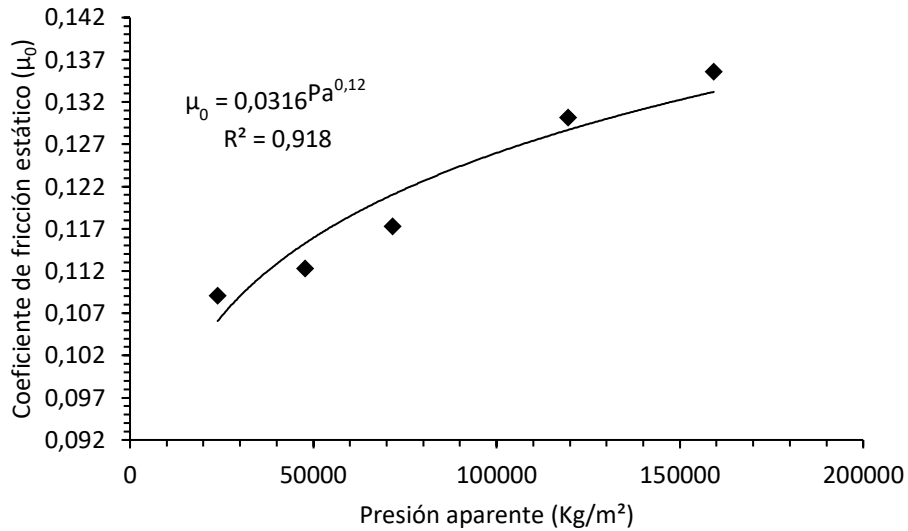
Mediante esta expresión obtenida en la correlación del coeficiente de rozamiento estático y la presión aparente aplicada se puede obtener la constante de correlación ‘ $K_{\mu 0}$ ’ y el exponente ‘ $n_{\mu 0}$ ’, (fig.4.46).



a)



b)



c)

Figura 4.46. Correlación de los términos independientes ‘ μ_0 ’ con las presiones aparentes ‘ P_a ’ para los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1’) NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2’) NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3’) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

En la figura 4.46 podemos justificar la excelente correlación de este modelo, el cual el crecimiento del coeficiente de rozamiento en la lubricación límite con las presiones aparentes aplicadas, así como la tendencia cohesiva que se indica por: 1) mayores valores del factor ‘ K_{μ_0} ’, y 2) mayor valor del exponente ‘ n^{μ_0} ’.

Igualmente se analiza la correlación de las pendientes ‘ m ’ del modelo de tipo lineal del coeficiente de rozamiento para cada una de las presiones aplicadas en cada ensayo (μ_{pa}). En la figura 4.47 se reproduce esta correlación para los pares rozantes ensayados.

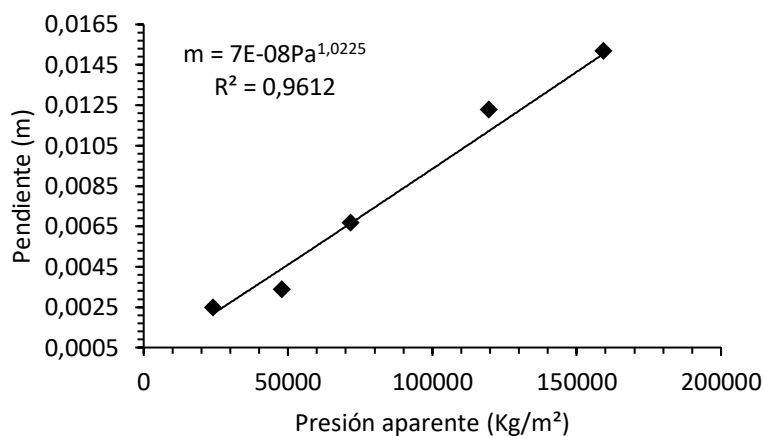
Puede observarse un índice de correlación (R^2) bastante aceptable, que varía entre el 0,90 y 0,94% respectivamente, lo que significa la notable influencia de la presión aparente en la lubricación mixta.

El modelo más adecuado en esta correlación es del tipo potencial de la forma:

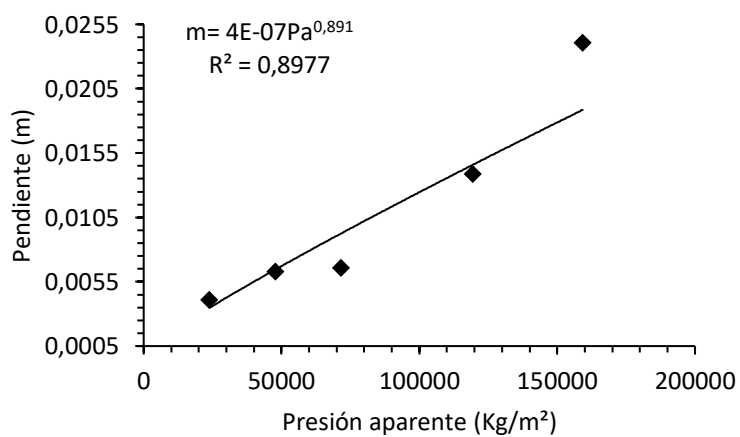
$$m = K_m \cdot p_a^{n_m} \quad (4.13)$$

En esta correlación la mayor tendencia cohesiva se interpreta por una mayor influencia de la lubricación límite sobre la hidrodinámica mayor pendiente ‘m’. De este modo por:

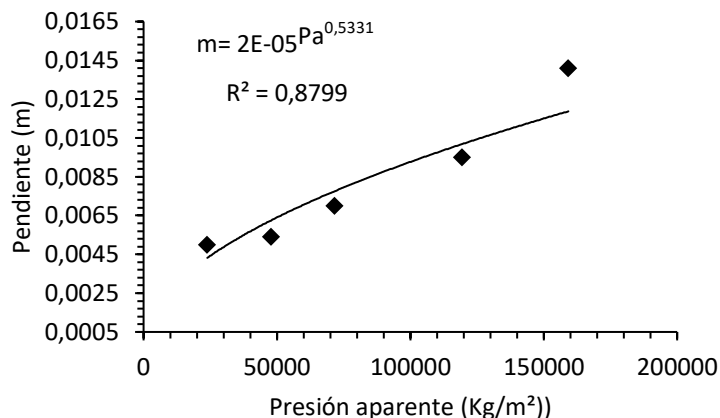
- 1) mayor factor ‘ K_m ’.
- 2) mayor exponente (n_m).



a)



b)



c)

Figura 4.47. Correlación pendiente ‘m’-presión aparente ‘Pa’ en las curvas de lubricación mixta de los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1’) NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2’) NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3’) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

Con los resultados obtenidos en la correlación observada en la figura 4.47, se pudo hipotetizar en la curva de Stribeck como zona predominante, la lubricación mixta mediante la variable conjunta que conforman la lubricación hidrodinámica, ‘Z_{h0}’ y la lubricación límite, ‘p_aⁿ’. De este modo se hipotetizó la variable ‘Z’ en la que (n) es un exponente que debe ser optimizado con el coeficiente de rozamiento ‘μ’ disminuido en la correspondiente zona de la lubricación límite para cada presión ensayada ‘μ_{0pa}’.

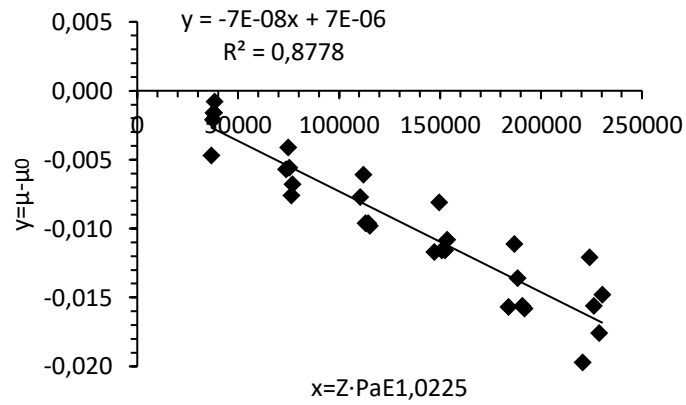
En la tabla 4.18. se muestra un resumen de las constantes y exponentes resultantes de las figuras 4.46 y 4.47 de los pares rozantes ensayados: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr), recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr), recubrimiento (R3) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr).

Par rozante pin-disco	K _{μ0}	n _{μ0}	K _m	n _m
Acero F-5220 templado aceite –R1’	0,0289	0,1111	8,00E.08	1,0225
Acero F-5220 templado aceite –R2’	0,0363	0,0987	4,00E-07	0,891
Acero F-5220 templado aceite –R3’	0,0316	0,12	2,00E-05	0,5331

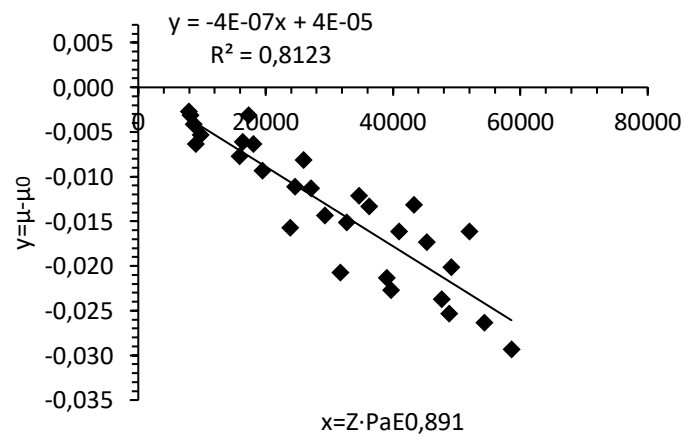
Tabla 4.18. Resumen obtención de las constantes y exponentes, (K_{μ0}, n_{μ0}, K_m, n_m).

De este modo la expresión general que determina el coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta (fig. 4.48) corresponde:

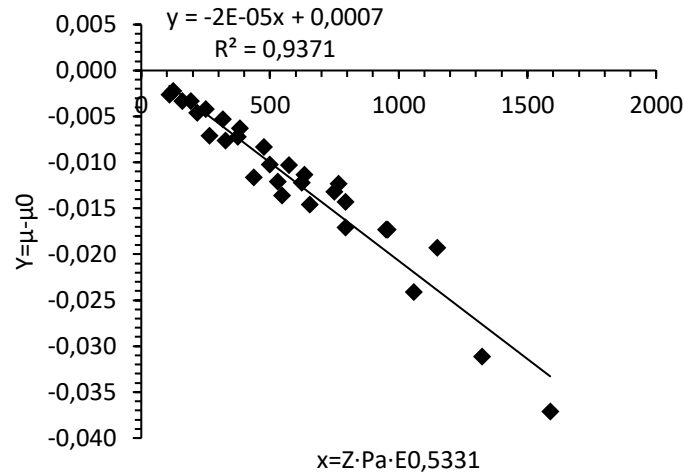
$$\mu = \mu_{0pa-m} \cdot Z \cdot p_a^{nm} \tag{4.14}$$



a)



b)



c)

Figura 4.48. Correlación $(\mu - \mu_0)$ con el parámetro compuesto de ‘Z’ y $P_a^{n_m}$ para los pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1’) NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2’) NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3’) NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

En el análisis de la correlación de la pendiente ‘m’ y la presión aplicada ‘P_a’, (fig. 4.47), el exponente óptimo ‘n_m’ de la variable compuesta ‘Z · p_a^{n_m}’ correspondientes a los recubrimientos R1 (n_m=1,0225), R2 (n_m=0,891) y R3 (n_m=0,5331) obteniendo coeficientes de correlación del 0,87, 0,81 y 0,93% respectivamente, se puede justificar que la lubricación mixta es gobernada por la variable compuesta ‘Z · p_a^{n_m}’, en la que ‘Z’ es la variable que regenta la lubricación hidrodinámica y la ‘p_a^{n_m}’ es la que lo hace en la límite.

De este modo el modelo genérico del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta es el que se expresa a continuación:

$$\mu = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n_{\mu 0}} - K_m \cdot Z \cdot P_a^{n_m} \tag{4.15}$$

En la figura 4.49. se puede observar una comparativa de la zona del régimen de lubricación mixta de los tres pares rozantes a estudiar.

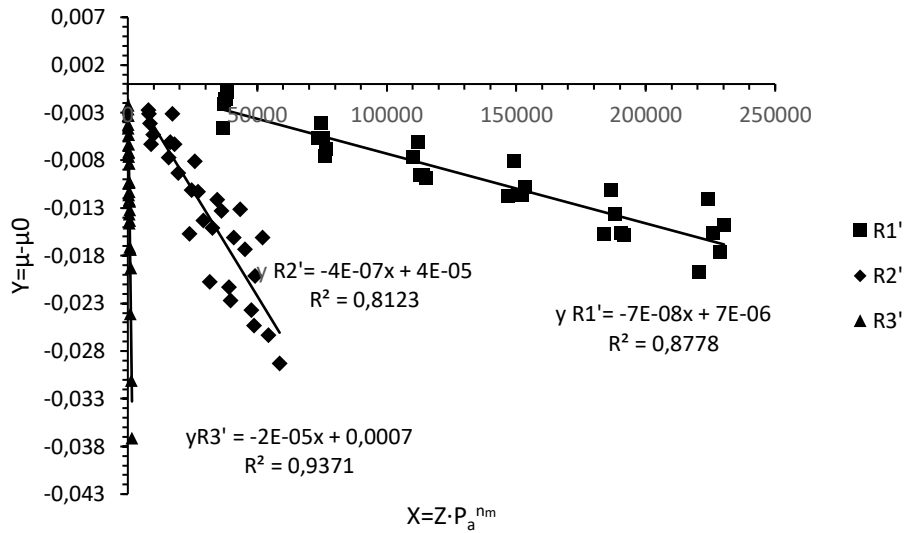


Figura 4.49. Comparativa de la zona de lubricación mixta de los siguientes pares rozantes: Acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimiento (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), b) recubrimiento (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃), c) recubrimiento (R3') NiCrBSi /WC60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido-recubrimiento R1' (NiCrBSi, 10,1%Cr) + 10%Al₂O₃ es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0289 \cdot p_a^{0,1111} - 7 \cdot 10^{-8} p_a^{1,025} \cdot Z \quad (4.16)$$

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido-recubrimiento R2' (NiCrBSi, 15,25%Cr) + 10%Al₂O₃ es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0363 \cdot p_a^{0,0987} - 4 \cdot 10^{-7} p_a^{0,891} \cdot Z \quad (4.17)$$

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y el recubrimiento R3' (NiCrBSi/WC 60/40%, 15,25%Cr) + 10%Al₂O₃ es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0316 \cdot p_a^{0,12} - 2 \cdot 10^{-5} p_a^{0,5331} \cdot Z \quad (4.18)$$

4.4.6. Comparativa regímenes de lubricación (Curva de Stribeck) recubrimientos sin modificar y modificados con alúmina

En la figura 4.50 se muestra una comparativa de la curva de Stribeck de los recubrimientos (R1) NiCrBSi (10,1%Cr) y el recubrimiento (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃), donde se observa que el recubrimiento modificado con alúmina R1' presentan mayor estabilidad de la capa de lubricación con altas presiones aparentes alcanzando valores de rozamientos con mínimas variaciones entre los dos recubrimientos.

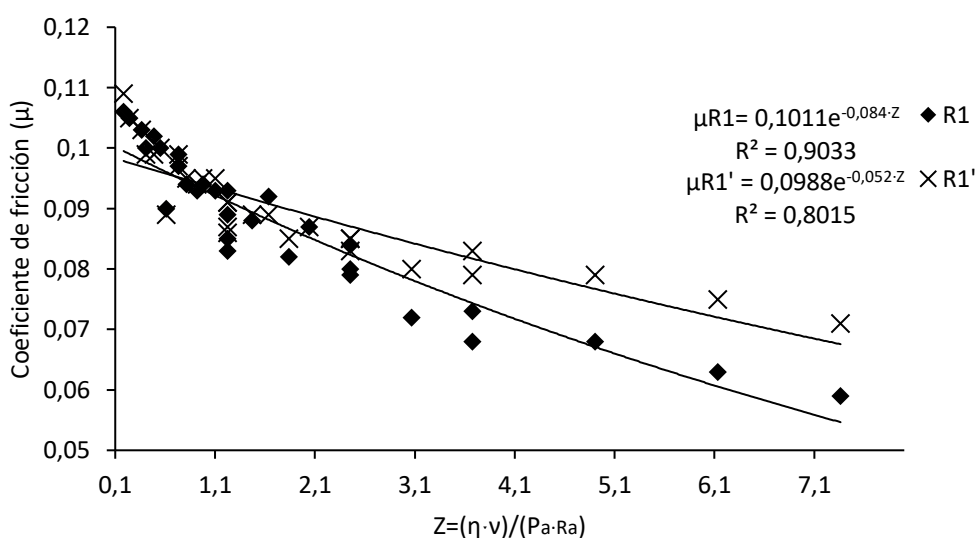


Figura. 4.50. Comparativa curva de Stribeck pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: recubrimiento (R1) NiCrBSi (10,1%Cr) y recubrimiento (R1') NiCrBSi (10,1%Cr+10%Al₂O₃).

El los recubrimientos (R2) NiCrBSi (15,25%Cr) como en los recubrimientos (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃) como se observan en la Curva de Stribeck (fig. 4.51) los recubrimientos con adiciones de alúmina presentan mayor estabilidad a elevadas presiones aparentes aplicadas desarrollando una mayor capa de lubricante capaz de aislar las dos superficies en contacto interactuando un menor número de crestas de las asperezas alcanzando valores de rozamientos mínimos.

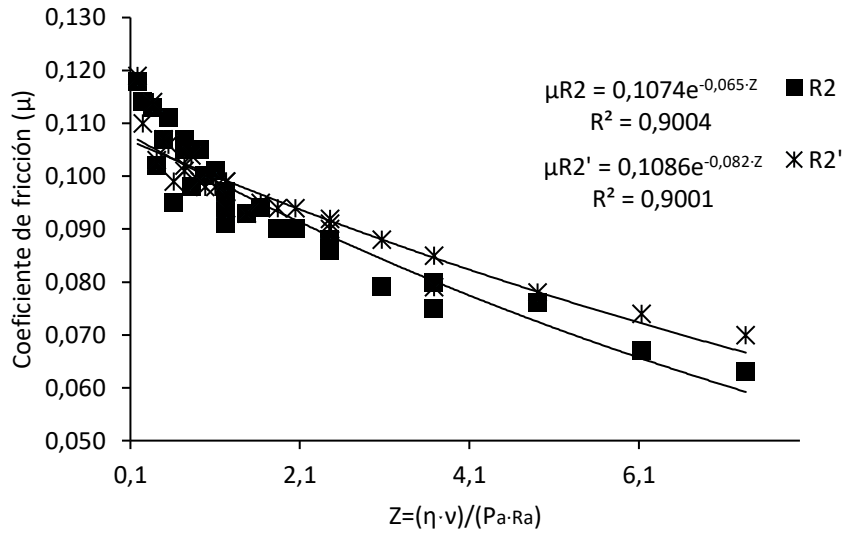


Figura. 4.51. Comparativa curva de Stribeck pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: recubrimiento (R2) NiCrBSi (15,25%Cr) y recubrimiento (R2') NiCrBSi (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

Sin embargo, en el recubrimiento R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) y recubrimiento R3'-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃) haciendo una comparativa de la tendencia en la curva de Stribeck (fig. 4.52), el recubrimiento con adiciones de alúmina (R3') presentan mayor estabilidad en la capa de lubricación con respecto al recubrimientos sin modificar (R3) en todo el rango de velocidades y presiones aparentes aplicadas alcanzando mínimas variaciones en los valores de rozamiento entre los dos recubrimientos.

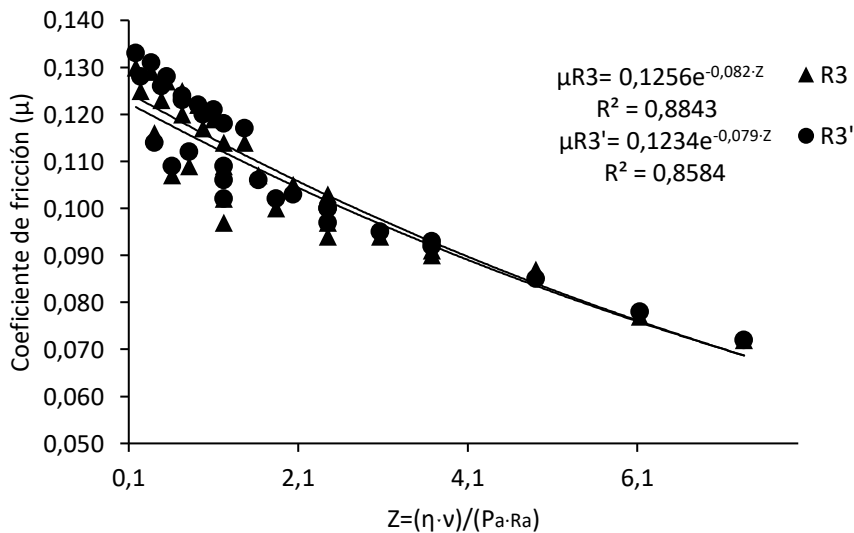


Figura. 4.52. Comparativa curva de Stribeck pares rozantes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: recubrimiento (R3) NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr) y recubrimiento (R3') NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr+10%Al₂O₃).

En la figura 4.53, presenta la variación de microdurezas Vickers de los recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) como los modificados con adiciones del 10% de Al_2O_3 (R1', R2', R3') con respecto el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido con una dureza de 930Hv₂₀₀. Con la variación de durezas podemos intuir el mecanismo de contacto entre las dos superficies del par rozante, si es elástico, plástico o una mezcla de los dos, ya que un contacto elástico entre dos superficies tienen lugar a desarrollarse altas tensiones tangenciales en las asperezas que han penetrado con mayor profundidad, estas deben ser menores que la microdurezas Vickers del material más blando del par rozante, mientras que en los contactos plásticos ocurren cuando las tensiones normales desarrolladas alcanzan un valor medio en los puntos de contacto de las crestas de las asperezas superficiales hasta llegar a valores de microdurezas Vickers del material deformado más blando. Se debe combinar las propiedades mecánicas del material más blando con la mínima rugosidad superficial del material más duro.

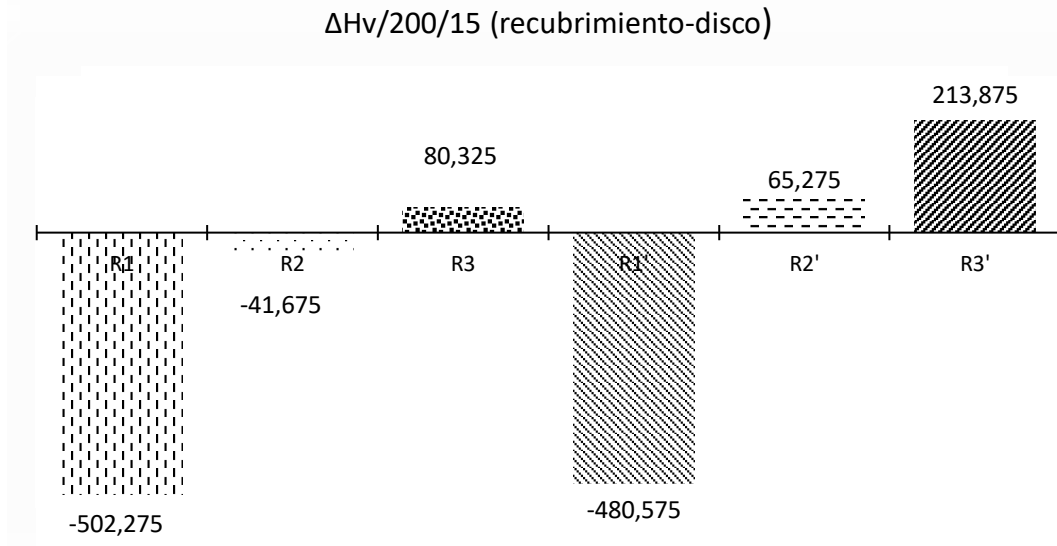


Figura 4.53. Variación de microdurezas Vickers de los pares rozantes siguientes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y modificados con alúmina (R1', R2', R3').

En la figura 4.54, se muestra la relación que existe entre el exponente (n_m) de la pendiente de la zona de lubricación mixta en función de la variación del coeficiente de rozamiento límite ($V=0$) y el coeficiente de rozamiento mínimo de los pares rozantes siguientes: a) recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y modificados con el 10% de alúmina (R1', R2', R3') y b) disco de acero templado en aceite y revenido.

Se puede observar en la figura 4.54, que los recubrimientos que presentan mayor pendiente (n_m) y alta variación entre el coeficiente de rozamiento límite ($v=0$) y mínimo, tienen mayor estabilidad en la capa de lubricación presentando un mayor rango de la zona de lubricación mixta ya que los valores de rozamiento obtenidos se encuentran distantes de los valores de rozamiento límite ($V=0$) donde hay una alta probabilidad en la interacción de un mayor número de puntos de las asperezas en contacto.

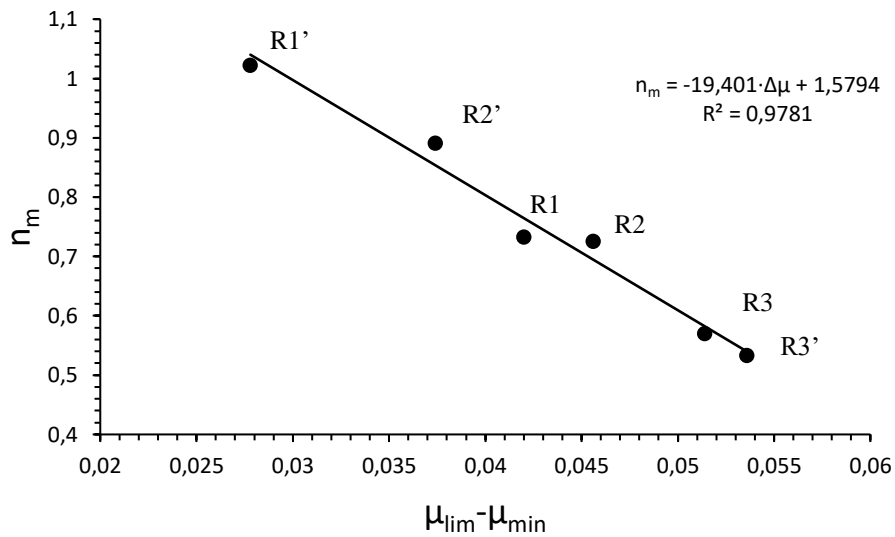


Figura 4.54. Correlación entre la variación del coeficiente de rozamiento límite ($v=0$) y el coeficiente de rozamiento mínimo y el exponente (n_m) en la zona de la lubricación mixta de los pares rozantes siguientes: acero F-5220 templado en aceite y revenido con: a) recubrimientos sin modificar (R1, R2, R3) y modificados con alúmina (R1', R2', R3').

En la tabla 4.19, se muestran un resumen de los resultados obtenidos en la modelización de la Curva de Stribeck, coeficiente de fricción, parámetro Z, constantes y exponentes, como la pendiente resultante en la lubricación mixta.

Recubrimiento	μ_{max}	μ_{min}	μ_{0max}	μ_{0min}	Zmax	Zmin	$K\mu_0$	$n\mu_0$	K_m	n_m	Lub. Mixta(m)
R1	0,106	0,059	0,1091	0,0881	0,18405	7,36183	0,0261	0,1207	2,00E-06	0,7329	2,00E-06
R2	0,118	0,063	0,1205	0,0977	0,18405	7,36183	0,0293	0,1167	3,00E-06	0,7253	3,00E-06
R3	0,13	0,072	0,1331	0,1043	0,18405	7,36183	0,0269	0,1323	1,00E-05	0,5701	1,00E-05
R1'	0,109	0,071	0,1098	0,0907	0,18405	7,36183	0,0289	0,1111	8,00E-08	1,0225	7,00E-08
R2'	0,119	0,07	0,1217	0,0993	0,18405	7,36183	0,0363	0,0987	4,00E-07	0,891	4,00E-07
R3'	0,133	0,072	0,1356	0,1091	0,18405	7,36183	0,0316	0,12	2,00E-05	0,5331	9,00E-06

Tabla. 4.19. Resumen de los indicadores resultante tras la modelización de la Curva de Stribeck.

4.5. REFERENCIAS

- [8] K.A. Habib, D.L. Cano. C.T. Caudet, M.S. Damara, I. Cervera, J. Belles, and P.Ortells, ‘‘Influencia of Al_2O_3 Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings, JMEP. 26 (4), (2017) 1647-1656.

Capítulo 5: CONCLUSIONES

CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES

1. Se han observado claras diferencias en las imágenes SEM de los recubrimientos estudiados, R2 (15,25% en cromo) presentan menor porosidad, una mayor distribución y homogeneidad de los precipitados duros formados sobre la matriz blanda de Ni-Cr tras la refusión (carburos de cromo, boruros, carburo de silicio) con un tamaño medio de $0,32 \mu\text{m}$ y una morfología en general equiaxial y precipitados aleatorios de forma del tipo poligonal irregular con vértices agudos, estos actúan como concentración de tensiones aumentando así la dureza de la matriz blanda, mientras que en los recubrimientos R1 (10,1% en cromo) presentan mayor porosidad, con precipitados de mayor tamaño ($0,5 \mu\text{m}$), muy dispersos y aleatorios sobre la matriz blanda Ni-Cr, con una morfología en forma alargada y en menor medida de forma poligonal con vértices agudos. Mientras en el caso de los recubrimientos R3 (15,25% en cromo) con una concentración del 40% de carburo de wolframio el cual refuerza la matriz blanda de base Ni-Cr, los granos del carburo de wolframio tienen una morfología en general de forma poligonal irregular con vértices agudos actuando como concentración de tensiones incrementando la dureza de la matriz blanda y por otro lado tienen forma equiaxial, presentan un tamaño medio de entre $1 \div 1,5 \mu\text{m}$. El carburo de wolframio actúa como nucleante, es decir aumenta el grado de subenfriamiento y disminuye la velocidad de crecimiento de los precipitados duros sobre la matriz blanda consiguiendo formar precipitados de menor tamaño que en los recubrimientos R1 y R2, el tamaño medio de estos precipitados es del orden de $0,1 \div 0,2 \mu\text{m}$.
2. Las adiciones de Al_2O_3 micrométrica fortalecen la matriz blanda de Ni-Cr de los recubrimientos R1-NiCrBSi (10,1%Cr), R2-NiCrBSi (15,25%Cr) y R3-NiCrBSi/WC 60/40% (15,25%Cr). La Al_2O_3 actúa como nucleante y disipador de calor aumentando el grado de subenfriamiento donde el gradiente de temperatura (G) es muy bajo y la velocidad de solidificación (v) es relativamente alta, teniendo una baja relación G/v obteniendo precipitados duros de menor tamaño que en los recubrimientos sin modificar. La morfología que presentan las partículas de alúmina favorece al recubrimiento debido a la concentración de tensiones desarrolladas en los vértices agudos de las partículas aumentando la dureza en la matriz blanda base Ni-Cr.

3. En los recubrimientos sin modificar, la dureza y su resistencia al desgaste abrasivo es función del contenido en cromo, El recubrimiento R2 (NiCrBSi, 15,25%Cr) presenta mayor dureza y menor pérdida del material hasta un 51,85% y un 88,86% respectivamente con respecto R1 (NiCrBSi, 10,1%Cr), mientras que R3 (NiCrBSi/WC 60/40%, 15,25%Cr) aumenta su dureza hasta un 56,01% y la pérdida de material es un 96,4% menor que en R1 (NiCrBSi, 10,1%Cr), esto debido a su alto contenido en cromo y carburo de wolframio que hace que este aumente su dureza considerablemente, mientras que si lo comparamos con R2, este aumenta su dureza hasta un 12,07% reduciendo la pérdida del material de hasta un 67,76% . Por lo tanto, el presenta mayor dureza y resistencia al desgaste abrasivo en los recubrimientos sin modificar en el R3 en primer lugar, seguido del R2 y finalmente el R1.
4. La adicción del 10% de Al₂O₃ micrométrica en los recubrimientos de NiCrBSi mejoran su dureza y resistencia al desgaste abrasivo. El recubrimiento R1' (NiCrBSi, 10%Cr+10%Al₂O₃) aumenta su dureza y una reducción en la pérdida de material hasta un 8,34% y 65,7% respectivamente con respecto R1 (NiCrBSi, 10,1% Cr). El recubrimiento R2' (NiCrBSi, 15,25%Cr+10%Al₂O₃) aumenta su dureza en un 10,74% y una reducción en la pérdida de material hasta un 10,95% con respecto a R2 (NiCrBSi, 15,25%). Mientras que en los recubrimientos R3' (NiCrBSi/WC,60/40%, 15,25%Cr+10%Al₂O₃) alcanza durezas de hasta un 13,30% y una reducción en las pérdidas de material del 19% con respecto a R3 (NiCrBSi/WC,60/40%, 15,25%Cr). En resumen, la adicción del 10% de Al₂O₃ micrométrica, mejoran la dureza y resistencia al desgaste abrasivo de estos recubrimientos, siendo R3' el que presenta mayor dureza y resistencia al desgaste abrasivo frente a los recubrimientos R2' y R1'.
5. El estudio tribológico en medios lubricados (fricción y regímenes de lubricación), nos permite conocer el comportamiento en una unión cinemática de los siguientes pares rozantes a investigar: disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido y recubrimientos sin modificar R1, R2, R3 y recubrimientos modificados R1', R2' y R3'. En general los valores del coeficiente de fricción decrecen con el incremento de la velocidad hasta alcanzar valores mínimos de rozamiento, esto se debe al desarrollo de una capa de lubricante con mayor continuidad por efecto patín capaz de aislar las dos superficies en contacto interviniendo un menor número de contactos puntuales entre las crestas de las dos superficies. Por lo contrario, al incremento de las presiones aplicadas, los valores de rozamiento se incrementan debido a que la capa de lubricante no es capaz de desarrollar una capa continua por las presiones desarrolladas interactuando un mayor número de crestas en contacto entre las dos superficies aumentando las fuerzas tangenciales.

El parámetro Schipper ‘Z’ máximo y mínimo se mantiene constante para todos los pares rozantes a estudiar, ($Z_{\min}=0,184$ y $Z_{\max}=7,361$). Los valores de rozamiento máximos y mínimos de los recubrimientos sin modificar [R1 ($\mu_{\max}=0,106$, $\mu_{\min}=0,059$), R2 ($\mu_{\max}=0,118$, $\mu_{\min}=0,063$) y R3 ($\mu_{\max}=0,130$, $\mu_{\min}=0,072$)] como los recubrimientos modificados [R1’ ($\mu_{\max}=0,109$, $\mu_{\min}=0,071$), R2’ ($\mu_{\max}=0,119$, $\mu_{\min}=0,070$) y R3 ($\mu_{\max}=0,133$, $\mu_{\min}=0,072$)] presentan mínimas variaciones en los valores de rozamiento máximo entre los recubrimientos de NiCrBSi sin modificar y modificados.

Sin embargo, los valores de rozamiento de los recubrimientos que presentan mayor dureza alcanzan altos valores de rozamiento, esto es debido a las mínimas variaciones de durezas entre las dos superficies desarrollando fuerzas tangenciales elevadas al inicio del movimiento, mientras que en los recubrimientos con menor dureza, presentan mayor variación de durezas entre las dos superficies en contacto, siendo el recubrimiento más blando el que desarrolla mayor deformación plástica generada por la dureza del disco siendo este más duro adaptándose al perfil del mismo. Esto depende de la variación de durezas del par rozante.

