

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**PROPIEDADES TRIBOLÓGICAS DE RECUBRIMIENTOS DE
OXIDACIÓN ELECTROLÍTICA POR PLASMA EN UN SUSTRATO
DE ALEACIÓN DE ALUMINIO 6061**

POR

MARIO ERNESTO TREVIÑO TORRES

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES**

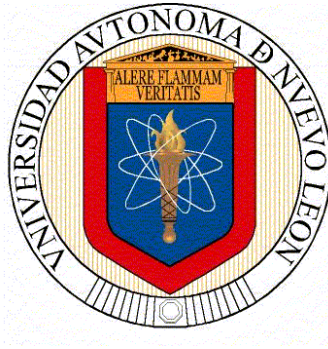
CIUDAD UNIVERSITARIA

FEBRERO 2024

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**PROPIEDADES TRIBOLÓGICAS DE RECUBRIMIENTOS DE
OXIDACIÓN ELECTROLÍTICA POR PLASMA EN UN SUSTRATO
DE ALEACIÓN DE ALUMINIO 6061**

POR

MARIO ERNESTO TREVIÑO TORRES

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES**

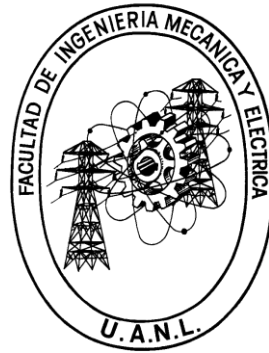
CIUDAD UNIVERSITARIA

FEBRERO 2024

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**PROPIEDADES TRIBOLÓGICAS DE RECUBRIMIENTOS DE
OXIDACIÓN ELECTROLÍTICA POR PLASMA EN UN SUSTRATO
DE ALEACIÓN DE ALUMINIO 6061**

POR

MARIO ERNESTO TREVIÑO TORRES

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

FEBRERO 2024

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis “Propiedades tribológicas de recubrimientos de oxidación electrolítica por plasma en un sustrato de aleación de aluminio 6061”, realizada por el estudiante Mario Ernesto Treviño Torres, con número de matrícula 909194, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dr. Rafael Colás Ortiz
Director

Dr. Alberto Javier Pérez Unzueta
Revisor


Dr. Nelson Federico Garza Montes de Oca
Revisor


Dr. Javier Humberto Ramírez Ramírez
Revisor

Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor

Dr. José Roberto Treviño Benavides
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 122608

Acta Núm. 339

Ciudad Universitaria, a 27 de febrero de 2024.

DEDICATORIA

Por su gran amor a mis padres:
Catalina Torres Medina
Ernesto Treviño Treviño (†)

A toda mi familia

A mi amada esposa:
Perla Elizabeth Aguilar Martínez

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, en especial al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT).

A la empresa Nematik, en particular al Dr. José Talamantes y al Dr. Abraham Velasco del departamento de Investigación y Desarrollo por permitir mi estancia de investigación en esta empresa.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por su alta calidad de ser humano. Gracias por su valioso apoyo, paciencia y aportación científica a la presente investigación.

Al Dr. Alberto Javier Pérez Unzueta por ser mi conductor en el amplio sendero de la ciencia. La virtud, el honor y el conocimiento científico lo acompañan siempre doctor.

Al Dr. Rafael Mercado por ser parte importante en la publicación de un artículo derivado de esta tesis, además por su confianza al delegarme el uso de microscopios a su cargo.

Al Dr. Abraham Velasco por sus grandes enseñanzas, por ser un excelente ser humano, inspirador y muy valiente, además de ser un gran defensor de la justicia social.

Al Dr. Julián Rodríguez por su fina atención de capacitarme en la operación de la máquina erosiva en Nematik.

Al Dr. Nelson Garza por ser parte importante en la publicación de un artículo de investigación y por su disponibilidad en todo momento.

Al Dr. Ignacio Álvarez Elcoro (†) por ser un excelente maestro, excelente persona, excelente investigador. Al Dr. Arturo Juárez por la asesoría, información, apoyo y disponibilidad brindada. Al Dr. Marco Hernández por su gentileza y facilidades otorgadas para realizar las pruebas de desgaste por deslizamiento en la máquina Ball on Disk. A la Dra. Ana María Guzmán por proporcionarme información y explicación acerca de cerámicos cada vez que se lo solicité. Agradezco a todos los doctores del Programa Doctoral de FIME sobre todo con los que tomé clases, gracias por compartir sus conocimientos con un servidor, han sido del todo apreciados.

A Javier Treviño (Mi hermano), a mi cuñado Alejandro Cepeda (Quito), Blanca Lidia Martínez, Álvaro Gama, Diego Lozano, José Diabb, Pedro Magallanes, José (Iampa), a Roberto Benavides, a Yaneth Bedoya, Melvin, Edgar Ortiz, Laura García, María Lara, Claudia Morán, Gabriela Juárez, Karina Cabriales, Fernanda Salinas, Luis H. Gómez.

La búsqueda por reducir la huella de carbono en múltiples empresas constituye el fundamento de múltiples acciones entre las que destaca la reducción en el consumo de energéticos fósiles. Industrias relacionadas con la manufactura y el transporte destacan por sus esfuerzos en este rubro tomando acciones relacionadas con la reducción del peso y dimensiones de equipos y vehículos a través de la sustitución de aceros y otros materiales convencionales por otros más ligeros como lo son las aleaciones de titanio, magnesio y aluminio. Sin embargo, aleaciones como el aluminio presentan la desventaja de no resistir la abrasión y el desgaste, de ahí la razón de investigar nuevas tecnologías que permitan superar estas deficiencias.

La presente tesis doctoral es un testimonio del esfuerzo y de la dedicación de su autor para avanzar en la comprensión de las propiedades y características de un recubrimiento cerámico capaz de subsanar la falta de resistencia al desgaste en aleaciones de metales ligeros. Este recubrimiento es conocido como Oxidación Electrolítica por Plasma (OEP) y se desarrolló a lo largo de las últimas décadas del siglo pasado en lo que fuera la Unión Soviética con el propósito de mejorar las propiedades tribológicas de superficies de aleaciones de aluminio, titanio y magnesio.

La presente investigación se enmarca en el ámbito de la tribología, la cual es una disciplina cuyo contexto abarca el estudio de la interacción entre superficies deslizantes en contacto y en la cual fenómenos como la fricción y la lubricación son fundamentales, así como su repercusión en el desgaste de las superficies. La tribología es fundamental en diversos sectores industriales, desde la fabricación de maquinaria hasta la producción de componentes para la industria automotriz, aeroespacial y energética. La eficacia de las soluciones tribológicas es un factor crítico en la competitividad y la sostenibilidad de muchas empresas, por lo que investigaciones como la que aquí se presenta otorgan un valor muy significativo. El núcleo de este trabajo se enfoca en la evaluación de la resistencia al desgaste de una serie de recubrimientos cerámicos obtenidos mediante OEP al ser sometidos a diversas condiciones de desgaste. La metodología experimental permitió obtener información de primera mano que permitiera, a partir del análisis de sus resultados, conocer el comportamiento del material en las situaciones a las que se sometió. Esta investigación se complementa con pruebas similares realizadas con aceros herramienta ampliamente usados en la fabricación de herramientas con la finalidad de comparar los materiales en términos de resistencia al desgaste.

Los hallazgos de esta investigación permitieron entender con mayor profundidad las propiedades tribológicas de los recubrimientos de Oxidación Electrolítica por Plasma en condiciones de deslizamiento y erosión que simulan desafíos reales a los que se enfrenta la industria en general por lo cual el conocimiento aquí generado arroja un importante beneficio para la comunidad científica y para la industria.

Dr. Rafael Colás Ortiz
Universidad Autónoma de Nuevo León, diciembre 2023

SÍNTESIS

La presente tesis se centra en la determinación de las propiedades tribológicas de un novel recubrimiento cerámico que se genera sobre superficies de aleaciones de aluminio con un tratamiento electroquímico llamado Oxidación Electrolítica por Plasma (OEP).

Se realizaron dos distintas pruebas en laboratorio para determinar la resistencia al desgaste de los recubrimientos: Desgaste por Deslizamiento y Desgaste por Erosión sobre películas OEP con espesores de 100, 125 y 150 μm en sustrato de aluminio 6061. La prueba de desgaste por deslizamiento se llevó a cabo en una máquina del tipo “Balín en Disco” con determinadas cargas hasta alcanzar en cada probeta un kilómetro de deslizamiento, en esta prueba se obtuvo el coeficiente de fricción del par tribológico a lo largo de la distancia recorrida. La prueba de desgaste por erosión se llevó a cabo con una metodología que reproduce el desgaste acelerado que se presenta en moldes llamados cajas para corazones dentro de los procesos industriales de fundición de la empresa NEMAK, S.A.

Los recubrimientos cerámicos fueron caracterizados por medio de difracción de rayos X. Se emplearon microscopios ópticos y electrónicos de barrido para elucidar las marcas de desgaste. Se determinó su microdureza y rugosidad. Los resultados cuantitativos fueron parametrizados contra la misma aleación de aluminio sin recubrir y contra un acero de alta velocidad para herramientas (HSS) con la intención de evaluar su resistencia relativa al desgaste.

Con la presente tesis se generó conocimiento científico que permite entender las propiedades tribológicas de los recubrimientos de oxidación electrolítica por plasma bajo los mecanismos de desgaste por deslizamiento y desgaste por erosión y que permite predecir el comportamiento de este nuevo material para el caso de su aplicación industrial bajo las condiciones descritas.

ÍNDICE

	Página
Dedicatoria	I
Agradecimientos	II
Prólogo	III
Síntesis	IV
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	
1.1 Introducción	1
1.2 Motivación	2
1.3 Objetivos	3
1.4 Hipótesis	4
1.5 Metodología	4
1.6 Limitaciones	6
CAPÍTULO 2 SUPERFICIES	
2.1 Introducción	7
2.2 Análisis de la rugosidad de superficies	8
2.3 Superficies homogéneas deterministas y aleatorias	10
2.4 Parámetros de rugosidad	11
2.5 Contacto entre superficies	16
CAPÍTULO 3 DESGASTE POR DESLIZAMIENTO	
3.1 Introducción	23
3.2 Adhesión	25
3.2.1 Influencia del enlace covalente en la adhesión	30
3.2.2 Influencia del enlace iónico o electrostático en la adhesión	31
3.2.3 Influencia del enlace metálico en la adhesión	31
3.2.4 Influencia de las fuerzas de Van Der Waals	32
3.2.5 Contacto de superficies mediado por un líquido	33
3.3 Fricción	35
3.3.1 Teorías de Fricción	37
3.3.1.1 Modelo de Coulomb	37
3.3.1.2 Fricción a causa de la adhesión	38
3.3.1.3 Fricción a causa del crecimiento de uniones	40
3.3.2 Vistas actuales de la fricción	45
3.3.3 Fricción de metales limpios en vacío y en aire	47

3.3.4 Fricción en aleaciones y metales no puros	52
3.3.4.1 Efectos de la temperatura en la fricción de metales	54
3.3.5 Fricción de cerámicos	59
3.3.6 Fricción de sólidos laminares	64
3.4 Prueba de desgaste por deslizamiento	67
3.4.1 Ecuación de Archard para el desgaste por deslizamiento	68
3.4.2 Daño superficial durante el desgaste por deslizamiento	69
3.4.3 Mapa del régimen de desgaste	72

CAPÍTULO 4 DESGASTE POR EROSIÓN

4.1 Introducción	75
4.2 Mecanismo de erosión	76
4.3 Cuantificación de la erosión	78
4.4 Efecto del ángulo en la tasa del desgaste erosivo	80
4.5 Efecto de la forma, dureza y tamaño de la partícula erosiva	81
4.6 Desgaste erosivo por líquidos	83
4.7 Efecto de la temperatura en el desgaste erosivo	85
4.8 Resistencia de metales al desgaste por erosión	87

CAPÍTULO 5 OXIDACIÓN ELECTROLÍTICA POR PLASMA

5.1 Introducción	89
5.2 Mecanismos de crecimiento de recubrimientos PEO	90
5.3 Influencia de parámetros de procesamiento que tienen efecto en la morfología y fases de los recubrimientos PEO	96
5.4 Pruebas corrosivas y de desgaste sobre recubrimientos PEO	128

CAPÍTULO 6 EXPERIMENTACIÓN

6.1 Introducción	138
6.2 Obtención de muestras recubiertas	139
6.3 Microscopía electrónica de barrido	140
6.4 Dureza y Rugosidad	142
6.5 Difracción de rayos X	147
6.6 Pruebas de desgaste por deslizamiento	148
6.7 Pruebas de desgaste por erosión	151

CAPÍTULO 7 ANÁLISIS DE RESULTADOS DEL DESGASTE	
7.1 Introducción	155
7.2 Resultados desgaste por deslizamiento	156
7.3 Resultados desgaste por erosión	174
CAPÍTULO 8 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	
8.1 Conclusiones	198
8.2 Recomendaciones	201
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	202
LISTA DE FIGURAS	208
LISTA DE TABLAS	221
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	223

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

Exigencias implícitas en actuales retos tecnológicos dentro del campo de la tribología motivan a muchos investigadores alrededor del mundo a que cada vez contribuyan más en la creación de técnicas innovadoras de procesamiento para el desarrollo de nuevos materiales y aleaciones, esto con la finalidad de que los materiales desarrollados posean propiedades idóneas de resistencia al desgaste a fin de satisfacer requerimientos específicos para determinadas aplicaciones ingenieriles. En muchos de los casos las aleaciones por sí solas no resisten del todo los distintos esfuerzos y atmósferas a los que están sujetos una vez que se

encuentran en una determinada operación, de esto queda justificado el desarrollo de nuevos materiales como es el caso de aleaciones de aluminio con superficies altamente duras que proyectan tener muy bajos índices de desgaste. Actualmente los tratamientos termoquímicos representan una importante opción en el desarrollo de procesos de transformación de superficies y ofrecen mejoras significativas de resistencia al desgaste para ciertas aleaciones. La Oxidación Electrolítica por Plasma (OEP) ha ganado en los últimos años, un gran interés en el desarrollo de recubrimientos cerámicos de alta dureza. Esta nueva técnica genera la transformación de la superficie de un sustrato metálico en un óxido cerámico policristalino, el proceso se lleva a cabo dentro de una celda electrolítica que emplea altos voltajes y que da lugar a micro-descargas eléctricas a través de una capa anódica de óxido previamente formada. Con la Oxidación Electrolítica por Plasma se pueden obtener espesores en el rango de 1 a 150 μm . Ventajas adicionales de la conversión cerámica al emplear la técnica OEP es la interfaz formada entre el recubrimiento y el sustrato que favorece a una fuerte adhesión y a la vez reduce la posibilidad de que el recubrimiento se remueva fácilmente. Por estas características se contempla que las aleaciones con recubrimiento cerámico exhiban mayor resistencia al desgaste bajo condiciones de deslizamiento, fricción y erosión.

1.2 Motivación

En la industria de la transformación, frecuentemente se puede observar el desgaste para ciertos sistemas como un fenómeno no deseado, uno de los tipos más comunes es el desgaste por deslizamiento el cual se genera por el simple movimiento relativo de dos cuerpos en contacto. En ciertos tipos de maquinarias este desgaste generalmente conlleva al reemplazo total de las piezas desgastadas, eso se traduce en una importante inversión económica para el mantenimiento de esos equipos.

Otros sistemas presentan desgastes más complejos debido al número de variables involucradas, como es el caso del desgaste por erosión. En la industria de la fundición, por ejemplo, se presenta a menudo la erosión en el sistema de moldeo de caja fría que se utiliza para la fabricación de corazones de arena, al soplar la mezcla de arena con resinas a determinadas presiones las paredes de las cajas para corazones sufren adelgazamiento, esto propicia que los corazones utilizados en los vaciados presenten otras dimensiones a las requeridas, por lo tanto el retrabajo y los recursos que se emplean para recuperar la aleación, la arena y aunado al paro de línea para reparar los moldes para corazones representa una pérdida económica considerable.