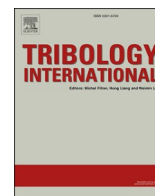
6. La modelización de los regímenes de lubricación que conforman la Curva de Stribeck, nos permite controlar las variables que definen el parámetro Schipper ‘Z’, viscosidad dinámica, velocidad de deslizamiento, presión aparente aplicada y rugosidad media superficial inicial de los pares rozantes a estudiar en medios lubricados.
7. Se ha establecido un modelo matemático general de la curva de Stribeck del tipo exponencial, debido a su alto ajuste de correlación entre la fricción y el parámetro ‘Z’ definiendo así los siguientes indicadores: coeficiente de rozamiento de lubricación límite (μ_0), pendiente en el origen de la lubricación mixta ($m_{Z_{h0}}$), parámetro ‘Z’ en el inicio de la lubricación hidrodinámica Z_{h0} , así como modelos lineales para la lubricación mixta parametrizados por la presión aparente aplicada (P_a) el cual se obtienen el coeficiente de rozamiento límite máximo (μ_0) y la pendiente (m) de cada uno de los pares rozantes.

A partir de estos indicadores, un coeficiente de rozamiento alto en cada uno de los pares rozantes, es significativo de (lubricación límite), por lo tanto, menores valores del parámetro ‘Z’, es decir, cuanto menor es la pendiente en la zona de régimen de lubricación mixta, menor variación entre el coeficiente de rozamiento de servicio y el coeficiente de rozamiento máximo o límite siendo mayor la tendencia al desgaste cohesivo, por lo tanto, se deduce esto cuanto mayor son los indicadores, K_{μ_0} , n^{μ_0} , K_m y n^m .

8. Los pares rozantes (recubrimiento-disco) que desarrollan una capa de lubricante de mayor estabilidad, son lo que presentan menor pendiente en la zona de lubricación mixta, es decir una mayor variación entre el coeficiente de rozamiento máximo (límite, $v=0$) y el coeficiente de rozamiento de servicio mínimo, definiendo así el rango de la lubricación mixta, esto significa valores bajos de K_m y n_m , por lo tanto, los recubrimientos con mejor estabilidad de lubricación se nombran a continuación: R3' ($K_m=2 \cdot 10^{-5}$, $n_m=0,5331$, $\Delta\mu=0,0636$), R3 ($K_m=1 \cdot 10^{-5}$, $n_m=0,5701$, $\Delta\mu=0,0611$), R2 ($K_m=3 \cdot 10^{-6}$, $n_m=0,7253$, $\Delta\mu=0,0575$), R1 ($K_m=2 \cdot 10^{-6}$, $n_m=0,7329$, $\Delta\mu=0,0501$), R2' ($K_m=4 \cdot 10^{-7}$, $n_m=0,891$, $\Delta\mu=0,0517$), R' ($K_m=8 \cdot 10^{-8}$, $n_m=1,0225$, $\Delta\mu=0,0388$). Por lo tanto, esto quiere decir que los pares rozantes con menor variación entre el valor del coeficiente de rozamiento límite ($v=0$) y el de servicio, la capa de lubricante desarrollada no es capaz de aislar las dos superficies en contacto interactuando un mayor número de crestas.
9. Las adiciones de Al_2O_3 micrométrica, mejora el comportamiento tribológico en medios lubricados de los recubrimientos de NiCrBSi, desarrollando una capa de lubricación de mayor estabilidad y continuidad alcanzando variaciones mínimas en los valores de rozamiento con respecto a los recubrimientos sin modificar, siendo estos prácticamente despreciable. Esto puede ser debido al grado de endurecimiento de la superficie y distribución de las partículas de Al_2O_3 sobre la matriz blanda de Ni-Cr, siendo estas zonas más activas energéticamente reaccionando con el aceite lubricante (físico-químico) hasta llegar a desarrollar una capa de lubricante de mayor continuidad entre las dos superficies. En los recubrimientos (R1'-R1) y (R2'-R2), cuando estos alcanzan valores en el parámetro Z del orden $(2,1 \div 1)$, los valores de rozamiento entre los dos recubrimientos convergen a altas presiones hasta alcanzar mínimas variaciones de rozamiento, mientras a bajas presiones y altas velocidades de deslizamiento la variación de los valores de rozamiento diverge entre ellos, obteniendo mayores valores de rozamiento los recubrimientos con adiciones de Al_2O_3 . La adición de Al_2O_3 micrométrica en el recubrimiento R3, mejora su comportamiento tribológico desarrollando una capa de mayor estabilidad capaz de aislar las dos superficies lo suficiente de que en ambos recubrimientos la variación de los valores de rozamiento son mínimos incluso iguales.
10. Los recubrimientos modificados con Al_2O_3 , cabe destacar que, con el incremento de la velocidad de deslizamiento y las presiones aparentes aplicadas en decreciente, estos presentan una mayor estabilidad y continuidad en la capa de lubricación capaz de aislar las dos superficies en contacto alcanzando valores de rozamiento mínimos hasta converger entre ellos.

11. Desde el punto de vista práctico, el par rozante (recubrimiento-disco) debe de ser elástico no saturado, es decir, alto límite elástico del par rozante, esto tiene lugar cuando los esfuerzos máximos desarrollados entre las asperezas con mayor profundidad de penetración son menores que la dureza Hv del material más blando en el caso de los recubrimientos R3' y R3 con el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido, por lo tanto sería conveniente reducir el coeficiente de rozamiento de estos pares rozantes con una selección correcta de un aceite lubricante con mejores prestaciones capaz de aislar las dos superficies en contacto.

ANÉXOS



Effect of debris size on the tribological performance of thermally sprayed coatings

K.A. Habib^{a,*}, D.L. Cano^a, José Antonio Heredia^a, Ángel Vicente-Escuder^b

^a Department of Industrial System Engineering and Design, Universitat Jaume I, 12071, Castellón, Spain

^b Department of Mechanical Engineering and Materials, Universidad Politécnica de Valencia, Spain

ARTICLE INFO

Keywords:

Tribological performance
Surface roughness
Debris particle size
Lubrication regime parameters
NiCrBSi coatings

ABSTRACT

This research aims to assess the effect of the debris particle size on the tribological performance and lubrication regime parameters of a Ni-based alloy coating. This is a key industrial problem, and its resolution can contribute to better machine endurance and proper maintenance.

The debris particles are simulated by hard Al₂O₃ particles of size ranging from nanometers to 45 μm and dispersed in an oil lubricant. The coating studied is NiCrBSi deposited by flame spraying technique followed by the Surface Flame Melting (SFM) process. The counterpart disk sample was fabricated from quenched and tempered F-5220 steel (in line with A681(O1) ASTM). This pair was tested under linear sliding contact.

Our results show that the addition of alumina particles contributes to a significant increase in wear, particularly for the largest particles (micrometric size). In the case of micrometric particles, it is possible to observe the formation of higher surface roughness, numerous microgrooves, and plastic flow of NiCrBSi coating perpendicular to the sliding direction, resulting in higher loss of volume.

It was found that the actual surface roughness (obtained as a function of the debris particle size) allows better identification and prediction of the lubrication regime for wear processes instead of the traditional approach that uses the initial surface roughness as a parameter.

1. Introduction

Wear of machinery components can be reduced by depositing coatings on the surfaces in contact and by applying lubricants [1,2]. Although many critical components (for instance in aeronautic and automotive industry) use coatings [3,4], due to the fact that most lubricant producers have developed their products such as to optimize their tribological behavior on substrates, separate studies are necessary to examine the specific lubricant-coating pair behavior [5–7].

The thickness of the lubricant film in relation to the separation between the surfaces defines the lubrication regime. Friction and wear is reduced to a minimum if the lubricant layer prevents physical contact between the asperities of the surfaces. This is called hydrodynamic lubrication regime. However, practical applications usually involve rigorous operational conditions with application of high load, pressure, and temperature, which cause the surface asperities to come into contact at some point; thus, the machine components usually work in a mixed lubrication regime.

Contact between surfaces causes detachment of particles, which

contaminate the lubricant medium. The solid particles suspended in lubricating oil are called debris and they are a major problem in most industries. Apart from these internally generated particles, the lubricating oil may be contaminated with other particles from the outside environment, such as dust particles or soot typical in the engines of vehicles. The problem of particle contamination from the outside is especially serious in machines operating in dusty environments [8]. In these conditions, filters are applied to reduce the problem but these filters cannot prevent the passage of small particles (many of which are in the nanoscale). Trapping of such small particles by the filter can cause the filter to be plugged, which can generate inadmissible pressure losses [9]. Research on methods to improve the wear resistance of machinery parts under conditions of lubrication contaminated with abrasives is of high priority and of great industrial importance [10].

The presence of debris in the lubricating media has been widely studied, as it is very important in understanding the phenomenon of wear. Consequently, condition-based maintenance methods have utilized the relationship between the size, quantity, and shape of the debris particles and the state of deterioration of the component [11–13].

* Corresponding author.

E-mail address: razzaq@esid.uji.es (K.A. Habib).

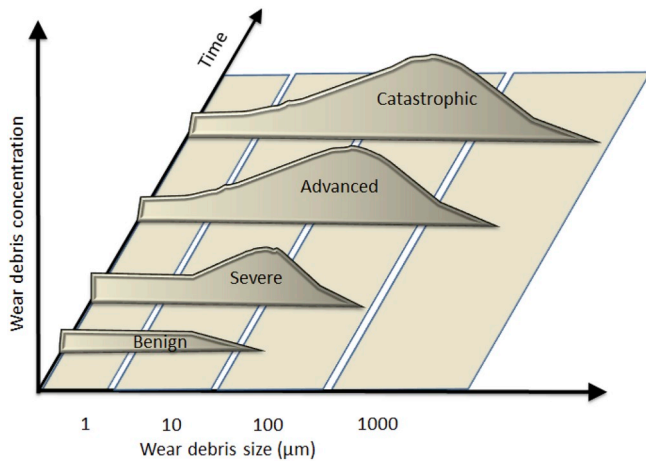


Fig. 1. Relation between debris size and quantity with machine utilization time. Adapted from Ref. [15].

Condition-based maintenance is essential to maintain and extend the health of components that operate at high speeds, such as machinery in the key industries of aerospace, automotive, energy, or machine tools. Currently, the emphasis of research and development in this area is on the development of sensors and methods to evaluate the debris characteristics in real time and use these data to predict the health status of the component [14].

Although it is difficult to generalize the relationship between the deterioration of the machinery and the debris particle size because it is specific to a case, greater quantity of debris and larger debris size usually implies greater deterioration of the machinery. Fig. 1 represents the usual model [15] that serves as a reference to relate the distribution of size and concentration of the debris as a function of the time of use of the machinery.

Numerous studies on many components (motors, gearboxes, bearings, gears, etc.) have found that the size and quantity of the debris increases gradually with time of use until eventual failure [16–18]. Depending on each application, a certain critical average size of the debris may indicate that the machine is in an advanced condition of deterioration and therefore an intervention is required to avoid a catastrophic failure [19].

The presence of debris in the lubricating medium increases the friction owing to the force necessary to drag the particles along the surfaces in contact, and causes greater wear especially due to ploughing by the particles [20]. These effects are more severe under the conditions of high pressure and speed, such as with rolling elements [21]. As the amount and size of the debris increases, the phenomenon of third-body

abrasive wear occurs [22]. Although most studies show that greater quantity and size of debris are indicative of increased friction and wear, it should be noted that under certain tribological conditions, especially under low-pressure conditions, certain phenomena contribute to reducing the friction in the presence of debris. Thus, some studies show that the presence of debris can generate a protective layer and reduce the friction by generating a tribolayer. The small particles of debris, preferably of spherical shape, can perform the function of nano or micro-bearings by distributing the pressure between the surfaces in contact [23,24]. Another phenomenon that can occur at low pressures and high speed is that the increase in viscosity of the lubricant created by the particles generates a greater hydrodynamic separation force between the surfaces in contact (“skid effect”). Therefore, a review of the state-of-the-art literature shows that the influence of debris on friction and wear depends on the tribological conditions.

To enhance the knowledge of the mechanisms of wear in lubricated media, it is important to assess the relationship between the size of the particles and the lubrication regime. This knowledge would allow us to estimate the friction under a specific working condition for a given type of lubricant and specific materials in contact.

The Stribeck curve demonstrates the evolution of friction with the basic characteristics of the tribological system: pressure, speed, viscosity of the lubricant, and roughness. Surface roughness was defined by Schipper as a key element affecting the lubrication regime [25]. In a system where the surface roughness does not change, it is logical to consider the initial surface roughness. However, we propose to use the actual roughness to evaluate the tribological behavior that eventually leads to failure. In this paper, we introduce a new parameter based on the actual roughness instead of the initial roughness, which makes it more representative of the usual state of operation of the surface under study.

The objective of this research is twofold: to study the influence of debris particle size on the tribological behavior of a Ni-based coating and to propose a general method to predict the lubrication regime according to the size of the debris particles present in the lubricant.

The study uses highly abrasive particles to simulate the most unfavorable conditions under which the debris has greater hardness than the surfaces in contact and presents an irregular geometry. To evaluate the effect of size, we carried out experiments with three different sizes of alumina particles: nanometric size of 0.15 μm , and micrometric sizes of 32.5 μm and 45 μm .

2. Experimental procedure

2.1. Materials

According to ASTM G 99 test we made cylindrical pins of 18-mm

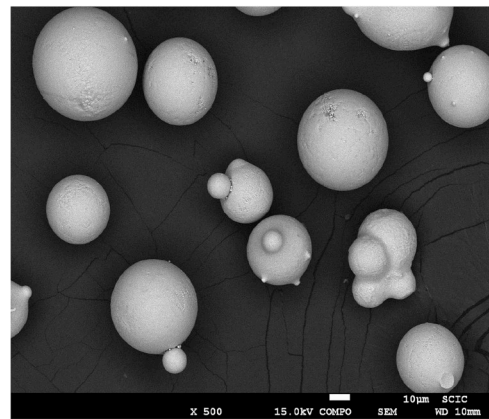
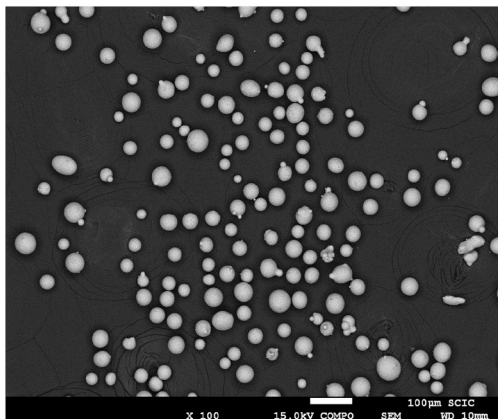


Fig. 2. SEM of initial powder morphology of NiCrBSi coating at different magnifications.

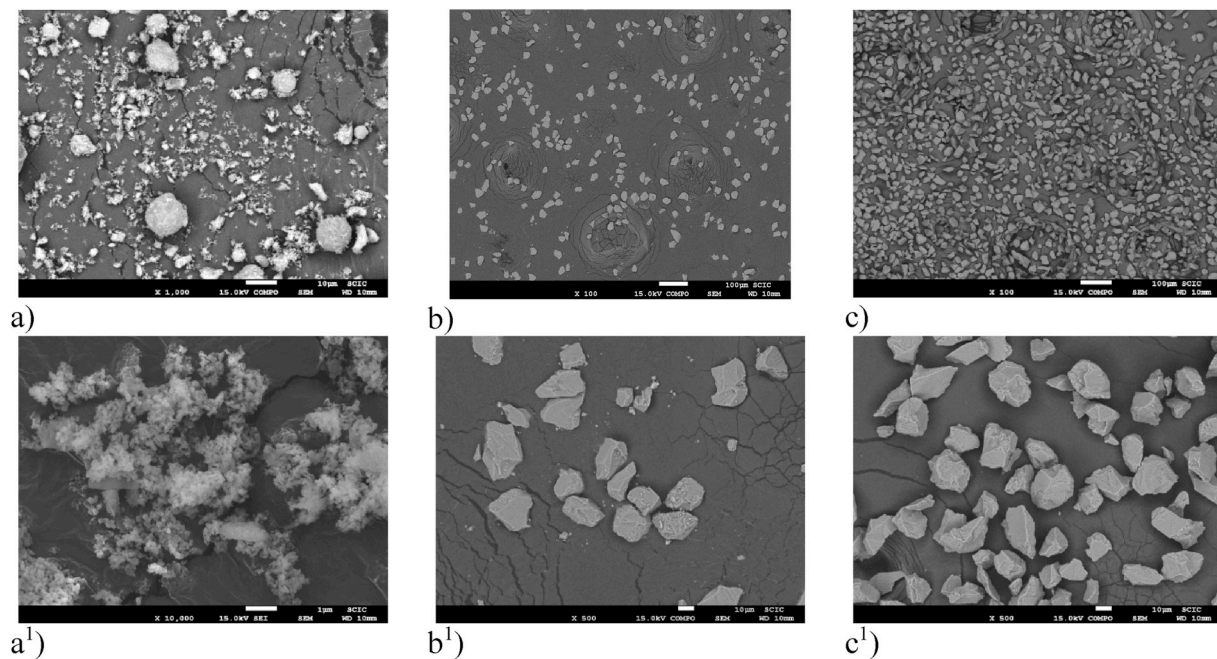


Fig. 3. SEM morphologies and distribution of Al_2O_3 particles used as debris source: a) nano-size ($0.15 \mu\text{m}$), b) micro-size ($32.5 \mu\text{m}$) and c) micro-size ($45 \mu\text{m}$) at different magnifications.

Table 1

Thermal spray parameters.

Torch speed (mm/s)	N° of strokes	Distance (mm)	Acetylene Pressure (bar)	Oxygen pressure (bar)	Air pressure (bar)	Flame type
67.5	6	130	0.7	4	2.5	Neutral

length and 8-mm diameter. The pins were made of AISI 304 steel and the counterpart disk for the pin-on-disc test was hardened and tempered F-5220 steel (in line with A681 (01) ASTM) with average hardness of 930 $\text{HV}_{200\text{gf}}$. One end of the cylindrical specimens was coated with self-fluxing (standard commercial feedstock powder) alloy coating of NiCrBSi Amperit M-772.33 with the following chemical composition by weight: 0.3% C, 3.52% Si, 1.7% B, 7.71% Cr, 2.66% Fe, and rest Ni. Fig. 2 shows that the powder particles, which were used for coating the pin, have completely spherical morphology with average size range of 20–53 μm and melting point of 1025 °C. Micrometric- Al_2O_3 (PRAXAIR ALO-101, ALO-325 mesh) and nanometric- Al_2O_3 (NANOX S2600S) particles with different mean sizes and morphologies, shown in Fig. 3, were used as the source of debris. These particles were dispersed in 10 ml of lubricated oil. Reference tests were performed with only lubricated oil.

2.2. Flame-spray deposition

Flame spraying using powder material as feedstock is one of the more versatile and less expensive thermal spraying techniques. Before the spraying, one end of the pin surface was grit-blast using corundum abrasive particles of 99.6% purity and mean size of 0.53 mm, blown under compressed air of 6 kg/cm^2 for one minute at incident angle of approximately 45° and gun to substrate distance of 130 mm. The substrate was preheated to approximately 150 °C and the NiCrBSi coating was deposited using CDS-8000 flame spray torch manufactured by Castolin Eutectic. The main parameters associated with the flame spraying process are shown in Table 1. After the deposition process, the pins were cleaned and degreased with acetone in an ultrasonic bath.

After thermal spraying, the coated material was fused using the Surface Flame Melting (SFM) process with an oxyacetylene torch with an operating temperature of up to 1025 °C and a scanning speed of approximately 150 mm/min. After cooling at room temperature the NiCrBSi coatings were polished to average surface roughness of $R_a = 0.016 \mu\text{m}$. The resulting coatings thickness was around 1.100-mm.

2.3. Lubricating oil and tribology tests

Tribology tests were conducted on a tribometer with pin-on-disk configuration (TE79/P, Plint and Partners) at room temperature (temperature $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$, humidity $\sim 55\%$). Ten drops per minute of mineral oil, CUT-MAX 7-26, with viscosity of $100 \pm 0.1 \text{ cSt}$ at 40 °C and density of $0.880 \text{ gr}/\text{cm}^3$ at 25 °C were provided. Each one of the frictional tests was conducted at a constant load, starting from 0.037 m/s and was increased every 3 min (20-m distance) in a stepwise manner (0.073, 0.110, 0.147, 0.183) until the maximum speed of 0.22 m/s. The load was varied between 3, 6, 9, 15, and 20 N.

3. Results and discussion

3.1. Surface characterization

3.1.1. Study of worn surface

In this study, a rugosimeter (HOMMELWERKE-T8000) has been employed to quantify the surface roughness of the NiCrBSi pin coating after test sliding distance of 600 m under different loads (up to 20 N) and for each Al_2O_3 particle size (see Fig. 3) used as the source of debris. The perpendicular motion of the rugosimeter stylus with respect to the surface was recorded, and the recorded profile was then used to calculate the roughness parameters. It was observed that the surface roughness of the NiCrBSi coating pin lubricated solely with the lubricating oil was as low as 0.036 μm . However, the addition of 1.5 g of nanometric Al_2O_3 (0.15 μm), 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (32.5 μm), and 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (45 μm) to the lubricants results in surface roughness values of 0.054, 0.525, and 1.967 μm , respectively.

An optical Surface Profiler (Sensofar PLU 2300), which enables the observations of topographic features in 3D, was employed to evaluate

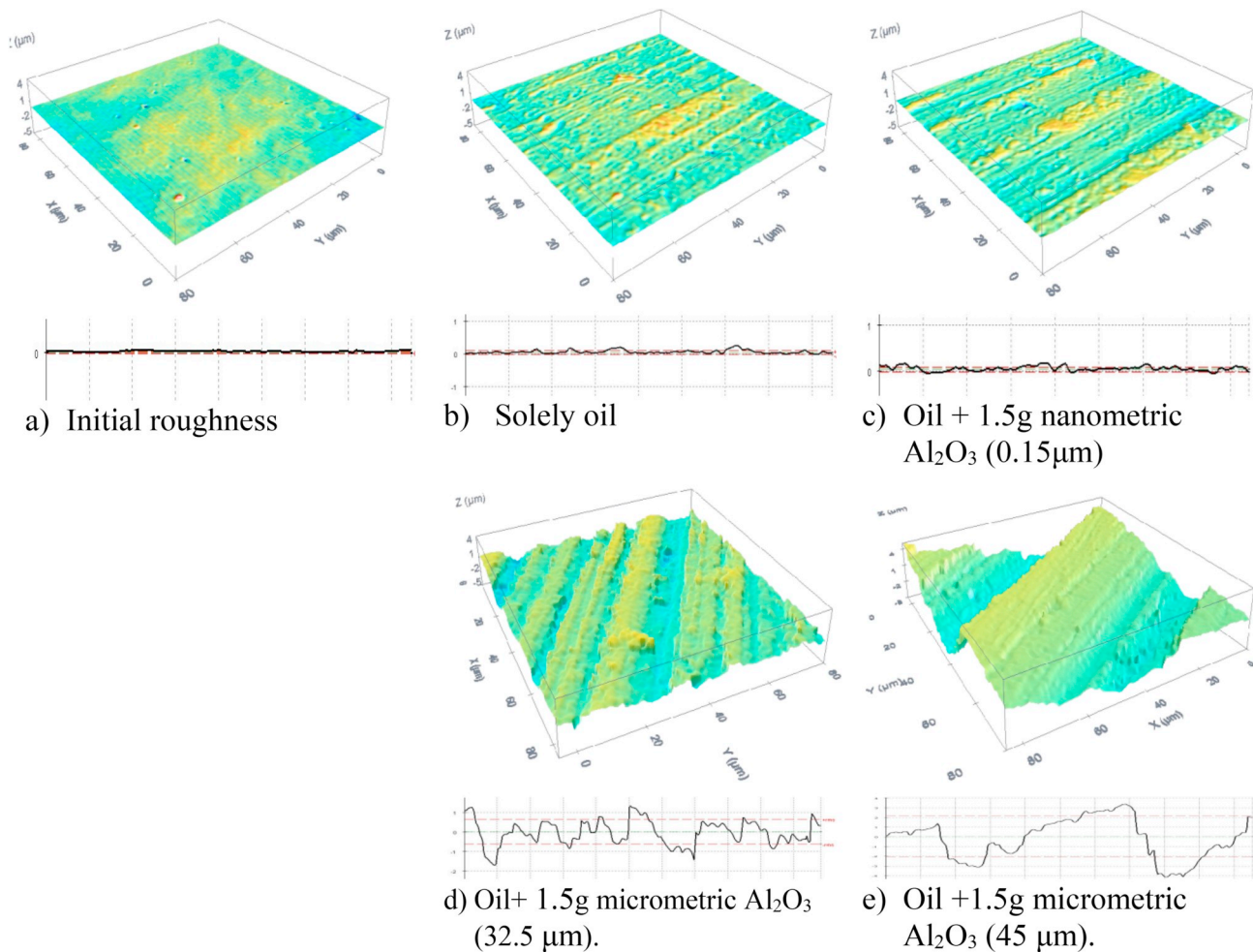


Fig. 4. 3D Topographic map of the friction surfaces and surface roughness profile of the NiCrBSi pin coating after 600 m distance.

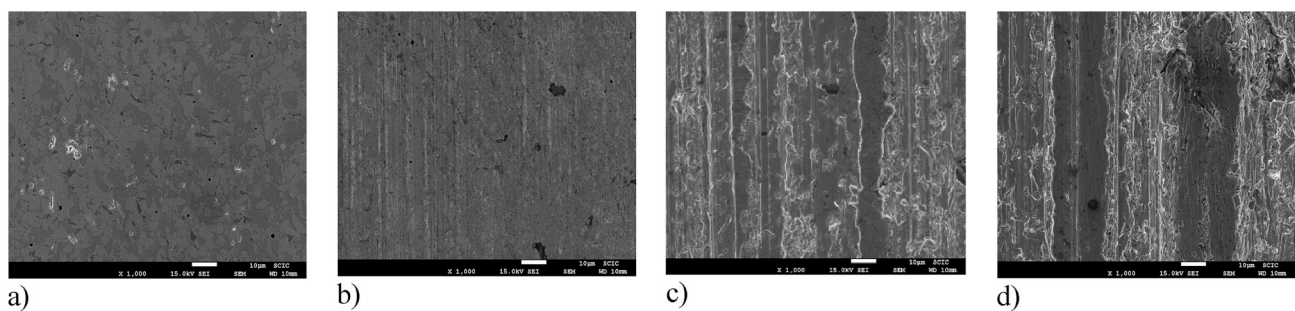


Fig. 5. SEM microstructures of worn surface of NiCrBSi pins exhibiting different morphologies: a) solely oil, b) oil +1.5g nanometric Al_2O_3 (0.15 μm), c) 1.5g micrometric (32.5 μm) and, d) oil +1.5g micrometric Al_2O_3 (45 μm).

the change in the topography of the pins with the NiCrBSi coating during lubrication tests. Fig. 3 shows the surface images of the NiCrBSi coatings and the roughness profiles of the surface rubbed under different loads and sliding velocities and sliding distance of up to 600 m.

Fig. 4. 3D Topographic map of the friction surfaces and surface roughness profile of the NiCrBSi pin coating after 600 m distance.

The 3D topographic maps show a central area of scars. The assessed length of each scar was the same. The addition of lubricating oil produced a small change in the wear scars (Fig. 4b) when compared with the initial surface roughness (Fig. 4a). Addition of 1.5 g of nanometric Al_2O_3 (0.15 μm) particles to the lubricated oil resulted in the appearance of nano scars on the NiCrBSi coating, as shown in Fig. 4c. Plough

grooves, high scars, and severe deformation were observed on the surface samples after addition of 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (32.5 μm) and micrometric Al_2O_3 (45 μm), as shown in Fig. 4d and e.

3.1.2. SEM surface topography

Surface topography observed in Fig. 4 was confirmed by SEM micrographs of the worn surfaces. Fig. 5 shows the morphologies of the worn surface after the tribology tests (sliding distance of 600 m). Obvious differences in the surface morphologies are observed as a function of the Al_2O_3 particle size. The worn surfaces were observed by SEM to elucidate the influence of the Al_2O_3 particle size on the wear of the NiCrBSi coating. The worn pin surface coated with NiCrBSi exhibited

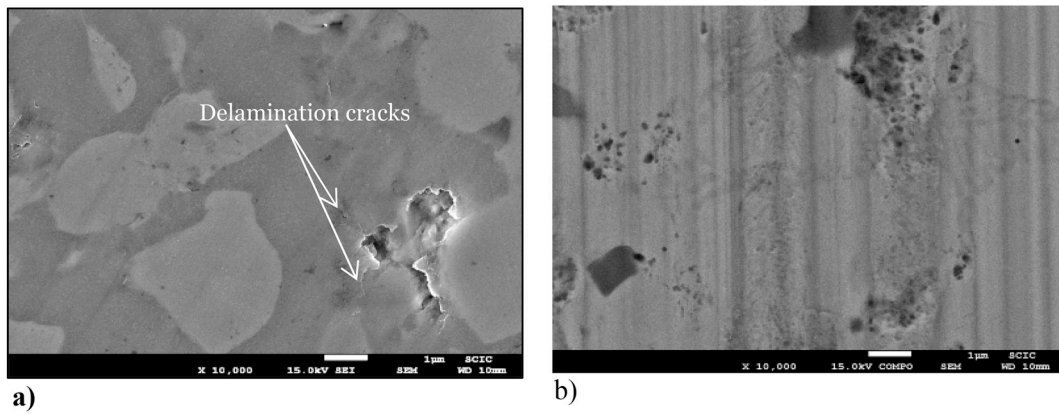


Fig. 6. Microstructure of the surface layer of NiCrBSi coating layers around the wear grooves after 600 m: a) solely oil and b) oil +1.5 nanometric Al₂O₃.

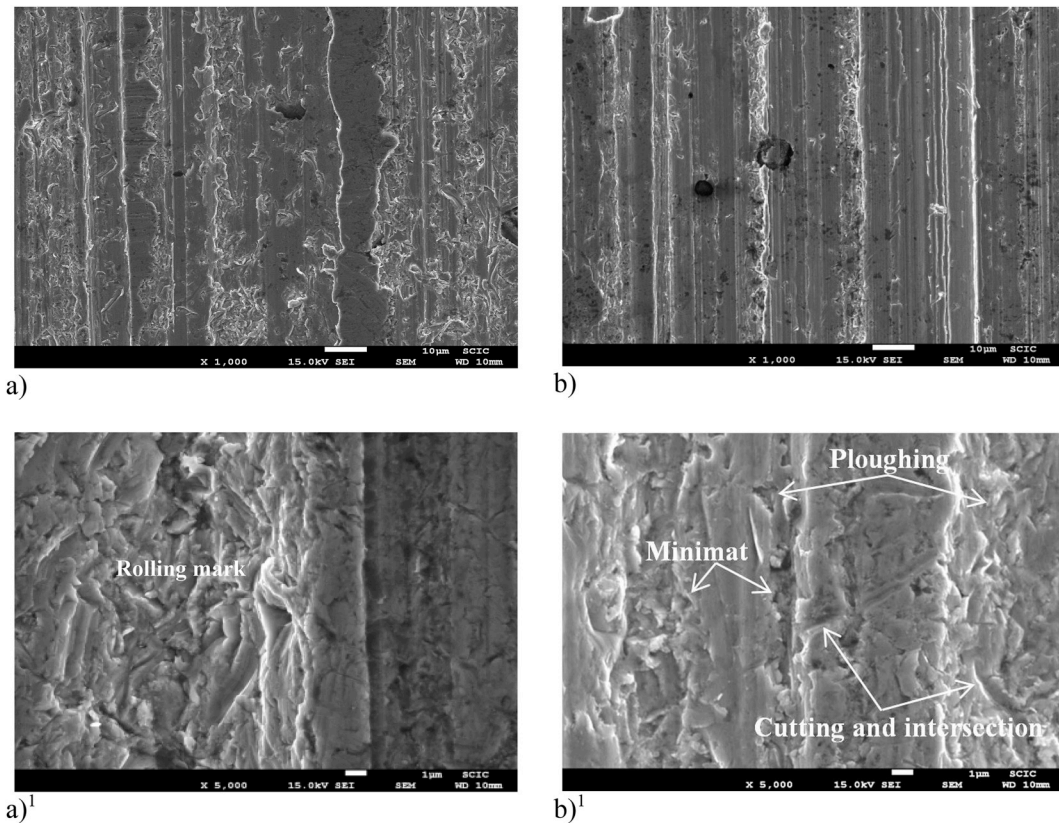


Fig. 7. SEM images of the worn surfaces: a) lubricant oil +1.5 micrometric Al₂O₃ (32.5 µm) and b) lubricant oil + 1.5 micrometric Al₂O₃ (45 µm) at different magnification.

different surface profiles across the wear scars after tribological tests with solely oil, oil +1.5 g of nanometric Al₂O₃ (0.15 µm), oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (32.5 µm), and oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (45 µm).

Fig. 6a shows that the worn surface of the NiCrBSi coating with lubricated oil exhibits highly smooth surface and randomly scattered pits. In this case, the wear volume is limited but the surface roughness (R_a) is slightly increased.

The wear mechanism of NiCrBSi with oil +1.5 g of nanometric Al₂O₃ (0.15 µm) was governed by nano-cutting, exhibiting highly smooth surfaces with nano-scratches and no significant change in the surface morphology. Fig. 6b shows ploughing tracks, which are probably associated with the dragging of agglomerated and compressed Al₂O₃ nanoparticles as well as wear debris at the interface, especially under high

loads. Because of this effect, the surfaces rubbed with oil + nanometric Al₂O₃ (0.15 µm) are slightly rougher than the surfaces of the reference sample (NiCrBSi coating + lubricating oil without Al₂O₃). The average values of the roughness parameter (R_a) for the reference test pin under steady state friction condition and different loads and velocities is 0.036, whereas the corresponding value for the NiCrBSi pin tested with oil + nanometric Al₂O₃ is 0.054 µm.

Experiments with Al₂O₃ of 32.5 µm show that the worn surface of NiCrBSi coating exhibited several ploughing grooves coupled with noticeable plastic deformation along the edges of the wear scars (Fig. 7a). The dominant wear mechanism in the case of coating with Al₂O₃ of 45-µm size was micro-cutting; a surface topography similar to the previous case, higher plastic deformation, and scratch tracks are also observed in this case (Fig. 7b). In both cases, change in the particle

Table 2

Surface nanoindentation and modulus of elasticity of NiCrBSi coating after 600 m.

	Solely oil	Oil + nanometric Al ₂ O ₃ (0.15 μm)	Oil + micrometric Al ₂ O ₃ (32.5 μm)	Oil + micrometric Al ₂ O ₃ (45 μm)
Nanoindentation (GPa)	3.65	4.78	5.66	6.24
Modulus of elasticity (Gpa)	158.37	183	197.4	206.6

trajectory and the sample surface evolution generate cutting, indentation, and micro-deformation of the coating surface. The average values of the surface roughness after 600 m of sliding distance under different loads and sliding velocities were 0.525 μm for Al₂O₃ of 32.5-μm size and 1.96 μm for Al₂O₃ of 45-μm size, respectively.

The hard particles of Al₂O₃ entrapped between the moving surfaces are free to tumble and roll as well as slide through the gap between the interacting surfaces. The predominant wear mechanisms in each case are different. For smaller Al₂O₃ particles, indentations and micro-deformations are formed by the collisions at high velocity whereas ploughing is caused by larger Al₂O₃ particles. The micrometric Al₂O₃ particles transported by the oil lubricant can pass easily through the dynamic clearance between the friction surfaces. SEM observations of the worn surface of the NiCrBSi coating indicate that severe indentation, micro-cutting, and ploughing occur in both cases. Indentations and micro-deformations are formed by the collisions and micro-rolling abrasion of medium and large Al₂O₃ particles at high velocities under the application of loads, whereas severe ploughing is caused by larger Al₂O₃ particles. Additionally, cutting mechanism is observed in both cases. This is due to the interaction between the Al₂O₃ particles and the NiCrBSi-coated surface at high velocity, and the cutting, indentation, and micro-deformation can be caused by the change in the particle trajectory during the friction process. Fig. 7a and b shows the magnified images of the wear crater, in which the occurrence of rolling abrasion along and parallel to the grooves is detected. The rolling marks are caused by round and slightly larger particles that are unable to enter the previously formed grooves, causing them to roll. The rolling or micro-rolling geometry and macro geometry is changed. Depending on the test conditions, rolling abrasion and grooving abrasion can occur simultaneously in a given crater. Additionally, round alumina particles dispersed in the oil lubricant randomly collide against the surface area of the friction pairs separated by the large particles, which can produce micro-deformation due to the rolling of the medium and large particles and the kinetic energy of the small particles at high velocity.

Abrasive particles with sharp angles penetrate the coating surface depending on the applied load and the mechanical properties, form, dimensions, and sliding velocity of the contacting surfaces. These particles exercise some form of abrasive wear mode, such as micro-ploughing and micro-cutting. The penetration of a sliding abrasive particle into a metallic surface results in micro-ploughing or micro-cutting depending on the angle of attack [26]. Sliding of hard particles on metallic materials of less hardness can undergoes mainly elastic-plastic deformations depending on the angle of attack. These deformations occur around particles and spatially in front of their movement. In both cases no material is removed from the frictional surfaces, but the particles with a higher angle of attack lead to a change from micro-ploughing to micro-cutting [27].

3.2. Evaluation of coating nanoindentation after tribology tests

To better understand the influence of the Al₂O₃ particle size on the plastic deformation behavior of the tested samples, nanoindentation of the NiCrBSi coatings was measured with a fully calibrated Algient Tech Nano Indenter G-200 nanoindentation tester using Brekovich indenter

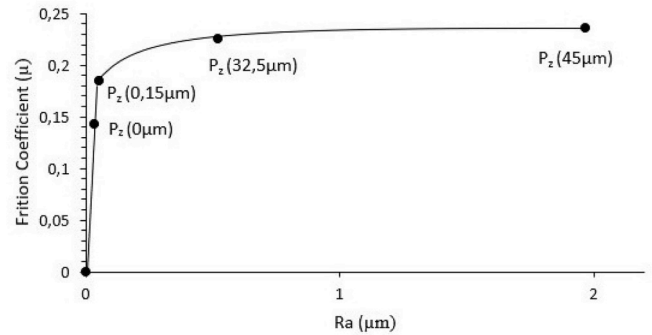


Fig. 8. Variation of friction coefficient against worn surface roughness (R_a) of test samples.

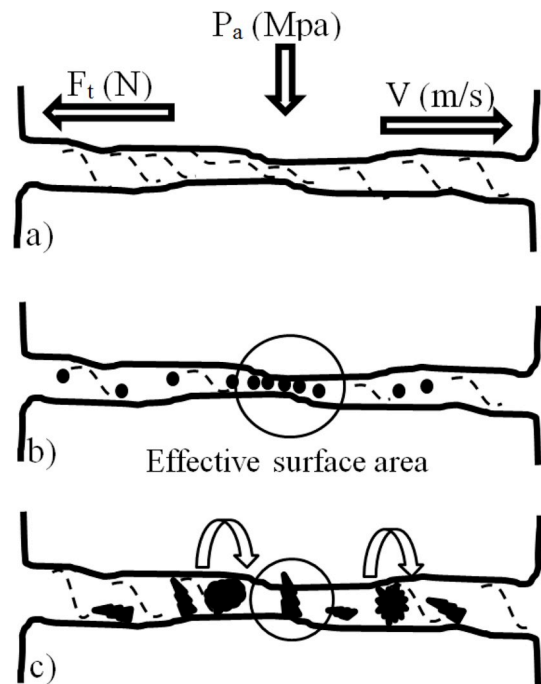


Fig. 9. Diagram of a contact with debris: a) solely oil, b) oil +1.5g nanometric Al₂O₃ and c) oil +1.5g micrometric Al₂O₃.

pit. Basic nanoindentations by controlling the maximum depth of 2 μm were carried out to determine the elastic and plastic work of indentation of the coating. At least twenty five measurements were taken in different zones, and the average values have been considered in this study. Table 2 shows that the change in the NiCrBSi superficial nanoindentation is because of the differences between the wear mechanisms and surface topography of the NiCrBSi coatings after the tribology tests. The nanoindentation values in the cases of lubrication with only oil and the addition of nanometric Al₂O₃ to the lubricated oil are more or less similar. The maximum nanoindentation values were reached by the addition of micrometric Al₂O₃ to the lubricated oil. This can be attributed to the plastic deformations caused by micrometric Al₂O₃, the compressive residual stress produced under high loads, and the increasing of strain hardening to the limit due to the increase in the particle impact energy and the rolling mechanism [28].

3.3. Friction coefficient

The variation in the friction coefficient values for different worn surface roughness R_a after the tribology tests are shown in Fig. 8. The

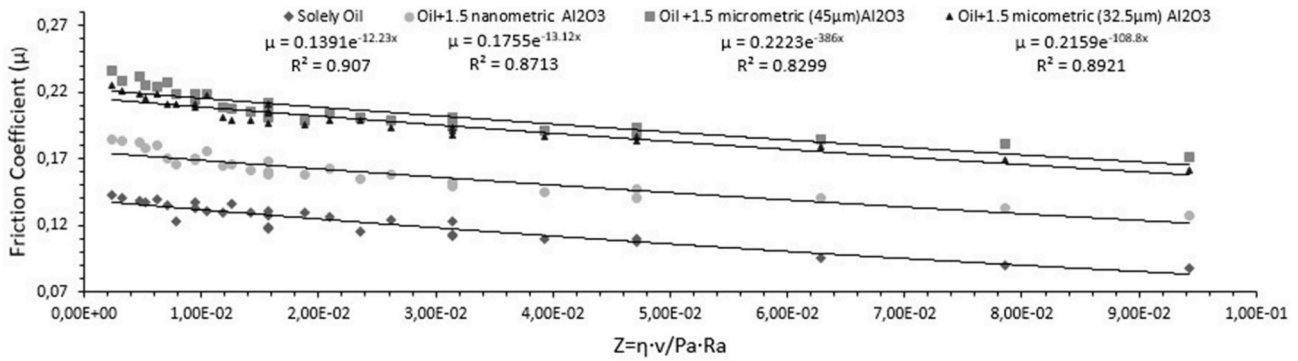


Fig. 10. The Stribeck curve at different loads and sliding velocities for the friction pair F-5220 hardened steel and NiCrBSi coatings with solely oil, oil + nanometric Al₂O₃ (0.15 μm), micrometric Al₂O₃ (32.5 μm) and oil + micrometric Al₂O₃ (45 μm).

results showed that the presence of Al₂O₃ particles influences the friction coefficient response and surface roughness significantly. Once the particles enter the gap between the interacting surfaces, the values and amplitude of the surface roughness tend to change with the speed and the applied load. Friction coefficient values were lower when smaller Al₂O₃ particles were used as the source of debris, as they filled up the gap between the interacting surfaces and increased the effective contact area (Fig. 9b). However, friction coefficient values for 32.5-μm Al₂O₃ and 45-μm Al₂O₃ were higher because the bigger particles have smaller interfaces and reduce the effective contact area (Fig. 9c), which, in turn, accentuates the applied pressure, thus producing higher friction coefficient and surface roughness. Previous studies [29,30] reported the occurrence of rolling abrasion when the friction coefficient values ranged from μ = 0.22 to μ = 0.28. In this work, the rolling abrasive friction occurred with micro-particles at high loads and low speeds with friction coefficient values ranging between μ = 0.225 (Al₂O₃ particle size of 32.5 μm) to μ = 0.236 (Al₂O₃ particle size of 45 μm).

Under severe contact conditions (with high nominal contact pressure (P_a) and velocity), a substantial increase in the friction coefficient is observed when the thickness of the lubricant layer is lower than that of the Al₂O₃ particles. The values of the friction coefficient are strongly related to the size of the particle used as the source of debris. The small friction coefficient observed when nano-particles are used might have two different/complementary explanations: a) in the case of nano-particles, the indentation geometry is small and b) in the case of nano-sized abrasive particles, clogging of the particles might reduce its detrimental effects on the wear process.

4. Lubrication regimes

The Stribeck diagram is useful in analyzing the friction coefficient behavior. Traditionally, the Stribeck diagram relates the friction coefficient with a parameter (i.e., the Sommerfeld parameter), which includes only the viscosity of the lubricant oil, contact pressure, and sliding viscosity. Schipper proposes [31] the inclusion of a supplementary factor, namely, the initial surface roughness, Ra.

Fig. 10 summarizes the Stribeck curves for the quenched and tempered F-5220 steel coated with NiCrBSi via flame spraying followed by the SFM process under different conditions: solely oil, oil +1.5 g of nanometric Al₂O₃ (0.15 μm), oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (32.5 μm), and oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (45 μm). As described in Refs. [32, 33] the friction coefficient was determined at different sliding velocities and applied loads. In the Stribeck diagram, the coefficient of friction is plotted as a function of the lubrication number proposed by Schipper, $Z = \eta\nu/P_a R_a$ [34], which is calculated as the ratio between the sliding velocity (ν) and P_a, assuming the lubricant viscosity (η) as constant. R_{ai} is the arithmetic mean of the initial profile from the mean line for the tested samples. As can be observed, the lubrication number is constant for the four types of samples, i.e., it is independent of the particle size.

Table 3 Parameters value of Stribeck curve for initial surface roughness.

	μ _{max}	μ _{min}	Z (min)	Z (max)	R _{a(initial)} (μm)
Solely oil	0.143	0.088	9.43 10 ⁻²	2.36 10 ⁻³	0.016
Oil+1.5 nanometric Al ₂ O ₃	0.185	0.127	9.43 10 ⁻²	2.36 10 ⁻³	0.016
Oil+1.5 micrometric Al ₂ O ₃ (32.5 μm)	0.225	0.161	9.43 10 ⁻²	2.36 10 ⁻³	0.016
Oil+1.5 micrometric Al ₂ O ₃ (45 μm)	0.236	0.171	9.43 10 ⁻²	2.36 10 ⁻³	0.016

We have focused this investigation primarily on the evolution of friction values as a function of the Al₂O₃ particle size used as the source of debris. The differences and effects of surface roughness on the lubrication parameters, which also need to be comprehensively discussed, are beyond the scope of this investigation and are covered elsewhere [35].

Table 3 shows a summary of the roughness values for these NiCrBSi pins.

Another way to characterize the lubrication regime is by the lubrication number $K_d = \eta\nu/P_a R_{af}$, where R_{af} is the final surface roughness after testing with solely oil, oil +1.5 g of nanometric Al₂O₃ (0.15 μm), oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (32.5 μm), and oil + 1.5 g of micrometric Al₂O₃ (45 μm). We propose the use of this parameter, K_d, because the lubrication regime may change substantially with changes in the sliding distance owing to changes in the surface roughness and the detachment of wear particles during the friction process. Therefore, using the final surface roughness will enable better identification of the state of the lubrication regime after the wear processes.

In laboratory studies and in some applications, it would be easy to directly measure the final surface roughness (i.e., after sliding distance

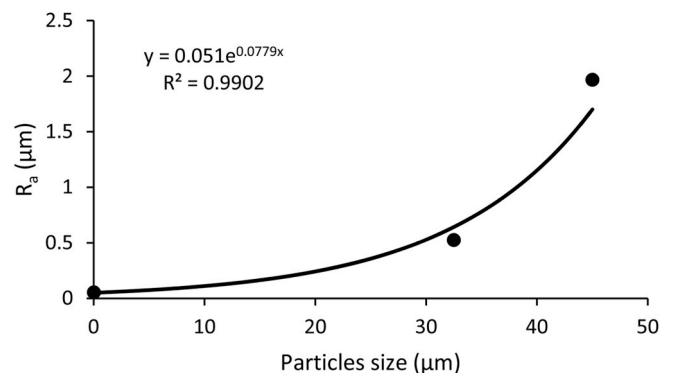


Fig. 11. Correlation between particles size and surface roughness.

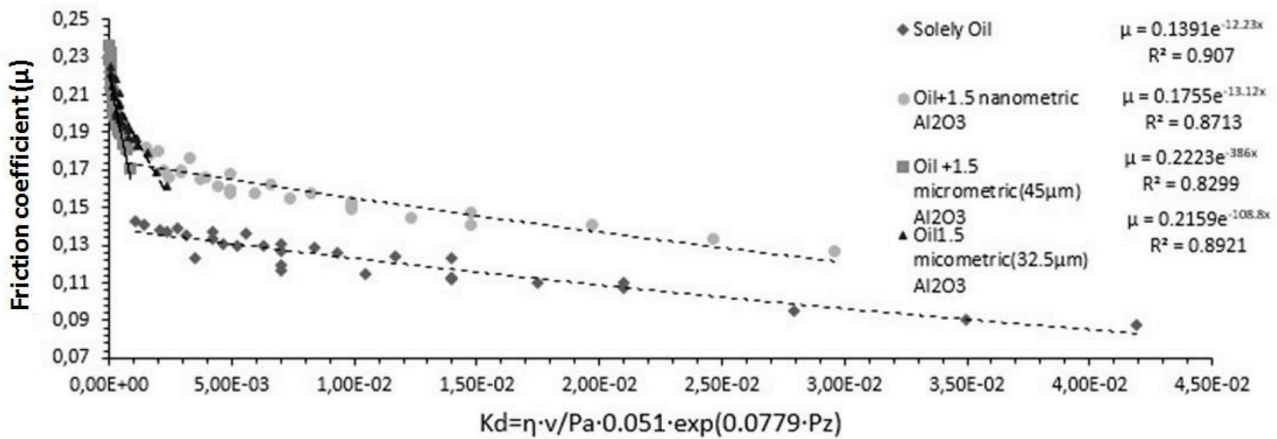


Fig. 12. The Stribeck curve at different loads and sliding velocities for the friction pair after introducing the new lubrication number.

of 600 m in our case). However, this could be impractical in most applications. Therefore, it would be interesting to find a relationship between the debris particle size, which can be analyzed online with sensors or during the maintenance operations, and the surface roughness.

Our results reveal strong dependence of the surface roughness on the particle size. An increase in the particle size changes the surface roughness, which results in a sharp rise in the friction coefficient and the wear rates. Fig. 11 shows the relationship between the particle size and surface roughness obtained after a sliding distance of 600 m. The fitted relationship is:

$$R_{af} = 0.051e^{0.0779 P_z}$$

where P_z is the average particle size in μm .

By including this fitted equation in the expression for the lubrication parameter, we get the following expression:

$$K_d = \frac{\eta \cdot V}{P_a \cdot 0.051 e^{0.0779 \cdot P_z}} \quad (1)$$

where K_d applies when the size and amount of debris particles allow the normal operation according to the maintenance recommendation for each case.

The Stribeck curve with the new lubrication number (K_d) is shown in Fig. 12. The figure shows that the lubrication number changes as a function of the particle size, which highly affects the state of the lubrication regime.

Now, by using K_d , it is apparent that feeding lubricant oil with different Al_2O_3 particle sizes to the contact area causes an increase in the friction coefficient and decrease in the lubrication number (K_d) depending on the increase in the debris particle size. The shape of the Stribeck curve resembles an exponential shape with different inclinations for solely oil, oil + 1.5 g of nanometric Al_2O_3 (0.15 μm), oil + 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (32.5 μm), and oil + 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (45 μm). Overall, the friction coefficients and the curve inclination in the case where only the lubricant was used were lower than that in the cases where Al_2O_3 was added. The minimum friction coefficient (μ_{\min}) with only the lubricant was 0.088 at $K_d = 4.19 \times 10^{-2}$ and the maximum friction coefficient (μ_{\max}) was 0.143 at $K_d = 1.05 \times 10^{-3}$. However, the addition of nanometric Al_2O_3 to the lubricant oil increases μ_{\min} to 0.127 at $K_d = 6.99 \times 10^{-4}$ and μ_{\max} to 0.185 at $K_d = 2.79 \times 10^{-2}$. The addition of micrometric Al_2O_3 (32.5 μm) increases μ_{\min} to 0.161 at $K_d = 4.31 \times 10^{-4}$ and μ_{\max} to 0.225 at $K_d = 2.87 \times 10^{-3}$. Finally, the addition of micrometric Al_2O_3 (45 μm) to the lubricant oil increases μ_{\min} to 0.171 at $K_d = 7.7 \times 10^{-4}$ and μ_{\max} to 0.236 at $K_d = 1.15 \times 10^{-4}$. In summary, the friction coefficient depends on the particle size dispersed in the lubricating oil and is inversely related to K_d .

Table 4
Parameters of Stribeck curve for each surface roughness.

	μ_{\max}	μ_{\min}	Z (min)	Z (max)	$R_{a(\text{final})}$ (μm)
Solely oil	0.143	0.088	4.19 $\cdot 10^{-2}$	1.05 $\cdot 10^{-3}$	0.036
Oil+1.5 nanometric Al_2O_3 (0.15 μm)	0.185	0.127	2.96 $\cdot 10^{-2}$	7.39. 10^{-4}	0.054
Oil+1.5 micrometric Al_2O_3 (32.5 μm)	0.225	0.161	8.89 $\cdot 10^{-4}$	2.22 $\cdot 10^{-5}$	0.525
Oil+1.5 micrometric Al_2O_3 (45 μm)	0.236	0.171	5.88 $\cdot 10^{-5}$	2.36 $\cdot 10^{-3}$	1.97

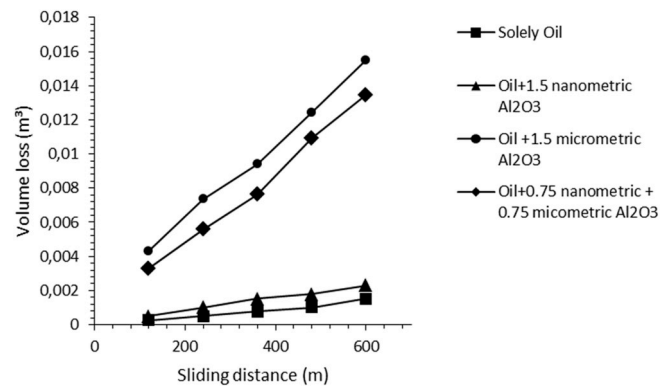


Fig. 13. Accumulated wear volume at different loads and velocities of NiCrBSi coating as a function of sliding distance (600 m).

Table 4 shows a summary of the roughness values for these NiCrBSi pins. It can be seen that there is a general trend towards higher surface roughness generated with higher particle size.

5. Wear behavior

The wear volume losses of the NiCrBSi pin coating rubbed with oil only and with oil + 1.5 g of nanometric Al_2O_3 (0.15 μm) were lower in comparison with the pin lubricated with oil + 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (32.5 μm) and oil + 1.5 g of micrometric Al_2O_3 (45 μm) at all studied loads and velocities (Fig. 13). This effect becomes more dominant with increase in the sliding distance, suggesting that the unfavorable effect of the Al_2O_3 particles increases with the sliding distance. At a distance of 600 m, the volume loss of the pin lubricated with 1.5 g of micrometric Al_2O_3 was more than eight times higher than that of the pin

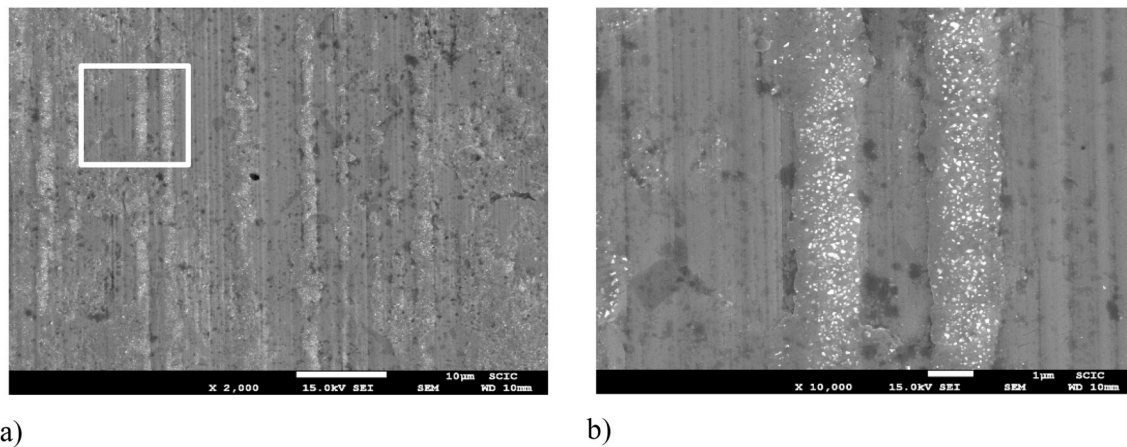


Fig. 14. a) SEM micrographs of nanometric Al_2O_3 particles embedded in the NiCrBSi coating. b) Detail view.

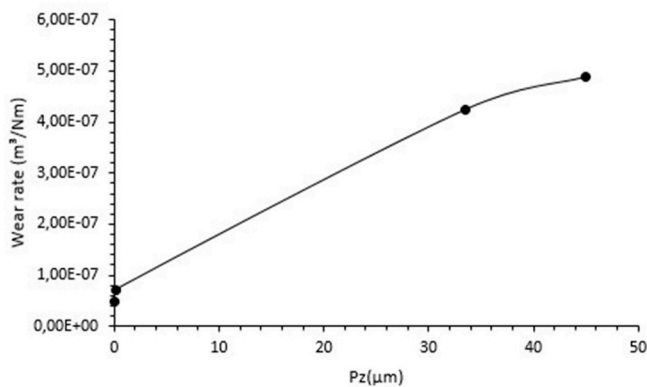


Fig. 15. The dependence between wear rate and Al_2O_3 debris particles size.

lubricated with oil alone. Therefore, micrometric Al_2O_3 particles dispersed in the lubricated oil were probably attached initially to the softer NiCrBSi coatings, leading to abrasive wear of its contact area (at low speed and high loads). This resulted in severe, deeper, and wider scratching and thereby, damage of the soft NiCrBSi surface coating, which significantly increased the surface roughness values and volume loss. The ploughing effect and rolling abrasion caused by micrometric Al_2O_3 has also been shown to cause a deleterious effect on the wear of the NiCrBSi pin coating (Fig. 7b).

In the case of lubrication with oil + nanometric Al_2O_3 , part of the Al_2O_3 particles get compressed and penetrate into the surface layer of the soft NiCrBSi coating, while others first get entrapped in the surface and then get immediately removed from the sliding interface before their subsequent agglomeration (Fig. 14). These behaviors influence the wear values because of the following reasons: a) the penetration of hard particles of nanometric alumina into the comparatively softer Ni-Cr matrix increases the nanoindentation, which, in turn, lowers the damage on the wear surface by abrasion. b) The penetration of nanometric alumina with sharp edges into the coating surface creates stress concentration, which increases the hardness of the NiCrBSi contact surface.

The representation of the averaged experimental data of the wear rates for different particle sizes after 600 m of exposure distance shows the increase in the wear rates with the increase in surface roughness (Fig. 15), which in turn depends on the particle size. This can be attributed to the increment in the particle kinetic energy with its size which results in higher wear rates. Additionally, severe sliding wear occurs when the conditions of high load and speed exist between the surfaces in contact. When the tension between the surfaces is very high

owing to the increase in load or speed, the area in contact becomes unstable and occasionally generates debris particles, which further increases the wear rate.

6. Conclusions

Empirical relationships between debris particle size and surface roughness and between surface roughness and the lubrication regime have been estimated. These relationship functions can support predictive maintenance operations for avoiding surface damage of the parts in contact. Moreover, they are useful in assessing the remaining lifetime of the friction components.

The obtained results show that the presence of abrasive debris particles dispersed in lubricated oil clearly deteriorates the tribological performance of the system, contributing to a remarkable increase in the friction coefficient and wear rate and reduction in the lubrication number with increase in the particle size.

SEM analysis of the worn surface craters revealed the presence of grooving abrasion and different degrees of rolling abrasion along the grooves depending on the particle size. Nanoindentation study after friction tests showed strain hardening of the NiCrBSi coatings due to the accumulative plastic deformation that takes place owing to repeated rolling and sliding of Al_2O_3 particles entrapped between the moving surfaces. Any increase in Al_2O_3 particle size contributes to higher values of strain hardening of the NiCrBSi coating, which presumably contributes to a significant increase in the surface nanoindentation values.

On the other hand, the experiments also show that nanometric size particles play an insignificant role in the tribology process in comparison with the micrometric particles.

Declaration of competing InterestCOI

The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

References

- [1] Kalin M, Velkavrh I, Vizintin J, Özbolt L. Review of boundary lubrication mechanisms of DLC coatings used in mechanical applications. *Meccanica* 2008;43(6):623–37.
- [2] Zahid R, Masjuki HH, Varman M, Mufti RA, Kalam MA, Gulzar M. Effect of lubricant formulations on the tribological performance of self-mated doped DLC contacts: a review. *Tribol Lett* 2015;58(2):32.
- [3] Schamel AR, Grischke M, Bethke R. Amorphous carbon coatings for low friction and wear in bucket tappet valvetrains (No. 970004. SAE Technical Paper; 1997.
- [4] Deschuyteneer D, Petit F, Gonon M, Holmberg K, Wäsche R, Cambier F. Influence of WC particle size and volume fraction on wear properties of NiCrBSi/WC

- coatings. In: Proceedings of the 13th European inter-regional conference on ceramics; 2012. p. 37–40.
- [5] Vengudusamy B, Grafl A, Preinfalk K. Influence of silicon on the wear properties of amorphous carbon under dry and lubricated conditions. *Tribol Lett* 2014;53(3): 569–83.
- [6] Vengudusamy B, Green JH, Lamb GD, Spikes HA. Tribological properties of tribofilms formed from ZDDP in DLC/DLC and DLC/steel contacts. *Tribol Int* 2011; 44(2):165–74.
- [7] Tasdemir HA, Wakayama M, Tokoroyama T, Kousaka H, Umehara N, Mabuchi Y, Higuchi T. Ultra-low friction of tetrahedral amorphous diamond-like carbon (ta-C DLC) under boundary lubrication in poly alpha-olefin (PAO) with additives. *Tribol Int* 2013;65:286–94.
- [8] Khorshid EA, Nawwar AM. A review of the effect of sand dust and filtration on automobile engine wear. *Wear* 1991;141(2):349–71.
- [9] Khonsari MM, Wang SH. On the role of particulate contamination in scuffing failure. *Wear* 1990;137(1):51–62.
- [10] Du L, Xu B, Dong S, Yang H, Tu W. Study of tribological characteristics and wear mechanism of nano-particle strengthened nickel-based composite coatings under abrasive contaminant lubrication. *Wear* 2004;257(9–10):1058–63.
- [11] Hunt TM. Handbook of wear debris analysis and particle detection in liquids. Springer Science & Business Media; 1993.
- [12] Kumar M, Shankar Mukherjee P, Mohan Misra N. Advancement and current status of wear debris analysis for machine condition monitoring: a review. *Ind Lubr Tribol* 2013;65(1):3–11.
- [13] Iwai Y, Honda T, Miyajima T, Yoshinaga S, Higashi M, Fuwa Y. Quantitative estimation of wear amounts by real time measurement of wear debris in lubricating oil. *Tribol Int* 2010;43(1–2):388–94.
- [14] Zhu X, Zhong C, Zhe J. Lubricating oil conditioning sensors for online machine health monitoring—a review. *Tribol Int* 2017;109:473–84.
- [15] Flanagan IM, Jordan JR, Whittington HW. Wear-debris detection and analysis techniques for lubricant-based condition monitoring. *J Phys E Sci Instrum* 1988;21 (11):1011.
- [16] Du L, Zhu X, Han Y, Zhe J. High throughput wear debris detection in lubricants using a resonance frequency division multiplexed sensor. *Tribol Lett* 2013;51(3): 453–60.
- [17] Cao W, Dong G, Chen W, Wu J, Xie YB. Multisensor information integration for online wear condition monitoring of diesel engines. *Tribol Int* 2015;82:68–77.
- [18] Shen MX, Dong F, Zhang ZX, Meng XK, Peng XD. Effect of abrasive size on friction and wear characteristics of nitrile butadiene rubber (NBR) in two-body abrasion. *Tribol Int* 2016;103:1–11.
- [19] Zhu X, Zhong C, Zhe J. Lubricating oil conditioning sensors for online machine health monitoring—a review. *Tribol Int* 2017;109:473–84.
- [20] Yuan CQ, Peng Z, Zhou XC, Yan XP. The characterization of wear transitions in sliding wear process contaminated with silica and iron powder. *Tribol Int* 2005;38 (2):129–43.
- [21] Santanam N. Effect of wear debris on wear in rolling-sliding motion. *Wear* 1983;90 (2):261–7.
- [22] Blau PJ. Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals. *Wear* 1981;72(1):55–66.
- [23] Cherif K, Gueroult B, Rigaud M. Al₂O₃–ZrO₂ debris life cycle during wear: effects of the third body on wear and friction. *Wear* 1997;208(1–2):161–8.
- [24] Fischer TE, Zhu Z, Kim H, Shin DS. Genesis and role of wear debris in sliding wear of ceramics. *Wear* 2000;245(1–2):53–60.
- [25] Schipper DJ, Hoevenaer AJ, De Laat B, Bakx S, Keijer JT. A lubrication number for mechanical seals. In: Fluid sealing. Dordrecht: Springer; 1992. p. 467–76.
- [26] Mulhearn TO, Samuels LE. The abrasion of metals: a model of the process. *Wear* 1962;5:478–98.
- [27] Zum Gahr KH. Wear by hard particles. *Tribol Int* 1998;31(10):587–96.
- [28] Nguyen VB, Nguyen QB, Zhang YW, Lim CYH, Khoo BC. Effect of particle size on erosion characteristics. *Wear* 2016;348:126–37.
- [29] Rutherford KL, Hutchings IM. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. *Surf Coat Technol* 1996;79:231–9.
- [30] Kusano Y, Hutchings IM. Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test. *Wear* 2005;258:313–7.
- [31] Lu Xiaobin, Khonsari MM, Gelinck ER. The Stribeck curve: experimental results and theoretical prediction. *J Tribol* 2006;128(4):789–94.
- [32] Moshkovich A, Perilyev V, Lapsker I, Gorni D, Rapoport L. The effect of grain size on Stribeck curve and microstructure of copper under friction in the steady friction state. *Tribol Lett* 2011;42(1):89–98.
- [33] Perilyev V, Moshkovich A, Lapsker I, Rapoport L. Friction and wear of copper samples in the steady friction state. *Tribol Int* 2010;43:1449–56.
- [34] Gelinck ERM, Schipper DJ. Calculation of Stribeck curves for line contacts. *Tribol Int* 2000;33:175–81.
- [35] Heresky MD. Theory and research in lubrication. New York: Wiley; 1996.



Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings

K.A. Habib*, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira

Department of Industrial System Engineering and Design, Universitat Jaume I, 12071 Castellón, Spain

ARTICLE INFO

Keywords:

NiCrBSi
Oxy-fuel
Laser re-melting
Wear
Mixed lubrication regime parameters

ABSTRACT

The purpose of this paper is to understand and to quantify the effect of the re-melting technique on the microstructure and tribological behaviour of oxy-fuel (OF) thermally sprayed NiCrBSi coatings in the mixed lubrication regime. Two different re-melting techniques have been used: Surface Flame Melting (SFM) and laser re-melting processes. The microstructure of the obtained coatings was characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Deposited coatings demonstrated similar phases but manifested notable differences in their morphology, size, distribution and relative proportions of the observable phases. These differences in microstructure may explain the differences in coating properties. Tribological experiments were carried out using a pin-on-disc approach at different sliding speeds and contact pressures. Wear and indentation tests have also been conducted. Laser re-melted coatings achieve higher hardness, less friction and lower accumulated wear volume in lubricated conditions. Test data were fitted with regression models. The fitted equations allow a robust assessment of the effect of the re-melting technique and working conditions on the friction coefficient in components that operate in the mixed lubrication regime. Therefore, these equations may help to select the adequate coating and tribological parameters for specific applications.

1. Introduction

Among the available protective coatings materials, Ni-based alloys deposited by thermal spray are coatings which are widely deployed in industry to increase component resistance against wear, oxidation, and corrosion. These coatings are implemented in an extensive range of working temperatures [1–6]. NiCrBSi coatings are widely used for machine components whose surface is subjected to severe work conditions such as coal-fired boilers, heat exchangers, turbines, tools, extruders, plungers, roller tables, piston rings, wearing plates, pump shafts, agriculture machinery, etc. [11].

Re-melting of deposited coating serves to modify the microstructure [7] and, as a consequence, re-melting may affect wear when used in, for example, kinematic joints [8,9]. Re-melting techniques improve coating by reducing defects and porosity [10], increasing cohesion between particles, and strengthening the adhesive bonding with the substrate [11–13]. It has been observed that different re-melting techniques diversely influence the microstructures phase distribution and the surface roughness of coatings [5,14,15].

Usually kinematic joints work in the mixed lubrication regime, in which the lubricant film thickness in relation with the surface micro-

geometry cannot avoid partial interaction between the surfaces. Mixed lubrication is the intermediate regime between the boundary and hydrodynamic lubrication regimes. The hydrodynamic regime is characterized by a lubricant film sufficiently thick to avoid direct surface asperities contact. In boundary regime, the predominant phenomenon is the contact between surfaces. By representing empirical data of the friction as a function of the Sommerfeld number, the Hersey [16] or Schipper [17] lubrication number, generates the known Stribeck curve [18]. In the Stribeck curve each regime shows a different data pattern Fig. 1. In the mixed lubrication regime the friction values decrease continuously as the lubrication number increases.

Studies concerning the effect of re-melting on the coating characteristics in lubricated conditions are scarce. Despite real components usually work under mixed lubrication regime, most publications limit the scope of their studies to the abrasive wear (for instance [19,20]). Garcia et al. [19] examined the tribological effects of the partially laser re-melted surface percentage. They found that partially laser re-melted surfaces of plasma spray coatings reduce the wear only for specific pressure and sliding velocities. They further observed that a higher re-melted surface percentage may cause deficient lubrication conditions and increase wear.

* Corresponding author.

E-mail address: razzaq@esid.uji.es (K.A. Habib).

<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.004>

Received 16 July 2018; Received in revised form 13 November 2018; Accepted 2 December 2018

Available online 04 December 2018

0257-8972/ © 2018 Elsevier B.V. All rights reserved.

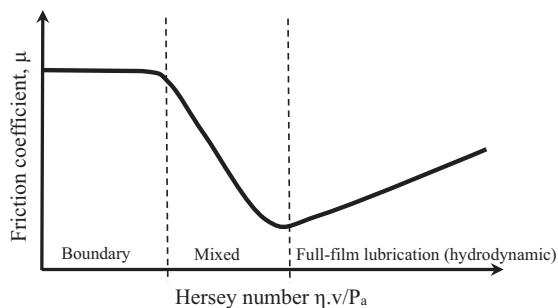


Fig. 1. Schematic representation of Stribeck diagram. η : oil viscosity, v : sliding velocity, P_a : apparent pressure. (Adapted from Bayer, 1994).

The purpose of this paper is to contribute a deeper understanding of how the microstructure obtained by different re-melting techniques translates to wear behaviour in mixed lubrication conditions (specifically how the microstructure of NiCrBSi coatings obtained by different re-melting techniques affects to the tribological behaviour in mixed lubrication conditions). To this end, we conducted experiments with NiCrBSi flame sprayed over stainless steel [16]. The coatings were subsequently re-melted with either flame or laser sources. Information obtained by XRD and SEM-EDS was analysed to hypothesise about its expected tribological behaviour. Tribological assays were done via pin-on-disc technique with a range of sliding velocities and applied pressures. Empirical data allowed a relation to be established between friction and volume loss with the experimental factors and coating characteristics.

We follow the approach of developing analytical models by the statistical fitting of measured data [20]. For each re-melting treatment (SFM and laser), we obtain by regression an equation that relates friction with the tribological experimental factors (surface roughness, applied pressure, velocity and lubrication oil viscosity). Consistency between qualitative predictions from the microstructure analysis and the quantitative data contributes to their cross validation. The specific fitted regression curve is only applicable to the system studied, however the type of equation proposed in this paper may have a more generic validity. Generalization requires further extensive research with tribological systems other than the presented here. Computational fluid dynamics models may also be assistive in obtaining further insight into coating performance.