Lo anterior son razones que sustentan la búsqueda de alternativas que ofrezcan mayor resistencia al desgaste para con ello extender la vida útil de mecanismos con los que se llevan a cabo procesos de transformación. Un material candidato es la aleación de aluminio 6061 con recubrimiento cerámico obtenido con la técnica de OEP, como bien se sabe, el aluminio posee una alta resistencia específica, sin embargo, también presenta baja dureza y poca resistencia al desgaste, al contener una superficie cerámica altamente dura se abre una gran posibilidad de que incluso pueda sustituir a los aceros grado herramienta H13 actualmente utilizados en la fabricación de los moldes para el sistema de caja fría (Cajas para corazones).

1.3 Objetivos

Determinar en términos cuantitativos y cualitativos la resistencia al desgaste por deslizamiento y al desgaste por erosión de recubrimientos de Oxidación Electrolítica por Plasma de espesores de 100, 125 y 150 μm en una aleación de aluminio 6061, bajo determinadas condiciones experimentales.

En base a las cualidades tribológicas que posean los recubrimientos OEP, sugerir a la industria utilizar la aleación de aluminio 6061 con recubrimiento cerámico en la fabricación de componentes mecánicos y en herramientas de moldeo, como una alternativa de incrementar la vida útil de esos componentes en el caso de que los recubrimientos OEP hayan mostrado menores índices de desgaste a los materiales que actualmente son utilizados en su fabricación.

1.4 Hipótesis

La aleación de aluminio 6061 con capas del recubrimiento cerámico generadas en su superficie por medio de la técnica de Oxidación Electrolítica por Plasma presentará menor índice de desgaste tanto por deslizamiento y por erosión que la misma aleación sin recubrir. Los recubrimientos cerámicos OEP presentarán una mayor resistencia al desgaste a medida que aumenta su espesor bajo los mecanismos de desgaste por deslizamiento y por erosión bajo condiciones de pérdida de masa acelerada.

1.5 Metodología

La metodología empleada en la realización de la presente tesis consistió primeramente en recubrir con la técnica estándar de Oxidación Electrolítica por Plasma, barras de la aleación de aluminio 6061 con dimensiones de 100 cm x 8 cm x 1 cm para obtener espesores de 100 μm , 125 μm y 150 μm .

Una vez obtenida la aleación recubierta se extrajeron muestras para llevar a cabo distintas técnicas de caracterización que incluyeron dureza Vickers y rugosidad promedio (R_a).

Las fases cristalinas que conforman a los recubrimientos se determinaron con la técnica de Difracción de Rayos X. Distintos microscopios se utilizaron para observar y conocer la microestructura de los materiales de estudio. Posteriormente las barras de aluminio recubiertas se cortaron a determinadas dimensiones para realizar en ellas dos tipos de pruebas de desgaste: Desgaste por deslizamiento y desgaste por el choque de partículas sólidas con resina inmersas en un flujo de aire.

Para la prueba de desgaste por deslizamiento se utilizó una máquina del tipo esfera en disco. Las esferas utilizadas fueron de alúmina con 10 mm de diámetro. La distancia que recorrió la esfera de alúmina sobre la probeta fue de 1,000 metros en relativo movimiento circular, a una velocidad constante de 13.76 m/min, volviendo al punto de partida en cada revolución, las cargas utilizadas sobre las muestras fueron de 10, 20, 30 y 40 N.

Para la prueba de desgaste por erosión se utilizó una máquina que reproduce el desgaste acelerado en los materiales de estudio, esta prueba de laboratorio asemeja el desgaste por erosión en herramientas de moldeo de la industria de la fundición. Como erodente se utilizó arena mezclada con resinas, tal cual se emplea para fabricar corazones de arena. Las presiones de sople fueron 0.69 y 1.38 bar (10 y 20 psi).

En la presente tesis los resultados cualitativos son representados por imágenes de las marcas de desgaste en las probetas que dejaron ambas pruebas, análogamente los resultados cuantitativos se muestran en tablas de masa perdida. El desgaste por erosión se graficó para cada espesor en función del ángulo de impacto de las partículas de arena sobre la probeta y para el caso de la prueba de esfera sobre disco, el desgaste se graficó en función de la distancia de deslizamiento para cada carga utilizada. Durante estas pruebas de desgaste por deslizamiento el coeficiente de fricción se logró determinar a lo largo de la distancia recorrida por la esfera.

1.6 Limitaciones

El determinar la tasa de desgaste específico ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) y el volumen desgastado en relación a la masa perdida, fueron las principales limitaciones de este estudio debido a que los óxidos cerámicos que conforman al recubrimiento son policristalinos y de distintas densidades.

Adicionalmente, debido a la fragmentación irregular que dejaron las marcas del desgaste por deslizamiento y desgaste por erosión, no se logró determinar el volumen del material removido de manera geométrica.

CAPÍTULO 2

SUPERFICIES

2.1 Introducción

El hablar de desgaste es hablar de superficies ya que es en esa zona donde ocurre la mayor degradación de los materiales sólidos, subsuperficialmente también se genera desgaste ya que, en ciertas condiciones, los esfuerzos de corte propician la propagación de grietas hacia el interior de la matriz lo que provoca la remoción del material de su zona original.

La frase: “Dios creó los sólidos, pero las superficies son obra del demonio” atribuida a Wolfgang Pauli (1900-1958) es debida a que las superficies presentan

irregulares en rangos de orden de distancias interatómicas, así que cualquier material que esté perfectamente liso o pulido presentará una compleja diversidad de crestas y valles en escala muy pequeña [1].

Cuando dos materiales sólidos se encuentran en contacto, en las crestas más sobresalientes de sus superficies se presenta el área real de contacto, esto tiene una repercusión en la fricción y en el desgaste de los materiales. Es visto en muchas interfaces de relevancia tecnológica que el contacto ocurre en una zona finita de asperezas, por lo tanto, tiene amplia importancia el investigar los esfuerzos provocados por el contacto en una sola aspereza asumiendo que con las demás ocurre lo mismo. En el contexto de la física del estado sólido se define una interfaz como la superficie límite entre dos materiales y se le llama superficie a la región cuyo espesor se encuentra en el rango de 2 a 10 planos atómicos [2-3].

2.2. Análisis de la rugosidad de superficies

La topografía es la morfología o configuración de una superficie. Existen distintas técnicas para caracterizar las superficies de los sólidos de las cuales destacan la microscopía electrónica de barrido, la microscopía electrónica de transmisión y la microscopía de fuerza atómica. La rugosidad de las superficies por lo regular se estudia con un perfilómetro o rugosímetro que es un instrumento de medición muy versátil y en el que se puede obtener información detallada de distintos parámetros de la rugosidad. Bhushan [4] menciona que la textura de las superficies puede ser repetitiva o con cierta desviación aleatoria a la superficie nominal que conforma la topografía tridimensional de la superficie. La textura de la superficie incluye: (1) rugosidad (nano- y micro-rugosidad), (2) ondulación (macro-rugosidad), (3) patrón direccional de superficie y (4) desperfectos. La Figura 2.1 es una representación esquemática de la textura de una superficie.

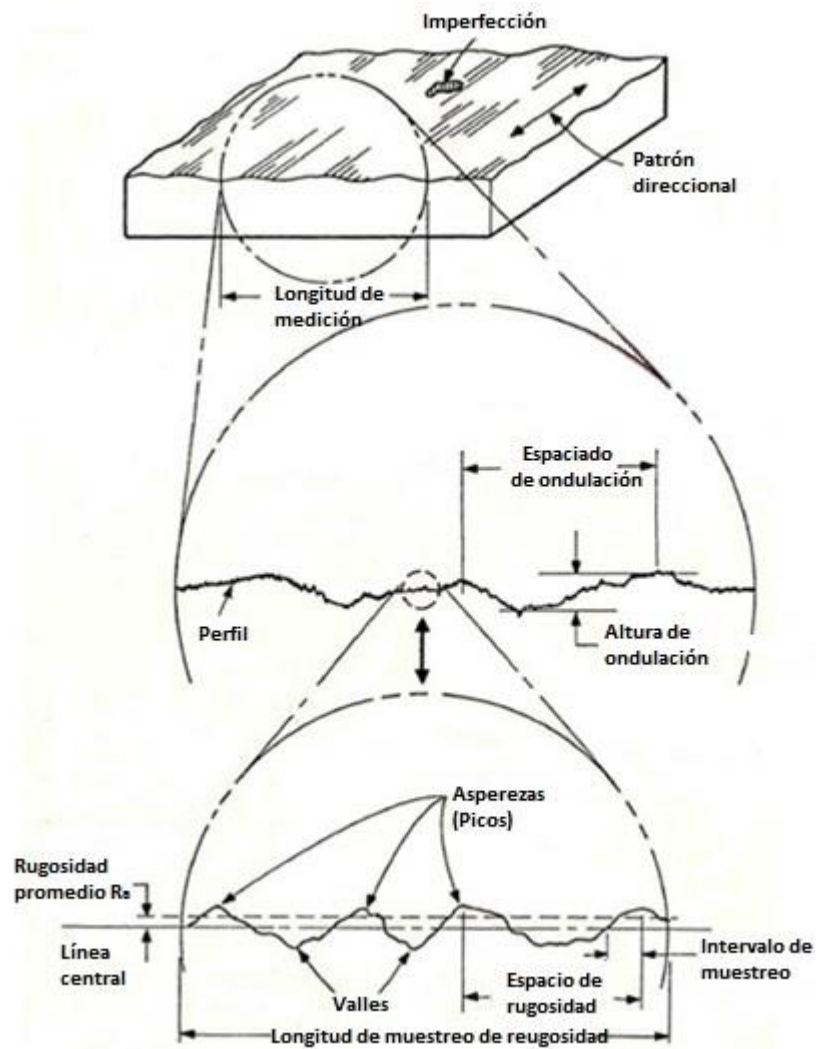


Figura 2.1 Representación esquemática de la textura de una superficie [4].

La nano-rugosidad y micro-rugosidad es formada por fluctuaciones en la superficie de longitudes de onda cortas caracterizada por asperezas y valles de ciertas amplitudes y espaciamentos. Las asperezas son conocidas en un perfil (dos dimensiones) como picos o crestas y en un mapa topográfico (tres dimensiones) se le conoce como cumbres, los valles son las zonas bajas de material dentro del perfil de rugosidad. La ondulación (macro-rugosidad) es la irregularidad que presentan las superficies a nivel macroscópico, la ondulación

puede resultar de factores tales como el maquinado, la vibración, la deflexión de la pieza al ser trabajada, también de ciertos tratamientos térmicos y por deformaciones ocurridas al fabricar una pieza de trabajo. El patrón direccional es la dirección principal o preferencial del patrón de la superficie ordinariamente determinado también por el método de producción. Los desperfectos son interrupciones en la textura como lo pueden ser hoyos o grietas [4].

2.3 Superficies homogéneas deterministas y aleatorias

Dependiendo de la naturaleza de un material o del procesamiento de una pieza las superficies se dividen en homogéneas y no homogéneas, a su vez las superficies homogéneas se dividen en: deterministas o aleatorias, Figura 2.2 [4].

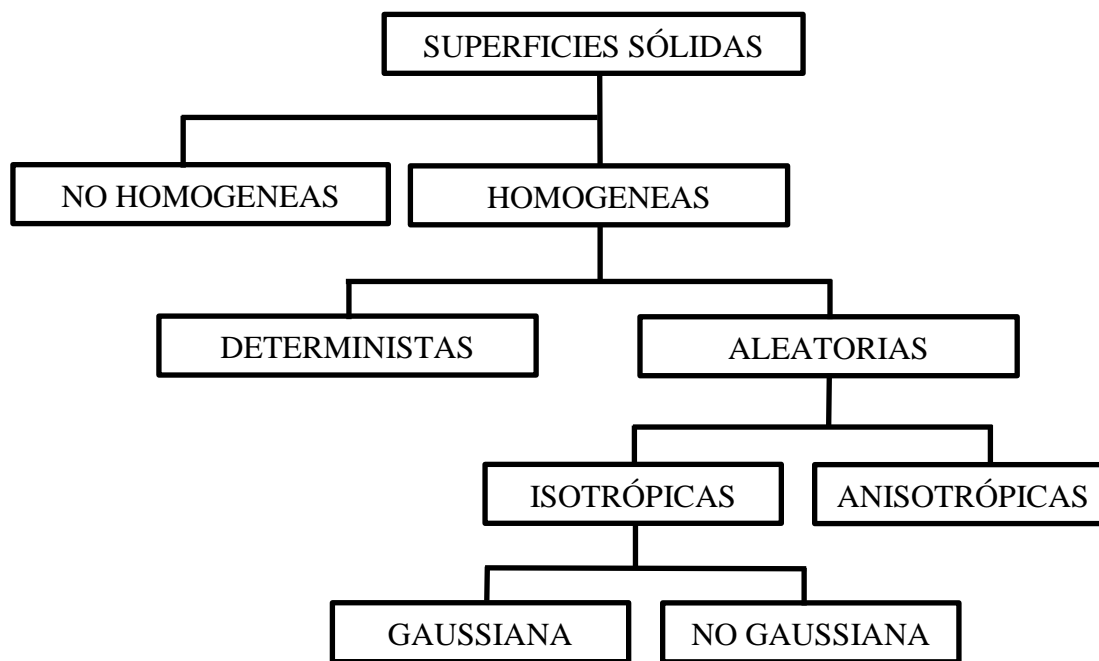


Figura 2.2 Tipología general de superficies [4].

Las superficies que no presentan una dirección preferencial son conocidas como superficies aleatorias, ejemplos de esto son las superficies generadas con métodos de PVD y CVD por sus siglas en inglés, depósito físico y químico en fase de vapor. Las superficies deterministas sí presentan un patrón geométrico preferencial, la superficie maquinada de un metal en un torno es un ejemplo de este tipo de superficies, estas superficies pueden ser analizadas por métodos simples y empíricos.

La mayoría de las superficies ingenieriles son aleatorias ya sean anisotrópicas o isotrópicas, las superficies isotrópicas pueden ser gaussianas o no gaussianas. La distribución normal (Gaussiana) se ha convertido en uno de los pilares de la clasificación de las superficies. Una superficie gaussiana por ejemplo es formada por procesos acumulativos como granallados, electropulidos y lapeados en las cuales la forma final es el resultado acumulativo de un número grande de eventos discretos y respectivamente la distribución de cada evento individual producirá un efecto acumulativo que está gobernado por el teorema del límite central de la teoría estadística [4].

2.4 Parámetros de la rugosidad

La rugosidad por lo regular es referida a la variación en la altura de una superficie con respecto a un plano de referencia. Los parámetros estadísticos comúnmente utilizados son la rugosidad promedio (R_a) también conocida como promedio aritmético, la varianza (σ^2) y la rugosidad media cuadrática RMS o R_q . Otras descripciones estadísticas menormente utilizadas son el Sesgo (Sk) y la Curtosis (K) [4].

Al obtener una medición de la rugosidad implícitamente se pueden obtener parámetros como R_y o R_{max} que es la altura del valle más profundo al pico más alto dentro de la longitud de muestreo; R_p es la máxima altura del pico más alto

con referencia a la línea media; R_v es la profundidad máxima del valle más profundo con referencia a la línea media; R_z es la distancia promedio de los cinco puntos más altos y los cinco valles más profundos dentro de la longitud de muestreo; W_p es la altura máxima del perfil de ondulación. Aunque estos parámetros estadísticos proveen información acerca del dimensionamiento vertical del perfil, estos no proporcionan información acerca de las formas, las pendientes y los anchos de las asperezas del perfil de rugosidad.

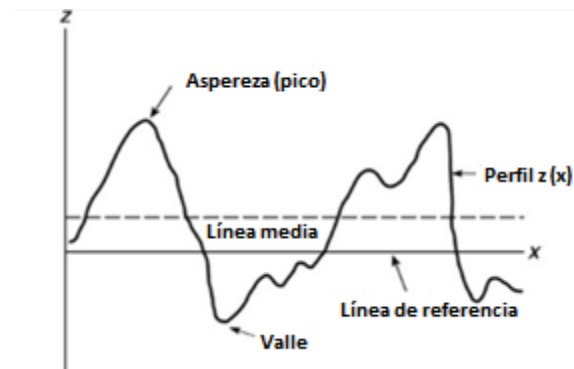


Figura 2.3 Representación esquemática del perfil de una superficie en el que se observan las asperezas (picos) y los valles [4].