2. Experimental procedure

2.1. Materials

The substrate base metal used in this study was AISI 304 in cylindrical shape measuring 18 mm length and 8 mm diameter, as is established by the ASTM G 99 standard for the pin-on-disc test. The counterpart disc samples, 100 mm in diameter and 5 mm thick, were made from quenched and tempered F-5220 steel (in line with A681(O1) ASTM). The cylindrical specimens were coated with spray powder NiCrBSi Castolin PE 3307 alloy (0.4% C, 3.1% Si, 1.6% B, 10.1% Cr, 2.8% Fe and Ni, balance) with an average particle size range of 125/45 μm and melting point of 1025 $^{\circ}\text{C}$.

Table 1
Thermal spray parameters.

Torch speed (mm/s)	Number of strokes	Distance (mm)	Acetylene pressure (bar)	Oxygen pressure (bar)	Air pressure (bar)	Flame type
67.5	5	120	0.7	4	2.5	Neutral

2.2. The flame-spray process

Prior to deploying the spraying process, one end of the surface pins was shot-blasted with abrasive particles consisting of angular corundum of 99.6% purity and mean size of 0.53 mm, using compressed air pressure of 6 kg/cm² for 1 min, incidence angle of $\sim 45^{\circ}$ and torch (gun)-to-substrate distance of 130 mm. The surface was then cleaned and degreased using acetone within an ultrasonic bath. Coatings were all deposited with a CDS-8000 flame spray gun, made by Castolin Eutectic. Thermal spray parameters are shown in (Table 1). After the flame-spraying deposition of coatings, two different re-melting processes were employed: Surface Flame Melting (SFM) and the second laser melting process. In both re-melting processes the total coating fusion was applied.

2.3. The melting process

After the flame-spraying deposition process, the coatings are subjected to a post re-melting treatment at a temperature between the solidus and liquidus of the alloy coating, when important diffusion processes take place. This temperature is approximately between 927 and 1127 $^{\circ}\text{C}$.

The re-melting process using an oxyacetylene torch is basically a manual process. The final quality of layers depends greatly on the experience of the operator. The melting process was performed using a surface flame with an operating temperature of up to 1025 $^{\circ}\text{C}$ and a scanning speed of approximately 150 mm/min. The samples were kept at this temperature until the coating had completely melted and then were cooled down to room temperature. The coatings obtained were about 1.200 mm thick after the re-melting and polishing processes.

The alternative melting technique used for post-sprayed coating consisted of using a Rofin Sinar DY022 CO₂ laser equipment with a nominal power of 2.2 kW continuous wave diode pumped Nd-YAG, equipped with a PRECITED YW30 welding head, an ABB IRB2400 six axis robot arm for 3D movement and a Kugler LK-190 laser focusing head at a focal distance of 125 mm. Equipment optics was protected by a 2 bar pressure cross current of air. The laser equipment was used in continuous mode with 20 L/min argon as the protective gas. The optimum parameters were selected in order to avoid the over-fusing which leads to excessive fluxing that depletes the alloy of Si and B, and creates more slag residue (borosilicate) within the coating. After several trials, the most acceptable results were obtained with the following parameters: power density on the surface of the coating of 318.32 W/mm², beam scanning speed of 10 mm/min and a laser beam diameter of 2 mm. In both re-melting processes the total coating fusion was applied.

2.4. Scanning electron microscope analysis

Scanning electron microscope with energy dispersive spectroscopy (SEM-EDS) was used to analyze the coatings microstructure. Samples for microstructural analysis were firstly ground and polished to a mirror finish and then chemically etched with solution of 1 HCl: 10 HNO₃:10 H₂O.

2.5. Hardness and tribology tests

Before carrying out tribotests, the surface coated pins and disc were polished to final average surface roughness R_a about 0.11 μm for coated pins (for both SFM and laser re-melting coatings) and 0.18 μm for the

Table 2
Test variables.

Applied pressure		Velocity					
(N/m ²)	(N)	(m/s)					
274,681,53	6	0,037	0,073	0,110	0,147	0,183	0,220
412,022,29	9	0,037	0,073	0,110	0,147	0,183	0,220
686,703,82	15	0,037	0,073	0,110	0,147	0,183	0,220
915,605,10	20	0,037	0,073	0,110	0,147	0,183	0,220

disc. The coated pins and disc surface roughness was measured using a profilometer (Perthometer M1, Mahr GMBH, Germany).

The microhardness profile along the cross-section of both deposited coatings after re-melting process was achieved in line with ASTM E-384 rules and regulation applying 200 g load during 15 s. Six measurements were taken at each distance, and the average values were computed in this study. The counterpart disc sample made of quenched and tempered F-5220 steel with an average hardness of 930 HV_{200gf} was used to carry out the tribological tests.

The Tribological properties of the deposited coatings were carried out on a TE79/P pin-on-disc multi-axis tribometer from Plint and Parteners in unidirectional sliding, under laboratory conditions (temperature, T = 25 °C, humidity ~ 55%). Eight drops of the mineral oil, CUT-MAX 110, with viscosity of 100 ± 0.1 cSt at 40 °C and density of 0.880 g/cm³ at 15 °C were supplied to the contact area range every minute. Each friction test was conducted at a constant load, and, starting with the lowest speed of 0.037 m/s, the sliding speed was increased in a stepwise manner after 3 min at each speed, until the maximum speed of 0.22 m/s was reached. The load was varied between 6, 9, 15 and 20 N, (Table 2).

3. Results and discussion

3.1. XRD phase analysis

The phase composition of both flame-spray combined with flame re-melted and flame-spray combined with laser re-melting coatings are compared by means of XRD, Fig. 2. The main structure phases identified by the presence of the following phases in a γ -Ni solid solution with a dendritic morphology: chromium carbide (Cr₇C₃), chromium boride (Cr₅B₃ and CrB), silicides (Ni₃Si). These results are in agreement with previously studies obtained by other researchers [15,21,22,23,24,25].

Even though the XRD spectra are generally similar, some differences have been observed. It can observe that the peaks of the phases show generally higher intensity for laser re-melting coating. The slight shifting to the left of Ni peak for the flame-spray followed by laser re-melted coating can be explained by the higher dissolution of Fe in Ni during laser re-melting process (in comparison with SFM) which produces the expansion of lattice parameter of the Ni solid solution; this shifting can be also attributed to the formation of amorphous phases due to the boron and very high cooling rates of individual splats encountered in laser re-melting coating [26,27].

3.2. Effect of re-melting process on microstructure

Fig. 3, shows a general view of both re-melted coatings cross-section. The overall homogeneity is quite good, the porosity of coatings is generally low, the splats boundaries disappeared as a consequence of re-melting process, the absence of cracking or delamination and the good bounding with the substrate show that the processing parameters selected in this study have ensure adequate coatings quality.

The microstructures of both coated samples studied in this work are shown below (Fig. 4). The same constituents are detected in both of them according to XRD phase analysis. However, differences in morphology, distribution, size and percentage of the different constituents can be observed.

The SEM and XRD analysis indicated that the microstructure of the flame spray followed by SFM coating is formed by: a dendritic phase of Ni solid solution with relatively low content of Cr, Fe and Si (A), a matrix phase identified as the γ -Ni solid solution (B), sticks shaped precipitates with high content of Cr and C (C), and fine-grained lamellar eutectic phase (D) formed in the matrix probably at the end of the solidification process. So, the microstructure of NiCrBSi shows differences within individual splats indicating a wide range of dwell time and particle sizes. In B zone, Fig. 4 a and b reveal that the size of cells and dendrites in deeper-etched (higher Ni content) of a particles fine-grained about 3–6 μ m, while in the neighboring splats with lower Ni content (A zone) cells and dendritic sizes in the range of 5–10 μ m.

Fig. 4a shows an equiaxed grains microstructure with about 3–10 μ m size and Fig. 4b shows details of the NiCrBSi coating. X-ray point microanalysis of A-zone revealed that the composition consists of: 78.26 wt% of nickel, 6.93 wt% chromium, 5.9 wt% carbon, 3.11 wt% iron and relatively high content of silicon 5.72 wt%. Silicon promotes the self-fluxing properties of the coating and significantly lowers the melting point [28]. In contrast B-zone contains a higher value of nickel

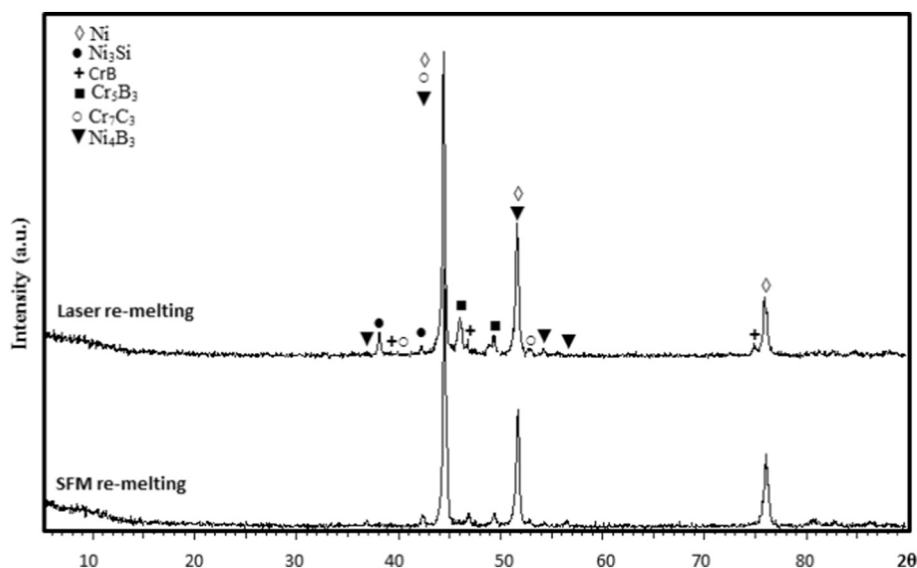


Fig. 2. XRD pattern of the NiCrBSi deposited by OF and SFM and OF deposition and laser re-melted coatings.

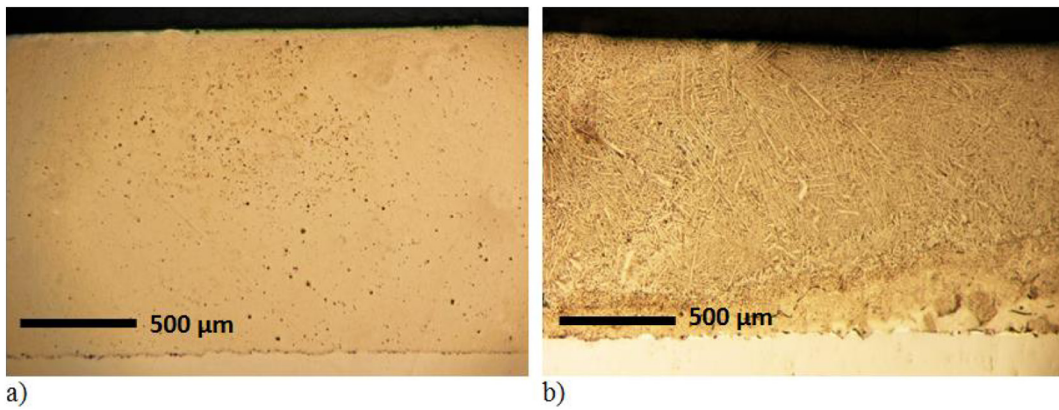


Fig. 3. Cross-section morphologies of re-melted coating after polishing process: a) SFM re-melted and b) Laser re-melting coating with homogenous solidified dendrites.

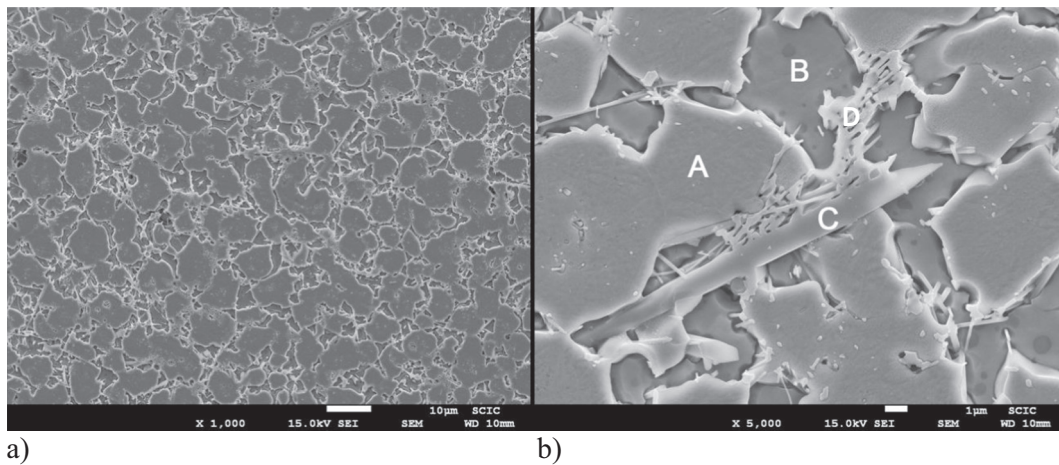


Fig. 4. a) Microstructure of the flame sprayed and flame re-melted coating. b) Detail view.

with 90%, slightly lower chromium 5.62 wt%, lower iron content 1.53 wt%, 2.85 wt% oxygen and no carbon and silicon have been detected. In the C-zone, it can be observed the presence of precipitates in the form of sticks with high concentration of chromium and carbon (60.16 wt%, 24.45 wt% respectively) and a small amount of iron 1.17 wt% and silicon 0.53 wt%. The compositional analysis and X-ray diffraction of these precipitate (C-zone) indicates that they are Cr₇C₃.

Fig. 5a, shows the formation of detectable scattered precipitates arising from inside the phases A and B. These precipitates have been

grown randomly in the form of needles with diameters about 100 nm, Fig. 5b. EDX analysis and X-ray point microanalyzer performed in these precipitates, indicate that they principally consist of Nickel (65.58 wt%), carbon (15.87 wt%), chromium (12.02 wt%), Silicon (4.26 wt%) and iron (2.27 wt%). Certain zones of the coatings do not show these precipitates because they have been dissolved during thermal spray and re-melting processes. The elevated flame temperature and high time of flame re-melting (SFM) process possibly leads to dissolution of these precipitates.

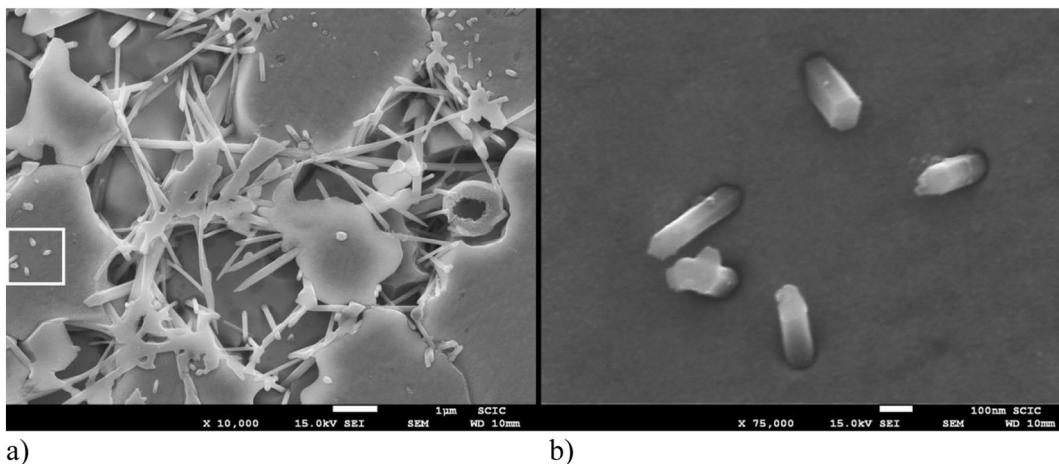


Fig. 5. NiCrBSi coating re-melted by SFM; a) Dispersed particles formed inside zone A and B phases b) Detail view.

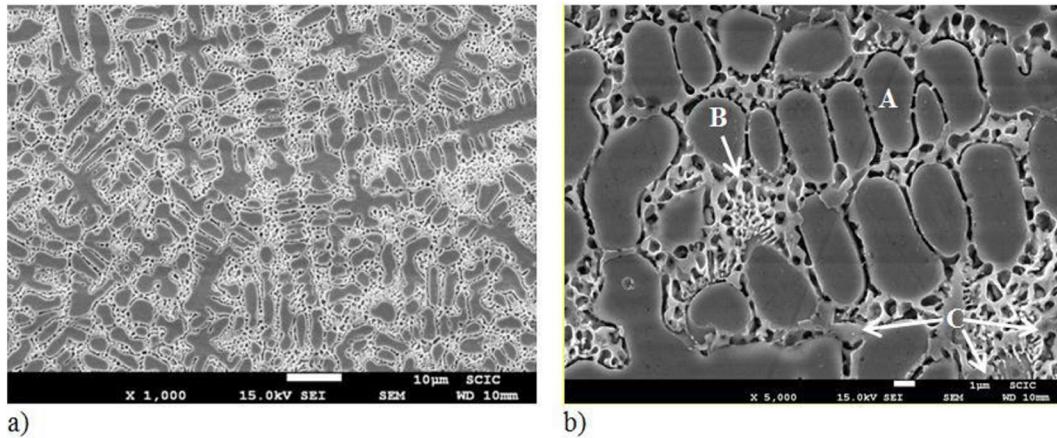


Fig. 6. a) Cross section of the NiCrBSi flame sprayed + laser re-melting coating revealing a dendritic structure. b) Detail of dendritic and interdendritic structures.

Regarding the microstructure of NiCrBSi coating produced by flame spray followed by laser process, as illustrated in Fig. 6, the fine microstructure (3–5 μm) is mainly comprised of a dark gray dendrite phase and bright eutectic structure. During the crystallization process, the dendrite first precipitates with high cooling rates (high supercooling) from the liquid phase [29], and finally the eutectic structure is formed at grain boundaries. EDX analysis and X-ray point microanalysis revealed the dendrites (A) to be γ -Ni (76.83 wt%), which contains a low quantity of Cr (10.03 wt%), Fe (3.46 wt%) and Si (2.70 wt%). The phases between the dendritic Ni solid solution are the fine-grained of eutectic phases (B). X-ray point microanalysis shows that the darker component of the eutectic is boride, while the lighter component between the phases is γ -Ni. The borides are largely nickel borides (Ni_4B_3), but SEM analysis indicates that chromium and iron are also present [30]. Also, the formation of fine chromium carbides (C) uniformly distributed in the eutectic zone, indicates that chromium (61.86 wt%) and carbon elements (28.88 wt%) are mainly precipitated at the grain boundary. This confirms the tendency of these alloys to form carbides and borides. These results are in good agreement with XRD and the results obtained by other researchers [31,32] who have identified these precipitates as chromium carbides and borides (mainly Cr_7C_3 and CrB in a γ -Ni solid solution with a dendritic morphology). Moreover, the proportion of chromium boride and carbide increased with an increase of C, B, Si and Cr content [33].

The grain size of the coatings microstructure obtained after thermal spraying and re-melting processes is determined by competition between the nucleation and growth rates (solidification kinetics) [34,35]. There are two interesting mechanisms involved in restricting of grain growth in the laser re-melting case:

- The dispersed hard phases with high melting points such as Cr_7C_3 (melting point 1665 $^\circ\text{C}$), CrB (melting point 2050 $^\circ\text{C}$), Cr_5B_3 (melting point 1900 $^\circ\text{C}$) and Ni_3Si (melting point 1400 $^\circ\text{C}$) formed in the molten pool during crystallization process can be used as a nucleus. The presence of these nucleus increase the nucleation velocity and reduces the grain growth (high undercooling) during the solidification process which makes the microstructure more refined.
- The local laser beam temperature allows heat dissipation and therefore changes the solidification conditions (temperature gradient). This mechanism also reduces the grain size and thus increases the coating hardness.

3.3. Coatings microhardness

Fig. 7 shows the microhardness profiles along the cross-section in the SFM and laser re-melting coated layers before the polishing process. Three different zones can be distinguished in the hardness profile

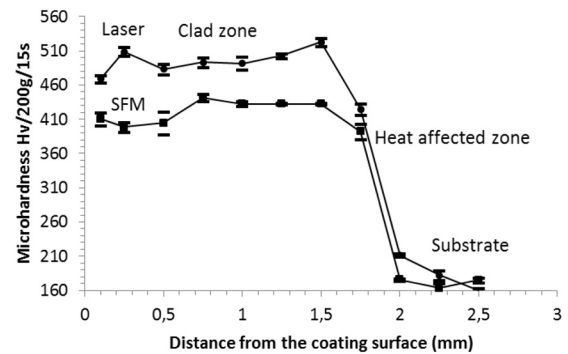


Fig. 7. Microhardness variation of the NiCrBSi deposited by OF + flame re-melted and NiCrBSi + laser re-melting coatings as a function of the distance from coating surface.

evolution, corresponding to the clad zone, heat-affected zone and substrate, respectively. Insignificant variation in hardness value was observed in the clad zone and decrease to 180 HV when the bulk of the base metal is reached. The lower microhardness values in the Fig. 7, refer to the NiCrBSi flame sprayed and SFM process and the higher values refer to the NiCrBSi flame sprayed and laser re-melting processes. The average microhardness values of laser re-melting coating is about 496 $\text{Hv}_{200\text{gf}}$ versus an average 422 $\text{Hv}_{200\text{gf}}$ for the NiCrBSi flame sprayed followed by SFM process. This difference in the hardness values between both coatings may be attributed to the: a) coatings microstructure complexity of laser re-melting coatings with hard phases distribution ($\text{Cr}_7\text{C}_3 = 1700 \text{ HV}$, $\text{Ni}_3\text{Si} = 948 \text{ HV}$, $\text{Cr}_5\text{B}_3 = 852 \text{ HV}$, “also have the effect on the coating hardness by hindering the dislocation motion”, and b) high cohesion strength between the layers and high cohesion strength on the coating/substrate interface [36].

3.4. Regimes of lubrication

A key aspect of lubrication in many mechanical applications is that a variety of different types of lubrication regimes can occur during a given process. In each regime different physical and chemical factors may control lubrication. Different regimes can occur as a result of slight changes in lubricant and workpiece properties, speed, temperature, geometry, or surface roughness. Furthermore, several regimes can co-exist at different regions in the sliding joint interface, or even co-exist in the same region as the process proceeds. The main factor which distinguishes the regimes is the lubricant film thickness relating to surface roughness.

With the tribology procedure test described in Section 2.3, each test starts with very thin fluid film, and as the speed increases the lubricant

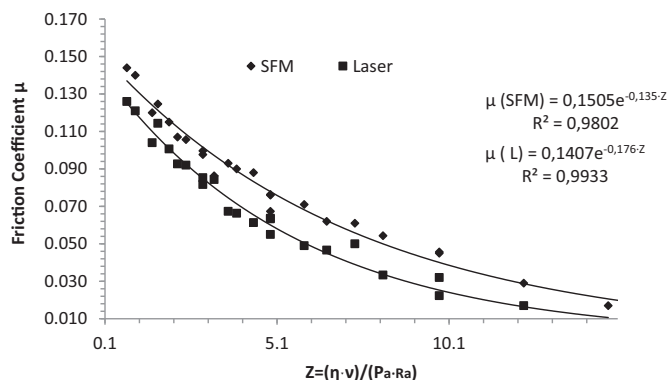


Fig. 8. The Stribeck curve at different loads and sliding velocities for the friction pair F-5220 hardened steel and NiCrBSi coatings, re-melted by OF and laser processes.

film thickness, allowing the contact to move from a boundary to a mixed, and, finally, to a hydrodynamic lubrication regime. The operating lubrication regime is assessed from the friction coefficient measurement.

The friction coefficient was evaluated at different sliding velocities and applied loads as described in [37,38]. The test duration was chosen in order to achieve and maintain the steady friction state at each load and sliding velocity.

As shown in Fig. 8, the Stribeck curve for NiCrBSi flame sprayed combined with SFM and NiCrBSi flame sprayed combined with laser re-melting coatings rubbed under different loads and sliding velocities. The lubrication number of Schipper, $Z = \eta v / P_a R_a$ [39], was used as the horizontal axis of the Stribeck curve, where R_a is the arithmetic mean of the departures of profile from the mean line for the tested samples, η is the absolute viscosity of the liquid, v is the relative surface speed, and P_a is applied pressure.

In the mixed lubrication interval, the values of the friction increase until they reach very high values corresponding to the boundary regime.

The NiCrBSi samples with different re-melting processes follow a similar pattern. The hydrodynamic (HL) regimes with low values of the friction coefficient ($\mu = 0.011–0.02$), the mixed lubrication (ML) regime where friction coefficient increased remarkably up to high values of the friction coefficient observed in the stable boundary lubrication (BL) regime ($\mu = 0.126–0.15$) for laser and SFM re-melting. Although the shape of Stribeck curves for NiCrBSi flame sprayed followed by SFM re-melting and NiCrBSi flame sprayed followed by laser re-melting samples with different re-melting process is similar, the transition from one lubricant regime to another occurs at different values of Z number. The transition from the HL to ML occur at $Z = 9.81$ with laser and at $Z = 12.26$ with SFM re-melting process. The transition to (BL) regime occurs under much severe contact conditions (higher loads, lower sliding velocity) for the Laser re-melting process in comparison with SFM process. For instance, in one specific condition, the transition to BL regime occurs at a load about 6 N for SFM re-melting technique while this transition is shifted to a load of 9 N for the laser re-melting process.

3.5. Fitting the Stribeck curve in the mixed lubrication regime

The obtained values of friction coefficient at various normal contact pressure and different velocities both for flame-spray combine with SFM re-melting and flame-spray combined with laser re-melting coatings are depicted in Fig. 9. The results reveal strong dependence of the friction coefficient on the normal pressure and sliding speed in the both cases. An increase of the normal pressure leads to change of the lubrication regime to (BL) which results in sharp raise of the friction coefficient. The increase of sliding speed and reduction of the applied

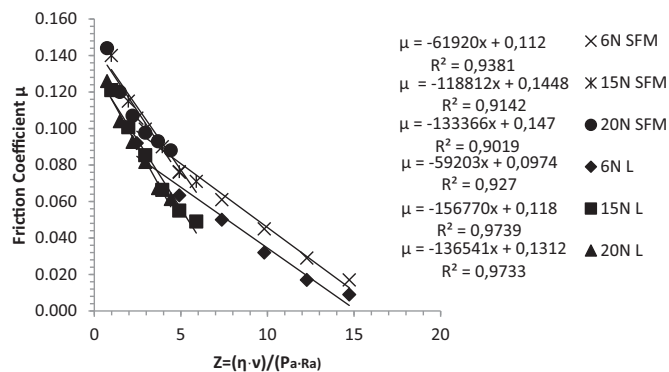


Fig. 9. Linear correlation of the independent terms (μ_0) with the apparent pressures (Pa) for the friction pair F-5220 tempered steel and NiCrBSi alloys, recast by SFM and laser.

pressure allows diminishing the friction coefficient to minimal values of 0.01 and 0.03 for laser and SFM re-melted coatings, respectively. Thus, the tribological behaviour of this sliding pair seems to be quite accurately described by the Stribeck curves which allow differentiating the lubrication regimes.

The experimental results show that the overall coefficient of friction for SFM re-melting is higher for Laser re-melting. The difference in the coefficients indicates that hardness and microstructure may play an important role on lubrication during testing and therefore modify the friction between the two surfaces.

The Stribeck curve is fitted to a negative exponential function, with high regression correlation according to Eq. (1).

$$\mu = \mu_{o1} \cdot e^{-nZ} \tag{1}$$

Where: μ_{o1} - is the friction coefficient at the origin for $Z = 0$. By extrapolation it can be considered as the friction coefficient in the boundary lubrication regime. Higher values of μ_{o1} are indicative of greater cohesive tendency of the friction pairs.

The exponent (n)-indicates the direct tendency to reach the abscissa dominion of the hydrodynamic regime. Small values of n (less than 1) indicate that the mixed lubrication regime is predominant. In our experiments, both cases present a relatively small exponent which is associated with the mixed lubrication regime. The exponent for laser re-melting treatment is larger in absolute terms which reflect the tendency to reach the hydrodynamic regime.

3.5.1. Correlation between friction and load in the mixed lubrication regime

The data analysis allows the determination of linear relations between the friction coefficient (μ) and Z for each applied pressure (P_a) in the mixed lubrication regime. For this analysis, the coefficients of friction values less than 0.01 have not been considered because they correspond to the hydrodynamic lubrication. The linear fits for applied pressure 6, 15 and 20 N appear in Fig. 9. The linear relation for each P_a can be expressed as:

$$\mu_{pa} = \mu_o - m \cdot Z \tag{2}$$

The two terms that make up this linear model, slope (m) and independent term (μ_o), cut off the axis of the ordinates and show a trend of qualitative growth as a function of apparent pressure.

The evolution of the independent terms (μ_o) is correlated with the apparent pressures (P_a). Fig. 10 describes this behaviour for the studied friction pairs. To fit the obtained data we select the potential function:

$$\mu_o = K_{\mu_o} P_a^{n_{\mu_o}} \tag{3}$$

We can observe in Fig. 10 that the beneficial effects of the laser treatment are larger as the applied pressure increases.

Analogously, we also observe a correlation between the slope (m) and P_a and find that the potential function is a good fit of the relation

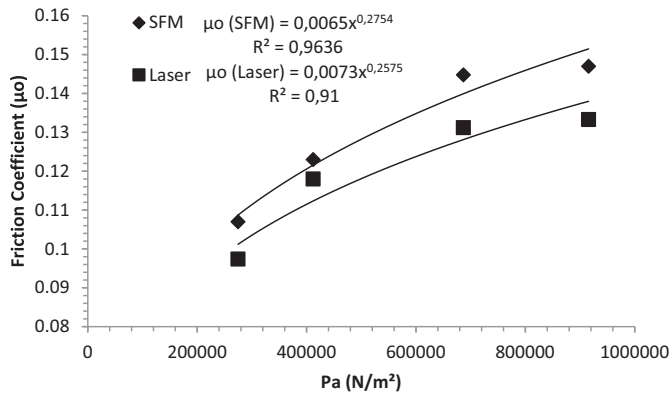


Fig. 10. Correlation of the independent terms (μ_0) with the applied pressures of the friction pair F-5220 tempered Steel and NiCrBSi flame sprayed + SFM re-melting and NiCrBSi flame sprayed + laser re-melting coatings.

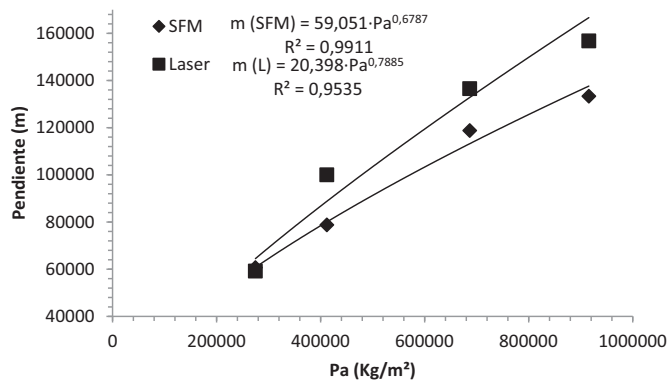


Fig. 11. Slope (m) versus apparent pressure (Pa) in the mixed lubrication regime of the friction pair F-5220 tempered Steel against NiCrBSi flame sprayed + SFM re-melting and NiCrBSi flame sprayed + laser re-melting coatings.

between them, Fig. 11:

$$m = K_m \cdot p_a^{nm} \tag{4}$$

The tribological behaviour of the samples depends on the average normal contact pressure, so as Pa increases the effect of laser treatment on the slope is greater, facilitating the transition to the HL regime.

Substituting Eqs. (3) and (4) in Eq. (2), the general equation which defines the relation between the friction coefficient and the applied pressure (Pa) in the mixed regime can be expressed as:

$$\mu = K_{\mu 0} \cdot p_a^{n\mu 0} - K_m \cdot Z \cdot p_a^{nm} \tag{5}$$

The fitted model in the mixed lubrication zone of the friction pair F-5220 (100MnCrW4/DIN, SAE O1) tempered steel and NiCrBSi flame sprayed combined with SFM is given below:

$$\mu = 0.0065 p_a^{0.2754} - 59.051 p_a^{0.6787} Z \tag{6}$$

Furthermore, the friction coefficient model in the mixed lubrication zone of the friction pair F-5220 tempered Steel and NiCrBSi flame sprayed combined with laser re-melting is given below:

$$\mu = 0.0073 p_a^{0.2575} - 20.398 p_a^{0.7885} Z \tag{7}$$

These analytical models allow an appraisal the effect of the processing technique and working condition on the friction coefficient in components that operate in the mixed lubrication regime (ML). These models can be an important tool considering the longevity of mechanical components working in severe conditions.

The laser re-melted coating presents a higher range of working pressures and speeds within the mixed lubrication regime than the same coating re-melted by SFM. This can be attributed to the better

distribution of hard precipitation along the track and more refined grain microstructure which provide higher hardness and more continuity of the lubricant layer in this region. Interactions between the lubricant and the lubricated component surface can be of physical and/or chemical nature. In terms of physical interactions, the microstructure of the laser re-melted coating improves the adherence between coating and lubricant layer. However, wear and friction performance in mixed lubrication regime is controlled mainly from chemical reactivity of lubricant additives which form tribofilms that could improve wettability in the contacting surfaces of the NiCrBSi coating re-melted by the laser technique. Higher hardness of the laser re-melting coating means higher surface energy which implies more propensities to react with its surroundings in order to form a lubricant layer with more continuity (wettability), stability and adherence to surface coatings [40].

Therefore, understanding and controlling the coating re-melting technique and coating microstructure provides the foundation for creating more continuous lubrication film. Strong bonding to the coating surface together with suitable lubricant may provide this film capability.

3.6. Wear behaviour

Two tests were performed for each of the specified test conditions, during which the coating's weight loss was measured every 61 m up to a total distance of 550 m. The width of the wear track was also measured at the end of each test so as to calculate the total volume removed.

The approximated density for both coatings was similar, although slightly higher for laser re-melted coatings (7218.3 kg/cm^3) compared to SFM coatings (7089.1 kg/cm^3). Fig. 12 shows the linear correlation between the volume removed and the total weight loss during each test which can be used to determine an approximate density of the deposited coatings.

The effects of sliding velocity and load on the wear rate of NiCrBSi coatings deposited by flame spray (OF) and re-melted by SFM and Laser techniques were studied. The unidirectional sliding speed was varied in the range of 0.037–0.220 m/s and the applied load was varied between 6 and 20 N.

Three ranges were observed during friction of NiCrBSi flame sprayed combined with SFM re-melting pin against hardened steel discs. The friction coefficient in the mixed lubrication zone varied from 0.106 (6 N, 0.037 m/s) to 0.029 (6 N, 0.183 m/s) in the range Z number between 2.45 and 12.27, and the accumulated wear volume was between 4.65×10^{-5} to $1.16 \times 10^{-4} \text{ cm}^3$, while for NiCrBSi flame sprayed combined with laser re-melting, the friction coefficient varied from 0.101 (15 N, 0.073 m/s) to 0.026 (6 N, 0.147 m/s) in the range of Z number between 1.96 and 9.81, and the accumulated wear volume was between 9.58×10^{-6} to $6.71 \times 10^{-5} \text{ cm}^3$, Fig. 13.

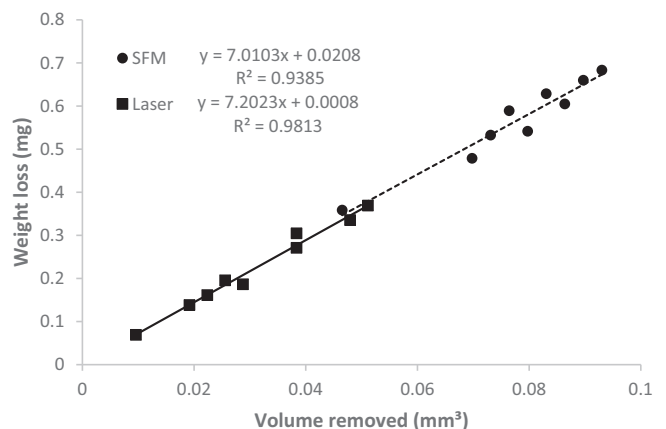


Fig. 12. Determination the density of deposited NiCrBSi coatings. A comparison of flame re-melted and laser re-melted coatings.

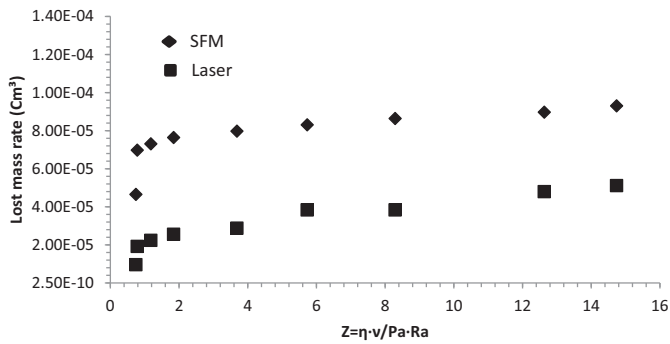


Fig. 13. Accumulated wear volume at different loads and velocities of NiCrBSi coating re-melted by SFM and Laser processes.

It can be observed that the wear is proportional to the load and velocity in the mixed lubrication regime for the samples obtained by the two different re-melting processes. As can be seen the volume losses increase remarkably for samples obtained by SFM re-melting process with coarse grain.

The higher hardness and lower accumulated wear volume for laser re-melting coatings can be explained by the presence of granular hard phases, such as Cr-rich carbides and borides, as well as eutectic phases as hard Ni_3B and ductile $\gamma\text{-Ni}$. This combination can provide enhanced toughness to the coatings.

In the case of SFM re-melting, the formation of hard dispersed precipitation with high concentration of Cr in form of needles with about 100 nm diameter may decrease ductility and, therefore, fracture may play an important role by diminishing the ability of the coating to undergo plastic deformation and absorb impact energy.

In summary, it has been noted that the friction coefficient and wear volume are lower with NiCrBSi coating re-melted by laser than in NiCrBSi re-melted by SFM case, and this probably due to the fact that the surfaces of NiCrBSi coatings re-melted by laser are more wettable, allowing the stability of a thin layer of lubricant which is able to partially isolate the contact surfaces through a chemical reaction or physical interaction with the coating surface.

The wear of oxy-fuel deposited and SFM re-melted coatings, and its high coefficient of friction and wear are both influenced by low inter-splat cohesion [41]. The higher loss of coating material is caused by the pulling out of wall splats, as shown in Fig. 14a. The worn surface is smoother; at several zones, small parts of coating material are detached and create an abrasive scar. The breakage of the needle precipitate formed during the thermal spray and SFM re-melting processes, as

shown in Fig. 5a and b, also may contribute to visible damage to the tracks which are indicated in Fig. 14a. The wear surface of laser re-melted coating presented comparatively lower plastic flow and lower delaminated areas, Fig. 14b, which may be due to the microstructural changes in NiCrBSi coating. This change in morphology has played an important role in improving the hardness and wear behaviour. Moreover, after laser re-melting, the NiCrBSi microstructure becomes more compact, higher density and uniformity with a large number of hard dispersed carbides and borides, which makes the wear volume of laser re-melted coating decrease.

4. Conclusions

The laser re-melted of NiCrBSi coating has demonstrated a higher load supported by the fluid film (up to 50%) compared with SFM in the lubrication regime change zone (transition from mixed to boundary where the maximum friction coefficient and wear values take place); this is attributed to the higher stability, continuity and the strong bonding between the lubricant layer and the coating surface which increases the mating gap and reduces the probability of surface asperity contacts.

It was found that the microstructure of NiCrBSi coatings was controlled by the re-melting process (SFM and Laser). Coatings show a different microstructure, composed mainly of Ni solid solution matrix with dendritic structure and common phases precipitated on it but with different distribution, size and shape, depending on the re-melting process used. Laser re-melting shows a uniform distribution of hard precipitation and higher density, which results in a harder coating. Precipitates presented in SFM are not homogeneously distributed and are characterized by a needle shape.

Post-coating processing by laser can substantially improve the microstructure of deposits with better hard precipitates distribution and, as consequence, increase the surface hardness (17.5%), and reduce mass losses (40%). If the right parameters are selected, laser re-melting can provide coatings with higher hardness values of around 496 $\text{Hv}_{200\text{gf}}$. The enhanced hardness of the laser re-melting coating is attributed to the coating grain size and the presence of hard precipitates of carbides and borides such as Cr_7C_3 , Ni_4B_3 and Cr_5B_3 in eutectic grain boundaries.

There are significant differences in the wear behaviour of coatings treated with one process or other. Furthermore, a change in the predominant wear mechanism was observed as the load increase. The laser re-melted coating keeps the best sliding wear resistance.

For each applied pressure, the relation between the friction coefficient and the Schipper number Z can be approximated by a potential

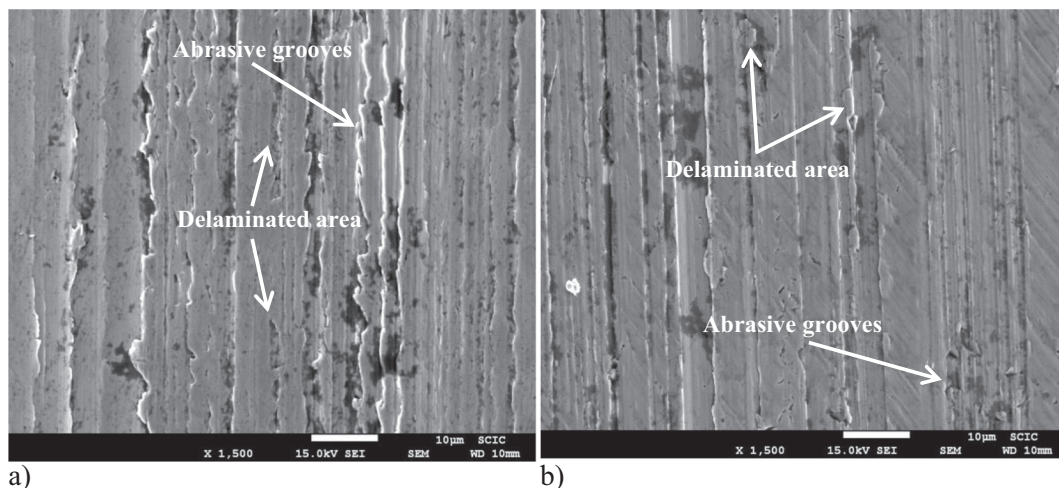


Fig. 14. SEM Micrographs of wear track of: a) SFM re-melting and b) laser re-melting.

function. As the pressure increases the difference in slope and the interception constant of the fitted lines reflects the benefits of the laser treatment as the condition becomes more demanding. The analytical model fitted to the experimental results may be useful in selection the lubrication working condition of the components in order to better control friction and wear. It allows prediction of the Z value where the hydrodynamic lubrication regime starts, which in turn depends on the applied pressures and the microstructure of deposited coatings respectively.

References

- [1] J. Rodriguez, A. Martin, R. Fernandez, J.E. Fernandez, An experimental study of the wear performance of NiCrBSi thermal spray coatings, *Wear* 255 (2003) 950–955.
- [2] J.F. Flores, A. Neville, N. Kapur, A. Gnanavelu, An experimental study of the erosion–corrosion behavior of plasma transferred arc MMCs, *Wear* 267 (2009) 213–222.
- [3] S.P. Sharma, D.K. Dwivedi, P.K. Jain, Effect of La_2O_3 addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame sprayed Ni based coatings, *Wear* 267 (2009) 853–859.
- [4] D. Chaliampalias, G. Vourlias, E. Pavlidou, S. Skolianos, K. Chrissafis, G. Stergioudis, Comparative examination of the microstructure and high temperature oxidation performance of NiCrBSi flame sprayed and pack cementation coatings, *Appl. Surf. Sci.* 255 (2009) 3605–3612.
- [5] M. Rosso, A. Bennani, Studies of new application of Ni-based powders for hardfacing processes, *PM World Congress Thermal Spraying/Spray Forming* (1998) 524–530.
- [6] Shenglin Liu, Xueping Zheng, Gangqiang Geng, Dry sliding wear behavior and corrosion resistance of NiCrBSi coating deposited by activated combustion-high velocity air fuel spray process, *Mater. Des.* 31 (2) (2010) 913–917.
- [7] A. Beheshti, M.M. Khonsari, An engineering approach for the prediction of wear in mixed lubricated contacts, *Wear* 308 (1–2) (2013) (121–13).
- [8] R. Gonzalez, M. Cadenas, R. Fernandez, J.L. Cortiz, Wear behavior of flame sprayed NiCrBSi coatings re-melted by flame or laser, *Wear* 262 (2007) 301–307.
- [9] T. Gómez-del Río, M.A. Garrido, J.E. Fernández, J. Rodríguez, Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings, *J. Mater. Process. Technol.* 11 (2008) 304–312.
- [10] D. Kong, B. Zhao, Effects of loads on friction–wear properties of HVOF sprayed NiCrBSi alloy coatings by laser re-melting, *J. Alloys Compd.* 705 (2017) 700–707.
- [11] K.A. Habib, D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. Damra, I. Cervera, J. Belles, P. Ortells, Influence of Al_2O_3 particle size on microstructure, mechanical properties and abrasive wear behavior of flame-sprayed and re-melted NiCrBSi coatings, *JMEP* 26 (4) (2017) 1647–1656.
- [12] F. Otsubo, H. Era, K. Kishitake, Structure and phase in Nickel-base self-fluxing alloy coating high chromium and boron, *J. Therm. Spray Technol.* 9 (1) (2009) 107–113.
- [13] S. Lebailli, S. Hamar-Thibault, Equilibres liquide-solide dans le système Ni-B-Si dans la région riche en nickel, *Acta Metall.* 35 (3) (1987) 701–710 (in French).
- [14] M. Scaraggi, F.P. Mezzapesa, G. Carbone, A. Ancona, L. Tricarico, Friction properties of lubricated laser-microtextured-surfaces: an experimental study from boundary to hydrodynamic-lubrication, *Tribol. Lett.* 49 (1) (2013) 117–125.
- [15] C. Navas, R. Colaço, J. de Damborenea, R. Vilar, Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings, *Surf. Coat. Technol.* 200 (24) (2006) 6854–6862 1.
- [16] M.D. Heresky, *Theory and Research in Lubrication*, Wiley, New York, 1996.
- [17] Gelinck, E.R.M., Schipper, D.J. Calculation of Stribeck curves for line contacts. *Tribol. Int.*, 33, 1996, 175–181.
- [18] Lu Xiaobin, M.M. Khonsari, E.R. Gelinck, The Stribeck curve: experimental results and theoretical prediction, *J. Tribol.* 128 (4) (Apr 11, 2006) 789–794.
- [19] A. García, M. Cadenas, M.R. Fernandez, A. Noriega, Tribological effects of the geometrical properties of plasma spray coatings partially melted by laser, *Wear* 305 (1–2) (2013) 1–7.
- [20] S. Johansson, C. Frennfelt, A. Killinger, P.H. Nilsson, R. Ohlsson, B.G. Rosén, Frictional evaluation of thermally sprayed coatings applied on the cylinder liner of a heavy duty diesel engine: pilot tribometer analysis and full scale engine test, *Wear* 273 (1) (2011) 82–92.
- [21] J.M. Miguel, J.M. Guilemany, S. Vizcaino, Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes, *Tribol. Int.* 36 (2003) 181–187.
- [22] E. Fernández, M. Cadenas, R. González, C. Navas, R. Fernández, J. de Damborenea, Wear behaviour of laser clad NiCrBSi coating, *Wear* 259 (2005) 870–875.
- [23] L.C. Lim, Q. Ming, Z.D. Chen, Microstructures of laser-clad nickel-based hardfacing alloys, *Surf. Coat. Technol.* 106 (1998) 183–192.
- [24] Q. Li, D. Zhang, T. Lei, C. Chen, W. Chen, Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures, *Surf. Coat. Technol.* 137 (2001) 122–135.
- [25] A. Conde, F. Zubiri, J. de Damborenea, Cladding of NiCrBSi coatings with a high power diode laser, *Mater. Sci. Eng. A* 334 (2002) 233–238.
- [26] G. Bolelli, L. Lusvardi, R. Giovanardi, A comparison between the corrosion resistance of some HVOF-sprayed metal alloy coatings, *Surf. Coat. Technol.* 202 (19) (2008) 4793–4809.
- [27] C. Li, Y. Wang, H. Li, Effect of nano-crystallization of high velocity oxy-fuel-sprayed amorphous NiCrBSi alloy on properties of the coatings, *J. Vac. Sci. Technol. A* 22 (5) (2004) 2000–2004.
- [28] ASM International, *ASM handbook*, Bull. Alloy Phase Diagr. 3 (83) (2005) 155–318 ch. 2.
- [29] E.J. Lavernia, T.S. Srivatsan, The rapid solidification processing of materials: science, principles, technology, advances, and applications, *J. Mater. Sci.* 45 (2) (2010) 287–325.
- [30] Quian Ming, Meng, Thesis, National University of Singapore, 1996.
- [31] R. Gonzales, M.A. Garcia, I. Penuelas, M. Cadenas, Ma del Rocio Fernandez, A. Hernandez Battez, D. Felgueroso, Microstructural study of NiCrBSi Coatings obtained by different processes, *Wear* 263 (2007) 619–624.
- [32] S. Shrestha, A. Neville, T. Hodgkiess, The effect of post-treatment of a high-velocity oxy-fuel Ni-Cr-Mo-Si-B coating part I: microstructure/corrosion behaviour relationships, *J. Therm. Spray Technol.* 10 (3) (2001) 470–479.
- [33] T. Liyanage, G. Ficher, A.P. Gerlich, Influence of alloy chemistry on microstructure and properties in NiCrBSi overlay coatings deposited by Plasma Transferred Arc Welding (PTAW), *Surf. Coat. Technol.* 205 (3) (2010) 759–765.
- [34] G. Yi-min, *Metal Solidification Principle*, Xián Jiaotong University press, Xian, China, 2009.
- [35] W. Kruz, D.J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, High Education Press, Beijing, China, 2010.
- [36] Shiming Huang, Daqian Sun, Desheng Xu, Wenquan Wang, Hongyong Xu, Microstructures and properties of NiCrBSi/WC biomimetic coatings prepared by plasma spray welding, *J. Bionic Eng.* 12 (4) (2015) 592–603.
- [37] A. Moshkovich, V. Perflyev, I. Lapsker, D. Gorni, L. Rapoport, The effect of grain size on Stribeck curve and microstructure of copper under friction in the steady friction state, *Tribol. Lett.* 42 (1) (2011) 89–98.
- [38] V. Perflyev, A. Moshkovich, I. Lapsker, L. Rapoport, Friction and wear of copper samples in the steady friction state, *Tribol. Int.* 43 (2010) 1449–1456.
- [39] E.R.M. Gelinck, D.J. Schipper, Calculation of Stribeck curves for line contacts, *Tribol. Int.* 33 (2000) 175–181.
- [40] E. Lugscheider, K. Bobzin, Wettability of PVD compound materials by lubricants, *Surf. Coat. Technol.* 165 (1) (2003) 51–57.
- [41] Šárka Houdková, Eva Smazalová, Marek Vostřák, Jan Schubert, Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and re-melted by different technologies, *Surf. Coat. Technol.* 253 (25) (2014) 14–26.

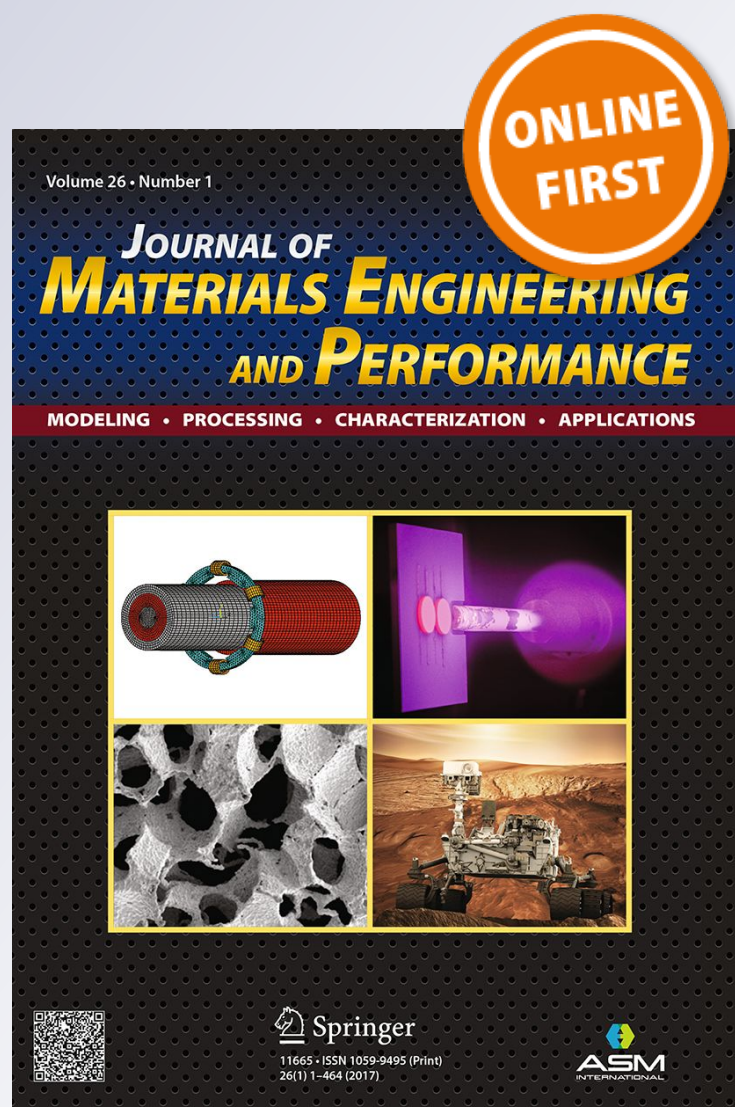
Influence of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings

K. A. Habib, D. L. Cano, C. T. Caudet, M. S. Damra, I. Cervera, J. Bellés & P. Ortells

Journal of Materials Engineering and Performance

ISSN 1059-9495

J. of Materi Eng and Perform
DOI 10.1007/s11665-017-2603-0



Your article is protected by copyright and all rights are held exclusively by ASM International. This e-offprint is for personal use only and shall not be self-archived in electronic repositories. If you wish to self-archive your article, please use the accepted manuscript version for posting on your own website. You may further deposit the accepted manuscript version in any repository, provided it is only made publicly available 12 months after official publication or later and provided acknowledgement is given to the original source of publication and a link is inserted to the published article on Springer's website. The link must be accompanied by the following text: "The final publication is available at link.springer.com".

Influence of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings

K.A. Habib, D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. Damra, I. Cervera, J. Bellés, and P. Ortells

(Submitted May 2, 2016; in revised form February 17, 2017)

The influence of micrometric alumina (low surface area-to-volume ratio) and nanometric alumina (high surface area-to-volume ratio) on microstructure, hardness and abrasive wear of a NiCrBSi hardfacing alloy coating applied to an AISI 304 substrate using flame spraying (FS) combined with surface flame melting (SFM) is studied. Remelting after spraying improved the mechanical and tribological properties of the coatings. Microstructural characterization using XRD, SEM and EDS indicated that alumina additions produced similar phases (NiSi, Ni₃B, CrC and Ni₃₁Si₁₂) regardless of the alumina size, but the phases differed in morphology, size distribution and relative proportions from one coating to another. The addition of 12 wt.% nanometric Al₂O₃ increased the phases concentration more than five- to sixfold and reduced the hard phases size about four-to threefold compared with NiCrBSi + 12 wt.% micrometric Al₂O₃. Nanoalumina led to reduced mass loss during abrasive wear compared to micrometric alumina and greater improvement in hardness.

Keywords abrasive wear, flame spray, micrometric and nanometric Al₂O₃, NiCrBSi, particles surface area, surface flame melting

1. Introduction

Wear-resistant hard coatings obtained by different reinforcement powders are applicable in many fields of industry. NiCrBSi coatings are widely used to improve the quality of components whose surface is subjected to severe work conditions such as coal-fired boilers, heat exchangers, turbines, tools, extruders, plungers, roller tables, piston rings, wearing plates, pump shafts, agriculture machinery (Ref 1, 2). Nickel-based alloys used either on their own or combined with other reinforcement particles have become popular because of both outstanding wear and corrosion resistance at high temperatures and relatively low cost (Ref 3-6). Such protective coatings are applied for original part production as well as for restoration purposes.

In recent years, the use of thermal spraying techniques for the application of self-fluxing (SFA) NiCrBSi coatings has increased enormously (Ref 7-10). Nevertheless, some results show that, despite the introduction of new deposition methods such as high-velocity oxy-fuel, thermal-sprayed Ni-based coatings have low to moderate adhesion to the substrate, porosity and form oxide interlayers (Ref 11-14), which impair their properties. As a result, subsequent melting could be necessary to reduce the porosity and improve their tribological properties. There are a considerable number of techniques to

melt and propel the coating material. Flame spray is the one most commonly applied (Ref 15). It is also one of the most economical and can be applied to a wide range of materials.

Many researchers have studied the addition of different types of reinforcement in order to improve the wear resistance of SFA coatings (Ref 16-18). Carbides (Ref 16-19) and carbide-based cermets, mostly WC-Co (Ref 19-22), are used as hard particles in the majority of cases. However, the usage of WC or WC-Co entails some problems, such as loss of carbon and formation of brittle W₂C phase (Ref 16). This is why studying the alternatives, such as TiC- and Cr₂C₃-based materials (Ref 23) was considered important. Previously, the addition of TiC-NiMo and Cr₂C₃-Ni cermet particles proved to enhance the abrasive wear resistance of Ni-based SFA HVOF coatings up to 2 times (Ref 24). Anyway, a central problem with the carbide reinforcement is the dissolution of the carbide particles (Ref 25) that results in lowered wear resistance, as there are less remaining metallic carbides to reinforce the material to protect the coatings (Ref 26). Carbide particle dissolution occurs when enough heat is attained, above a critical temperature (Ref 27). In order to avoid this problem, oxide ceramics such as alumina, zirconia, titania, chromia, silica and yttria have been also widely used as coating materials to improve wear, erosion, cavitation, fretting and corrosion resistance (Ref 28-30). Other researchers have studied the particle volume fraction, size and stiffness on wear resistance of particle-reinforced composites (Ref 31). Natarajan et al. investigated the effect of graphite addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame-sprayed NiCrBSi coatings (Ref 32). Harsha et al. also studied the influence of the WC particle addition on the microstructure, microhardness and abrasive wear behavior of flame-sprayed Co-Cr-W-Ni-C (EWAC 1006) coatings deposited on low-carbon steel substrate (Ref 33). A review of technical literature regarding cermet coatings after it is sprayed and remelted does not address the question concerning the influence of reinforcement particles surface area on the microstructure and abrasive wear behavior of these coatings.

K.A. Habib, D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. Damra, I. Cervera, J. Bellés, and P. Ortells, Department of Industrial System Engineering and Design, Universitat Jaume I, 12071 Castellón, Spain. Contact e-mail: razzag@esid.uji.es.

In the current work, a comparison of the abrasive wear behavior of NiCrBSi coatings deposited by flame spray technique and reinforced with micro- and nanometric particles of alumina is made with the aim of establishing the relationship between the tribological response of the material and the influence of Al₂O₃ particles surface area.

2. The Experimental Procedure

2.1 Materials

A NiCrBSi Castolin PE 3307 alloy with an average grain size range of 125/45 μm and melting point of 1025° C was used as metal matrix, and its nominal chemical composition in weight is: 0.4% C, 3.1% Si, 1.6% B, 10.1% Cr, 2.8% Fe and Ni rest. Spherical micro-Al₂O₃ (PRAXAIR ALO-101, ALO-325 mesh) and nano-Al₂O₃ (NANOX S2600S) were used as reinforcement ceramic phase, in order to obtain two different coatings (NiCrBSi + micrometric Al₂O₃ and NiCrBSi + nanometric Al₂O₃).

Powder mixture of commercial NiCrBSi alloy (88 wt.%) and micro- and nanometric Al₂O₃ (12 wt.%) was prepared with a Turbula rotative mixer, for 4 h at 300 rpm, in order to obtain an homogeneous powder.

2.2 Al₂O₃ Surface Area Determination

In order to compare the surface area of micro- and nanometric Al₂O₃-strengthened NiCrBSi spray powder, N₂ adsorption measurements were taken at 77 K using an Accelerated Surface Area and Porosimetry Analyzer (ASAP 2020; Micromeritics Instrument Corp.). The N₂ adsorption technique quantifies the surface area and porosity characteristics by measuring the amount of N₂ adsorbed and desorbed onto a

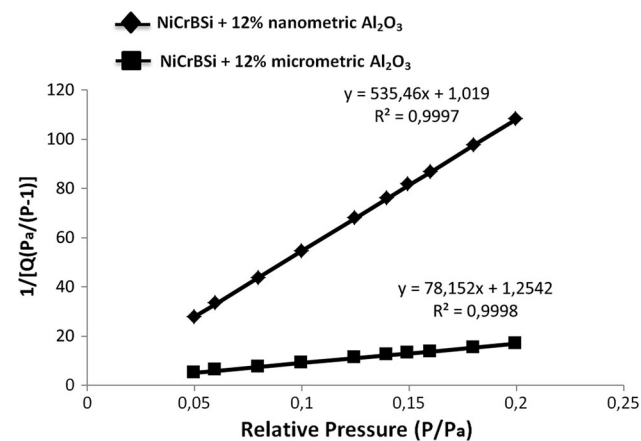


Fig. 1 BET plot of N₂ adsorption and desorption isotherms of nanometric and micrometric Al₂O₃ dispersion-strengthened NiCrBSi spray powder

Table 1 Thermal spray parameters

Gun speed, mm/s	Number of strokes	Distance, mm	Acetylene pressure, bar	Oxygen pressure, bar	Air pressure, bar	Flame type
67.5	5	120	0.7	4	2.5	Neutral

porous solid material over a wide range of relative pressures P/P_0 from 10 to 1 (where P is the equilibrium pressure and P_0 is the saturation pressure). The adsorption isotherms obtained from these measurements allow to determine the surface area, pore volume, and pore size distributions (PSDs) (Ref 34-36). The specific surface area is calculated based on Brunauer, Emmett and Teller (BET) theory (Ref 37) from the linear part of the adsorption isotherm, at pressures $0.05 < P/P_0 < 0.30$. According to Fig. 1, nanometric Al₂O₃ has a greater surface area compared to the micrometric Al₂O₃.

2.3 Thermal Spray

AISI 304 test specimens of 8 mm diameter and 18 mm length were grit-blasted with corundum particles of 99.6% purity and mean size of 0.53 mm, using 0.4 MPa air pressure, incidence angle of ~45° and gun-to-substrate distance of 130 mm. The surface was then cleaned and degreased using acetone within an ultrasonic bath. The average surface roughness was 5.1 ± 0.5 μm, and the mean roughness depth (defined as the vertical distance between the highest peak and deepest valley) was 28.3 ± 2.4 μm. They were measured using a profilometer (Perthometer M1, Mahr GMBH, Germany).

Coatings were all deposited with a CDS-8000 flame spray gun, made by Castolin Eutectic. Thermal spray parameters are shown in Table 1. After the flame spraying process (FS), coatings underwent surface flame melting (SFM). Furthermore, other samples were coated with commercial NiCrBSi (unmodified) powders to evaluate the effect of dispersed micro- and nanometric Al₂O₃ reinforcement on abrasive wear behavior.

The melting process was performed using the surface flame melting (SFM) with scanning speed of approximately 150 mm/min. The coatings obtained were about 1.5 mm thick.

2.4 Methodology of XRD Measurement

The crystalline phases of the initial sprayed powder and after remelting were analyzed by x-ray diffraction (XRD), using a D5000D diffractometer by Siemens (Germany), employed at ambient temperature with an intensity scanner vs. diffraction angle between 5° and 70° (step size of 0.050°, scanner velocity = 3 s/step) using copper K α radiation ($\lambda = 1.5406$ Å), a voltage of 40 kV and a 30 mA filament current.

2.5 Microhardness

Vickers microhardness testing was conducted using a Shimadzu tester applying 200 g load during 15 s to determine the microhardness profile along the cross section of deposited coatings from the substrate base metal to the coatings surface. At least six measurements were taken in each distance, and the average values have been taken in this study.

2.6 Abrasive Wear Test

Abrasive wear tests were conducted on a TE79/P pin-on-disk multi-axis tribometer from Plint and Partners under room temperature and humidity. Self-fluxing NiCrBSi alloy 12%

dispersed alumina (micro- and nanoparticles), over stainless steel pins were slid under a 5, 10 and 20 N load against a SiC disk (Buehler metallographic abrasive, 400 GRIT 100 μm). A new abrasive disk was used for each 10-m test run, in order to provide fresh abrasives over a sliding distance of 100 m. The loss of material was determined by weighting the samples before and after the tests, and ultrasonic cleaning was carried out for each of them. Three abrasion tests were performed for each type of samples, and their results were reproducible within 5% deviation. The width of the wear track was also measured at the end of each test so as to calculate the total volume worn away in line with the recommendation of the ASTM G77 norms.

3. Results and Discussion

3.1 Microstructural Characterization

3.1.1 XRD Analysis. The comparison of x-ray diffraction patterns for each coating and the initial powder are shown in Fig. 2. It can be observed that Ni and Cr peaks are detected in the x-ray diffraction analysis of the initial powder and the same peaks, even weaker, are observed in the deposits. With reference to the original powder, the results show that the biggest peaks correspond to Ni and also to the Cr solid solution in Ni matrix. On the other hand, two Cr peaks exist, which can be attributed to BCr and SiCr.

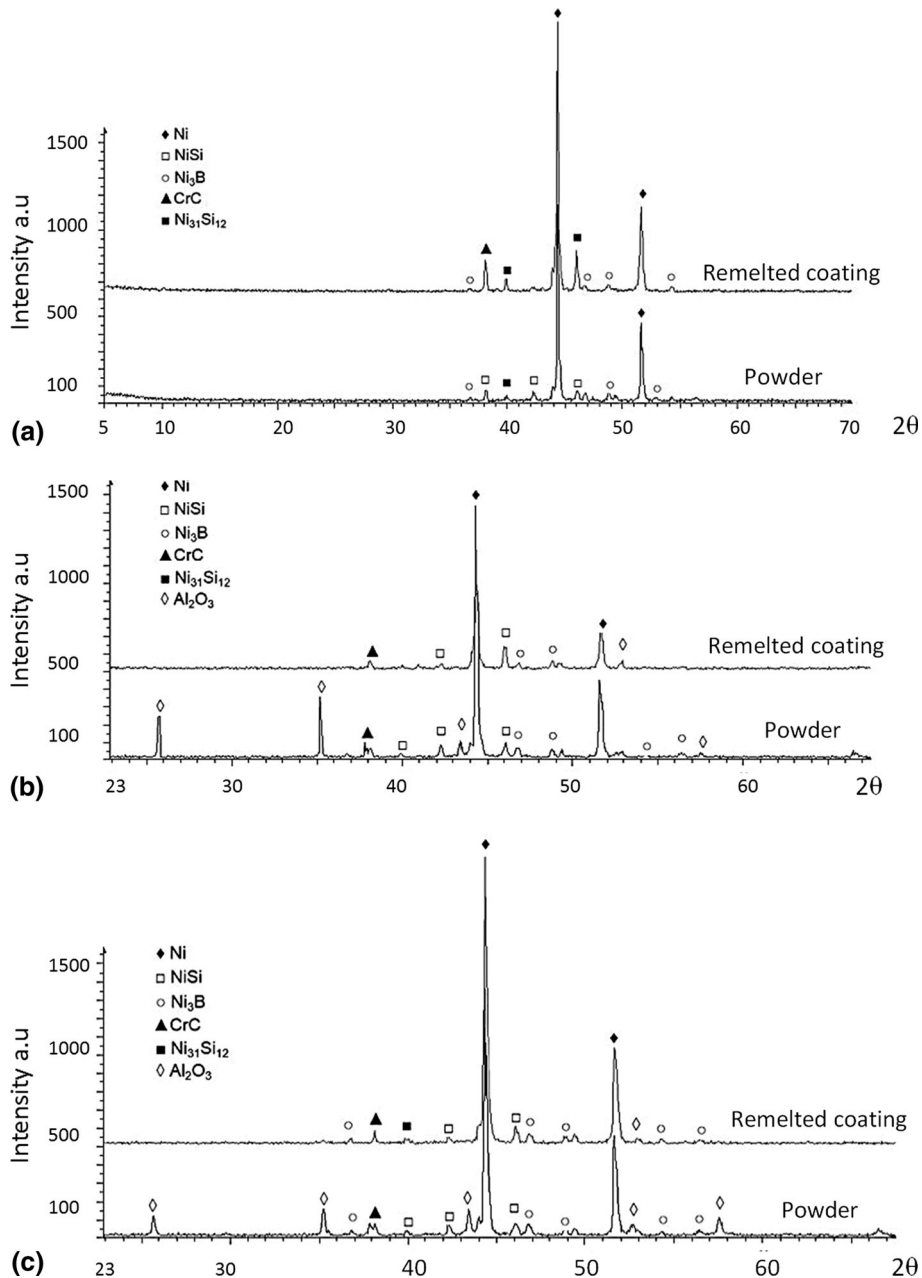


Fig. 2 X-ray diffraction for the NiCrBSi-Al₂O₃ coatings on AISI 304: (a) no modified NiCrBSi, (b) NiCrBSi + 12% micrometric Al₂O₃ and (c) NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃

In Fig. 2(a), two spectra of commercial powder and NiCrBSi coating can be seen. The one at the bottom shows the powder diffraction peaks and the top one shows XRD spectra of remelted coating. As it can be expected in all three cases, Fig. 2(a), (b) and (c), Ni peaks are the strongest. We can see a small Cr peak at 49° and at about 45° chromium peak overlaps with the strong Ni peak. There are some minor peaks in all three spectra. These belong to borides, carbides and silicates. It can be observed that no significant changes occur in diffractograms after the remelting process of NiCrBSi coating. Ni peaks are still the most intense, and there is just small increase in their width. It can indicate slight amorphization during deposition and remelting processes. Smaller peaks of CrC, Ni₃B and NiSi can hardly be detected in the diffractograms of the remelted coating. It is possible that decomposition of some of those compounds had taken place during the coat deposition and remelting processes.

In Fig. 2(b) and (c), the addition of 12% of micrometric (lower-alumina surface area) and nanometric (higher-alumina surface area) results in appearance of alumina peaks. In remelted coating diffractograms, these peaks are relatively weak. It can be explained by the gradual separation of NiCrBSi and Al₂O₃ during deposition and remelting processes, because of the different particle size and different mass of the powders mixed. Smaller peaks of CrC, Ni₃B and NiSi appear in all of diffractograms, and no major changes occur.

Generally speaking, the solid solution is created during the cooling period of the atomization process. The slow cooling rate allows the precipitation of Ni₃B and NiSi phases because of their low melting point (Ref 38, 39). That is, during the spray, the powder is completely melted inducing the dissolution of borides and silicides in the liquid phase. It must be underlined that the presence of B and Si elements makes difficult the crystallization phenomena. With reference to previous works (Ref 40, 41), when the cooling rate increases, a crystallization process becomes impossible and amorphous formation conditions are satisfied. Then, during the cooling of the particles just after impacting the substrate, this building material presents an amorphous structure if its cooling rate is relatively high. The cooling rate is also influenced by the thickness of the splats. When a critical thickness is reached, the contact surface between the particle and the substrate is reduced, leading to a lower cooling rate and thus the crystallization process occurs.