En la Figura 2.3 se puede observar que en el perfil de rugosidad la línea media se establece para las áreas que por arriba y por debajo de esta, sean iguales. Es conveniente trazar un plano cartesiano “x” y “z” del perfil de la superficie bajo revisión, donde “z” corresponda al eje de las ordenadas y “x” al eje de las abscisas para obtener la rugosidad promedio (R_a), que matemáticamente se define por:

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |z - m| dx \quad \text{Ecuación 1}$$

Donde L es la longitud de muestreo y

$$m = \frac{1}{L} \int_0^L z dx \quad \text{Ecuación 2}$$

La varianza está dada por:

$$\sigma^2 = \frac{1}{L} \int_0^L (z - m)^2 dx \quad \text{Ecuación 3}$$

$$\sigma^2 = Rq^2 - m^2 \quad \text{Ecuación 4}$$

Donde σ es la desviación estándar y Rq es la raíz cuadrada de la media aritmética de la desviación vertical desde una línea de referencia, matemáticamente se describe como:

$$Rq^2 = \frac{1}{L} \int_0^L (z^2) dx \quad \text{Ecuación 5}$$

Para casos especiales donde m es igual a cero,

$$Rq = \sigma \quad \text{Ecuación 6}$$

La desviación estándar es comúnmente utilizada en análisis estadísticos que involucran el Sesgo (Sk) y la Curtosis (K) que más adelante se detallará. Otra forma de complementar la amplitud de las asperezas es proveer datos del espaciamiento o frecuencia, los parámetros utilizados para esta descripción son la densidad de picos por unidad de distancia N_p , la densidad de cumbres por unidad de área η y la densidad cruzada en cero N_0 , definida como el número de veces que el perfil cruza la línea media por unidad de longitud. Un tercer parámetro es el espaciamiento promedio de picos (A_R), este parámetro es meramente igual a $1/N_p$.

Un método para describir la distribución de la altura de las superficies es la función de la densidad de amplitud $p(y)$ [4] otros autores la llaman distribución probabilística de alturas la cual significa que un valor para cualquier altura “y o z”, es proporcional a la probabilidad de encontrar un punto en la superficie para cierta altura con referencia a la línea media. Un perfil de una superficie conduce a una gráfica de función de la densidad de amplitud, la cual es simétrica a la posición de la línea media, Figura 2.4 [5].

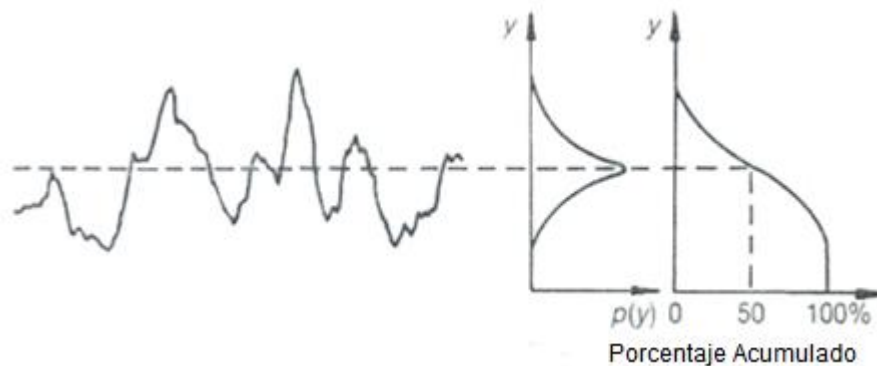


Figura 2.4 Ilustración de la función de la densidad de amplitud $p(y)$ junto a la curva de distribución acumulativa [5].

La forma de la curva de la densidad de amplitud puede ser descrita por la asimetría (Sk) y la Curtosis (K). Sk provee una medida de la simetría de la curva y la Kurtosis (del griego joroba), representa una medida de su forma. Sk y K matemáticamente son definidos por:

$$Sk = \frac{1}{\sigma^3 L} \int_0^L (z - m)^3 dx \quad \text{Ecuación 7}$$

$$K = \frac{1}{\sigma^4 L} \int_0^L (z - m)^4 dx \quad \text{Ecuación 8}$$

Ambas cifras pueden ser calculadas fácilmente utilizando perfilómetros computarizados modernos. Una distribución de probabilidad Gaussiana (normal) tiene una asimetría cero y una Kurtosis de 3.0, significa que la probabilidad de encontrar un punto de materia es similar tanto arriba como abajo de la línea media del perfil. Las distribuciones con valores de $K < 3.0$ son llamadas *Leptocúrticas* e indican que la curva es amplia y chata y dentro del perfil estos valores caracterizan a los picos de la rugosidad como chatos, mientras que aquellas con valores de $K > 3.0$ son llamadas *Platicúrticas* que indican que las curvas son más estrechas y altas y dentro del perfil los picos de la rugosidad son ampliamente puntiagudos. Un sesgo positivo indica que la curva de la función de la densidad probabilística se inclina hacia la izquierda mientras que valores de sesgo negativos indican que las curvas se inclinan hacia la derecha, Figura 2.5 [4].

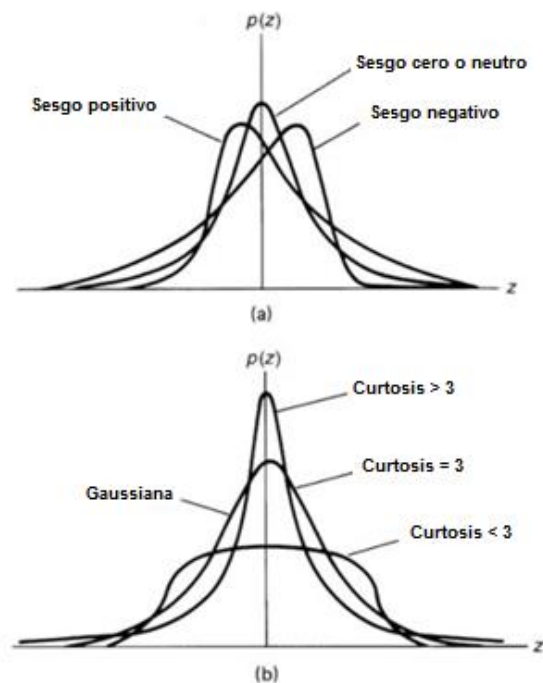


Figura 2.5 (a) Funciones de densidad probabilística para distribuciones aleatorias de asimetrías diferentes y (b) Distribución simétrica (Asimetría cero) con diferentes Curtosis [4].

El mecanizado en torno, el limado y el mecanizado por descarga eléctrica producen superficies con sesgos positivos. El esmerilado, el fresado y los procesos de abrasión producen superficies acanaladas con sesgos negativos, pero con altos valores de Curtosis [4], Figura 2.6.

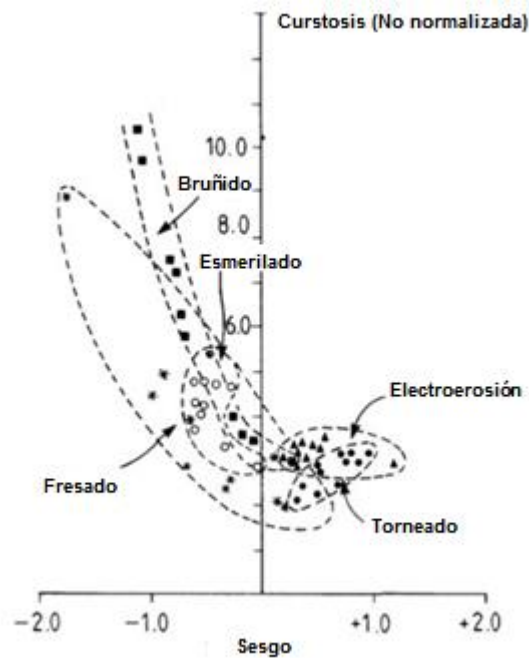


Figura 2.6 Típicos valores de Kurtosis y Sesgos para varios procesos de manufactura [4]

2.5 Contacto entre superficies

Cuando dos superficies planas se colocan en contacto, la rugosidad de ambas superficies genera que el contacto se lleve a cabo solo en puntos discretos y, a medida que incrementa la carga normal entre ambos cuerpos, las superficies están cada vez más juntas y el área de contacto se incrementa sobre un gran número de asperezas. La suma de todas las zonas que están en contacto se define como el área real de contacto y es tan solo una pequeña fracción del área

aparente de contacto de ambos cuerpos. El área real de contacto depende de la textura de la superficie, de las propiedades del material y de las condiciones de carga interfacial. La proximidad de las asperezas resulta en contacto adhesivo causado por la interacción interatómica. En estos puntos de contacto también actuarán las fuerzas de fricción las cuales tienen una gran repercusión en el desgaste.

Es sabido que las asperezas que se encuentran en contacto entre dos superficies tienen una serie de diferentes tamaños y distintas formas por lo cual resulta muy conveniente para fines de análisis, idealizar el caso de una simple aspereza cargada contra una superficie plana rígida, que sea perfectamente lisa y de forma esférica.

El contacto elástico entre una esfera y un plano ha sido particularmente estudiado por Hertz. Cuando una esfera de un material elástico es presionada contra un plano (Figura 2.7) bajo una carga normal w , el contacto ocurrirá en un área circular de radio a , que está dado por la siguiente ecuación [5].

$$a = \left(\frac{3wr}{4E} \right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{Ecuación 9}$$

Donde r es el radio de una esfera y E es un módulo elástico el cual depende de los módulos de Young E_1 y E_2 y los coeficientes de Poisson ν_1 y ν_2 , para los materiales de la esfera y el plano respectivamente, que matemáticamente se obtiene de la siguiente manera:

$$\frac{1}{E} = \frac{(1 - \nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1 - \nu_2^2)}{E_2} \quad \text{Ecuación 10}$$

El área de contacto entre la esfera y el plano, πa^2 es dada por:

$$\pi a^2 \approx 0.83\pi \left(\frac{wr}{E}\right)^{2/3} \quad \text{Ecuación 11}$$

Para el caso en que la deformación es solamente elástica, el área de contacto es por lo tanto proporcional a $w^{2/3}$. El esfuerzo normal en el área de contacto es $w/\pi a^2$ y varía como $w^{1/3}$ [5]. Esta presión no es uniforme en el área circular de contacto, pero tiene un máximo en el centro y cae a cero en los bordes. La distribución del esfuerzo normal se puede apreciar en la Figura 2.8, el esfuerzo máximo se sitúa en el centro del círculo del contacto y es 3/2 de la presión promedio.

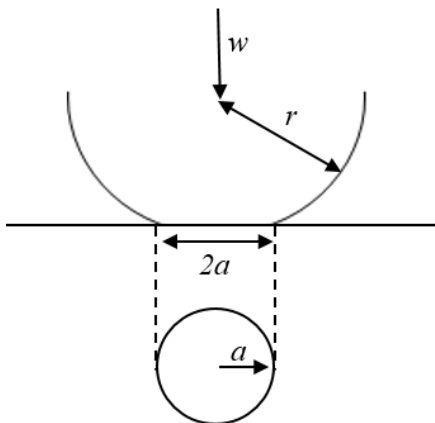


Figura 2.7 Deformación elástica de una esfera de radio r presionada contra una superficie plana bajo una carga w . El radio del círculo de contacto es a [5].



Figura 2.8 La distribución del esfuerzo normal (presión de contacto) bajo una esfera cargada elásticamente contra un plano [5].

A medida que la carga entre la esfera y el plano incrementa uno o ambos componentes empiezan a deformarse plásticamente. La situación puede ser simplificada considerando dos casos: el primero en el cual se asume que la esfera es completamente rígida y la deformación plástica es reducida tan solo al plano, y segundo, en que la superficie plana no se deforma y la deformación plástica ocurre solamente en la esfera. Los estudios de Hertz en el campo de la deformación elástica entre el par esfera-superficie plana, muestran que el esfuerzo máximo cortante por debajo del indentador ocurre en una profundidad $0.47a$, donde a es el radio del círculo de contacto. La deformación plástica primeramente ocurrirá en este punto cuando el criterio de fluencia se satisfaga. Si el criterio de Tresca es aplicable, este será en un esfuerzo de corte máximo de $Y/2$ donde Y es el esfuerzo de fluencia uniaxial del material. Para un material en el cual el coeficiente de Poisson tiene un valor alrededor de 0.3, el esfuerzo de corte en una profundidad $0.47a$ por debajo de la esfera es 0.47 veces la presión principal de contacto. Por lo tanto, la deformación plástica inicia en una presión de contacto principal de $1.1Y$. A medida que la carga normal incrementa la zona de la deformación plástica se extiende por debajo del indentador hasta que eventualmente alcanza la superficie, en este punto, un metal con carga de 50 a 100 veces la carga en la cual su deformación plástica inicia, el área de contacto será extremadamente pequeña, con un radio típicamente menor que el 1% del radio de la esfera. La presión principal sobre el área de contacto se ha incrementado en esta etapa a aproximadamente $3Y$ y se mantiene en casi el mismo valor para los aumentos posteriores en la carga [5].

A partir de la consideración de dos planos simétricos de dos superficies con idéntica rugosidad y puestos en contacto, en donde se asume que las asperezas son esféricas de radios y altura constante y que una sola aspereza se deforma independientemente de las otras se tiene que cada aspereza tendrá en proporción el total de la carga normal W y cada una contribuirá con la misma área a el área total de contacto A . Para el caso de la sola deformación elástica el área

de contacto de una aspereza es πa^2 y está relacionada con la carga soportada por cada aspereza como sigue:

$$A \propto W^{2/3} \quad \text{Ecuación 12}$$

Y para el comportamiento meramente plástico de las asperezas,

$$A \propto W \quad \text{Ecuación 13}$$

Se sabe que realmente en las superficies las asperezas no son uniformes y las irregularidades de la superficie se distribuyen estadísticamente y a medida que la carga incrementa, no solamente el área de contacto de cada aspereza en lo individual incrementa, pero más asperezas estarán en contacto e iniciarán soportando la carga, bajo estas circunstancias si el área promedio de contacto para cada aspereza se mantiene constante, entonces para el puro contacto elástico el área total será directamente proporcional a la carga.

Una de las primeras teorías para el contacto de superficies rugosas fue presentada por Greenwood y Williamson en 1966 [6], la cual está más estrechamente relacionada con las superficies reales. En su modelo es asumido que las asperezas en contacto tienen superficies esféricas de un mismo radio r y que estas se deforman elásticamente bajo cargas de acuerdo a la ecuación de Hertz.

La altura de una aspereza individual por encima del plano de referencia es z . Si la separación entre el plano de referencia y una superficie plana d es menor que z la aspereza será elásticamente comprimida y soportará una carga w que puede ser pronosticada por la teoría de Hertz:

$$w = \frac{4}{3} E r^{1/2} (z - d)^{3/2} \quad \text{Ecuación 14}$$

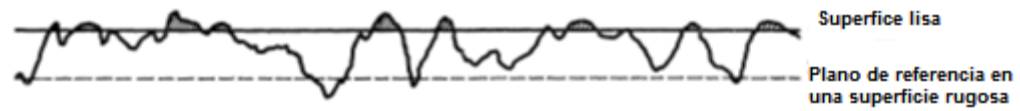


Figura 2.9 Modelo de contacto entre una superficie rugosa y un plano rígido liso. La carga es soportada por las asperezas sombreadas [6]

El número de contactos n de asperezas puede ser predicho al conocer el total de asperezas N en la superficie:

$$n = N \int_d^{\infty} \varphi(z) dz \quad \text{Ecuación 15}$$

Donde $\varphi(z)$ es la distribución de asperezas o altura de picos.

También la carga total W puede ser calculada con el total de las asperezas:

$$W = \frac{4}{3} N E r^{1/2} \int_d^{\infty} (z - d)^{3/2} \varphi(z) dz \quad \text{Ecuación 16}$$

La teoría de Greenwood y Williamson fue propuesta para solo contactos elásticos, pero esta permite la predicción del comienzo de la deformación plástica en la aspereza. La proporción de contacto de asperezas en la cual la deformación ha ocurrido depende en el valor del índice de plasticidad ϑ dado por:

$$\vartheta = \frac{E}{H} \left(\frac{\sigma^*}{r} \right)^{1/2} \quad \text{Ecuación 17}$$

Dónde: E es el módulo elástico dependiente de los módulos de Young y los coeficientes de Poisson (ecuación 10), H es la dureza de indentación de la

superficie rugosa (una medida del esfuerzo de deformación plástica de la aspereza) y σ^* es la desviación estándar de la distribución de la altura de las asperezas. La cantidad $(\sigma^*/r)^{1/2}$ es aproximadamente igual al promedio de las pendientes de las asperezas.

En principio la proporción de los contactos de las asperezas los cuales son plásticos es determinada por el valor del índice de la plasticidad y la presión nominal, en la práctica el índice de plasticidad domina el comportamiento. Para valores de ϑ menores a 0.6 la cedencia plástica de la aspereza sería causada solo por esfuerzos nominales extremadamente altos, mientras que para valores de ϑ mayores a 1 muchas más asperezas se deformarán plásticamente incluso bajo cargas ligeras. Para superficies metálicas producidas por métodos ingenieriles normales, ϑ se encuentra típicamente en el rango de 0.1 a 100; para superficies finamente pulidas el contacto entre las asperezas permanece elástico.

CAPÍTULO 3

DESGASTE POR DESLIZAMIENTO

3.1 Introducción

El término desgaste es utilizado en diversas disciplinas científicas para referirse a la degradación progresiva de una superficie. El entender la naturaleza y mecanismos de desgaste en los materiales resulta esencial para los casos en los que se requiera disminuir sus efectos. El desgaste ocurre por la interacción mecánica de dos o más cuerpos en contacto y se presenta en muchos sistemas como un fenómeno no deseado. El desgaste tiene modos diferentes, los cuales pueden ser la abrasión, la erosión, la fatiga superficial y el desgaste por deslizamiento. Todos son procesos esencialmente estocásticos ya que

acumulan daños a partir de una serie de interacciones con otros cuerpos. En ocasiones el desgaste acelerado también se emplea productivamente como es el caso del maquinado de piezas metálicas, en este proceso los esfuerzos cizallantes propician que las dimensiones de piezas fabricadas sean muy exactas.

El estudio del desgaste inició en bases empíricas, pero después de que en los procesos industriales la degradación de muchos elementos de maquinarias ocasionados por el desgaste resultó ser un tema preocupante, se realizaron muchos esfuerzos para entenderlo y disminuir sus efectos, actualmente se han logrado muchos avances importantes en el campo de la tribología.

La tribología se define como la ciencia interdisciplinaria de la tecnología de superficies en interacción asociadas al desgaste y que involucra el entendimiento y prácticas de ciencias como las matemáticas, la física, la química, la transferencia de calor, la ciencia de los materiales y la lubricación. El comprender la naturaleza del desgaste y resolver los problemas tecnológicos asociados al fenómeno de pérdida de masa en la superficie de los materiales es la esencia de la tribología, sobre todo para el diseño mecánico y selección de materiales que resultan ser un pilar importante en la actual era tecnológica.

El desgaste por deslizamiento ocurre cuando dos superficies sólidas son deslizadas una sobre otra. Los procesos de este tipo de desgaste dependen de manera compleja de ciertos parámetros como lo son la carga, la velocidad, la geometría de contacto y el entorno de la prueba. En los casos en los que las superficies se encuentren lubricadas se emplea el término “*desgaste por deslizamiento lubricado*”. Muchas investigaciones de desgaste por deslizamiento se realizan en atmósferas y presiones estándar de aire. En este caso el aire actúa como lubricante, este tipo de pruebas suelen ser llamadas “*desgaste por deslizamiento en seco*”. El término “*desgaste adhesivo*” muy frecuentemente se emplea para nombrar el desgaste por deslizamiento, sin embargo, aunque la

adhesión juega un papel importante en este tipo de desgaste solo es uno de los varios procesos físicos y químicos que pueden estar involucrados.

En el desgaste de las superficies por deslizamiento, también se suma la complejidad que introduce el desarrollo de "terceros cuerpos" en la interfaz de contacto. Los terceros cuerpos se forman mediante la transferencia de material de una superficie a otra por interacción mecánica, por reacciones químicas de ambas superficies y por el entorno circundante.

La interacción de las superficies y el desprendimiento de la masa de los cuerpos sólidos en un sistema tribológico resulta ser sumamente complejo por los diversos mecanismos que existen, por lo que esta tesis se limitará a generar conocimiento y proporcionar información tan solo de los resultados que deja el desgaste por deslizamiento y el desgaste por erosión en una aleación de aluminio 6061 con recubrimientos cerámicos de distintos espesores obtenidos con la técnica de Oxidación Electrolítica por Plasma.

3.2 Adhesión

Cuando dos superficies sólidas son puestas en contacto, la adhesión o unión de las superficies a través de la interfaz puede ocurrir y esta requiere una fuerza normal finita para separar los dos sólidos, este tipo de fuerza es llamada fuerza adhesiva. La adhesión debe ser ampliamente distinguida de la cohesión. La cohesión es la fuerza que atrae y mantiene unidos a los átomos y moléculas en un material. El fenómeno de la adhesión ocurre bajo el solo esfuerzo normal ejercido o en combinación con esfuerzos de corte cuando dos superficies son presionadas una contra la otra.

La relación de la fuerza normal de tensión W' requerida para la separación de las superficies entre la fuerza normal compresiva inicialmente aplicada W , es llamada coeficiente de adhesión, μ' .

$$\mu' = \frac{W'}{W} \quad \text{Ecuación 18}$$

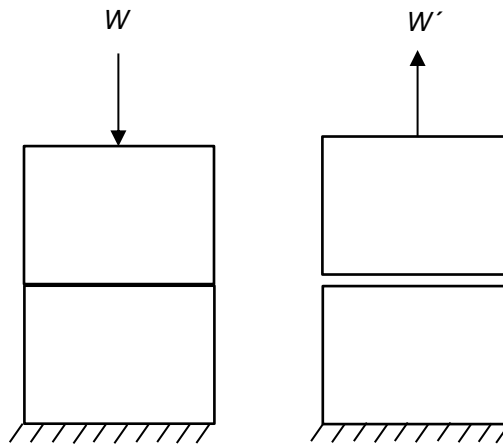


Figura 3.1. Ilustración del empuje normal de dos cuerpos sólidos: W es la fuerza normal aplicada durante cierto tiempo y W' es la fuerza normal de tensión requerida para separar las superficies [4].

W' típicamente incrementa linealmente con el incremento de W y el coeficiente de adhesión generalmente incrementa con la duración del contacto estático y velocidad de separación.

La adhesión ocurre en contactos sólido – sólido y contacto de dos sólidos interpuestos con líquidos o sólidos pegajosos. Las superficies contaminadas o con películas delgadas en muchos de los casos reducen la adhesión. La adhesión produce fricción y desgaste y en muchas aplicaciones ingenieriles por lo regular es no deseada.

La adhesión se considera que es de naturaleza física o química ya que la proximidad de las asperezas resulta en uniones adhesivas causadas por las atracciones interatómicas [7]. Una interacción química implica enlaces covalentes, iónicos, metálicos y de hidrógeno; y una interacción física implica enlaces Van Der Waals, estas fuerzas son mucho más débiles en las moléculas que experimentan interacción química.

La adhesión está en función del par del material y la condición interfacial como lo son la estructura cristalina, la orientación cristalográfica, la solubilidad de un material en otro, la actividad química y la separación de cargas, la limpieza de las superficies, la carga normal, la temperatura, la duración del contacto y la velocidad de separación de las superficies [8-9].

Una alta adhesión es observada entre superficies metálicas cuando las superficies se encuentran limpias, libres de óxido, libres de películas superficiales y de gases absorbidos, este nivel de limpieza puede ser alcanzado bajo condiciones de ultra alto vacío. Películas superficiales que se dan por procesos físicos y químicos de absorción, películas químicamente reactivas y contaminantes en el ambiente decrecen la adhesión de dos superficies reactivas [10-13]. Cuando las superficies están expuestas al aire los metales nobles incluso absorben oxígeno y vapor de agua, estas películas pueden ser no mayores a un espesor de pocas moléculas. Cantidades pequeñas de contaminantes pueden ser mucho más efectivas en la reducción de la adhesión de algunos metales que de otros, por ejemplo, una cantidad pequeña de oxígeno (suficiente para formar una monocapa) puede producir una reducción marcada en la adhesión del hierro mientras que para reducir una reducción comparable de adhesión en el cobre una mayor cantidad de oxígeno es requerido.

La temperatura afecta la fuerza adhesiva de contacto. A altas temperaturas, el ablandamiento de las superficies resulta en mayor fluencia, mayor ductilidad y mayor área de contacto, por lo cual se genera mayor adhesión. Las altas

temperaturas también pueden dar lugar a la difusión a través de la interfaz. En un contacto metal-metal, la alta temperatura puede dar lugar a una solubilidad incrementada, y en un contacto polímero-polímero, la inter-difusión refuerza el contacto, lo que da como resultado una adhesión más fuerte.

Si dos superficies se colocan juntas, debido a la rugosidad superficial, el área de contacto real entre dichas superficies es generalmente mucho más pequeña que el área geométrica también conocida como área aparente de contacto. La adhesión se ve afectada por el área de contacto real, la cual está en función de la carga normal, de la rugosidad de la superficie y de las propiedades mecánicas de los materiales. Generalmente la fuerza de adhesión aumenta linealmente con el aumento de la carga normal, Figura 3.2 (a) [14].

Los materiales con mayor rugosidad, mayor módulo elástico, mayor dureza y menor ductilidad presentan menor área de contacto real, lo que conduce a una menor adhesión. Cualquier deformación viscoelástica o viscoplástica (fluencia) bajo cargas aumentaría el área real de contacto en función de la duración del contacto, lo que conduciría a un aumento de la adhesión, Figura 3.2 (b) [15].

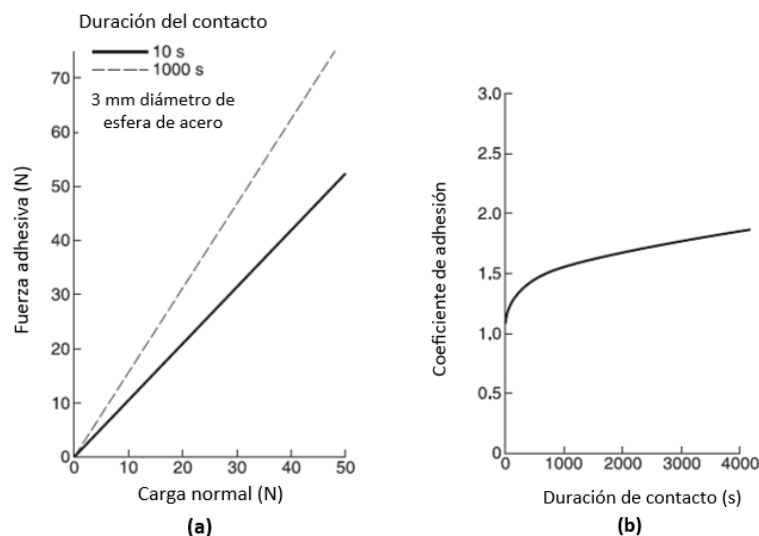


Figura 3.2 (a) Fuerza adhesiva en función de la fuerza normal (b) Coeficiente de adhesión en función de la duración del contacto [15]

El área real de contacto también puede aumentar como resultado de la atracción interatómica (Fuerzas de Van Der Waals) en el caso de un sólido blando, tal como un elastómero, que está en contacto con una superficie dura, siendo ambos lisos de modo que la separación de las asperezas esté en el orden de los niveles moleculares (1-10 nm) [16].

Las fuerzas adhesivas aumentan significativamente cuando en adición a la carga normal se añade una fuerza de corte. Cuando se aplica una fuerza tangencial a los especímenes metálicos cargados, se produce un crecimiento en el área real de contacto por flujo plástico bajo la influencia de tensiones normales y tangenciales combinadas y cualquier deslizamiento relativo tiende a producir penetración de capas superficiales. Incluso los metales duros sometidos a deslizamiento o torsión que después de ser presionados pueden exhibir alta adhesión.

Si se denota la verdadera área de contacto en dos superficies juntas como la suma de las áreas de sección transversal (A) y al suponer que todas las uniones tienen la misma resistencia al corte (s), entonces la fuerza de fricción debido a la adhesión será dada por:

$$F_{adh} = As \qquad \text{Ecuación 19}$$

Si el contacto de las asperezas es predominantemente elástico o plástico, el área de contacto es linealmente proporcional a la carga normal aplicada. Para contactos entre superficies pulidas por procesos convencionales de ingeniería el contacto inicial de las asperezas será efectivamente plástico por lo cual se puede estimar que:

$$W \approx AH \qquad \text{Ecuación 20}$$

Donde W es la carga normal y H la dureza del material más suave. Si las asperezas se deforman plásticamente, estarán muy cercanas al valor H , la contribución al coeficiente de fricción a partir de fuerzas adhesivas es, por lo tanto:

$$\mu' = F_{adh}/W \approx s/H \quad \text{Ecuación 21}$$

3.2.1 Influencia del enlace covalente en la adhesión

Cuando dos sólidos covalentes se ponen en contacto, se podría esperar que la unión a través de la interfaz sea similar a la unión dentro del sólido. Sin embargo, hay alguna evidencia de que los enlaces en la superficie libre están relajados y una cantidad finita de energía es requerida para activarlos (ver Figura 3.3).

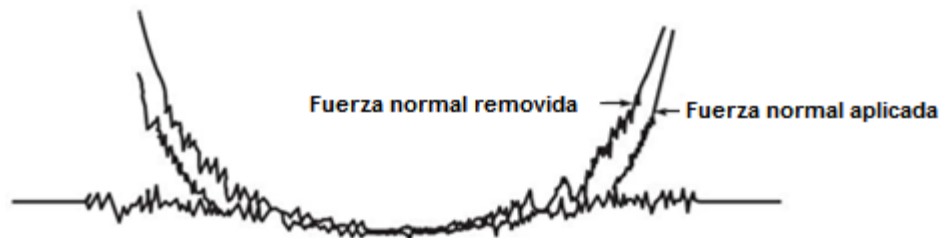


Figura 3.3. Esquema que muestra una esfera sobre una superficie nominalmente plana con fuerza normal aplicada y fuerza removida de dos sólidos covalentes.

La mayoría de los sólidos covalentes tienen un alto módulo de elasticidad y generalmente son extremadamente duros. En consecuencia, a menudo es difícil obtener grandes áreas de contacto incluso si se emplean cargas de unión apreciables. Sin embargo, superficies lisas, molecularmente pueden resultar en una alta área real de contacto y conducir a una alta adhesión.

3.2.2 Influencia del enlace iónico o electrostático en la adhesión

Cuando dos materiales iónicos limpios se juntan en separaciones mayores a unas cuantas dimensiones atómicas, una carga en una de las superficies atrae a otra de signo contrario de la otra superficie, pareciera que el sistema es eléctricamente neutro, y la fuerza neta de Coulomb es muy pequeña comparada con la interacción de Van Der Waals. Cuando la separación de las superficies iguala al espaciamiento atómico, el enlace se asemeja a la masa del material. La acción de frotamiento aumenta la fracción de área superficial cargada; este efecto se conoce comúnmente como el efecto "tribo-eléctrico". Si un polímero (aislante) se pone en contacto con un metal, existe una separación de carga mucho mayor en la interfaz, esto produce una atracción electrostática adicional a la interacción de Van Der Waals entre los cuerpos [17-20]. Basándose en experimentos detallados con polímeros, Derjaguin y colegas [21] afirman que prácticamente toda la adhesión es de origen electrostático.

3.2.3 Influencia del enlace metálico en la adhesión

En términos generales, la mayoría de los metales cuando sus superficies se encuentran limpias estos se adhieren fuertemente entre sí. En separaciones mayores a 2 nm, los metales son atraídos por fuerzas de Van Der Waals, que aumentan a medida que la separación disminuye. En una pequeña separación entre los metales, el enlace metálico comienza a desarrollarse. Cuando las superficies están separadas una distancia atómica, el enlace metálico completo es generalmente formado y las fuerzas repulsivas de corto alcance también entran en funcionamiento para proporcionar el equilibrio final entre los dos cuerpos. Si se presionan metales idénticos limpios (por ejemplo, oro) con una fuerza para producir una deformación plástica en la región de contacto, se podría esperar que el esfuerzo interfacial sea comparable al de la matriz metálica de modo que la fuerza requerida para separar las dos superficies sea demasiado

grande; esto siempre es apreciablemente menor. El efecto de las tensiones elásticas liberadas, la rugosidad de la superficie y el grado de limpieza son algunas de las razones por las que el esfuerzo adhesivo es menor a lo esperado. La ductilidad de los metales es importante, particularmente si la carga es suficiente para producir deformación plástica. La adhesión de materiales dúctiles como el indio, el plomo, el cobre y el oro es generalmente más fuerte que para los metales menos dúctiles, por ejemplo, los metales y cerámicos con estructura cristalina hexagonal que cuentan con un pequeño número de sistemas de deslizamiento.