3.1.2 Coatings Microstructure. The general view of the coatings cross section is shown in Fig. 3. The porosity of remelted coatings is generally low and can be observed in the

upper part of the deposited coating, but the overall homogeneity is quite good, as the splat boundaries disappeared in consequence of fusing process. Moreover, the absence of cracking or delamination and the good bond with the substrate show that the processing parameters selected in this study have ensured high-quality coatings. The boundary roughness between coating and substrate is preserved; no metallurgical bonding can be expected due to flame remelting process.

The SEM image of unmodified NiCrBSi coating, Fig. 4, shows a homogenous microstructure and some porosity. As seen in the EDX, this microstructure based on Ni matrix is rich in Cr and poor in Fe and Si. The randomly scattered and relatively darker gray phase contains Ni, Cr, C, Si and Fe as well as other compounds based on chromium carbides and borides or even amorphous phases along the grain boundaries. EDS spot analysis were performed to identify the chemical composition of different phases, and the corresponding results are listed in Table 2.

In Fig. 5, corresponding to the NiCrBSi + 12% micrometric Al₂O₃ coatings the melted zone has a homogenous distribution of Cr precipitation of blocky morphology (light gray). X-ray point microanalysis and chemical mapping of this zone indicate that the Cr solid solution contains Ni (28.36 wt.%), C (15.31 wt.%), Si (2.29 wt.%) and Fe (2.29 wt.%). The micrometric alumina is black-colored and randomly scattered.

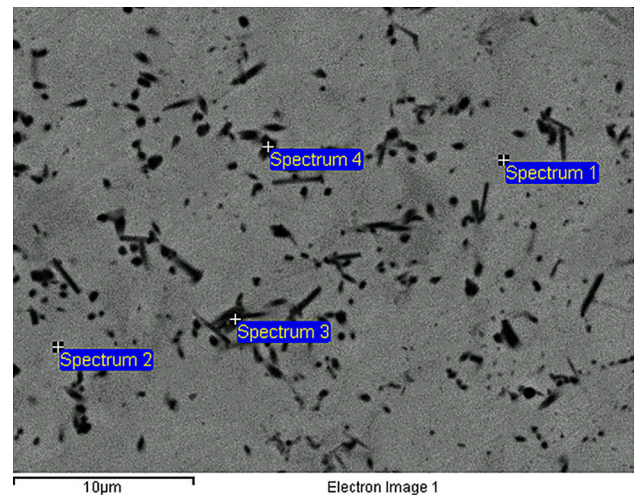


Fig. 4 SEM micrograph of melted NiCrBSi coating

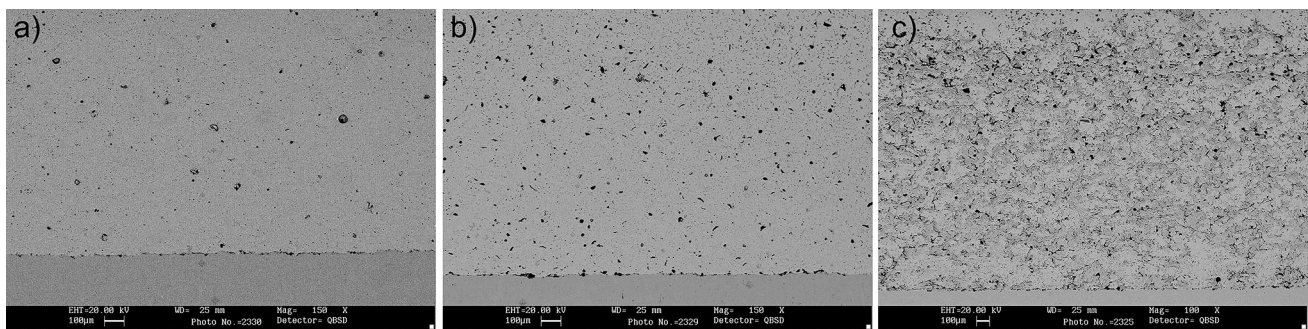


Fig. 3 SEM images showing morphologies of: (a) unmodified NiCrBSi, (b) NiCrBSi + 12% micrometric alumina and (c) NiCrBSi + 12% nanometric alumina

Table 2 Chemical composition (wt.%) of remelted NiCrBSi coating

Elements	C	O	Si	Cr	Fe	Ni
Spectrum 1	11.14	2.80	1.53	37.87	2.08	44.58
Spectrum 2	8.31		2.20	22.04	2.87	64.58
Spectrum 3	7.89		3.01	7.69	2.48	78.94
Spectrum 4	12.74		1.97	20.49	1.95	62.84

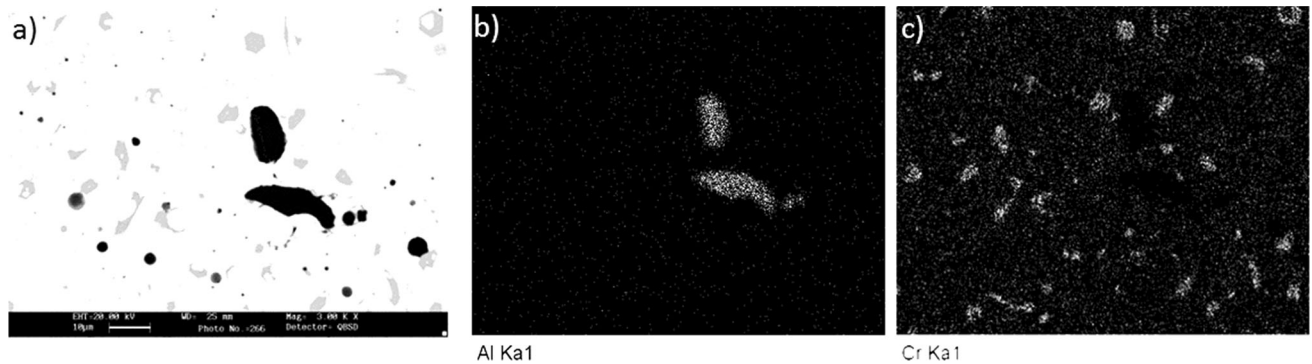
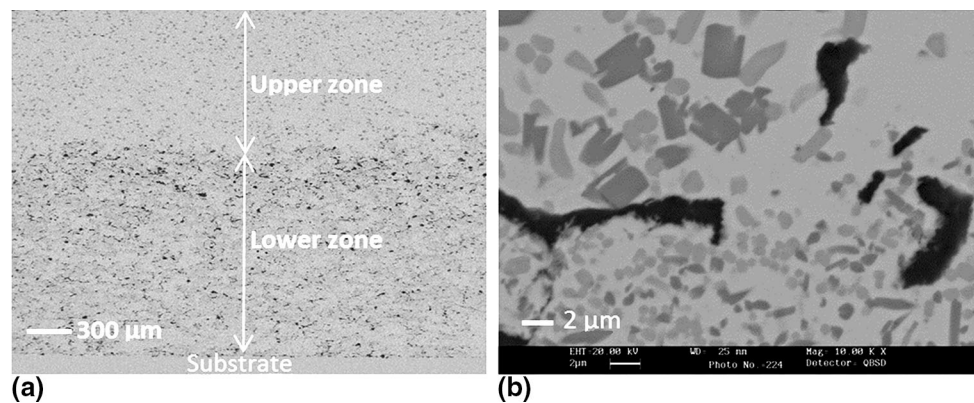
**Fig. 5** Mapping of Al and Cr elements distribution of NiCrBSi + 12% micrometric Al₂O₃**Fig. 6** MEB image of microstructure of upper and lower parts of NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃ coating

Figure 6 shows the microstructure of the NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃ coating. The remelting zone has a non-homogenous microstructure, probably because of the local change in solidification conditions (Ref 42, 43). It can be observed that the lower zone is around 0.9 mm thick and their microstructural constituents are a homogenous distribution of small precipitation (1-2 µm) on Cr and Ni metal matrix, Fig. 6 and 7. The thin Cr precipitation has been formed at the substrate interface (lower zone) because of the metal carbides formation during the melting process and higher surface area of well-distributed nanometric alumina (Fig. 8). This fact accelerates the nucleation and acts as a heat sink (high undercooling), where the temperature gradient (G) is fairly low and the solidification velocity (v) is relatively high, with a sufficient low G/v ratio. Figure 7 shows the chemical mapping of Al and Cr elements distribution of NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃.

X-ray point microanalysis, Fig. 9(a), reveals that the microstructure of the NiCrBSi + 12% nanometric alumina consists mainly of a Ni-based matrix with Cr (7.86 wt.%), Fe

(5.06 wt.%) and Si (3.65 wt.%). Coarse dark gray phase (1) contains Cr (67.98 wt.%), Ni (29.23 wt.%), B (1.88 wt.%) and Si (0.9 wt.%); light gray phase (2) principally consists of Cr (68.15 wt.%), C (17.21 wt.%), Ni (11.75 wt.%) and Fe (2.89 wt.%); and finally black phase (3) consists of alumina. Immediately above this layer (upper zone), higher inhomogeneity is shown. This is mostly due to the increasing size of hard inclusions (5-6 µm) and their different shapes. The microstructural changes usually are related to the change in the solidification condition, which means that the temperature gradient (G) is fairly high and the solidification velocity (v) is relatively low (low undercooling).

So the reinforcement particles below a certain size (with enough surface area) are pushed of solidification front and can act to restrict the precipitates grain growth. At the same point, the energy required to push the particles will be less than that for dendrite, to branch out from same gap in the surrounding particles and nucleate a new grain. This mechanism results in a smaller grain size and thus increased strength. If one could get

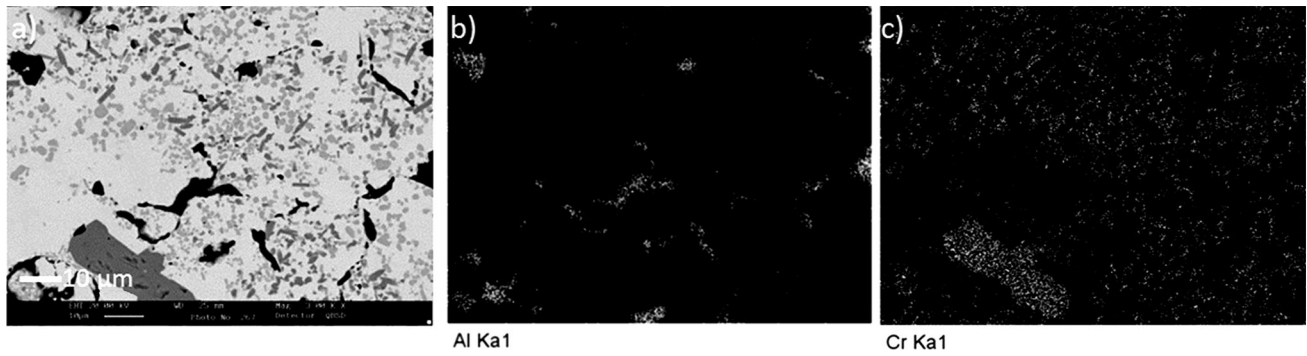


Fig. 7 Chemical mapping of Al and Cr elements distribution of NiCrBSi + 12% nanometric Al_2O_3 (lower zone)

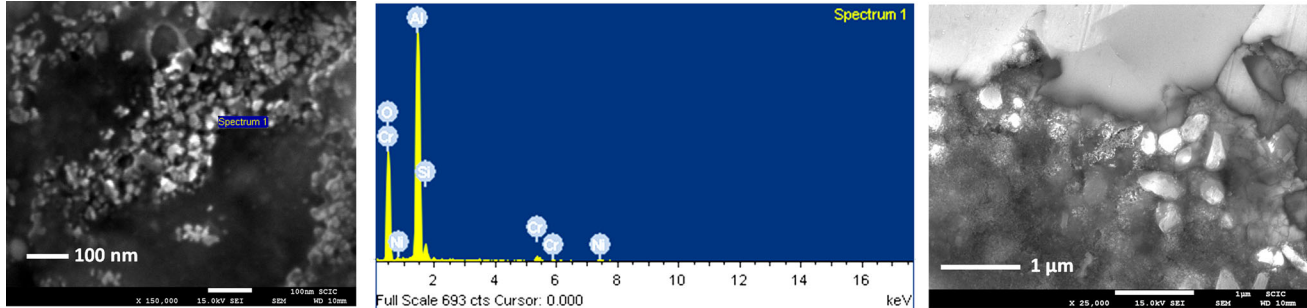


Fig. 8 FEG-SEM micrographs of nanometric alumina particles embedded in the Ni-Cr matrix of NiCrBSi coating

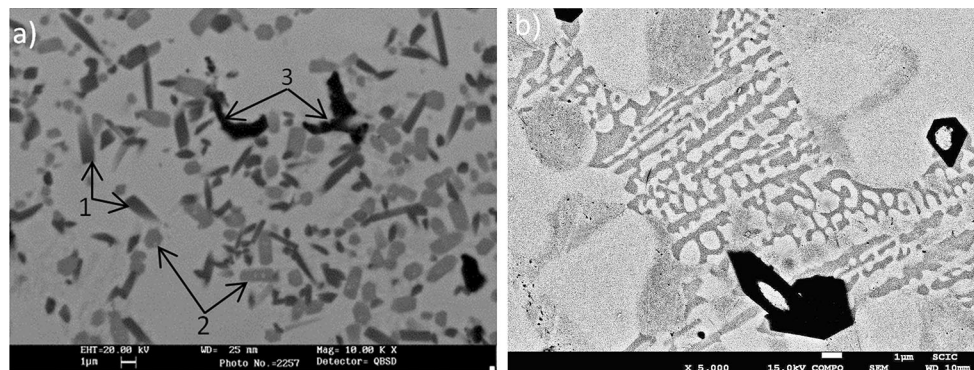


Fig. 9 MEB cross section (lower zone) of NiCrBSi + 12% nanometric alumina showing: (a) diverse phases existing and (b) eutectic morphology

nucleation of a grain around each or a large percentage of nanosized particles with higher surface area, a very fine grain could be obtained.

There are two considerations that are involved in restricting growth by particle pushing: (1) The lower thermal conductivity of the particle affects the temperature gradient ahead of the solidification front and therefore acts as a barrier to the removal of heat necessary for further solidification and (2) the solid particle acts as a barrier preventing solute diffusion away from tip of the growing dendrite, thereby changing the concentration gradient and restricting growth (Ref 44).

XRD and SEM results strongly suggest that the blocky dark gray phase (1) is CrB - and Cr_3B -type chromium boride, and its formation may possibly take place by primary solidification. On the other hand, the light gray phase (2) could be determined as a complex chromium-iron carbide and its formation could occur by a local change of the primary solidification mode. The

formation of carbides and borides during the remelting process of this group of Colmonoy alloys has been previously reported by several authors (Ref 45-47). Moreover, it has been found that, during the solidification of the clad molten pool, it is inevitable that large amounts of eutectics are formed, such as the lamellar eutectic shown in Fig. 9(b).

3.2 Coatings Microhardness

Figure 10 shows the measured microhardness for the three obtained coatings, corresponding to the different powder types tested. The unmodified NiCrBSi alloy presents a uniform hardness value closer to 450 HV with relatively uniform behavior. NiCrBSi + 12% micrometric Al_2O_3 increases hardness around 20.45% but with strong variations, which can be attributed to the micrometric Al_2O_3 particles being dispersed into a weak Ni-based matrix and the heterogeneous distribution

of coarse Cr carbides, while the NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃ further increases hardness around 50% and has more uniform behavior, with mean value proportional to the Al₂O₃ surface area and higher relative proportions of fine metallic carbides and borides precipitation.

3.3 Abrasive Wear Results

Figure 11 illustrates the roughly linear evolution of volume loss over sliding distance for test applying the same velocity (8.8 m/min).

Abrasive wear behavior of unmodified and modified coatings with micro- and nanometric alumina as a function of normal load applied is shown in Fig. 12. In general, it can be seen that there is significant difference in wear according to changes in normal load, except at lowest load (5 N), where there was a marked reduction in wear rate.

Wear rate versus normal load relationship for unmodified NiCrBSi shows that wear rate is largely governed by the applied load. Increase in wear rate of coating due to increase in normal load depends on the hard microstructure components distribution on the Ni soft matrix.

Influence of alumina addition on wear rate of NiCrBSi coatings. It can be observed that addition of 12% of micro-metric alumina lowers the wear rate of coating about 25% under the same sliding conditions. However, nanometric alumina addition lowers the wear rate about 54%. The less cutting extent and lower SiC penetration was found due to the higher hardness and more refined grain structure, and carbide phases distribution along the track is also responsible for different wear rates.

SEM images of wear surface of unmodified coating show the damage increase on wear surface in the form of higher number of microgrooves, and plastic flow of coating in perpendicular direction to sliding direction takes place, Fig. 13(a). Microgrooves are running in sliding direction. Plastic deformation can be seen as extruded fins at the edge of the grooves-produced rubbing. These fins can get detached to form secondary chips when coalescence of cracks takes place. Furthermore, the observation of the worn surface shows that the grooves are step-side and correspond well in size to the abrasive particles used.

The addition of micrometric alumina coating is shown in Fig. 13(b), and it can be observed that the wear surface is not

subjected to as much damage and lower plastic flow as in case of unmodified coating under identical sliding conditions.

NiCrBSi coating with nanometric alumina addition, shows that the damage of the wear surface was found to be a quite

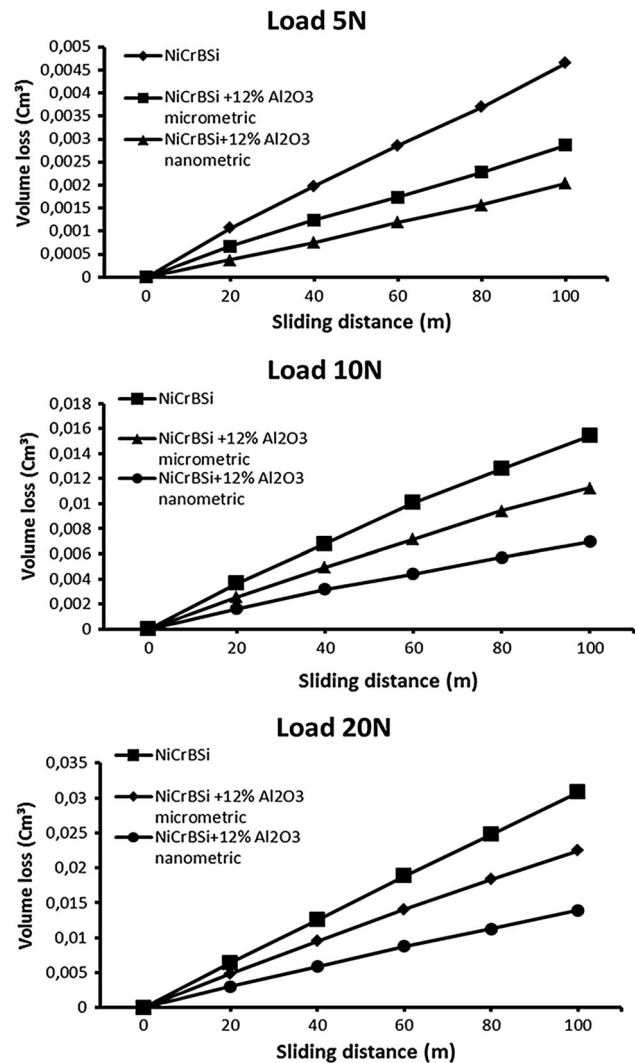


Fig. 11 Evolution of volume loss with sliding distance

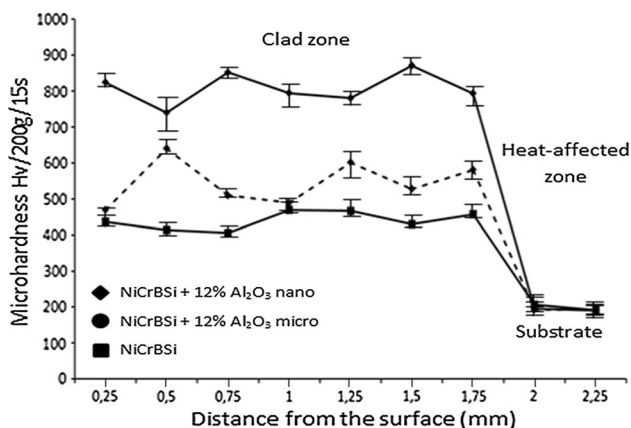


Fig. 10 Variation of microhardness in coating/substrate cross section for various coatings

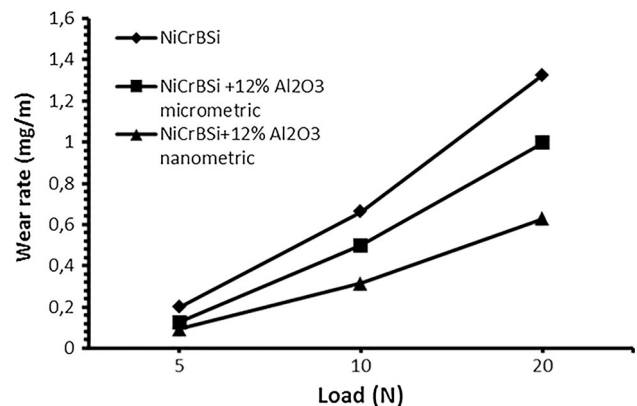


Fig. 12 Wear rate vs. normal load for unmodified NiCrBSi, NiCrBSi + 12% micrometric Al₂O₃ and NiCrBSi + 12% nanometric Al₂O₃

smooth than that with micrometric alumina and the coating presented comparatively lower plastic flow and hence better abrasive wear resistance as show in Fig. 13(c).

3.4 Effect of Micro- and Nano- Al_2O_3 on Abrasive Wear Resistance

In this study, it has been found that the microstructure of unmodified NiCrBSi coating is based on solid solution of weak Ni matrix and on other compounds based on CrC and CrB deposited along the grain boundary. The abrasive wear tests of this alloy have demonstrated a higher wear rate which can be attributed to deeper, winder scratches and thereby damage on the soft Ni-Cr matrix, Fig. 14(a). Addition of hard particles of micrometric alumina (lower particles surface area) to comparatively soft Ni-Cr matrix increases the microhardness which, in turn, lowers the damage on wear surface by abrasion. This might

be due to improving the temperature distribution and increasing the cooling rates during the solidification process which enhances the formation of relatively low intensity hard carbide and boride of Cr precipitates on the Ni-Cr matrix. However, wear surface of NiCrBSi + 12% micrometric alumina coating showed craters due to dislodging of Al_2O_3 particles, Fig. 14(b), and brittle fracture of the particles not extracted from the matrix, Fig. 14(c).

Addition of 12% nanometric alumina (higher-particles surface area) produces microstructural change in NiCrBSi coating. This change in morphology has played a major role in improving of abrasive wear behavior, which can be attributed to the: (a) higher surface area of nanometric alumina compared to the micrometric one, (b) higher cooling rate during solidification process and c) formation of high-intensity and well-distributed cuboids of Cr carbide on the Ni-Cr matrix. Also it is expected that alumina addition and the primary crystals of Cr carbide precipitation formed with sharp edges are the possible

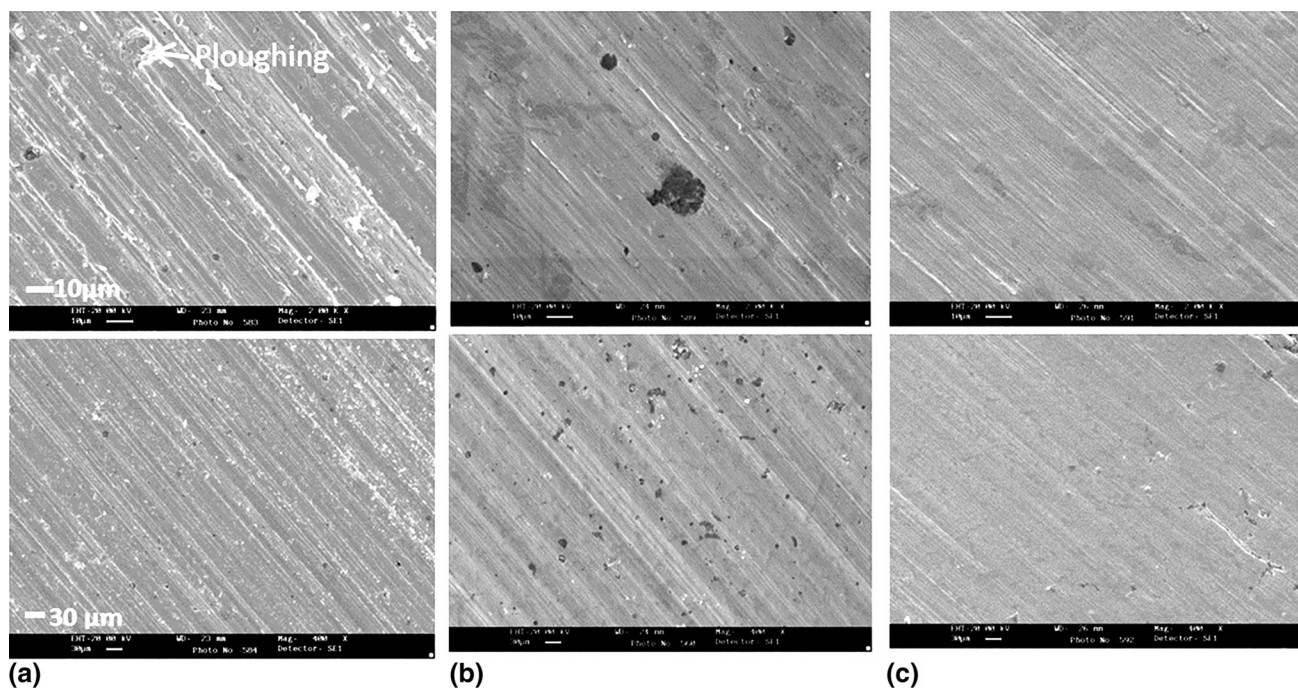


Fig. 13 SEM micrograph of the wear track of: (a) NiCrBSi, (b) 12% micrometric Al_2O_3 dispersion-strengthened NiCrBSi coating, (c) 12% nanometric Al_2O_3 dispersion-strengthened NiCrBSi coating

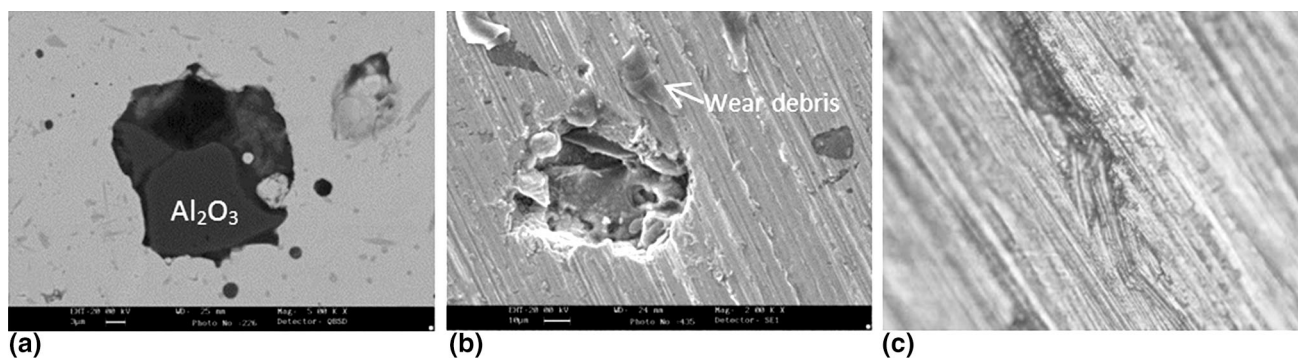


Fig. 14 (a) SEM image of the worn surface of NiCrBSi + 12% micrometric alumina shows a brittle fracture of the micrometric alumina, (b) and (c) damage caused by micrometric alumina reinforcement extracted from the matrix (40 ×)

causes of stress concentrated which increase the Ni matrix hardness.

4. Conclusions

Experimental investigations conducted in the present work to study the effect of Al_2O_3 particles size on abrasive wear of NiCrBSi metal matrix composites have provided the following conclusions:

- Under employed spray conditions, unmodified NiCrBSi, NiCrBSi + 12 wt.% micrometric Al_2O_3 and NiCrBSi + 12 wt.% nanometric Al_2O_3 (both mixed powder) have been deposited by thermal spray technique combined with surface flame melting process to develop coatings of average 1.5 mm thick on AISI 304 stainless steel substrate. Microhardness of the deposited coatings is found to be 450_{200} for unmodified NiCrBSi, 542_{200} for NiCrBSi + 12 wt.% micrometric Al_2O_3 and 813_{200} for NiCrBSi + 12 wt.% nanometric Al_2O_3 .
- The microstructure of unmodified NiCrBSi coating layer is mainly composed of Ni-Cr solid solution matrix and hard compounds based on carbide, boride and silicide (CrC, Ni_3B , NiSi and Ni_3Si_2) along the grain boundaries.
- The addition of 12 wt.% Al_2O_3 in the NiCrBSi coatings contributes to improving the hard phases (CrC, Ni_3B , NiSi and Ni_3Si_2) distribution on the soft Ni-Cr matrix by increasing the cooling rates after remelting process which in turn depends on the surface area of the Al_2O_3 reinforcement particles.
- The addition of 12 wt.% nanometric Al_2O_3 in the NiCrBSi coatings reduces the grain size of hard phases (CrC, Ni_3B , NiSi and Ni_3Si_2) from 6-7 μm , obtained with addition of 12 wt.% of micrometric Al_2O_3 , to 1-2 μm , which results in a harder coating.
- The abrasive wear rate of the unmodified NiCrBSi coating is 23% higher than the NiCrBSi + 12 wt.% micrometric Al_2O_3 , and 86% than the NiCrBSi + 12 wt.% nanometric Al_2O_3 . The lower wear rate of NiCrBSi + 12 wt.% nanometric Al_2O_3 is due to higher hardness, more refined and uniformly distributed hard phases (CrC, Ni_3B , NiSi and Ni_3Si_2) on the soft Ni-Cr matrix.

References

1. M. Qian, L.C. Lim, and Z.D. Chen, Laser Cladding of Nickel-Based Hardfacing Alloys, *Surf. Coat. Technol.*, 1998, **106**, p 174–182
2. A. Conde, F. Zubiri, and J. Damborenea, Cladding of Ni-Cr-B-Si Coatings with a High Power Diode Laser, *Mater. Sci. Eng., A*, 2002, **334**(1–2), p 233–238
3. J. Rodríguez, A. Martín, R. Fernández, and J.E. Fernández, An Experimental Study of the Wear Performance of NiCrBSi Thermal Spray Coatings, *Wear*, 2003, **255**, p 950–955
4. P. Wu, X.L. Chen, and E.Y. Jiang, Influence of WC Particle Behavior on the Wear Resistance Properties of Ni-WC Composite Coatings, *Wear*, 2004, **257**(1–2), p 142–147
5. A. Martín, J. Rodríguez, J.E. Fernández, and R. Vijande, Sliding Wear Behaviour of Plasma Sprayed WC-NiCrBSi Coatings at Different Temperatures, *Wear*, 2001, **251**(1–12), p 1017–1022
6. L. Shan-Ping and K. Oh-Yang, Microstructure and Bonding Strength of WC Reinforced Ni-base Alloy Brazed Composite Coating, *Surf. Coat. Technol.*, 2002, **153**(1), p 40–48
7. J.M. Miguel, J.M. Guilemany, and S. Vizcaino, Tribological Study of NiCrBSi Coating Obtained by Different Processes, *Tribol. Int.*, 2003, **36**, p 181–187
8. H.-J. Kim, S.-Y. Hwang, C.-H. Lee, and P. Juvanon, Assessment of Wear Performance of Flame Sprayed and Fused Ni-Based coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 2003, **172**(1–2), p 262–269
9. Y. Qiao, T.E. Fischer, and A. Dent, The Effects of Fuel Chemistry and Feedstock Powder Structure on the Mechanical and Tribological Properties of HVOF Thermal-Sprayed WC-Co Coatings with Very Fine Structures, *Surf. Coat. Technol.*, 2003, **172**(1), p 24–41
10. C. Navas, R. Colao, J. De Damborenea, and R. Vilar, Abrasive Wear Behavior of Laser Clad and Flame Sprayed-Melted NiCrBSi Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 2006, **200**, p 6854–6862
11. H. Kim, S. Hwang, C. Lee, and P. Juvanon, Assessment of Wear Performance of Flame Sprayed and Fused Ni-based Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 2003, **172**, p 262–269
12. R. Gonzalez, M. Cadenas, R. Fernández, J.L. Cortizo, and E. Rodríguez, Wear Behaviour of Flame Sprayed NiCrBSi Coating Remelted by Flame or by Laser, *Wear*, 2007, **262**, p 301–307
13. J. Rodríguez, A. Martín, R. Fernández, and J.E. Fernández, An Experimental Study of the Wear Performance of NiCrBSi Thermal Spray Coatings, *Wear*, 2003, **255**, p 950–955
14. J. Kim, S.-Y. Hwang, C.-H. Lee, and P. Juvanson, Assessment of Wear Performance of Flame Sprayed and Fused Ni-Based Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 2003, **172**, p 262–269
15. C. Katsich and E. Badisch, Effect of Carbide Degradation in a Ni-Based Hardfacing Under Abrasive and Combined Impact/Abrasive Conditions, *Surf. Coat. Technol.*, 2011, **206**, p 1062–1068
16. P. Niranatumpom and H. Korprasert, Phase Transformation of NiCrBSi-WC and NiBSi-WC Arc Sprayed Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 2011, **206**, p 440–445
17. M.R. Ramesh, S. Prakash, S.K. Nath, P.K. Sapra, and B. Venkataraman, Solid Particle Erosion of HVOF-Sprayed WC-Co/NiCrFeSiB Coatings, *Wear*, 2010, **269**, p 197–205
18. P. Kulu and J. Halling, Recycled Hard Metal-Base Wear-Resistant Composite Coatings, *J. Thermal Spray Technol.*, 1998, **7**, p 173–178
19. P. Kulu and T. Pihl, Selection Criteria for Wear Resistant Powder Coatings Under Extreme Erosive Wear Conditions, *J. Thermal Spray Technol.*, 2002, **11**, p 517–522
20. P. Kulu and S. Zimakov, Wear Resistance of Thermal Sprayed Coatings on the Base of Recycled Hardmetal, *Surf. Coat. Technol.*, 2000, **130**, p 46–51
21. A. Zikin, M. Antonov, I. Hussainova, L. Katona, and A. Gavrilović, High Temperature Wear of Cermet Particles Reinforced NiCrBSi Hardfacings, *Trib. Int.*, 2013, **68**, p 45–55
22. H. Sarjas, D. Goljandin, P. Kulu, V. Mikli, A. Surženkov, and P. Vuoristo, Wear Resistant Thermal Sprayed Composite Coatings Based on Iron Self-fluxing Alloy and Recycled Cermet Powders, *Mater. Sci. (Medžiagotyra)*, 2012, **18**, p 34–39
23. K.W.D. Hart, D.H. Harper, M.J. Gill Case studies in wear resistance using HVOF, PTAW and Spray Fusion Surfacing. *1st International Thermal Spray Conference*, Materials Park, OH. ASM International, Montreal, Canada (2000), p 1117–1125
24. A. Klimpel, A. Lisiecki, A. St. Klimpel, and A. Rzeznikiewicz, Robotized GMA Surfacing of Cermet Deposits, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 2006, **18**(1–2), p 395–398
25. S. Babu, S. David, R. Martukanitz, and K. Parks, Toward Prediction of Microstructural Evolution During Laser Surface Alloying, *Metall. Mater. Trans. A*, 2002, **33**, p 1189–1200
26. S. Matthews, M. Hyland, and B. James, Microhardness Variation in Relation to Carbide Development in Heat Treated Cr_3C_2 -NiCr Thermal Spray Coatings, *Acta Mater.*, 2003, **51**, p 4267–4277
27. J. KJluuttia, S. Ahmaniemi, E. Leivo, P. Sorsa, P. Vuoristo, and T. Mantylat, Wet Abrasion and Slurry Erosion Resistance of Sealed Oxide Coatings, *Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference*, 25-29 May 1998 (1), Nice, France, p 145–150
28. A. Giroud, C. Jouanny, J.L. Heuze, F. Gaillard, and P. Guiraldenq, Friction and corrosion behavior of different ceramic coatings (oxides) obtained by thermal spray for qualification tests in sea water, *Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference*, 25-29 May 1998 (1), Nice, France, p 211–216