Los otros parámetros que se correlacionan con la fuerza adhesiva son la energía cohesiva y la energía libre superficial de los metales. Esto no resulta sorprendente, ya que tanto las energías cohesivas como superficiales son una medida del esfuerzo de las fuerzas interatómicas. El plomo es insoluble, pero siendo suave resulta en una gran área real de contacto responsable de una alta adhesión. El aluminio, siendo suave, también da como resultado una gran área real de contacto y alta adhesión. Estas observaciones demuestran la influencia de la ductilidad en la adhesión.

3.2.4 Influencia de las fuerzas de Van Der Waals

Los tres tipos de enlaces mencionados hasta ahora son todos enlaces primarios relativamente fuertes. Enlaces secundarios más débiles que también resultan en atracción interatómica, son las fuerzas de Van Der Waals. Estas fuerzas actúan entre moléculas o dentro de moléculas con átomos entre los cuales no se han formado enlaces químicos. Con moléculas polares, las fuerzas surgen de interacciones dipolo-dipolo. Con moléculas no polares, las fuerzas surgen de la interacción de los dipolos fluctuantes en los átomos individuales (fuerzas de Londres). El efecto de la rugosidad de la superficie sobre las fuerzas de Van Der Waals ha sido estudiado por Meradudin y Mazur (1980). Basándose en cálculos,

encontraron que la rugosidad superficial aumenta la magnitud de la fuerza de Van Der Waals sobre su valor cuando las dos superficies son lisas [22-23].

3.2.5 Contacto de superficies mediado por un líquido

Generalmente, cualquier líquido que moje o tenga un pequeño ángulo de contacto sobre superficies condensará del vapor que se encuentra dentro de grietas y poros sobre las superficies, por lo cual en la superficie se tendrá un líquido y también un condensado capilar anular en la zona de contacto, Figura 3.4. Esta condensación espontánea y formación de puentes adhesivos o meniscos se debe a una separación de fases inducida por la proximidad de las dos superficies y la afinidad de estas superficies para condensar el líquido. La presencia de las películas líquidas de los condensados capilares o películas de líquido preexistente puede aumentar significativamente la adhesión entre cuerpos sólidos [24-25].



Figura 3.4. Condensación del vapor sobre la interfaz de las superficies.

Las fuerzas adhesivas mediadas por un líquido se pueden dividir en dos componentes: la fuerza del menisco debido a la tensión superficial y la fuerza

viscosa. Estas fuerzas aumentan para espacios más pequeños y superficies más lisas de modo que la adhesión de superficies ultraplanas puede ser extremadamente fuerte. La Figura 3.5 muestra esquemáticamente para una carga lineal el cambio de fuerza aplicada del menisco a fuerza viscosa antes de que las superficies sean separadas durante la fuerza normal de empuje.

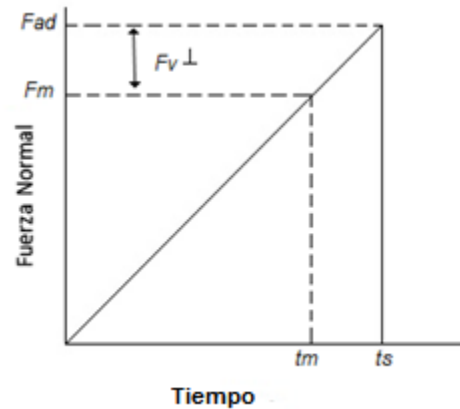


Figura 3.5. Relación fuerza-tiempo para una fuerza lineal durante el empuje normal de dos superficies con un puente líquido. Se muestran las contribuciones de la fuerza del menisco (F_m) y la viscosidad (F_v) [4].

Para una fuerza normal aplicada menor a la fuerza del menisco, no hay tendencia a que las superficies se separen. Cuando la fuerza excede la fuerza de menisco (F_m) en un tiempo t_m , la componente viscosa en la dirección normal ($F_{v\perp}$) es el exceso sobre F_m . La fuerza F_{ad} es el total requerido para separar las dos superficies en un tiempo t_s .

$$F_{ad} = F_M + F_{V\perp} \quad \text{Ecuación 22}$$

La componente viscosa de la fuerza de adhesión es significativa para líquidos más viscosos (viscosidad dinámica ~ 1 Pa·s) pero esto puede ser dominado para líquidos de modesta viscosidad con altos índices de corte.

3.3 Fricción

Cuando dos cuerpos sólidos se deslizan entre sí, existe una fuerza que se opone a ese deslizamiento, a esta fuerza se le da el nombre de *fricción*. Siempre se requerirá de una fuerza finita para iniciar o mantener el deslizamiento. La fricción se da en regiones localizadas del contacto de superficies. Resulta muy conveniente para fines de comparación de distintos pares de materiales en contacto describir la fuerza de fricción en términos de un coeficiente μ :

$$\mu = \frac{F}{W} \quad \text{Ecuación 23}$$

Donde F es la fuerza de fricción y W es la carga normal. El coeficiente de fricción puede presentar valores de amplio rango que van desde aproximadamente 0.001 para rodamientos con cargas muy ligeras y superficies lubricadas hasta valores mayores a 10 en pares tribológicos de un mismo metal deslizándose en vacío. Para los casos más comunes de materiales deslizándose en seco circundados por una atmósfera de aire, el coeficiente de fricción toma valores de 0.1 a 1 [5].

Leonardo da Vinci (1452-1519) postuló dos leyes de la fricción en bases empíricas, posteriormente Amontons las redescubrió en 1699. Las leyes de la fricción pueden ser expresadas como sigue:

- (1) La fuerza de fricción es proporcional a la carga normal.
- (2) La fuerza de fricción es independiente de la aparente área de contacto.
- (3) La fuerza de fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento.

La primera ley puede ser expresada matemáticamente por la ecuación 23 en donde para valores del coeficiente de fricción constante, la fuerza de fricción

incrementa proporcionalmente a la carga normal. La segunda ley es bien atestiguada para la mayoría de los materiales, con la excepción de los polímeros.

En la figura 3.6 se muestra el coeficiente de fricción para maderas deslizándose en superficies de acero sin lubricación en donde la fuerza normal es constante mientras que la aparente área de contacto fue variada con un factor de 250 [26].

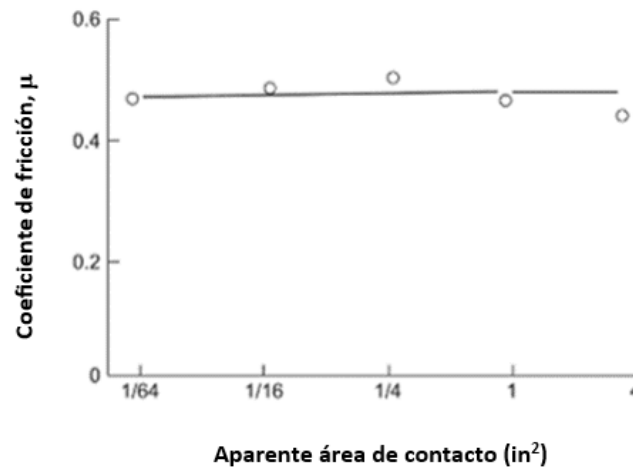


Figura 3.6. Variación del coeficiente de fricción con respecto a la aparente área de contacto para maderas en superficies no lubricadas de acero [26].

Con respecto a la tercera ley, es una cuestión de observación común que la fuerza necesaria para iniciar el deslizamiento de un cuerpo es usualmente mayor que aquella fuerza que se necesita para mantener el cuerpo en movimiento y por lo tanto el coeficiente de fricción estático μ_s es mayor que el coeficiente de fricción dinámico μ_d . Pero una vez que se establece el deslizamiento, μ_d es encontrado para muchos sistemas que es cercanamente independiente a la velocidad de deslizamiento en un amplio rango, aunque en velocidades altas de deslizamiento del orden de diez a cientos de metros por segundos μ_d cae con velocidad creciente.

3.3.1 Teorías de Fricción

3.3.1.1 Modelo de Coulomb

Muchas investigaciones entre ellas las de Coulomb y Amontons, consideraban que la mayor contribución a la fuerza de fricción provenía de las interacciones mecánicas entre asperezas rígidas o elásticamente deformantes, por ejemplo, en la Figura 3.7 se ilustra una versión simple del modelo llamado “Modelo de Coulomb”. En este modelo se sugiere que la fricción corresponde a la fuerza requerida para deslizar un conjunto de asperezas sobre las otras, (deslizamiento de la posición A hasta la posición B) si el promedio de las pendientes de las asperezas es θ , el mecanismo muestra que el coeficiente de fricción (μ) es igual a la $\tan \theta$. Sin embargo, el modelo es insatisfactorio ya que no contempla en la siguiente fase del movimiento de B hasta C, que la carga normal trabaja en el sistema y toda la energía potencial almacenada en la primera fase del movimiento (de A hasta B) se recupera. No se produce disipación de energía neta en el ciclo completo, por lo que se debe concluir que ninguna fuerza de fricción debería ser observable en esta etapa del movimiento si la interacción entre superficies reales siguiera exactamente el “Modelo de Coulomb” [5].

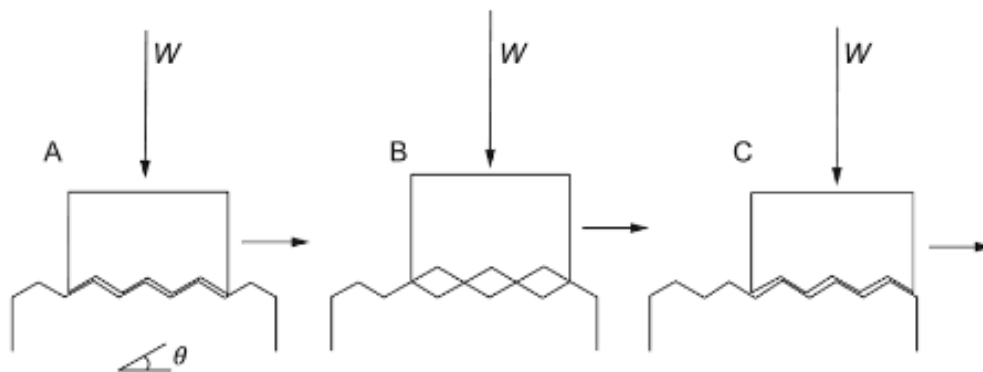


Figura 3.7. Diagrama esquemático que ilustra los principios detrás del modelo de Coulomb para la fricción deslizante [5].

El considerar la disipación de energía es crucial en cualquier modelo satisfactorio de fricción ya que es una fuerza no conservativa. En metales y cerámicos esa disipación usualmente se traduce en deformación plástica [5].

3.3.1.2 Fricción a causa de la adhesión

Muchas teorías actuales de la fricción de deslizamiento derivan de un importante trabajo de Bowden y Tabor. Su modelo para la fricción deslizante en su forma más simple supone que la fuerza de fricción surge de dos fuentes: Una fuerza de adhesión desarrollada en las áreas de contacto real entre las uniones de ambas superficies y una fuerza de deformación necesaria para surcar las asperezas de la superficie más suave provocadas por el paso de las asperezas de la superficie más dura. Aunque en desarrollos posteriores de la teoría quedó claro que estas dos contribuciones no pueden ser tratadas como independientes, es conveniente considerarlas por separado. La fuerza resultante de fricción F se toma entonces como la suma de los dos términos contribuyentes, F_{adh} debido a la adhesión y la fuerza debida a la deformación F_{def} ocasionada por la penetración de asperezas mayormente rígidas sobre las de la superficie más suave.

La adhesión surge de fuerzas atractivas que se supone operan en los contactos de las asperezas. A primera vista, esta suposición puede parecer inverosímil ya que cuando dos superficies metálicas se presionan unas contra otras, generalmente no se adhieren. Sin embargo, si las superficies están realmente limpias, libres de óxido y otras películas superficiales y de gases adsorbidos, entonces se observa una adherencia significativa entre los metales [5]. La adhesión entre metales debido a su solo contacto se puede conseguir en condiciones de ultra alto vacío (a presiones de gas típicamente por debajo de los 10^{-8} Pa). La Figura 3.8 corresponde a una predicción de una simulación computarizada de un indentador de níquel (cuerpo de arriba) en un plano

superficial inicialmente del material oro, se considera que en el modelo los átomos de oxígeno no hayan reaccionado o hayan sido adsorbidos. En las imágenes se observa el avance de la adhesión del oro hacia el indentador [27].

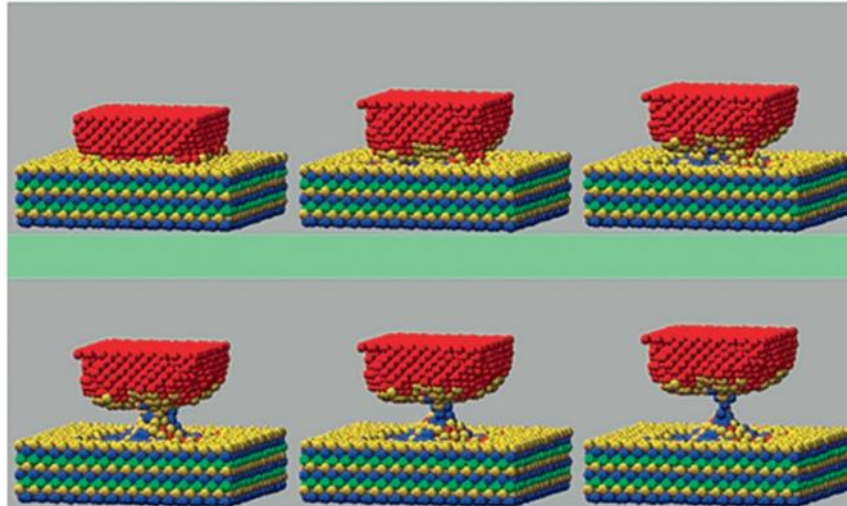


Figura 3.8. Simulación computarizada que ilustra la adhesión entre metales. De oro hacia níquel [27].

La fuerza de fricción debida a la deformación puede ser estimada considerando una sola aspereza idealizada de forma cónica rígida de un semi-ángulo α , Figura 3.9, que se desliza sobre una superficie plana, la fuerza tangencial necesaria para desplazarse será igual a la presión de cedencia la cual se puede tomar como la dureza H de la superficie del material, multiplicada por la sección del área transversal de la ranura [5]:

$$F_{def} = Hax = Hx^2 \tan \alpha \quad \text{Ecuación 24}$$

La carga normal soportada por la aspereza es dada por:

$$W = H\pi a^2 / 2 = H\pi x^2 \tan^2 \alpha \quad \text{Ecuación 25}$$

El coeficiente de fricción debido al arado es:

$$\mu_{def} = F_{def}/W = (2/\pi) \cot \alpha \quad \text{Ecuación 26}$$

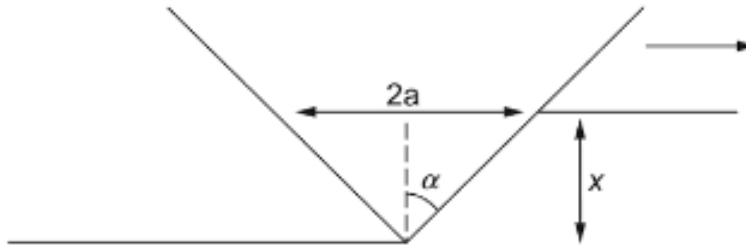


Figura 3.9. Modelo de fricción para la componente de deformación en la cual una asperza de semi-ángulo α penetra y se desliza a través de una superficie plásticamente deformante [5].