29. C. Ding, I. Li, L. Zhang, X. Yu, Wear evaluation of plasma; sprayed oxide and carbide coatings, *Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference*, 25-29 May 1998 (1), Nice. France, p 275–279
30. C. Li, Y. Want, A. Ohmori, and C.C. Berndt, Ed., *Thermal Spray: Surface Engineering Via Applied Research*, ASM International, OH, 2000, p 791
31. T. Ram Prabhu, Investigations of the Effect of Particle Properties on the Wear Resistance of the Particle Reinforce Composites Using a Novel Wear Model, *Int. J. Comput. Mater. Sci. Eng.*, 2016, **5**(02). doi: [10.1142/S2047684116500135](https://doi.org/10.1142/S2047684116500135)
32. S. Natarajan, E. Anand, K.S. Akhilesh, and A. Rajagopal, Effect of Addition on the Microstructure, Hardness and Abrasive Wear Behavior of Plasma Sprayed NiCrBSi Coatings, *Mater. Chem. Phys.*, 2016, **175**, p 100–106
33. S. Harsha, D.K. Dwivedi, and A. Agrawal, Influence of WC Addition in Co-Cr-W-Ni-C Flame Sprayed Coatings on Microstructure Micro-hardness and Wear Behaviour, *Surf. Coat. Technol.*, 2007, **201**, p 5766–5775
34. S.J. Gregg, and K.S.W. Sing, *Adsorption, Surface Area and Porosity. 2. Auflage*, Academic Press, London 1982, 303 Seiten
35. S. Lowell, and J.E. Shields, *Powder Surface Area and Porosity, Technology & Engineering*, 1991, p 252
36. F. Rouquerol, J. Rouquerol, and K. Sing, *Adsorption by Powder and Porous Solids: Principles, Methodology and Applications*, Elsevier, 1999, ISBN: 978012598920
37. S. Brunauer, P.H. Emmett, and E. Teller, Adsorption of Gases in Multimolecular Layers, *J. Am. Chem. Soc.*, 1938, **60**, p 309–319
38. T. Gómez-del Río, M.A. Garrido, J.E. Fernández, M. Cadenas, and J. Rodríguez, Influence of the Deposition Techniques on the Mechanical Properties and Microstructure of NiCrBSi Coatings, *J. Mater. Process. Technol.*, 2008, **204**(1–3), p 304–312
39. D. Guo, F. Li, J. Wang, and J. Sun, Effects of Post-coating Processing on Structure and Erosive Wear Characteristics of Flame and Plasma Spray Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 1995, **73**(1–2), p 73–76, 78
40. R. Zieris, S. Nowotny, L. Berger, L. Haubold, and E. Beyer, *International Thermal Spray Conference: Advancing the Science and Applying the Technology*, ASM International, OH, 2003, p 567–577
41. R. Vilar, Laser Cladding, *Laser Appl.*, 1999, **11**, p 64
42. K.I. Dragnevski, A.M. Mullis, and R.F. Cochrane, The Effect of Experimental Variables on the Levels of Melt Undercooling, *Mater. Sci. Eng.*, 2004, **A375–377**, p 485–487
43. A. French and W. Kurz, Microstructural Effects on the Sliding Wear Resistance of a Cobalt-Based Alloy, *Wear*, 1994, **174**(1–2), p 81–91
44. J.K. Kim and R.K. Rohatgi, An Analytical Solution of the Critical Interface Velocity for the Encapsulating of Insoluble Particles by a Moving Solid/Liquid Interface, *Met. Trans. A*, 1998, **29**, p 351–358
45. D.W. Zhang, T. Lei, and Ch Chen, The Effects of Heat Treatment on Microstructure and Erosion Properties of Laser Surface-Clad Ni-Base Alloy, *Surf. Coat. Technol.*, 1999, **115**, p 176–183
46. Z. Dawei, T. Li, and T.C. Lei, Laser Cladding of Ni-Cr₃C₂/(Ni + Cr) Composite Coating, *Surf. Coat. Technol.*, 1998, **110**, p 81–85
47. R.I. Terzona, D.N. Allopp, and I.M. Hutchings, Transitions Between Two-Body and Three-Body Abrasive Wear: Influence of Test Conditions in the Microscale Abrasive Wear Test, *Wear*, 1999, **225–229**, p 205–214

Investigación en la influencia del contenido en Cr de aleaciones NiCrBSi sobre el par rozante Acero F-5220 templado en aceite en la modelización del comportamiento tribológico en medios lubricados. (Curva de Stribeck)

D. Leal Cano¹; K. A. Habib¹; C. Tarazona Caudet¹; P. Ortelles¹

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al118356@alumail.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. razzaq@uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al087673@alumail.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al106652@uji.es

RESUMEN:

Se han escogido los recubrimientos NiCrBSi debido a sus características mecánicas que los hacen ser materiales adecuados para ser utilizados contra el desgaste abrasivo, erosión, cavitación, etc. en diversas aplicaciones, como son: rodamientos, frenos, anillos de pistones, engranajes y levas, etc. Estos recubrimientos son comúnmente depositados mediante diferentes técnicas, como la proyección por llama (OF) y por llama a alta velocidad (HVOF), seguido de fusión del recubrimiento mediante llama oxiacetilénica o por láser. Este trabajo, trata el estudio del comportamiento tribológico en medios lubricados de los pares rozantes como disco común, el acero F-5220 templado en aceite y como pin se utilizó un acero inoxidable AISI 304 recubierto mediante aleaciones autofundentes base NiCrBSi, depositados con la técnica de proyección por llama (OF) y refusión por llama oxiacetilénica, con el objeto de investigar la influencia del contenido en Cr de las aleaciones NiCrBSi en las curvas de Stribeck, desde el ámbito de la lubricación hidrodinámica hasta la límite por medio de ensayos realizados mediante el tribómetro modelo Plint & Panters TE79/P utilizando cómo técnica "pin on disk". Se establecen las variables que controlan el régimen de lubricación mixta y los indicadores, variable adimensional de Hersey y presión aparente aplicada, con el objeto de diferenciar el grado de adhesión entre los diversos pares frotantes investigados. En este trabajo de investigación, también se ha demostrado que el contenido en cromo tiene gran influencia sobre los valores de rozamiento, disminuyendo al incrementar este.

Palabras claves: NiCrBSi, proyección térmica (OF), tribología, curva de Stribeck.

1. INTRODUCCIÓN.

Existen diferentes sectores industriales que están invirtiendo sus esfuerzos en investigaciones sobre cómo controlar la fricción y el desgaste en sistemas mecánicos. La demanda de materiales cada vez más resistentes y de mejores propiedades para aplicaciones sometidos al desgaste, en ambientes corrosivos y expuestos a altas temperaturas podría ser solucionada en gran parte mediante la aplicación de recubrimientos adecuados sobre sustrato metálicos. Para lograr estos objetivos se plantean, entre otras, las siguientes líneas de actuación: desarrollo de lubricantes de menor viscosidad y mayor durabilidad, desarrollo de materiales de baja fricción y recubrimientos duros [1]. En la actualidad la resistencia a alta temperatura, desgaste y a la corrosión, son propiedades que cada vez, son más requeridos en muchas industrias, la aplicación de estos recubrimientos son una alternativa para el cual nos permite mejorar las propiedades superficiales de los materiales sin cambiar sus propiedades internas alargando así su vida útil.

Los recubrimientos de aleaciones autofundentes base níquel han sido utilizados en una amplia gama de aplicaciones industriales como (calentadores, turbinas, intercambiadores de calor, etc.), por su combinación de alta resistencia al desgaste y resistencia a la corrosión, este tipo de recubrimientos también son versátiles debido a su resistencia a la corrosión a altas temperaturas y su costo relativamente bajo [2-3]. Estas aleaciones (NiCrBSi) normalmente contienen cromo, hierro, silicio, boro y carbono como elementos de aleación. Sin embargo no han dado resultados positivos para la dureza del recubrimiento y resistencia al desgaste. Algunas

investigaciones previas han mostrado que las adiciones de WC pueden mejorar la resistencia al desgaste de estos recubrimientos [4].

Estas aleaciones (NiCrBSi) son comúnmente depositados sobre la superficie del material base mediante técnica de proyección térmica por llama (OF) o alta velocidad (HVOF) posteriormente de refusión mediante llama oxiacetilénica o láser, con el objetivo de mejorar su comportamiento a desgaste a la resistencia y la corrosión a altas temperaturas. Una de las técnicas de proyección térmica más utilizada es la alta velocidad (HVOF) [5] debido a la reducción de la porosidad y mejorar la resistencia de la interfase del metal lo cual da como resultado una menor descomposición de los elementos aleantes durante la deposición de los recubrimientos cómo puede ser el WC. También existen otras técnicas como el termorrociado HVOF aplicable a estos recubrimientos en el cual mejoran mucho la calidad del recubrimiento [6].

El objetivo de este trabajo es investigar la influencia que tiene el contenido en Cr de las aleaciones NiCrBSi en las variables que controlan la lubricación mixta y los modelos de la correlación de Stribeck [7], correlación del coeficiente de rozamiento con la variable de Hersey se realizó mediante el tribómetro Pin on disk utilizando un lubricante comercial industrial que se utiliza habitualmente para la determinación del coeficiente de rozamiento y velocidad de desgaste desde el ámbito de la lubricación hidrodinámica hasta la zona límite, por medio de su correspondiente modelización. De este modo nos permite obtener indicadores el cuál podamos diferenciar su comportamiento en el grado de cohesión de los pares rozantes seleccionados. En este trabajo se aplica el par rozante [NiCrBSi, 10%Cr-16%Cr respectivamente-Acero F-5220 templado en aceite].

2. PLANIFICACIÓN DE LOS ENSAYOS.

En la preparación de las muestras, se ha utilizado como material base un Acero AISI 304 con un diámetro de 8mm y 16mm recubierto mediante polvos autofundentes de NiCrBSi, con adiciones de Cr en un 10% y 16% respectivamente, cuya composición química se muestra en la Tabla 1. Estos recubrimientos son depositados sobre el material base utilizando la técnica de proyección térmica por llama (OF) seguido de fusión del recubrimiento con llama oxiacetilénica. La finalidad de la refusión es eliminar o disminuir la porosidad y aumentar la adherencia al sustrato. El espesor del recubrimiento tras la refusión es de aproximadamente 1,5 mm. La superficie de contacto tras el desbaste y pulido es de alrededor 2,18mm². El disco utilizado en el banco tribológico es un Acero F-5220 templado en aceite con un diámetro de 100mm y un espesor de 5mm. Se ha controlado y medido la rugosidad superficial de las probetas “pin y disco” antes de los ensayos por medio de un rugosímetro modelo TESTER C3A HOMMEL T8000R dando los siguientes valores: Ra comprendido entre 0,37 y 0,34, Rmax entre 2,9 y 3,2 y Rz entre 2,7 y 2,9. Los ensayos se realizan con lubricación de forma similar a las aplicaciones industriales. El lubricante empleado corresponde a una calidad usual comercial: aceite de corte Houghton Ibérica S.A. (CUT-MAX 110) con las siguientes características: una densidad a 15°C de 0,880gr/cm³ y una viscosidad cinemática de 100cSt. La cantidad de aceite utilizado por cada ensayo es de 5ml.

Tabla 1: Composición química de las aleaciones NiCrBSi en % y acero F-5220 templado en aceite.

Aleación	C	Si	B	Cr	Fe	Ni	Mn	P	S	W	V
R1, NiCrBSi, 10%Cr	0,4	3,1	1,6	10,1	2,8	81,94	(-)	(-)	(-)	(-)	(-)
R2, NiCrBSi, 16%Cr	0,4	3,1	1,6	16	2,8	76,04	(-)	(-)	(-)	(-)	(-)
Acero F-5220 templado en aceite	0,97	0,25	(-)	0,6	(-)	(-)	1,1	0,035	0,035	0,6	0,1

El cromo es un elemento que se utilizan en diversas aleaciones por sus buenas propiedades mecánicas, como es, su alta dureza. En este estudio se han escogido dos tipos de recubrimientos base NiCrBSi, uno de ellos con un 10% de Cr y otro con el 16% Cr, aumentando este su dureza con respecto al del 10%Cr en un 7%.

Tabla 2. Durezas superficial HR15N/Cono 120° obtenidos sobre los pares rozantes.

Muestra	HR 15N/Cono 120°			Dureza media
R1. NiCrBSi, 10%Cr	80,6	80,6	80,2	80,5
R2. NiCrBSi, 16%Cr	86,8	86,6	86,6	86,6
Acero F-5220 templado en aceite	84	82,4	85,2	84

Los ensayos de rozamiento se realizaron con la técnica pin on disk utilizando un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P con las siguientes condiciones de trabajo: se han considerado cargas de entre 3, 6, 9, 15 y 20N, obteniendo unas presiones aparentes con los siguientes valores: 91560, 68670, 41202 y 27468 Kg/m² y velocidades comprendidas entre 0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198 m/s, temperatura ambiente de 23°C y humedad relativa del 60%. Cada ensayo consta en la aplicación de una carga sometida a diferentes velocidades, (baja media y alta) durante un recorrido de 100m. La distancia entre la muestra a ensayar y el centro del disco es 35mm. Por cada ensayo se han obtenido 100 valores del coeficiente de fricción, uno por cada metro recorrido dando como resultando un valor del coeficiente de rozamiento tras haber sido promediado.

El análisis del comportamiento tribológico desde la tendencia a la cohesión el cuál condiciona el desgaste, se realiza usando indicadores normalizados de fricción de las muestras de ensayo con discos de Acero F-5220 templado en aceite en una máquina de fricción pin on disk. Los indicadores que pueden obtenerse en esta máquina son a) Fuerza aplicada (Fn), b) Presión aparente, Pa=Fn/S, siendo S la sección de la muestra. c) Presión aparente por unidad de ancho Pal= (Ft/Fn)*d, siendo d el diámetro de la muestra. d) Fuerza de rozamiento (Fc). e) Coeficiente de rozamiento, Cr=Ft/Fn. f) Velocidad de aplicación (v).

Tras los indicadores obtenidos nombrados anteriormente se obtiene para normalizar: g) Parámetro de Hersey=(v*v)/Pal siendo v la viscosidad dinámica del lubricante a la temperatura T del ensayo.

La Curva de Stribeck está comprendida en tres zonas diferenciadas, I zona límite, II zona mixta y III zona hidrodinámica. El régimen de lubricación mixta promedia la parte de la superficie que se encuentra en régimen hidrodinámico con aquella que se encuentra en régimen de capa límite, de contacto entre las dos superficies. La influencia sobre el coeficiente de rozamiento está forzada por la superficie que se halla el régimen de capa límite, afectada por los fenómenos interferenciales y/o cohesivos. La separación del comportamiento interferencial y / o cohesivo puede realizarse con las observación de la evolución del coeficiente de rozamiento con las presiones. El coeficiente crece cuando, con el aumento de las presiones, se inicia el rozamiento cohesivo. Y como sabemos, cuando existe cohesión superficial, el desgaste crece desmesuradamente y se inicia los procesos de gripado.

3. RESULTADOS OBTENIDOS Y DISCUSIÓN.

En figura 1, se observa la correlación gráfica del coeficiente de rozamiento con la variable de Hersey, viscosidad (η (Kg/ms)), presiones de ensayo (P_a , (Kg/m²)) y velocidad (m/s) para cada uno de los tipos de par de fricción ensayados, disco de frotamiento de acero F-5220 templado en aceite entre R1 (NiCrBSi, 10% Cr) y R2 (NiCrBSi, 16%Cr).

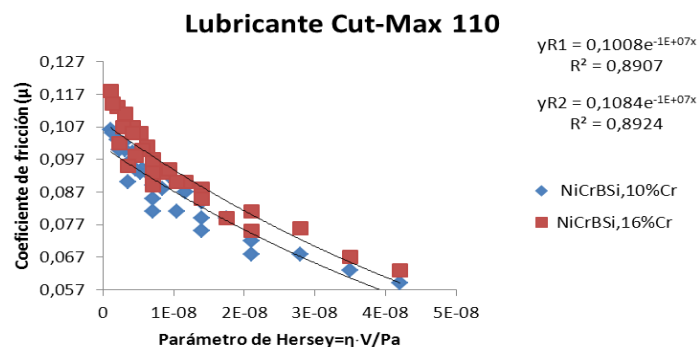


Figura 1. Correlación Stribeck, Coeficiente de rozamiento-Vs- Parámetro de Hersey ($\mu=f(H_s)$), para el par frotante Acero F-5220 templado y Aleaciones NiCrBSi, 10%Cr-NiCrBSi, 16%Cr.

Es bastante aceptable la correlación del tipo exponencial para los pares frotantes ensayados por su alto orden de índice de correlación (R) que alcanza aproximadamente el 90% en ambos ensayos, el modelo es del tipo:

$$\mu = \mu_0 \cdot e^{-ne \cdot H_s} \quad (1)$$

Una función exponencial puede estar conformada por la iteración de dos mecanismos. En el caso que nos ocupa se puede hipotetizar que estos mecanismos corresponden a los extremos de la lubricación mixta, es decir: a) La lubricación hidrodinámica, extremo inferior, b) Lubricación límite, extremos superior.

Por la propia definición la lubricación hidrodinámica debe ser independiente de la naturaleza de los pares rozantes, importando para el rozamiento solo la viscosidad del lubricante utilizado. Sin embargo es evidente que el camino recorrido en la curva de Stribeck hasta alcanzar el régimen hidrodinámico, está mediatizado por los fenómenos de la lubricación Límite, el cuál obtendremos el nivel de cohesividad de los pares frotantes a ensayar en esa zona de la curva, lo cual es un parámetro importante ya que nos define el grado de cohesión, (microsoldaduras entre las asperezas de las superficies en contacto).

Así pues los indicadores del camino de la exponencial hasta alcanzar el régimen hidrodinámico pueden ser utilizados para el análisis del comportamiento cohesivo de los diferentes pares rozantes. En este sentido se han utilizado los siguientes indicadores:

a) **El coeficiente de rozamiento en el origen**, (μ_0) para $H_s=0$. Por extrapolación este puede ser considerado como el coeficiente de rozamiento en la Lubricación Límite. En este sentido valores mayores de μ_0 son indicativos de mayor tendencia a la cohesividad de los pares frotantes.

b) **La pendiente de la función exponencial en el origen**, $p_{H_{s0}}$. Una menor pendiente puede significar una mayor influencia de la lubricación límite y, por tanto, de mayor comportamiento cohesivo.

c) **El exponente de la función**, ne . Indica la tendencia directa alcanzar las abcisas, dominio del régimen hidrodinámico. De otro modo valores altos del exponente indican una mayor cohesividad.

d) **La variable de Hersey en la que se puede considerar el inicio de la lubricación hidrodinámica**, H_{s0} . En este sentido valores altos de la variable H_{s0} significa un mayor dominio del comportamiento cohesivo, puesto que requieren mayores flujos de lubricantes para eliminar toda posible acción cohesiva.

Conocidas las dificultades para la medición del coeficiente de fricción del orden de 10^{-4} , se ha definido como forma normalizada la variable H_{s0} con un valor del coeficiente de rozamiento ($\mu_{H_{s0}}=0,01$) en el inicio de la zona hidrodinámica de la curva de Stribeck.

En la tabla 3 se han cuantificado los valores de μ_0 , $p_{H_{s0}}$, y H_{s0} obtenidos desde la correlación de la figura n°1 para los dos pares rozantes ensayados.

Tabla 3.- Valores de μ_0 , ne , $p_{H_{s0}}$ y H_{s0} de la correlación de Stribeck para los pares frotantes: Ac. F-5220 templado en aceite-R1 (NiCrBSi, 10%Cr) y Ac. F-5220 templado en aceite-R2 (NiCrBSi, 16%Cr).

Par frotante	μ_0	ne	$P_{H_{s0}}$	H_{s0}
Ac. F-5220 templado en aceite –R1	0,1008	-1E+7	-22112	2,31E-6
Ac. F-5220 templado en aceite –R2	0,1084	-1E+7	-36189	2,38E-6

El análisis de la transición entre la lubricación límite y la hidrodinámica, corresponde a la lubricación mixta, donde se concentran todos los puntos obtenidos en cada ensayo para cada uno de los pares rozantes, representando así los valores para cada presión aparente más significativos, presiones de ensayo mínima, media y máxima como podemos observar en la figura 2, nos permite deducir que ésta es la conformación reglada de correlaciones lineales dependientes de la presión (P_a). Para este estudio no se han considerado los coeficientes de rozamientos menores de 0,01 por haberlo definido como coeficiente de rozamiento que corresponde a la zona de lubricación hidrodinámica.

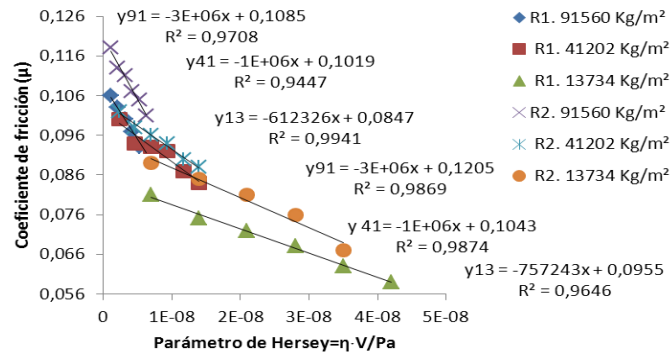


Figura 2. Correlación lineal μ -Hs para cada serie de valores a presión constante subíndice de “Y” en los pares frotantes, Acero F-5220 templado en aceite y recubrimientos NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

Cómo puede observarse los coeficientes de correlación hallados hace suponer la veracidad de la dependencia con las presiones aparentes. El modelo genérico es del tipo:

$$\mu_{pa} = \mu_0 - P \cdot H_s \quad (2)$$

Además los dos términos que componen el modelo de correlación lineal, pendiente (P) y término independiente (μ_0), corte con el eje de las ordenadas, muestran una tendencia de crecimiento cualitativo en función de la presión aparente (P_a).

La correlación de los términos independientes (μ_0) puede analizarse con las presiones aparentes, lo que significa por extrapolación la correlación del coeficiente de rozamiento corresponder a la zona de lubricación límite con las presiones aplicadas.

En la figura 3 se observan estas correlaciones potenciales para los dos pares rozantes investigados tanto en el disco de frotamiento acero F-5220 templado en aceite y R1 (NiCrBSi, 10%Cr) como R2 (NiCrBSi, 16%Cr). La selección de la correlación potencial es debida a la reconocida dependencia de amortiguamiento del coeficiente de rozamiento con el incremento de las presiones aparentes.

El modelo óptimo es de tipo potencial de la forma:

$$\mu_0 = K_{\mu_0} \cdot P_a^{nl} \quad (3)$$

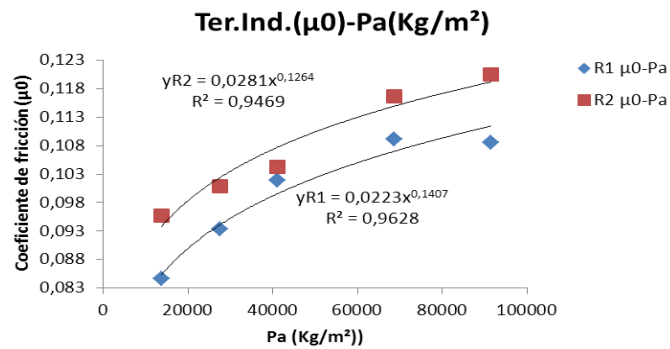


Figura 3. Correlación de los términos independientes (μ_0) con las presiones aparentes (P_a) para el par frotante Acero F-5220 templado y Aleaciones NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

En la figura 3 podemos justificar la excelente correlación de este modelo, el cual el crecimiento del coeficiente de rozamiento en la lubricación límite con las presiones, así como la tendencia cohesiva que se indica por: a) Mayor valor del factor (K_{μ_0}). b) Mayor valor del exponente (nl).

Igualmente se analiza la correlación de las pendientes (P) del modelo lineal del coeficiente de rozamiento para cada presión aplicada en cada ensayo (μ_{pa}). En la figura n°4 se reproduce esta correlación para los pares rozantes ensayados.

Puede observarse en ambas la excelente correlación (R), en el orden del 0,94 y 0,96% respectivamente, lo que significa la notable influencia de la presión aparente en la lubricación mixta.

El modelo más adecuado en esta correlación es del tipo potencial de la forma:

$$p = K_p \cdot p_a^{np} \quad (4)$$

En esta correlación la mayor tendencia cohesiva se interpreta por una mayor influencia de la lubricación límite sobre la hidrodinámica mayor pendiente (P). De este modo por: a) Mayor factor K_b , b) Mayor exponente (np).

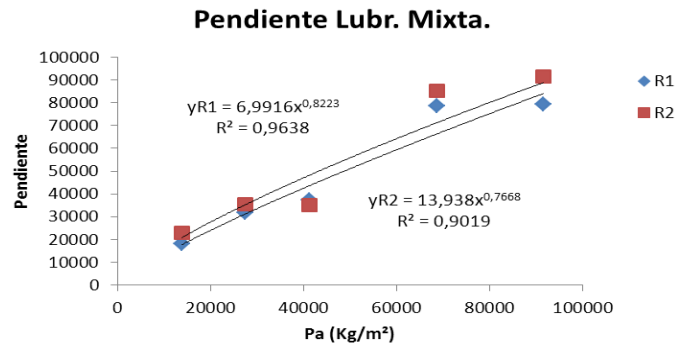


Figura 4. Correlación Pendiente (P)-Presión aparente (Pa) en las curvas de lubricación mixta del par frotante Acero F-5220 templado y Aleaciones NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

Con los resultados obtenidos en la correlación observada en la figura n°4, se planteó la hipótesis como zona predominante en la curva de Stribeck la lubricación mixta mediante la variable conjunta que conforman la lubricación hidrodinámica, H_s y la lubricación límite, p_a^n . De este modo se hipotetizó la variable $H_s \cdot p_a^n$ en la que (n) es un exponente que debe ser optimizado con el coeficiente de rozamiento (μ) disminuido en el correspondiente a la lubricación límite para cada presión ensayada (μ_{0pa}).

De este modo la expresión que determina el coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta corresponde a una genérica del tipo:

$$\mu = \mu_{0pa} - p H_s \cdot p_a^{nh} \quad (5)$$

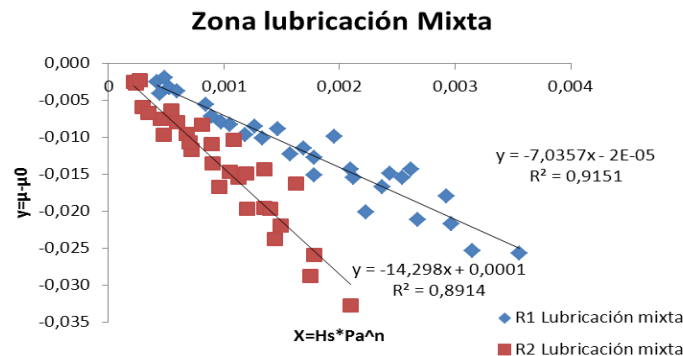


Figura 5. Correlación $(\mu - \mu_0)$ con el parámetro compuesto de H_s y P_a^n -para el par frotante Acero F-5220 templado en aceite y Aleaciones NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

En ambos análisis, ver figura 4, el exponente óptimo (nh) de la variable compuesta $H_s \cdot p_a^{nh}$ corresponde al recubrimiento R1 ($n=0,82$) y en el recubrimiento R2 ($n=0,766$) con coeficientes de correlación del 0,96 y 0,90% respectivamente. Con él se justifica que la lubricación mixta es gobernada por la variable compuesta $H_s \cdot p_a^{nh}$, en la que H_s es la variable que regenta la lubricación hidrodinámica y la p_a^n es la que lo hace en la límite.

De este modo el modelo genérico del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta es el que se expresa a continuación:

$$\mu = K_{\mu 0} \cdot p_a^{nl} - K_p \cdot H_s \cdot p_a^{nh} \quad (6)$$

En este caso, el modelo del coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par rozante [disco de acero F-5220 templado en aceite y el recubrimiento R1 (NiCrBSi, 10%Cr)] es el que se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0223 \cdot p_a^{0,14} - 6,9916 \cdot p_a^{0,82} \cdot H_s \quad (7)$$

Y por lo tanto, el modelo matemático en el coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta para el par flotante, [disco de acero F-5220 templado en aceite y en el recubrimiento R2 (NiCrBSi, 16%Cr)] se expresa a continuación:

$$\mu = 0,0281 \cdot p_a^{0,126} - 13,938 \cdot p_a^{0,766} \cdot H_s \quad (8)$$

Mediante el uso de estos modelos para determinar el coeficiente de rozamiento en la lubricación mixta se puede evaluar el parámetro de Hersey en el que se inicia la lubricación hidrodinámica, H_{s0} , el cual es función de las presiones aparentes aplicadas en los ensayos.

Aceptando que el régimen hidrodinámico se inicia para valores $\mu \leq 0,01$ se puede obtener el modelo 7 y 8 la variable de Hersey (H_{s0}), el cual cumple con la citada condición para cada presión aparente. En la figura n°6 se grafica el valor encontrado para los pares flotantes [disco de acero F-5220 templado en aceite y R1 (NiCrBSi, 10%Cr) - R2 (NiCrBSi, 16%Cr) respectivamente.

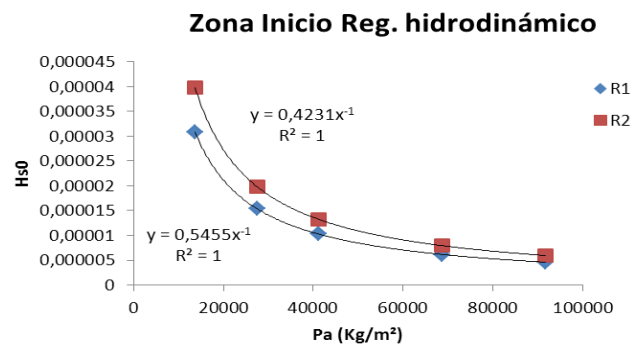


Figura 6. Correlación parámetro compuesto de Hersey de inicio del régimen hidrodinámica (H_{s0})-Presión aparente (Pa) para el par frotante Acero F-5220 templado y Aleaciones NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

Se observa en la modelización de acuerdo con los ensayos realizados que la función de inicio a la lubricación hidrodinámica disminuye con la presión aplicada (p_a). El modelo es del tipo potencial con exponente negativo (n_s) siendo del tipo genérico:

$$H_{s0} = K_{H_{s0}} \cdot p_a^{-n_s} \quad (9)$$

A partir de este modelo *el indicador de mayor cohesividad* está relacionado con valores mayores de la variable de Hersey, o de otro modo con: a) Mayor Valor de $K_{H_{s0}}$. b) Menor valor del exponente (n_h).

Recopilando toda la información obtenida tras los resultados en este trabajo de investigación podemos justificar la bondad de los modelos matemáticos estudiados para la lubricación mixta en la figura 7 el cual se han representado la correlación entre el coeficiente de rozamiento y la variable de Hersey, para los dos pares rozantes investigados, considerando los siguientes límites calculados: a) Coeficiente de rozamiento para $H_s=0$, lubricación límite. b) Variable de Hersey para $\mu=0,01$, inicio de la lubricación hidrodinámica. La comparación con la figura 2 obtenidas a partir de los datos de ensayo permite valorar la bondad global de los modelos entre los dos pares rozantes ensayados.

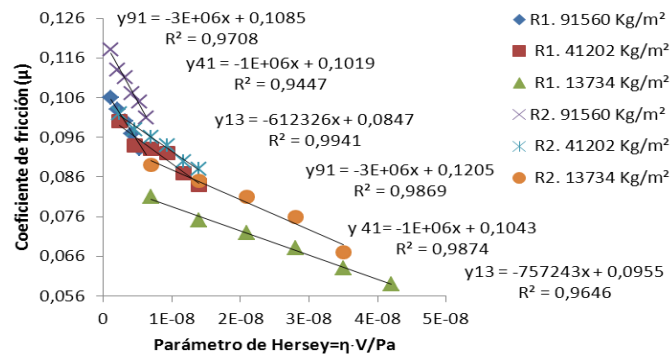


Figura 7. Correlación lineal μ -Hs para cada serie de valores a presión constante subíndice de “Y” en los pares frotantes, Acero F-5220 templado en aceite y recubrimientos NiCrBSi, [10 – 16] %Cr.

4. CONCLUSIONES.

4.1 Nos permite conocer el comportamiento tribológico (fricción y regímenes de lubricación) de los pares frotantes a investigar [acero F-5220 templado en aceite y las aleaciones de NiCrBSi con un 10-16% de Cromo] respectivamente en cualquier unión cinemática utilizando como lubricante aceite de corte Houghton Cut-Max 110.

4.2 La modelización en los regímenes de lubricación que conforman la Curva de Stribeck, nos permiten controlar las variables del parámetro de Hersey, viscosidad, velocidad y presión aparente el cuál están sometidas los pares rozantes a estudiar en medios lubricados.

4.3 Se ha establecido un modelo matemático del tipo exponencial para la correlación en la Curva de Stribeck debido a su alto ajuste definiendo así los siguientes indicadores a)- Coeficiente de rozamiento de la lubricación límite (μ_0). b)- Pendiente en el origen de la lubricación mixta (P_{Hs0}). c)- El parámetro de Hersey en el inicio de la lubricación hidrodinámica, así como modelos lineales para la lubricación mixta parametrizados por la presión aparente (Pa), lo que están determinados el coeficiente de rozamiento característico de la lubricación límite (μ_0) y sus pendientes de decrecimiento (P).

A partir de estos indicadores, mayor coeficiente de rozamiento (lubricación límite), menor parámetro de Hersey, cuanto menor pendiente, mayor tendencia al desgaste cohesivo, por lo tanto se deduce mayor tendencia cohesiva cuanto mayor son los indicadores, K_{cr} , n_l , K_p y n_p .

4.4 También se ha justificado por medio del modelo global de la lubricación mixta el inicio de la lubricación hidrodinámica que corresponde a una función potencial, factor (K_{Hs0}) y exponente negativo (n_s), que disminuye con la presión aplicada, (Pa). A partir de estos indicadores se deduce la mayor tendencia cohesiva cuanto mayor son los valores de los indicadores K_{Hs0} y n_s .

4.5 La adición de cromo en un 16% en aleaciones base NiCrBSi con respecto al 10% de cromo, incrementa su dureza hasta un 7%.

6. BIBLIOGRAFIA.

- [1] J.J Saura; Kudama Habib Ameen; C. Ferrer; M.S. Damra; Iván Cervera González; E. Giménez; Luis Cabedo Mas. "Propiedades mecánicas y tribológicas de recubrimientos alúmina/titania proyectadas por Oxifuel (spray llama)". Sociedad Española de Cerámica y Vidrio ISSN 0366-3175, Vol 47, N° 1 2008, págs. 7-12.
- [2] Z. Ye, C. Zhang, Y. Wang, H.S. Cheng, S. Tung, Q. Jane Wang, X He. An experimental investigation of piston skirt scuffing: a piston scuffing apparatus, experiments, and scuffing mechanism analyses. Wear Volume 257, Issues 1-2, Julio 2004, Pages 8-31.
- [3] COST Action 532. Scientific final report: Triboscience and Tribotechnology. Superior friction and wear control in engines and transmissions. (2007).
- [4] Gil L. and Staia M. Optimización de la calidad de recubrimientos base níquel obtenidos por termorrociado HVOF, tesis doctoral. UCV, Escuela de Metalurgia y Ciencia de los Materiales, Caracas, 2002.