3.3.1.3 Fricción a causa del crecimiento de uniones

En los anteriores modelos se ha asumido que el área de contacto real está determinada únicamente por la carga normal y no se ve afectada por fuerzas tangenciales. La Figura 3.10 asume de forma muy idealizada el contacto de una asperza cargada contra una superficie plana rígida. El elemento justo en el interior de la asperza (a) está sometido a compresión uniaxial por una tensión normal p_0 se puede asumir que está en el punto de cedencia, ya que sabemos que casi todos los contactos de asperza entre los metales son plásticos. Cuando se aplica una tensión tangencial a la unión de asperza, como en Figura 3.10 (b), el elemento experimenta una tensión de cizallamiento adicional τ . Para que el material permanezca en el punto de cedencia, la tensión normal sobre el elemento debe reducirse a un valor p_1 . Si la carga normal permanece constante, entonces el área de contacto crece, a este fenómeno se le conoce como crecimiento de uniones [5].

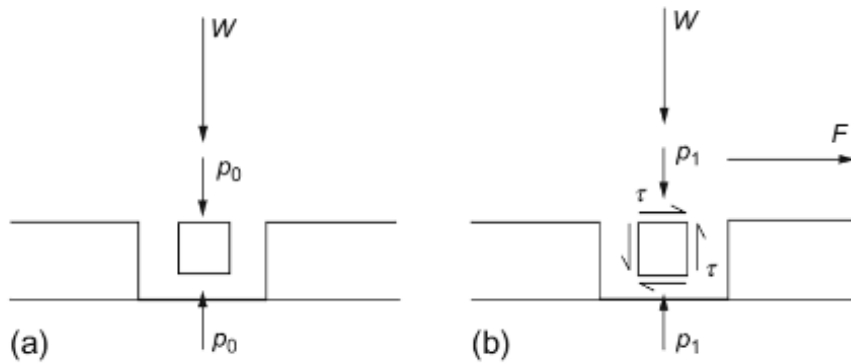


Figura 3.10. Esfuerzos actuando en una aspereza idealizada presionada contra una superficie plana rígida. (a) Sin fuerzas tangenciales y (b) con fuerzas tangenciales aplicadas. El esfuerzo que actúa en la dirección normal al plano del diagrama se asume que es cero [5].

La relación entre p_0 y p_1 y τ está determinada por el criterio de fluencia. Para el criterio de Tresca el flujo plástico ocurre en un valor crítico del máximo esfuerzo de corte,

$$p_1^2 + 4 \tau^2 = p_0^2 \quad \text{Ecuación 27}$$

Para el criterio de fluencia de Von Mises,

$$p_1^2 + 3 \tau^2 = p_0^2 \quad \text{Ecuación 28}$$

No existe significativa diferencia entre ecuaciones, ambas conducen a la misma conclusión cuantitativa. Al examinar la ecuación 27, el esfuerzo normal y de corte están dados por:

$$p_1 = W/A \quad \text{Ecuación 29}$$

$$\tau = F/A \quad \text{Ecuación 30}$$

Donde A es la verdadera área de contacto, es conveniente denotar que F es la fuerza tangencial y no necesariamente implica que el deslizamiento ocurra realmente. Al sustituir en la ecuación 27 se obtiene:

$$W^2 + 4F^2 = A^2 p_0^2 \quad \text{Ecuación 31}$$

En un típico experimento bajo una carga de peso muerto, W es constante mientras p_0 es una propiedad del material (su esfuerzo de cedencia en compresión). El área real de contacto (a) por lo tanto será incrementada a medida que aumenta la fuerza tangencial y la relación (F/W) cuyo valor instantáneo es (m) también aumentará constantemente.

No existe nada en este modelo que límite el proceso de crecimiento; en teoría podría continuar hasta que el área completa del espécimen se encuentre en contacto y el coeficiente de fricción alcanzará un valor muy alto. Bajo ciertas condiciones, el crecimiento de uniones puede generar valores muy altos del coeficiente de fricción, pero en la mayoría de los casos prácticos está limitado por la ductilidad del material y por la presencia de películas interfaciales débiles. Se puede modelar el efecto de una interfaz débil si se asume que esta fallará a determinado esfuerzo de corte τ_i .

La máxima fuerza tangencial posible es dada por

$$F_{max} = \tau_i A_{max} \quad \text{Ecuación 32}$$

Por lo tanto, el coeficiente de fricción será:

$$\mu = \frac{F_{max}}{W} \quad \text{Ecuación 33}$$

Si el esfuerzo de corte de la aspereza es τ_0 , entonces del criterio de cedencia de Tresca es:

$$p_0 = 2\tau_0 \quad \text{Ecuación 34}$$

Una expresión para μ puede ser ahora derivada:

$$\mu = \frac{F_{max}}{W} = \frac{1}{2\left(\left(\frac{\tau_0}{\tau_i}\right)^2 - 1\right)^{1/2}} \quad \text{Ecuación 35}$$

Cuando la interfaz tiene la misma resistencia al corte del material base, la ecuación 35 muestra que el coeficiente de fricción llega a ser infinito dado que el crecimiento de la unión es ilimitado. Para interfaces más débiles μ es finita, y cae rápidamente cuando (τ_i / τ_0) cae. La dependencia de μ sobre la resistencia al cizallamiento interfacial se muestra en la Figura 3.11.

Una interfaz 10% más débil que el material base es suficiente para reducir μ a aproximadamente 1, mientras que para una interfaz con la mitad de la resistencia del material base, μ cae a aproximadamente 0.3. Si la interfaz es muy débil, entonces μ puede tener un valor extremadamente bajo: para una fuerza interfacial una décima parte del valor que el material base $\mu = 0.05$.

Las películas interfaciales débiles conducen a un crecimiento de la unión muy limitado, y entonces esencialmente se espera el mismo valor de μ predicho a partir de la ecuación 35 a partir de un modelo el cual no toma en cuenta el

crecimiento de la unión en lo absoluto. Dicha teoría puede desarrollarse fácilmente si se asume que la aspereza idealizada en la Figura 3.10 está separada del sustrato por una película débil de resistencia al cizallamiento τ_i , entonces la fuerza de fricción está determinada por la fuerza de cizallamiento de la película

$$F = A\tau_i \quad \text{Ecuación 36}$$

Y la carga normal está apoyada por el esfuerzo de fluencia plástica de la aspereza:

$$W = Ap_0 \quad \text{Ecuación 37}$$

Por lo tanto, se puede predecir que

$$\mu = \frac{F}{W} = \tau_i/p_0 \quad \text{Ecuación 38}$$

La ecuación 35 se reduce a su forma simple si $\tau_i \ll \tau_0$ y la ecuación 34 es usada para relacionar p_0 y τ_0 .

La ecuación 38 es importante, ya que sugiere una forma clave de reducir la fricción; si se puede interponer una película de material de baja resistencia al cizallamiento entre dos superficies, entonces se puede bajar el coeficiente de fricción [5].

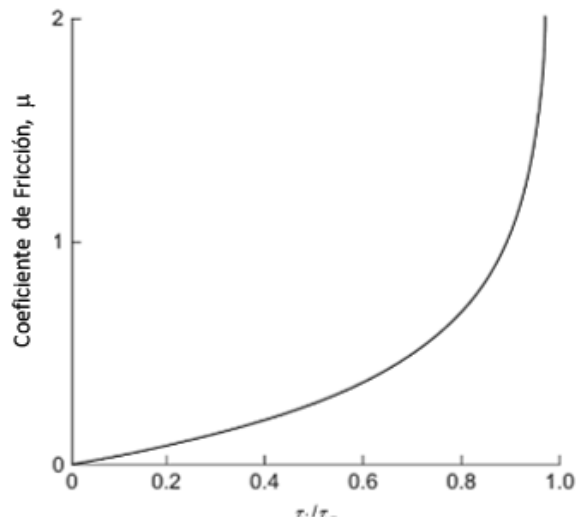


Figura 3.11. Variación del coeficiente de fricción en función de la relación de la resistencia en la interfaz al cizallamiento y la del material matriz (τ_i/τ_o) la función trazada es dada por la ecuación 35 [5].

3.3.2 Vistas actuales de la fricción

Algunas de las suposiciones del modelo clásico discutido anteriormente no pueden ser universalmente válidas, debido a que la deformación plástica significativa de las asperezas y la transferencia de metal de una superficie a otra ocurren sólo bajo ciertas condiciones y daría lugar a una tasa de desgaste intolerablemente alta para muchas aplicaciones. Bajo muchas condiciones prácticas, las superficies pueden deslizarse entre sí con un desgaste mucho menor y sin embargo con una fricción significativa: en estos casos, la deformación plástica de las asperezas no puede dar cuenta de la disipación de energía de fricción que es observada.

Si bien el concepto de un área real de contacto que es proporcional a la carga normal sigue siendo válido, se deben buscar mecanismos que puedan

proporcionar procesos disipativos sin involucrar movimiento de dislocaciones en los puntos de contacto entre las asperezas.

Si dos sólidos cristalinos idealizados se deslizan unos sobre otros como se muestra en la Figura 3.12 (a), la energía de interacción entre los planos de contacto de los átomos será periódica en la distancia de deslizamiento, y si los átomos estuvieran rígidamente unidos entre sí dentro de cada cuerpo, se espera que no haya disipación por fricción, por las mismas razones que desechan el modelo de Coulomb para la fricción. De hecho, sin embargo, los átomos no están rígidamente unidos y aquellos cercanos a la interfaz pueden vibrar alrededor de sus posiciones de equilibrio durante el deslizamiento, dando lugar a ondas elásticas que se propagan hacia fuera y llevan energía lejos del contacto. La generación de estos trastornos de la red o de fonones proporciona un mecanismo para dar cuenta de las fuerzas de fricción.

Sin embargo, el contacto mostrado en la Figura 3.12 (a) es proporcional, lo que significa que los espaciamentos de los átomos en una superficie en la dirección de deslizamiento son los mismos que en el otro. Incluso una pequeña rotación de un cristal tridimensional, o la elección de un plano cristalino diferente, en uno de los cuerpos deslizantes resultará en una interfaz inconmensurable como se muestra en la Figura 3.12 (b). Aquí la variación en energía y fuerza de interacción con la distancia de deslizamiento es mucho menor, y se hace más difícil una contribución fonónica significativa a la fricción. La fricción estática entre superficies atómicamente limpias también es difícil de explicar por un mecanismo fonónico. Pero las superficies reales no están limpias, y la presencia de incluso un pequeño número de átomos móviles o de moléculas tales como agua o hidrocarburos de cadena corta en la interfaz puede cambiar considerablemente el contacto atómico, como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.12 (c). La existencia de contaminación superficial unida a las superficies puede ser responsable no sólo de la fricción dinámica que es independiente de la conmensurabilidad de la interfaz, pero también para la fricción estática. Los

orígenes de la fricción a escala microscópica siguen siendo objeto de investigación activa, basada en la simulación de dinámicas moleculares de estructuras cada vez más complejas, así como mediciones experimentales de fuerzas tangenciales en contactos de muy pequeña escala. Sin embargo, el modelado predictivo cuantitativo del valor macroscópico de la fuerza de fricción en condiciones no lubricadas sigue siendo difícil de alcanzar.

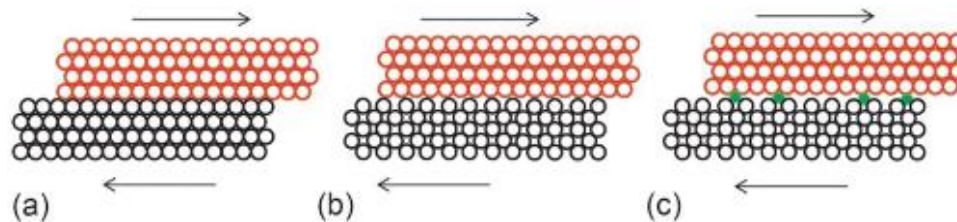


Figura 3.12. Esquema que muestra (a) dos sólidos cristalinos deslizándose uno sobre el otro con una red perfecta (contacto proporcional), (b) Dos sólidos cristalinos con diferente espaciado de los átomos de la superficie y (c) Un contacto incommensurable con los átomos contaminantes en la interfaz [5].

3.3.3 Fricción de metales limpios en vacío y en aire

La Tabla 3.1 lista los valores del coeficiente de fricción estática μ_s para varias combinaciones de metales circundados por aire y sin lubricación. El coeficiente de fricción dinámica μ_d , una vez que se desliza un cuerpo encima del otro se espera que sea menor al estático. Debe tenerse en cuenta en toda discusión cuantitativa de la fricción que el valor preciso de la fricción depende fuertemente de las condiciones experimentales bajo las cuales se mide, por lo que, para ciertos casos, citar un valor único para μ es muy engañoso.

Tabla 3.1. Valores típicos del coeficiente de fricción estática μ_s para combinaciones de metales en aire y sin lubricación. Los valores de μ_s dependen de las condiciones de la prueba tribológica [25].

	μ_s
<i>(a) Mismos metales en aire</i>	
Oro	2
Plata	0.8- 1
Estaño	1
Aluminio	0.8- 1.2
Cobre	0.7- 1.4
Indio	2
Magnesio	0.5
Plomo	1.5
Cadmio	0.5
Cromo	0.4
<i>(b) Metales puros deslizando en acero (0.13% C) en aire</i>	
Plata	0.5
Aluminio	0.5
Cadmio	0.4
Cobre	0.8
Cromo	0.5
Indio	2
Plomo	1.2
Cobre -20% plomo	0.2
Metal blanco (base Sn)	0.8
Metal blanco (base Pb)	0.5
α -Latón (Cu-30% Zn)	0.5
Plomo α/β Latón (Cu-40% Zn)	0.2
Hierro fundido gris	0.4
Acero dulce 0.13%	0.8

En superficies metálicas limpias en alto vacío y posteriormente puestas en contacto, generalmente se observa una fuerte adhesión. El coeficiente de fricción en estas condiciones tiene un valor muy alto, típicamente de 2 a 10 o incluso más, ya que se forman enlaces metálicos fuertes a través de la interfaz y cuando las superficies se separan, el metal se transfiere de un cuerpo al otro. Con poca o ninguna contaminación interfacial presente, la extensión del crecimiento de la unión está limitada solamente por la ductilidad de la aspereza del material. Por lo tanto, el coeficiente de fricción es muy alto. Deslizamientos bajo condiciones de muy alto vacío como las que ocurren en la ingeniería espacial deben de tomarse con especial cuidado y con medidas muy especiales en el diseño de los componentes deslizantes para operar con éxito en este exigente entorno.

En muchas aplicaciones prácticas, los metales se deslizan uno contra el otro en aire (ver Tabla 3.1), bajo estas condiciones los coeficientes de fricción son mucho más bajos que en el vacío, sus valores típicamente se encuentran en el intervalo de 0.5 a 1.5. El oro tiene un valor particularmente alto de μ entre los metales enumerados ya que no forma una película de óxido, aunque los gases adsorbidos estarán presentes en el aire y, por lo tanto, las uniones de aspereza tienden a ser fuertes. El oro también es muy dúctil, de modo que puede producirse un considerable crecimiento de unión. Ambos factores contribuyen a elevar la fuerza de fricción, aunque no tan alta como la que se da en contactos deslizantes bajo condiciones de alto vacío.

Todos los otros metales se oxidan en el aire en cierta medida, formando películas de óxido típicamente entre 1 y 10 nm de espesor en superficies atómicamente limpias a los pocos minutos de exposición. Estas películas desempeñan un papel crítico en la determinación del comportamiento deslizante, ya que la fricción entre las superficies de óxido, o entre el óxido y el solo metal, es casi siempre menor a la que se da entre superficies solo-metálicas.

La Figura 3.13 ilustra el efecto del oxígeno sobre la fricción deslizante del hierro puro. En alto vacío, se produce una fuerte adhesión y anclaje. La admisión de sólo una pequeña presión de oxígeno permite el deslizamiento, aunque con un alto coeficiente de fricción. A medida que más oxígeno es admitido en el sistema, el valor de μ cae hasta que eventualmente alcanza el valor en el rango típico normalmente medido en aire a presión ambiente [13].

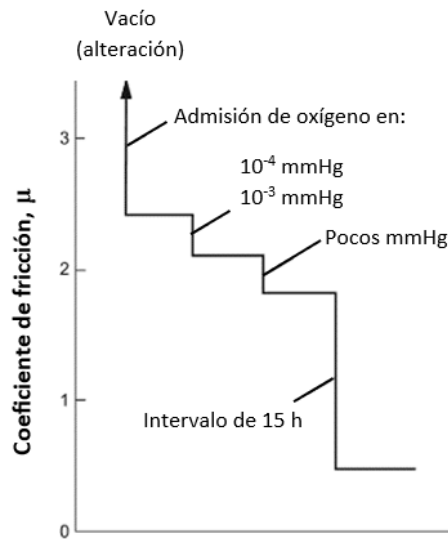


Figura 3.13. El efecto del oxígeno en la fricción de hierro puro. En vacío el valor de la fricción es muy alto; a medida que la concentración de oxígeno se incrementa el coeficiente de fricción disminuye [13].

El efecto de una película de óxido en la disminución de la fricción también puede ser mermada en cierta medida. La Figura 3.14 muestra una forma común de cierto comportamiento en el cobre. A cargas normales bajas, las películas de óxido separan eficazmente las dos superficies metálicas y hay poco o ningún contacto metálico verdadero. La resistencia eléctrica de la interfaz es alta, y la huella formada por el deslizamiento aparece lisa y pulida.

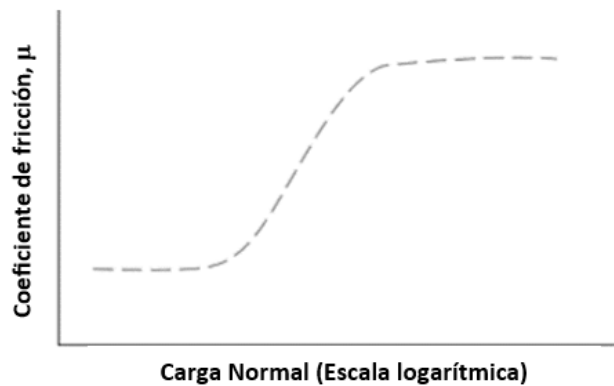


Figura 3.14. Gráfica que muestra cómo el coeficiente de fricción varía con la carga normal para un deslizamiento de cobre sobre cobre en aire y sin lubricación [5].

El coeficiente de fricción es bajo, tal vez porque el óxido actúa como una película de baja resistencia al cizallamiento, pero más probablemente porque su baja ductilidad limita el crecimiento de la unión. A medida que aumenta la carga normal, se produce una transición a un valor mayor de μ , en el caso del cobre para estos experimentos la transición fue de menos de 0.5 a más de 1.5. La huella de deslizamiento bajo esta transición presenta ahora un considerable daño superficial con evidencia de transferencia metálica. La resistencia eléctrica de la interfaz cae a un valor bajo y se deduce que el contacto metálico solo ocurre entre las asperezas del cobre.

Las transiciones del coeficiente de fricción son comunes también para otros metales, aunque no tan grande como se da en el cobre. En aluminio, por ejemplo, como lo muestra la Tabla 3.1 (a), μ aumenta de 0.8 a 1.2 a medida que la película de óxido se rompe. El cadmio muestra casi ningún cambio en μ , aunque las mediciones de la resistencia eléctrica confirman que una película aislante está presente en cargas normales bajas. En todos estos casos, cuando las superficies están separadas por películas protectoras de óxido, la fricción se mide esencialmente entre las superficies de óxido. En cargas normales altas, las películas en la superficie pueden deformarse y fracturarse permitiendo que se produzca un verdadero contacto metálico, y la fricción a menudo se eleva.

Para algunos metales suaves y dúctiles como lo son el estaño y el indio, el contacto metálico entre las superficies se produce incluso en cargas normales ligeras y por consiguiente el coeficiente de fricción es elevado y no cambia notablemente con la carga. Aquí las películas de óxido formadas pueden penetrar hacia el sustrato blando que ofrece poca dureza. En otro extremo del comportamiento, el cromo forma una película de óxido delgada pero muy fuerte y no exhibe contacto metálico bajo un rango alto de carga normal (determinado por mediciones de resistencia eléctrica) por lo cual presenta un bajo constante coeficiente de fricción.

La fricción de metales puros deslizándose contra sí mismos en el aire sin lubricar, es a menudo controlada por la presencia de óxidos superficiales. Si la película de óxido no se rompe durante el deslizamiento, el daño superficial es leve y el mismo óxido determina el coeficiente de fricción [5].

3.3.4 Fricción en aleaciones y metales no puros

Las películas de óxido juegan un papel muy importante también en la fricción de metales y aleaciones disímiles deslizándose solo en aire. En general, el coeficiente de fricción para una aleación tiende a ser bastante menor que el de metales puros.

La fricción de aceros ha sido ampliamente estudiada, μ varía con la composición, la microestructura y también a menudo depende en mucho de la carga. En la Figura 3.15 se muestra el comportamiento típico de ciertos aceros al carbono. Un acero al 0.4% de carbono, muestra una transición del coeficiente de fricción desde un valor relativamente alto al emplear cargas ligeras y que baja aún más al emplear cargas más elevadas. Se ha sugerido que esta transición resulta de la estructura estratificada de los óxidos presentes en el acero ya que la capa superior está constituida por Fe_2O_3 , mientras que la capa que le sigue hacia la matriz es Fe_3O_4 , posteriormente FeO y finalmente el propio metal. De acuerdo con este modelo, la transición resulta entonces de la penetración de la capa de Fe_2O_3 por la presión de las cargas más altas. Algunos otros aceros no muestran una transición tan pronunciada, por ejemplo, para el acero de menor contenido de carbono 0.3% su comportamiento con respecto a la fricción es el comúnmente observado en la mayoría de los aceros [25].

Los efectos por elementos que se encuentran en menor proporción en una aleación pueden marcar amplia diferencia con respecto a la fricción y esto es por resultado de su segregación superficial. El aluminio en los aceros, por ejemplo,

se segrega hacia la superficie y en el vacío tiende a aumentar el coeficiente de fricción. Sin embargo, la oxidación de la superficie produce una capa de óxido de aluminio que favorece a que la fricción se vea reducida, por lo tanto, los efectos de la segregación superficial son complejos, pero pueden proporcionar una forma de cambiar las propiedades de la fricción de una aleación a través de modificaciones relativamente pequeñas a su composición.

Algunas aleaciones como el latón α/β (cobre-zinc), hierro fundido gris y cobre-plomo, destacan por presentar un coeficiente de fricción bajo. La razón en los tres casos es la misma: todas contienen fases que proporcionan películas de baja resistencia al cizallamiento. Aleaciones de latón con plomo y cobre-plomo ambas contienen dispersiones de plomo metálico que tiene muy poca solubilidad en las fases de la matriz. Durante el deslizamiento, se forma una delgada película débil de plomo en la superficie y resulta en un bajo valor de μ por el mecanismo expresado en la ecuación 38. En el hierro fundido gris la película de baja resistencia al cizallamiento es proporcionada por el componente de grafito. Estas aleaciones con coeficientes de fricción intrínsecamente bajos en el deslizamiento en seco contra acero no dependen de la formación de una capa protectora de óxido.

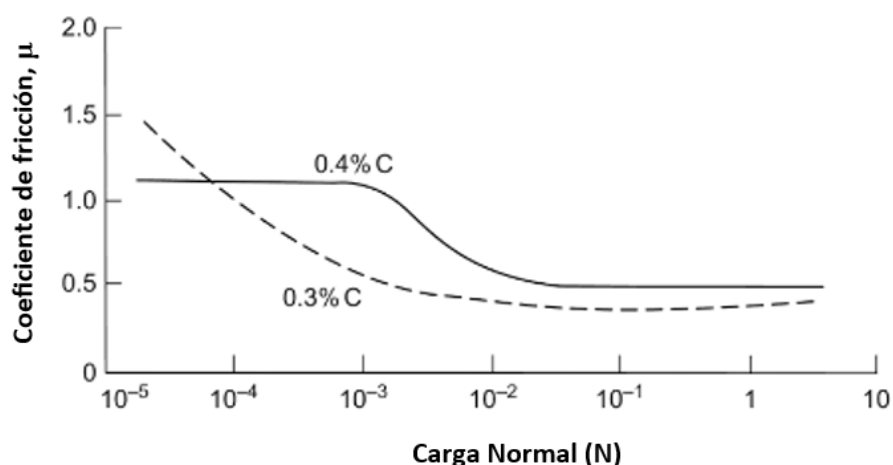


Figura 3.15. Variación del coeficiente de fricción de dos tipos de aceros al incrementar la carga normal [25].

3.3.4.1 Efectos de la temperatura en la fricción de metales

Cuando aumenta la temperatura de un metal que se encuentra en deslizamiento, se producen varios efectos, por ejemplo, sus propiedades mecánicas cambian, la velocidad de oxidación y otras reacciones químicas en la superficie aumentan e incluso se pueden tener transformaciones de fase, todo esto influye en la fricción.

La Figura 3.16 muestra la variación de μ en ultra alto vacío de metales de tres distintas estructuras cristalinas que se deslizan entre ellos mismos, se ilustra cómo la temperatura presenta una influencia en el comportamiento plástico y con ello cambia considerablemente el coeficiente de fricción. En los metales de estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) y cúbica centrada en el cuerpo (bcc), se producen transiciones en la fricción, los metales con estructura fcc la transición se asocia con un cambio marcado por la tasa de endurecimiento (mayor a bajas temperaturas), mientras que en los metales con estructura bcc el incremento de la fricción coincide con la transición del metal de dúctil a frágil [28].

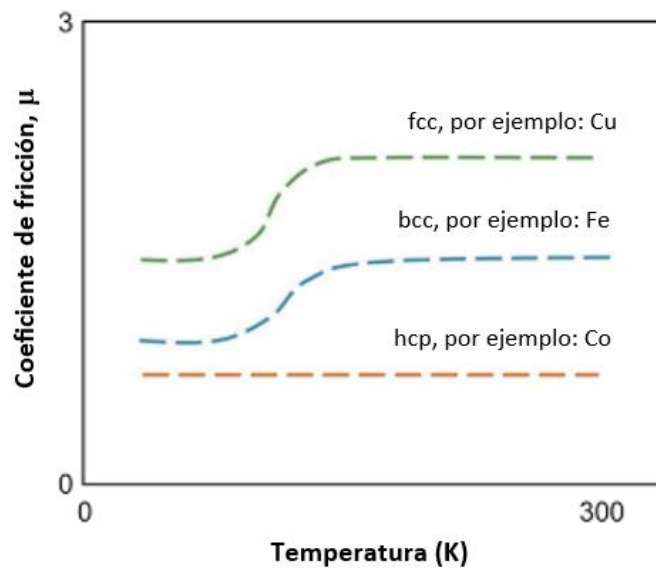


Figura 3.16. Variación del coeficiente de fricción de tres metales puros de distinta estructura cristalina con el incremento de la temperatura [28].

Para el rango de temperatura estudiado, los metales de estructura cristalina hexagonal compacta (hcp) no muestran cambios en la fricción ya que sus propiedades mecánicas no se alteran de manera significativa, aunque en metales como el titanio y el zirconio existe una clara correlación entre las ductilidades de los metales individuales y la fricción, al ser bastante dúctiles, su comportamiento se asemeja al de los metales con estructura fcc con respecto a la fricción. El berilio y el cobalto de ductilidad limitada por el bajo número de sistemas de deslizamiento que cuentan exhiben valores más bajos de μ . En estos experimentos, donde la influencia de las películas interfaciales se excluyó deliberadamente al realizarlos al vacío, en general se hace evidente que a medida que aumenta la ductilidad de un metal, también lo hace el valor de μ .

Cuando los metales se calientan en el aire, su tasa de oxidación aumenta y, por lo tanto, el espesor y posiblemente también la naturaleza de las películas de óxido cambiará. Esto proporciona un segundo mecanismo a través del cual la fricción puede variar con la temperatura, la Figura 3.17 ilustra este efecto para el deslizamiento de un acero inoxidable austenítico contra níquel puro. A medida que aumenta la temperatura, la ductilidad creciente de los metales conduce a un aumento constante de μ , hasta que a 750 °C se forma una gruesa película de óxido de níquel y la fricción cae bruscamente a un valor inferior. Durante el enfriamiento, el óxido continúa separando las asperezas y la baja fricción se mantiene a temperaturas mucho más bajas. Comportamiento similar se observa comúnmente en los aceros. Una capa superficial de Fe_3O_4 proporciona un menor coeficiente de fricción que Fe_2O_3 ; el óxido predominante que se forma está determinado por la temperatura, por las composiciones de la aleación y el gas circundante. Otras películas superficiales formadas por reacciones del gas circundante y las matrices metálicas pueden cambiar el comportamiento de la fricción, el cloro, por ejemplo, reacciona fuertemente con muchos metales y las películas de cloruro resultantes pueden reducir la fricción [29].

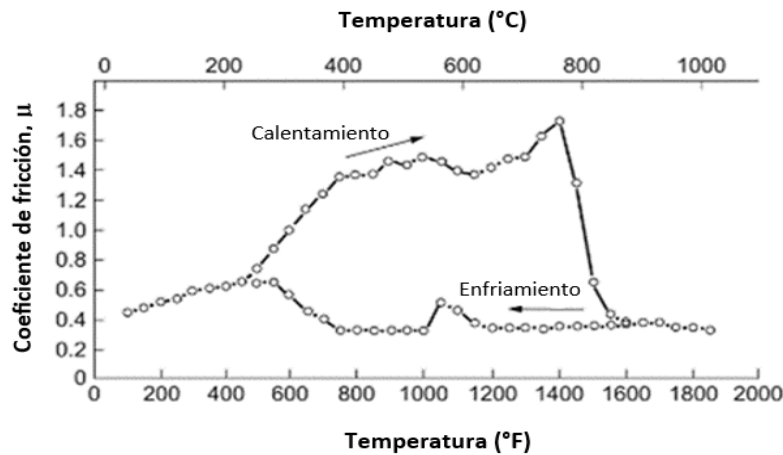


Figura 3.17. Dependencia del coeficiente de fricción con la temperatura para un acero austenítico inoxidable deslizándose contra níquel puro. Al par tribológico primeramente le fue incrementada su temperatura y subsecuentemente fue enfriado [29].

Las transformaciones de fase, por su gran influencia en las propiedades mecánicas de los materiales pueden provocar grandes cambios en la fricción. El efecto más drástico es debido a la fusión; cuando un metal se acerca a su punto de fusión, su resistencia disminuye rápidamente y la difusión térmica y los fenómenos de fluencia se vuelven más importantes. El resultado incrementa la adhesión y la ductilidad en los puntos de contacto conducen a un aumento pronunciado de la fricción. Sin embargo, cuando una de las superficies deslizantes realmente se funde y, por lo tanto, pierde su resistencia al corte, la fuerza de fricción cae a un valor bajo determinado por fuerzas viscosas en la capa líquida, esto puede observarse en el deslizamiento de metales a velocidades muy altas (típicamente > 100 m/s ver Figura 3.18) [25], también puede observarse en otro ejemplo como el deslizamiento de un esquí sobre hielo o nieve.

En ambos casos la disipación del trabajo de fricción genera suficiente calor local para elevar la temperatura al punto de fusión en la interfaz y el deslizamiento se lleva a cabo bajo condiciones de lubricación hidrodinámica. A bajas velocidades de deslizamiento o a temperatura ambiente suficientemente baja, no se forma

una película fundida y la fricción está controlada por la interacción de las superficies sólidas. Las transformaciones en fase de estado sólido también influyen en la fricción. La Figura 3.19 muestra la variación de la fricción del cobalto con respecto al incremento de la temperatura. El cobalto exhibe una transformación bastante lenta de su estructura hexagonal compacta a baja temperatura, con ductilidad de deslizamiento limitada, a una estructura cúbica que es completamente dúctil. El coeficiente de fricción asociado con la estructura del fcc es alto, mientras que el del hcp es bajo [13].

El estaño es otro metal que exhibe una transformación polimórfica que conduce a un cambio en la fricción, Figura 3.20. Debajo de la temperatura de 13 °C (estaño gris) el estaño mantiene una estructura cristalina de diamante estable, mientras que por arriba de esta temperatura el estaño cambia su estructura a tetragonal centrado en el cuerpo. El cambio en μ es completamente reversible con la temperatura. La adición de una pequeña cantidad de bismuto al estaño suprime su transformación alotrópica y el coeficiente de fricción para la aleación de estaño y bismuto no cambia con la temperatura [13].