- [5] María Rodríguez, Iván Moreno, Carolina Bilbao. “Resistencia al desgaste de recubrimientos tipo cermet depositados por HVOF con tratamiento térmico posterior” Revista de la Facultad de Ingeniería de la U:C:V. Vol.22Nº 4,pp.25-35,2007.
- [6] J.M. Guilemany, J. Nin, C. Lorenzana, J. M. Miguel, J. R. Miguel. “Tribología de recubrimientos Cermet/NiCrBSi depositados mediante HVOF”. Bol. Soc. Esp. Ceram. V., 43 [2] 483-487 (2004).
- [7] Carlos Ferrer Giménez; Juan J. Saura Barreda; K A. Habib; Alfonso Cárcel; Gabriel Esteller Lorés; Miguel A. Pérez Puig. “Investigación de los modelos de comportamiento de la lubricación mixta de Stribeck. Aplicación al acero 1,2379, con tratamientos superficiales nitruración líquidos (tenifer), con el acero Inoxidable AISI 304”. Trib 2003, II Congreso Ibérico de Tribología.



XVI Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie: TRATERMAT 2019

Influencia de la adición de alúmina en recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama oxiacetilénica sobre la microestructura, propiedades mecánicas y comportamiento tribológico (Curva de Stribeck)

D. Leal Cano¹, K. A. Habib¹, J. A. Heredia¹, I. Cervera¹.

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al118356@alumail.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. razzaq@uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. heredia@esid.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. icervera@esid.uji.es

Palabras claves: NiCrBSi, alúmina, proyección térmica (OF), tribología, Curva de Stribeck

RESUMEN:

Este trabajo tiene como objeto estudiar la influencia de la adición del 10% de Al₂O₃ microestructurada en recubrimientos base níquel (NiCrBSi), sobre la microestructura, propiedades mecánicas y tribológicas cuya composición química es la siguiente: 0.4%C, 3.1%Si, 1.6%B, 10.1%Cr, 2.8%Fe y 87.1% de Ni. Estos recubrimientos son depositados mediante proyección térmica (OF) y refundido por llama oxiacetilénica. Se utilizó como sustrato un acero inoxidable austenítico (AISI 304) con una geometría cilíndrica de 16mm de altura y 8mm de diámetro, dichas superficies fueron preparadas por un proceso de granallado utilizando corindón con la finalidad de obtener una rugosidad superficial óptima y así conseguir una mayor adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado. Tras la proyección térmica se utilizó la técnica de fusión por llama (OF) con el fin de mejorar la calidad del acabado del recubrimiento. Para el estudio de la caracterización mecánica, se realizó en primer lugar los ensayos de microdurezas Vickers (Hv/200/15) trazando en la zona transversal del recubrimiento hasta el sustrato un perfil de microdurezas obteniendo finalmente la media de la dureza. En segundo lugar se realizaron los ensayos de desgaste en medio abrasivo empleando un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P usando como técnica el sistema 'pin on disk'. El papel abrasivo utilizado como medio de deslizamiento se denomina IMPERIAL FE con un tamaño de los granos de 320µm/mm² aplicando una carga y velocidad constante de 20N y 0.147m/s respetivamente hasta alcanzar una distancia de 100m de recorrido. En tercer lugar se calculó la tensión de rotura media y límite elástico en función de la dureza media obtenida de ambos recubrimientos con las siguientes expresiones:

$$TS = -99.8 + 3.73 \cdot Hv$$

$$YS = -90.7 + 2.80 \cdot Hv$$

El estudio sobre los parámetros del comportamiento tribológico del par rozante, está comprendido entre los recubrimientos de NiCrBSi con y sin adiciones de alúmina con una rugosidad superficial inicial de 0.11µm y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido con unas dimensiones de 100mm de diámetro por 5mm de espesor con una dureza de 930 Hv/200/15 y una rugosidad superficial inicial de 0.19µm. La caracterización tribológica se realizó en un medio lubricado empleando una cantidad de aceite lubricante de 10ml denominado Cut-Max 110 Houghton Ibérica S.A. con una viscosidad cinemática a 40°C de 100 cSt y una densidad a 25°C de 0.880g/Cm³. Para el estudio de los ensayos tribológicos se utilizó el banco tribológico nombrado anteriormente a temperatura ambiente con los siguientes parámetros de ensayo: carga normal aplicada de 3, 6, 9, 15 y 20 N, y un rango de velocidades comprendidas entre 0.037, 0.073, 0.110, 0.147, 0.183 y 0.220 m/s. La fricción obtenida tras los ensayos tribológicos nos sirvió para reproducir la 'Curva de Stribeck' donde se definió los parámetros generales que definen los regímenes de lubricación (límite, mixta, elastohidrodinámico e hidrodinámico) de ambos recubrimientos de NiCrBSi con y sin adición

de Al_2O_3 , donde el coeficiente de fricción es función del parámetro 'Z' y este depende de la viscosidad dinámica del aceite lubricante, velocidad de deslizamiento, presión normal aplicada y rugosidad superficial media inicial R_a . El análisis de las fases que formaron tras los procesos de proyección térmica y refusión, se analizaron empleando técnicas de difracción de rayos X (DRX) y la sección transversal de los depósitos obtenidos se analizaron por las técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB) y espectroscopia de energía dispersiva de rayos X (DEX).

CONCLUSIONES:

1. Los resultados obtenidos muestran diferentes fases formadas entre ambos recubrimientos ya que uno de ellos contiene alúmina donde se refleja en la difracción de rayos X, pero los recubrimientos con adiciones de alúmina se observan diferencias sobre la microestructura, distribución y morfología de las fases duras sobre la matriz Ni-Cr, (Carburos y óxidos, boruros, nitruros metálicos). La adición de la alúmina tiene dos funciones, una fortalecer la matriz Ni-Cr del recubrimiento y dos hace de nucleante tras el proceso de refusión absorbiendo la energía de los elementos de menor punto de fusión o más activos térmicamente aumentando el subenfriamiento disminuyendo así el crecimiento de los granos formando una microestructura más homogénea con precipitados más pequeños, ver fig.1.
2. Los recubrimientos de NiCrBSi con adiciones del 10% de alúmina, mejora su dureza en un 4,68% ver fig.2, su resistencia al desgaste abrasivo aumentó hasta un 65%, la tensión de rotura media se incrementó en un 5.2% y su límite elástico hasta un 5.3% con respecto a los recubrimientos NiCrBSi.
3. Los resultados obtenidos tras los ensayos sobre el comportamiento tribológico en medio lubricado, se pudo observar, que en los recubrimientos NiCrBSi con adiciones del 10% de Al_2O_3 aumenta la resistencia a fricción entre el par rozante utilizado (pin-disco), adquiriendo valores máximos del coeficiente de rozamiento de 0.124 y un valor mínimo de 'Z' de 0.540 correspondiente a la zona límite de la curva de Stribeck, así como un valor mínimo del coeficiente de fricción de 0.063 y un valor máximo de 'Z' de 21.595 que correspondería a la zona mixta ver fig.3 mientras que en los recubrimientos de NiCrBSi mejora su resistencia a la fricción alcanzando menores valores medios de rozamiento máximo y mínimo de entre 0.106 y 0.059 respectivamente con idénticos valores de 'Z'.

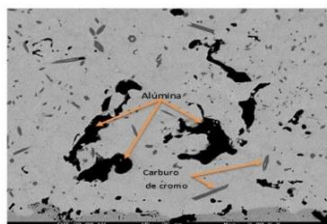


Fig.1. Microestructura del recubrimiento NiCrBSi con una adición del 10% de alúmina.

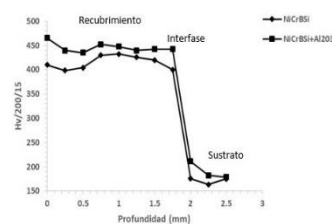


Fig.2. Perfil de microdurezas Vickers de los recubrimientos NiCrBSi con y sin adición de alúmina.

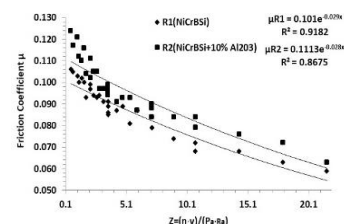


Fig.3. Correlación entre el coeficiente de fricción y parámetro 'Z' del par rozante de ambos recubrimientos. NiCrBSi con y sin adición de alúmina y el disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido (Curva de Stribeck).

REFERENCIAS

1. K.A. Habib D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. damra. I. Cervera, J. Bellés, P. Ortells" Influence of Al_2O_3 Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings" ISSN 1059-9495, Vol.26, N°1, 2017, págs. 1647-1656.
2. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, "Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings" ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832

Modelización y optimación de los parámetros de la Curva de Stribeck en función de la viscosidad del aceite lubricante en recubrimientos NiCrBSi con adiciones de Al₂O₃

D. Leal Cano¹; K. A. Habib¹; J.A. Heredia¹; I. Cervera¹; L. Hueso¹.

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al118356@alumail.uji.es

Palabras clave: NiCrBSi, Al₂O₃, Curva de Stribeck, viscosidad.

RESUMEN:

El objetivo de este trabajo, consiste en estudiar la influencia de la viscosidad de los diferentes aceites lubricantes empleados sobre los indicadores y parámetros de los regímenes de lubricación (Curva de Stribeck) estableciendo las variables que controlan la lubricación mixta hasta el límite. El par rozante está definido por un recubrimiento de NiCrBSi-10.1%Cr y con un 10% de Al₂O₃ microestructurada, Ra=0.11μm y Hv₂₀₀=445 y por otro lado, un disco de acero F-5220 templado en aceite de 100mm de diámetro por 5mm de espesor, Ra=0.19μm y Hv₂₀₀=930. Este recubrimiento es depositado mediante la técnica de proyección térmica por llama (OF) y refundido por llama (SFM) sobre un sustrato de acero (AISI 304) de 18x8mm de diámetro.

Los ensayos tribológicos se realizaron a temperatura ambiental empleando un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P con un sistema 'pin on disk', los parámetros de ensayo son los siguientes: cargas aplicadas entre 3, 6, 9, 15 y 20N y velocidades comprendidas entre 0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198m/s. Los aceites lubricantes seleccionados en los ensayos son los siguientes: a) Cut-Max 110 Houghton con viscosidad cinemática a 40° de 100cSt y una densidad a 15° de 0.880gr/Cm³. b) Cut-Max 7-26 Houghton con viscosidad cinemática a 40° de 3.2cSt y una densidad a 15° de 0.820gr/Cm³. La cantidad empleada de aceite lubricante en cada ensayo fue de 5ml. La Curva de Stribeck está formada por tres zonas perfectamente diferenciadas, I zona límite, II zona mixta y III zona hidrodinámica donde el coeficiente de fricción es función del número de Schipper $Z = \frac{\eta \cdot v}{P_a \cdot R_a}$, viscosidad dinámica η (Kg/m·s), velocidad de deslizamiento v (m/s), presión normal aparente P_a (Kg/m²) y una rugosidad superficial media inicial Ra (m).

En la modelización del comportamiento tribológico 'Curva de Stribeck', nos sirve para definir las zonas de los regímenes de lubricación donde se obtuvieron las constantes y exponentes (K_{μ0}, K_m, n_{l0}, n_m) con los siguientes pasos:

Determinación de la correlación del coeficiente de rozamiento y el parámetro 'Z' de los aceites lubricantes Cut- Max 7-26 y 110 obteniendo la ecuación general que define la curva de Stribeck siendo bastante aceptable la función exponencial por su alto índice de correlación (R²) tras la representación gráfica de los ensayos realizados con el aceite (ver fig.1) la ecuación exponencial es del tipo: **Ec.1** $\mu = \mu_0 \cdot e^{-ne \cdot Z}$ donde 'μ₀' es el coeficiente de rozamiento estático y 'ne' la pendiente resultando las siguientes expresiones:

$$\mu_A = 0.1246 \cdot e^{-5.186 \cdot Z}, \mu_B = 0.1113 \cdot e^{-0.202 \cdot Z}.$$

Determinación de la correlación lineal del coeficiente de rozamiento y el parámetro 'Z' para cada serie de valores a presión constante en el par rozante por cada aceite lubricante empleado en los ensayos tribológicos. Los índices de correlación obtenidos son próximos a la unidad, lo que nos hace suponer la veracidad de la dependencia de las presiones aparentes. El modelo genérico es del tipo:

$$\mu_{pa} = \mu_0 \cdot p \cdot Z. \quad (2)$$

Determinación de la correlación de los términos independientes (μ₀) con las presiones aparentes (P_a) siendo está una función del tipo potencial donde se obtendrán las constantes 'K_{μ0}' y exponente 'n_{l0}' de cada aceite lubricante resultando las siguientes expresiones:

$$\mu_0 = K_{\mu_0} \cdot p_a^{n_{l0}} \quad (3)$$
$$\mu_{0A} = 0.0346 \cdot p_a^{0.1215}, \mu_{0B} = 0.0214 \cdot p_a^{0.1432}$$

Determinación de la correlación de la pendiente (m) y presión aparente (P_a) siendo está una función del tipo potencial donde se obtuvieron las constantes 'K_p' y el exponente 'n_m' de cada aceite, las expresiones obtenidas son las siguientes:

$$p = K_m \cdot p_a^{n_m} \quad (4)$$

$$m_A = 3 \cdot 10^{-7} p_a^{1.1362}, \quad m_B = 5 \cdot 10^{-7} p_a^{0.9245}$$

La ecuación resultante corresponde a la zona mixta de la curva de Stribeck ver fig.2, régimen de lubricación dominante definida con la siguiente expresión:

$$\mu = \mu_{0pa} - pZ \cdot p_a^{nm} \quad (5)$$

$$\mu_A = 0.0346 p_a^{0.1215} - 3 \cdot 10^{-7} Z \cdot p_a^{1.1362}, \quad \mu_B = 0.0214 p_a^{0.1432} - 5 \cdot 10^{-7} Z \cdot p_a^{0.9245}$$

A continuación en la tabla 1. Se pueden ver un resumen de todos los valores y constantes obtenidas tras los ensayos tribológicos con ambos aceites lubricantes Cut-Max 7-26 y Cut-Max 110 y el par rozante pin-disco.

Tabla 1. Resumen de los parámetros y valores de las constantes obtenidos tras los ensayos tribológicos realizados

Tipo de aceite	μ_{max}	μ_{min}	μ_{0max}	μ_{0min}	Z_{min}	Z_{max}	K_0	nl_0	K_m	nl_m
Cut-Max 110 (B)	0.124	0.063	0.1311	0.1022	7.59E-02	3.04E+00	0.0214	0.1432	5.00E-07	0.9245
Cut-Max 7-26 (A)	0.137	0.083	0.1373	0.1029	2.26E-03	9.06E-02	0.0346	0.1215	3.00E-07	1.1362

CONCLUSIONES:

1. Se ha establecido un modelo matemático del tipo exponencial para la correlación en la Curva de Stribeck debido a su alto ajuste definiendo así los siguientes indicadores: coeficiente de rozamiento de la lubricación límite (μ_0), pendiente en el origen de la lubricación mixta (m_0). Y el parámetro (Z_0), así como modelos lineales para la lubricación mixta parametrizados por la presión aparente (P_a), lo que están determinados el coeficiente de rozamiento característico de la lubricación límite (μ_0) y sus pendientes de decrecimiento (m).
2. Los modelos establecidos permiten determinar la influencia de la viscosidad de los aceites lubricantes sobre los indicadores y parámetros en el comportamiento tribológico tras los ensayos (fricción y regímenes de lubricación) del par rozante pin-disco.
3. La modelización de los regímenes de lubricación definidos mediante la Curva de Stribeck permite controlar las variables del número de Schipper 'Z', viscosidad, velocidad, presión y rugosidad.
4. El aceite lubricante A de baja viscosidad (Cut-Max 7-26), los valores del coeficiente de rozamiento obtenidos tras los ensayos tribológicos aumentan un 10.48% y 31.74% utilizando cargas y velocidades (20N - 0.0366m/s y 3N-0.220m/s) respectivamente con respecto al aceite lubricante B de alta viscosidad (Cut-Max 110) encontrándose ambos casos en la zona de lubricación límite y mixta obteniendo valores mínimos y máximos del parámetro 'Z' ($Z_{min,A}=2.26E-03$, $Z_{min,B}=7.59E-02$ y $Z_{maxA}=9.06E-02$, $Z_{max,B}=3.04E+00$).
5. Podemos concluir que el aceite lubricante Cut-Max 110 posee una mejor estabilidad y continuidad desarrollando una capa de lubricación de mayor espesor respecto al aceite lubricante Cut-Max 7-26 que presentan mayores valores de rozamiento en todos los rangos de cargas y velocidades utilizados en los ensayos tribológicos.

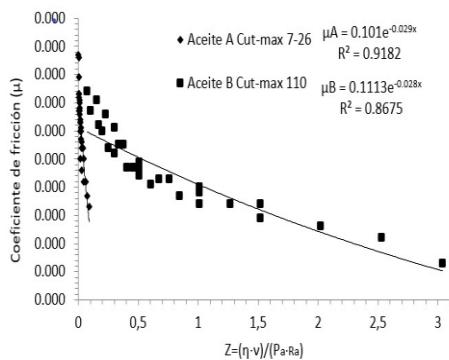


Fig.1. Curva de Stribeck, correlación entre el coeficiente de fricción y parámetro 'Z' del par rozante (pin de NiCrBSi con el 10% Al_2O_3 y disco de acero F-5220 templado en aceite) empleando aceite tipo A Cut-Max 7-26 y aceite tipo B Cut-Max 110.

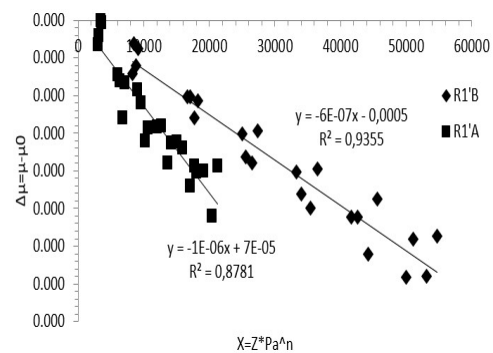


Fig.2. Zona de lubricación mixta, correlación ($\mu - \mu_0$) con el parámetro compuesto de 'Z' y P_a^n del par rozante (pin de NiCrBSi con el 10% Al_2O_3 y disco de acero F-5220 templado en aceite) empleando aceite tipo A Cut-Max 7-26 y aceite tipo B Cut-Max 110 en la zona de lubricación mixta.

REFERENCIAS

1. K.A. Habib D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. damra. I. Cervera, J. Bellés, P. Ortells" Influence of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings" ISSN 1059-9495, Vol.26, N°1, 2017, págs. 1647-1656.
2. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, "Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings" ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832.
3. Carlos Ferrer Giménez; Juan J. Saura Barreda; K A. Habib; Alfonso Cárcel; Gabriel Esteller Lorés; Miguel A. Pérez Puig. "Investigación de los modelos de comportamiento de la lubricación mixta de Stribeck. Aplicación al acero 1,2379, con tratamientos superficiales nitruración líquidos (tenifer), con el acero Inoxidable AISI 304". Trib 2003, II Congreso Ibérico de Tribología.

Influencia de la adición de Al₂O₃ sobre la estabilidad de la capa de lubricación y consumo energético de recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica (OF) y refundidos por llama (SFM)

D. Leal Cano¹; K. A. Habib¹; J.A. Heredia¹; I. Cervera¹; D.Mon¹; L. Hueso¹.

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al118356@alumail.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. razzaq@uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. heredia@esid.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. icervera@esid.uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. mon_dam@gva.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al100122@uji.es

Palabras clave: NiCrBSi, Al₂O₃, proyección térmica (OF), fricción, consumo energético.

RESUMEN:

El objeto de este trabajo, consiste en estudiar la influencia de la adición del 10% de Al₂O₃ microestructurada en recubrimientos (NiCrBSi, 16%Cr) sobre el coeficiente de rozamiento y consumo energético en medios lubricados. Estos recubrimientos son depositados mediante la técnica de proyección térmica por llama (OF) y fusión por llama (SFM) sobre un sustrato de acero inoxidable (AISI 304) con dimensiones de 18x8mm de diámetro. La superficie transversal de uno de los extremos del pin de los sustratos fue chorreada con partículas de corindón para obtener una rugosidad superficial óptima con la finalidad de aumentar la adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento depositado. Tras el proceso de proyección térmica se refundió con la técnica de llama oxiacetilénica (SFM) consiguiendo una mayor calidad en el acabado superficial del recubrimiento obteniendo un espesor final de 1.5 mm.

Los ensayos a fricción se llevaron a cabo en un banco tribológico modelo Plint & Parters TE79/P empleando el sistema 'pin on disk' a temperatura ambiental utilizando los siguientes parámetros de ensayo: cargas aplicadas (3, 6, 9, 15 y 20 N) y velocidades (0.0366, 0.0733, 0.1099, 0.1465, 0.1832, 0.2198 m/s.) El par rozante está definido por los recubrimientos NiCrBSi con y sin adiciones de Al₂O₃ con durezas de (891 y 986) Hv/200/15 respectivamente con una rugosidad media de 0.11µm y un disco de acero F-5220 templado en aceite y revenido, con unas dimensiones de 100mm de diámetro por 5mm de espesor con una dureza de 930 Hv/200/15 y rugosidad superficial media de 0.19µm. Se empleó 5ml de aceite lubricante denominado (Cut-Max 110 Houghton) con una viscosidad cinemática a 40° de 100cSt y una densidad a 15° de 0.880gr/Cm³.

Tras analizar los ensayos de fricción del recubrimiento NiCrBSi (ver fig.1 y 2), resulta tener menor estabilidad en la capa de lubricación como consecuencia de las altas cargas utilizadas y bajas velocidades (20N y 10rpm) obteniendo valores medios del coeficiente de rozamiento de 0.118, esto se debe al incremento de la carga de trabajo disminuyendo el espesor de la capa de lubricante provocando un mayor contacto entre las asperezas de las dos superficies del par rozante adaptándose la superficie más blanda al más duro, (NiCrBSi y acero F-5220). En condiciones severas de trabajo, las asperezas de la superficie del recubrimiento de NiCrBSi son aplastadas por el disco de Acero F-5220 debido a su mayor dureza experimentando elevadas deformaciones plásticas pudiendo provocar microsoldaduras formadas por la iteración entre las asperezas de las dos superficies adhiriéndose parte del material blando al más duro. Por lo contrario, la estabilidad del lubricante mejora aplicando bajas cargas y altas velocidades (3N y 60rpm) obteniendo valores medios de rozamiento del 0.063 consiguiendo un mayor aislamiento entre las asperezas de las dos superficies debido al aumento del espesor del lubricante. Por lo contrario la estabilidad de la capa de lubricante desarrollada en el par rozante NiCrBSi con el 10% de Al₂O₃ y disco de acero F-5220 (ver fig.1 y 2) se ve afectada con cargas de trabajo de 20N y velocidad de 10rpm adquiriendo valores medios del coeficiente de rozamiento de 0.123 debido a las pequeñas variaciones de durezas entre el pin y el disco provocando deformaciones elásticas entre las asperezas de las dos superficies en contacto desarrollando mayores fuerzas tangenciales y por lo tanto mayor resistencia al movimiento, mientras que a bajas cargas de trabajo y altas velocidades (3N y 60rpm) respectivamente mejora la estabilidad de lubricación separando las dos superficies en contacto aumentando así el espesor del lubricante disminuyendo el coeficiente de rozamiento hasta un 0.070.

Para el cálculo del consumo energético (ver fig.3) debido a la fricción entre las dos superficies en contacto del par rozante se utilizó la siguiente expresión:

$$CEf=0.03077 \cdot \mu \cdot W \cdot 0.101937 \cdot 2 \cdot \pi \cdot R \cdot (n/60) = Nm/s=w$$

Donde 'μ' es el coeficiente de rozamiento, 'W' la carga aplicada en (N), 'R' el radio desde el centro al pin en (m), 'n' número de vueltas del disco. Considerando el caso más desfavorable de los ensayos realizados, altas cargas de trabajo en este caso 20N, se calculó el consumo de energía provocado por la fricción entre las dos superficies en contacto de los recubrimientos de NiCrBSi con y sin Al₂O₃ y el disco F-5220 que es función directa del coeficiente de rozamiento obtenido tras los ensayos en medio lubricado, resultando tener mayores pérdidas por fricción los recubrimientos de NiCrBSi con el 10% de Al₂O₃ de hasta '0.00529w' con respecto a los recubrimientos de NiCrBSi '0.00514w'.

CONCLUSIONES:

- I. Los recubrimientos NiCrBSi con el 10% de Al₂O₃ aumenta su microdurezas media hasta un 10.7% con respecto al recubrimiento NiCrBSi.
- II. Los recubrimientos de NiCrBSi tiene mayor estabilidad y mojabilidad de la capa de lubricación en todos los rangos de velocidades y cargas aplicadas con respecto a los recubrimientos NiCrBSi con el 10% Al₂O₃, esto es debido a la variación de durezas entre el pin y el disco siendo el pin más blando, el cual se desarrollan deformaciones plásticas entre las asperezas de las superficies en contacto del par rozante adaptándose la superficie del pin a la del disco obteniendo menores valores de rozamiento.
- III. Los recubrimientos NiCrBSi con el 10% de Al₂O₃, desarrollan un mayor consumo energético hasta el 2.91% con respecto a los recubrimientos de NiCrBSi producto de la fricción entre la iteración de las dos superficies en contacto del par rozante debido a sus altos valores de rozamiento con respecto a los recubrimientos de menor dureza NiCrBSi.

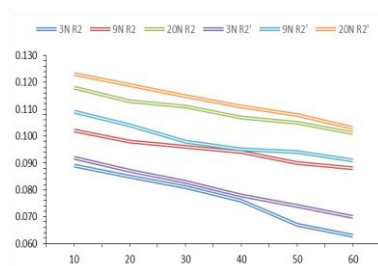


Figura 1. Correlación del coeficiente de rozamiento con la velocidad (rpm) con diferentes cargas de trabajo del par rozante NiCrBSi con y sin adición de alúmina (R2',R2) y el disco de acero F-5220.

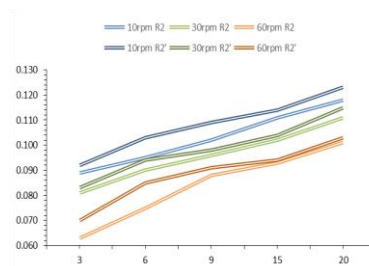


Figura 2. Correlación del coeficiente de rozamiento con la carga aplicada (N) con diferentes velocidades de trabajo del par rozante NiCrBSi con y sin adición de alúmina (R2', R2) y el disco de acero F-5220.

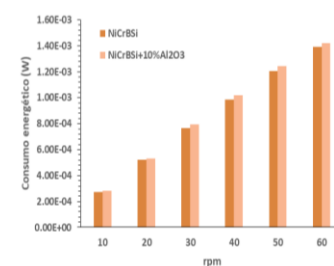


Figura 3. Consumo energético provocado por la fricción del par rozante a una carga de 20N a diferentes velocidades.

REFERENCIAS

1. K.A. Habib D.L. Cano, C.T. Caudet, M.S. damra. I. Cervera, J. Bellés, P. Ortells" Influence of Al₂O₃ Particle Size on Microstructure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Behavior of Flame-Sprayed and Remelted NiCrBSi Coatings" ISSN 1059-9495, Vol.26, N°1, 2017, págs. 1647-1656.
2. K.A. Habib, D.L. Cano, José Antonio Heredia, J.S. Mira, "Effect of post-coating technique on microstructure, microhardness and the mixed lubrication regime parameters of thermally-sprayed NiCrBSi coatings" ISSN 0257-8972, Vol. 359, 2019, págs.824-832

V Congreso Hispano-Luso de Cerámica y Vidrio

Estudio de la resistencia al desgaste abrasivo de recubrimientos NiCrBSi depositados mediante proyección térmica Oxy-fuel y refundidos por llama oxiacetilénica y láser

D. Leal Cano¹, K. A. Habib¹, C. Tarazona Caudet¹

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al118356@alumail.uji.es

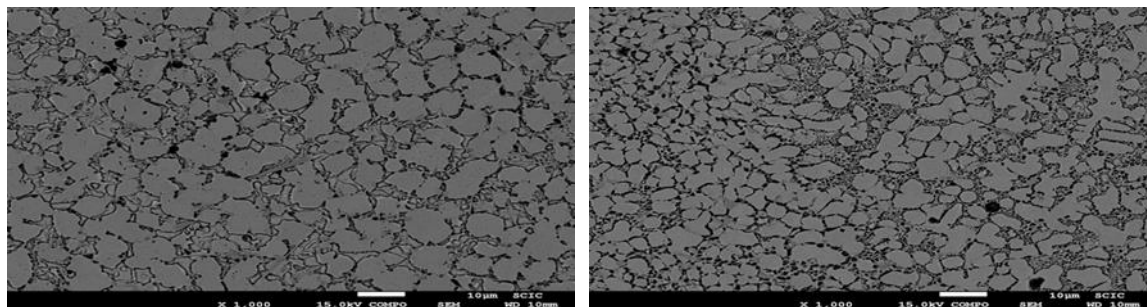
¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. razzaq@uji.es

¹Dpto. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño, Universidad Jaume I. al087673@alumail.uji.es

Palabras claves: NiCrBSi, proyección térmica (OF), desgaste abrasivo, llama oxiacetilénica, láser

RESUMEN:

Este trabajo tiene como objeto, el estudio de la influencia de los procesos de refundición sobre la resistencia al desgaste abrasivo en recubrimientos base níquel, (NiCrBSi, 10%Cr), depositados mediante proyección térmica por llama (OF) utilizando como sustrato un acero inoxidable AISI 304. Las superficies de los sustratos fueron preparadas por un proceso de granallado utilizando corindón para elevar su rugosidad superficial con la finalidad de aumentar la adherencia mecánica entre el sustrato y el recubrimiento proyectado. En la refundición se utilizaron dos tipos de técnicas diferentes, una de ellas por llama oxiacetilénica y la otra por láser Gladys. Los estudios de los ensayos de la resistencia al desgaste abrasivo se han llevado a cabo con la técnica de pin-on-disc utilizando como sistema de deslizamiento papel abrasivo sobre una superficie de SiC con un tamaño de los granos de 240µm, a una velocidad relativa entre superficies en contacto de 0,147 m/s durante un tiempo de recorrido de 20 minutos, empleando una carga aplicada axial a la superficie de contacto de 20 N. El análisis de las fases formadas tras los tratamientos de refundido y durante los procesos de proyección térmica (carburos y/o óxidos, boruros, nitruros metálicos) se llevaron a cabo utilizando el equipo de difracción de rayos X (DRX). La microestructura de los recubrimientos fue estudiada después de la obtención de imágenes por medio de la microscopía electrónica de barrido (MEB) y laser con focal. Para la realización del estudio de la caracterización mecánica, se utilizó el microdurómetro Vickers HV/200/15. Los resultados obtenidos muestran que los recubrimientos refundidos por láser mejoraron considerablemente su dureza hasta un 17,53% con respecto al OF, así como una mayor resistencia al desgaste abrasivo hasta un 18,75%. Los mecanismos experimentados en dicho desgaste, son del tipo interferencial, esto es debido a la iteración de las partículas abrasivas produciendo elevadas deformaciones plásticas localizadas entre las asperezas de ambas superficies en contacto.



a) Recubrimiento refundido por OF. x1000

b) Recubrimiento refundido por láser x1000.

REFERENCIAS

[1] J.J Saura; Kudama Habib Ameen; C. Ferrer; M.S. Damra; Iván Cervera González; E. Giménez; Luis Cabedo Mas. "Propiedades mecánicas y tribológicas de recubrimientos alúmina/titania proyectadas por Oxifuel (spray llama)". Sociedad Española de Cerámica y Vidrio ISSN 0366-3175, Vol 47, N° 1 2008, págs. 7-12.

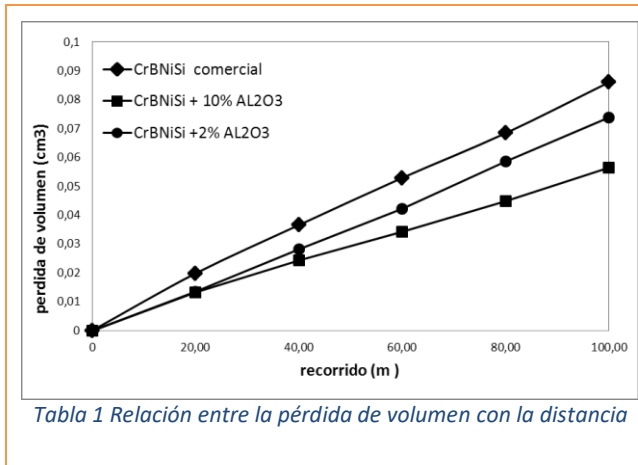
[2] Carlos Ferrer Giménez; Juan J. Saura Barreda; K A. Habib; Alfonso Cárcel; Gabriel Esteller Lorés; Miguel A. Pérez Puig. "Investigación de los modelos de comportamiento de la lubricación mixta de Stribeck. Aplicación al acero 1,2379, con tratamientos superficiales nitruración líquidos (tenifer), con el acero Inoxidable AISI 304". Trib 2003, II Congreso Ibérico de Tribología.

Resistencia al desgaste abrasivo de recubrimientos NiCrBSi con adiciones de alúmina depositados mediante proyección térmica por llama (oxy-fuel)

D.L. Cano, C.T. Caudet, H.A.Kudama, M. H Nore
Dep. de Ingeniería de sistemas Industriales y Diseño.
al118356@alumail.uji.es

En la actualidad la resistencia a alta temperatura, al desgaste y la corrosión son propiedades que cada vez son más requeridas en muchas industrias (calentadores, turbinas Intercambiadores de calor etc.).

Los recubrimientos NiCrBSi tienen características mecánicas que los hacen ser materiales adecuados para ser utilizados contra el desgaste abrasivo, erosión, cavitación, etc. En aplicaciones tales como: rodamientos, frenos, anillos de pistones, engranajes y levas, etc.



Estos recubrimientos son comúnmente depositados mediante diferentes técnicas tales como la proyección por llama (OF) y por llama a alta velocidad (HVOF), seguido de refusión del recubrimiento mediante llama oxiacetilénica o por láser.

La alúmina (Al₂O₃), es un compuesto de elevada dureza que incorporada a materiales o polvos de proyección metálicos puede dar lugar a recubrimientos cermet con propiedades mecánicas, de alta resistencia al desgaste y a la corrosión a alta temperatura mejoradas respecto a los recubrimientos metálicos. Algunos estudios [1-3] de la incorporación de alúmina a una aleación NiCrAlY fueron desarrollados para la mejora de dichas propiedades mediante la deposición de recubrimientos por proyección térmica por llama (OF) en el pasado.

Este artículo, trata el desarrollo de nuevos recubrimientos utilizando la técnica de proyección térmica por spray llama para la obtención y caracterización de materiales compuestos (cermets) constituidos por una matriz metálica de NiCrBSi y una fase dispersa de alúmina micrométrica en diferentes proporciones, 2 y 10 % con la intención de mejorar la resistencia al desgaste abrasivo de los recubrimientos comerciales NiCrBSi actuales. El trabajo incluye el estudio de la microestructura de los recubrimientos, las fases, la microdureza y la resistencia al desgaste abrasivo. Los resultados obtenidos indican que la proporción de alúmina tiene una fuerte influencia sobre la dureza de los recubrimientos, habiéndose observado un crecimiento casi-lineal de la dureza (12,6 y 42%) con el incremento de alúmina. Las fases cristalinas que resultan después de la refusión por llama no han variado respecto a la mezcla inicial. Mientras que la resistencia al desgaste por abrasión es una función creciente con la dureza de los recubrimientos.

	Resistencia (mg ⁻¹)	Δ%	Dureza (HV)	Δ%
CrBNI Si comercial	0,05	-	380	-
CrBNI Si +2% AL ₂ O ₃	0,058	16%	428	12,6%
CrBNI Si+10% AL ₂ O ₃	0,078	56%	540	42%

Tabla 1: Mejora de las propiedades de los recubrimientos mediante la inclusión de alúmina