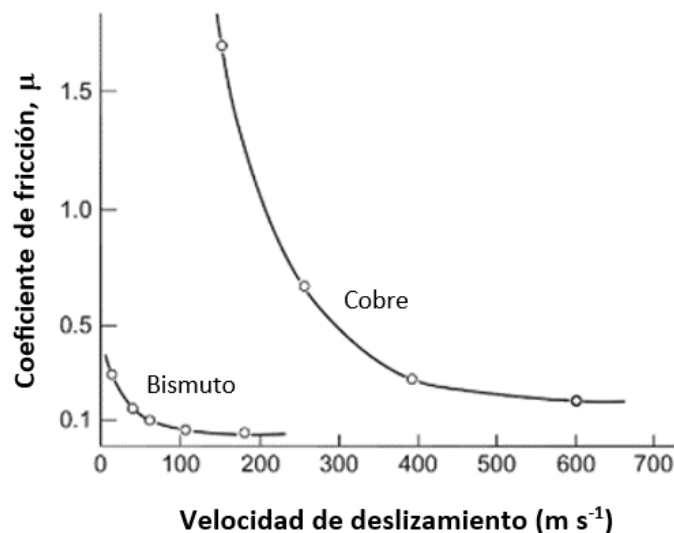


Figura 3.18. Variación del coeficiente de fricción con respecto a la velocidad de deslizamiento de bismuto y cobre deslizándose contra ellos mismos [25].

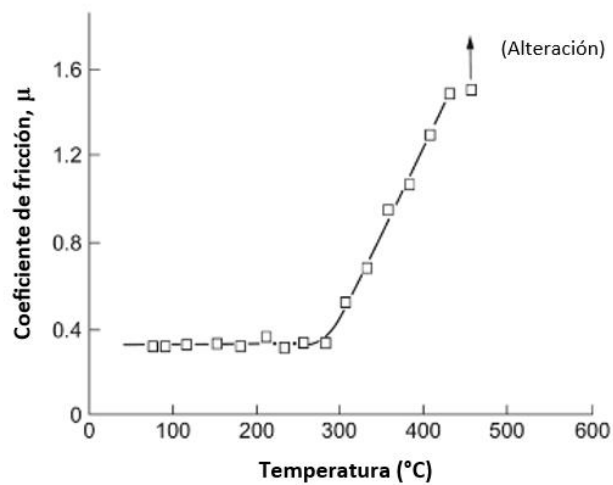


Figura 3.19. Variación del coeficiente de fricción con respecto a la temperatura para cobalto deslizando contra él mismo en vacío [13].

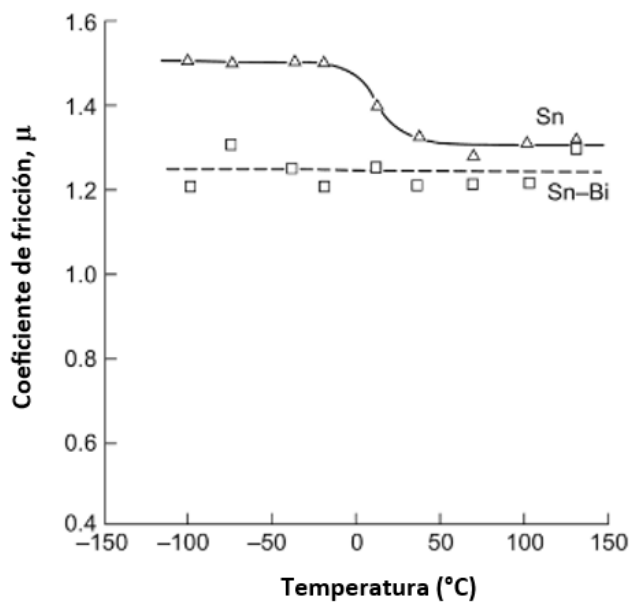


Figura 3.20. Variación del coeficiente de fricción con el incremento de la temperatura para estaño deslizando contra él mismo. La adición de pequeñas cantidades de bismuto suprime su transformación alotrópica [13].

3.3.5 Fricción de cerámicos

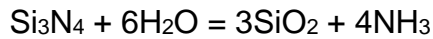
Los cerámicos de mayor interés para la tribología son los llamados cerámicos ingenieriles, los cuales combinan baja densidad con excelentes propiedades mecánicas incluso en altas temperaturas. Ejemplos típicos de este tipo de cerámicos son el nitruro de silicio (Si_3N_4), el carburo de silicio (SiC), la alúmina (Al_2O_3) y el zirconio ZrO_2 , aunque estos materiales pueden ser nominalmente puros, usualmente contienen aditivos los cuales pueden estar presentes ya sea en pequeñas cantidades o en proporciones más substanciales para asistir su proceso de fabricación. Existe también un interés considerable en el uso de materiales cerámicos como recubrimientos de capa delgada en sustratos de metales u otros materiales, particularmente carburo de titanio y diamante, que usualmente presentan atractivas propiedades tribológicas.

Las principales diferencias del comportamiento mecánico entre cerámicos ingenieriles y los metales, surgen de la distinta naturaleza de sus fuerzas interatómicas. Los cerámicos poseen enlaces iónicos o covalentes y los metales enlace metálico. El enlace iónico en cerámicos tales como MgO y Al_2O_3 , conduce a estructuras cristalinas con solo un pequeño número de sistemas de deslizamiento independientes disponibles para dislocaciones, menos de los cinco necesarios para acomodar una deformación plástica general. El enlace covalente de cerámicos SiC , TiC o diamante, conduce a dislocaciones muy estrechas que se mueven solo bajo alta tensión, aunque existan los cinco sistemas de deslizamiento independientes. De este modo, los materiales cerámicos de cualquier tipo de enlace muestran un flujo plástico limitado a temperatura ambiente y por lo tanto mucho menos ductilidad que los metales, por lo cual es más probable que el contacto de las asperezas cerámicas sea mayormente elástico que en los metales. Las grandes deformaciones plásticas asociadas con el crecimiento de uniones en metales no ocurren en los cerámicos excepto a altas temperaturas y aunque las fuerzas adhesivas (de origen

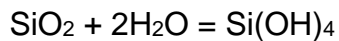
covalente, iónico o Van Der Waals) están presentes entre materiales cerámicos en contacto, el coeficiente de fricción nunca alcanza valores altos como los que se presentan en metales limpios deslizando en ausencia de oxígeno. El valor de μ para los contactos cerámico-cerámico se encuentra típicamente en el rango de 0.25 a 0.8, estos valores son similares a los observados en pares metálicos deslizando en el aire en presencia de películas de óxido, de hecho, existe una gran similitud entre el contacto de las superficies de metal oxidado y el de los cerámicos. En general, se observa amplia variabilidad de los valores de μ para cerámicos ingenieriles por lo que sería engañoso establecer coeficientes de fricción representativos para este tipo de cerámicos. Los factores ambientales son responsables de una buena parte de esta variación. Aunque los cerámicos, se sabe son químicamente inertes, las superficies de la mayoría de los cerámicos son susceptibles a reacciones tribo-químicas que conducen a la formación de películas superficiales y por lo tanto, modifican su comportamiento de fricción. Estas reacciones ocurren mucho más rápido en un contacto deslizante entre cerámicos que en la superficie libre del mismo cerámico base sin deslizarse aun encontrándose a la misma temperatura. Altas temperaturas locales en los contactos entre asperezas, la exposición de superficies atómicamente limpias por el proceso de desgaste y la estimulación mecánica directa son los mecanismos que pueden acelerar las reacciones superficiales en los contactos deslizantes de cerámicos [5].

Ciertos cerámicos deslizando en aire comúnmente forman películas de óxido en sus superficies, por ejemplo, se ha encontrado que el nitruro de silicio, el carburo de silicio, el nitruro de titanio y el carburo de titanio después del deslizamiento han reaccionado significativamente con el oxígeno que se encuentra presente en el aire o en el vapor de agua disuelto en el aire (humedad relativa) [5]. Los cerámicos reaccionarán con el agua, ya sea que esté presente en forma de líquido o como vapor, por ejemplo, la alúmina y el zirconio ambos forman capas superficiales hidratadas al deslizarse en aire húmedo. En el caso

de cerámicos que sus moléculas no presentan oxígeno, la oxidación puede ser seguida por la hidratación, como en el caso de las películas formadas en nitruro de silicio en aire húmedo o agua:



Y la hidratación ocurre finalmente,



Estos efectos tribo-químicos son responsables de la influencia de la composición atmosférica sobre la fricción que se observa comúnmente en los cerámicos. La Figura 3.21 por ejemplo, muestra cómo el valor de μ disminuye con la creciente cantidad de agua para el nitruro de silicio deslizándose contra sí mismo primeramente en nitrógeno gaseoso seco, en aire de dos niveles de humedad diferentes y en agua líquida. Las reacciones descritas anteriormente conducen a la formación e hidratación de una película de sílice en la interfaz, la cual disminuye la resistencia al corte y por lo tanto reduce el coeficiente de fricción [30].

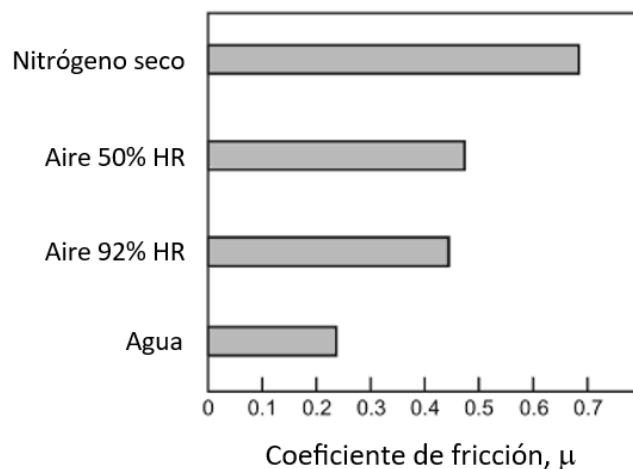


Figura 3.21. Efecto del medio ambiente sobre la fricción del nitruro de silicio. Los valores de μ se obtuvieron de pruebas "Pin on Disc" a una velocidad de deslizamiento de 150 mm/s [30].

En algunos cerámicos los efectos de las películas de superficie pueden ser muy marcados. El diamante y el nitruro de titanio son un buen ejemplo, ambos muestran alta fricción cuando se deslizan contra sí mismos en el vacío. El valor de fricción para el diamante alcanza cerca de 1 posterior al deslizamiento repetido al vacío. En aire por lo regular el valor de fricción para el diamante se encuentra en los valores típicos de 0.05 a 0.15 y el nitruro de titanio presenta valores de fricción entre 0.1 a 0.2. Se ha reportado una oxidación superficial significativa en el nitruro de titanio y parece ser la responsable de su baja fricción en el aire, mientras que, en el diamante, la modificación de la superficie se debe a la adsorción de una especie gaseosa, más que a la formación de un producto de reacción. La fricción particularmente pequeña del par tribológico diamante-diamante en aire se debe a la muy baja fuerza adhesiva entre las superficies, debida a la contaminación adsorbida, junto con una pequeña contribución de otros procesos disipativos de energía.

Además de las reacciones químicas en la superficie, un segundo factor que puede ser importante en la fricción de los cerámicos es la propagación de fracturas en las superficies deslizantes. Bajo ciertas condiciones se puede producir una fractura frágil generalizada en la zona de contacto, a menudo intergranular en cerámicos policristalinos, en condiciones severas, las fracturas pueden ser transgranulares. La aparición de fracturas conduce a una mayor fricción, ya que proporciona un mecanismo adicional para la disipación de energía durante el contacto deslizante. La fractura se produce fácilmente en contactos concentrados, la Figura 3.22 muestra los resultados de experimentos en los que se deslizó un cono de diamante sobre un solo cristal de carburo de silicio. A cargas bajas en el carburo de silicio se presentó una marca de desgaste producto de la deformación plástica sin fractura, el valor de μ fue relativamente bajo, a medida que aumentaba la carga, se produjo una fractura frágil alrededor de la pista deslizante que condujo a un coeficiente de fricción más elevado [31].

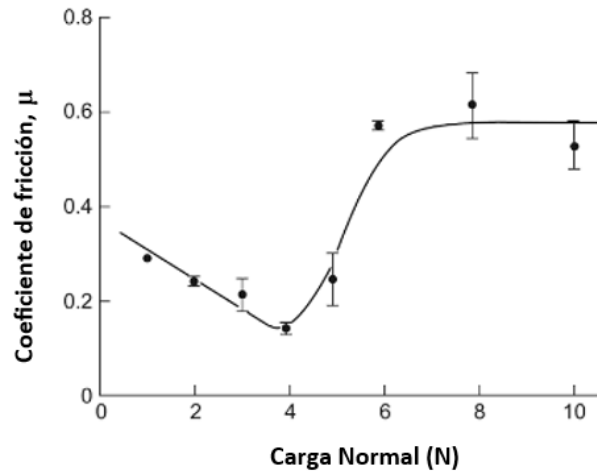


Figura 3.22. Variación del coeficiente de fricción con la carga normal para un cono de diamante de 60° deslizando encima de carburo de silicio monocristalino. El incremento de la fricción por arriba de 4 N está asociado con la fractura a lo largo de la huella de desgaste [31].

Los efectos de la composición atmosférica, la temperatura, la carga, la velocidad de deslizamiento y el tiempo de deslizamiento tienen gran efecto en la fricción de los cerámicos, este efecto generalmente se puede interpretar en términos de aparición y cambios de películas tribo-químicas en las superficies de los cerámicos, así como la propagación de fracturas en la región de contacto. La carga y la velocidad de deslizamiento afectan la tasa de disipación de energía por fricción y por lo tanto la temperatura en la interfaz. A temperaturas suficientemente altas aumentará la plasticidad en la mayoría de los cerámicos afectando directamente el comportamiento de la fricción. La influencia de estos factores puede ser grande, la Figura 3.23 muestra la variación del coeficiente de fricción con el incremento de la temperatura para auto-pares tribológicos de alúmina y zirconio deslizando en aire, el marcado incremento de la fricción con la temperatura se atribuye a la eliminación de agua adsorbida en la interfaz [32].

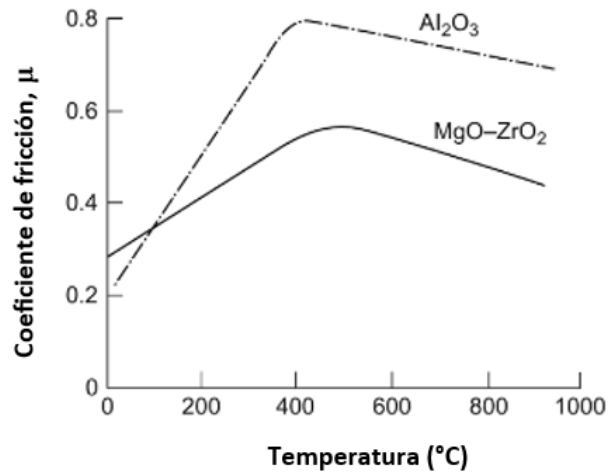


Figura 3.23. Variación del coeficiente de fricción con la temperatura para magnesio parcialmente estabilizado con zirconio y alúmina deslizando contra ellos mismos [32].

3.3.6 Fricción de sólidos laminares

Varios materiales con capas laminares presentan bajos valores de fricción bajo ciertas condiciones, estos materiales son de gran interés para utilizarlos como lubricantes sólidos. Los más importantes de entre estos materiales son el grafito y el disulfuro de molibdeno (MoS_2). Ambos materiales son fuertemente anisotrópicos en sus propiedades mecánicas y físicas, en particular son mucho menos resistentes a la deformación por cizallamiento en el plano basal (es decir, paralelo a los planos atómicos) que en otras direcciones. La baja fricción de ambos, el grafito y el bisulfuro de molibdeno está asociada con sus estructuras laminares y su débil unión interplanar, pero de ninguna manera todos los compuestos con estructuras similares muestran baja fricción y los bajos valores de fricción no pueden atribuirse a estos factores por sí solos [33].

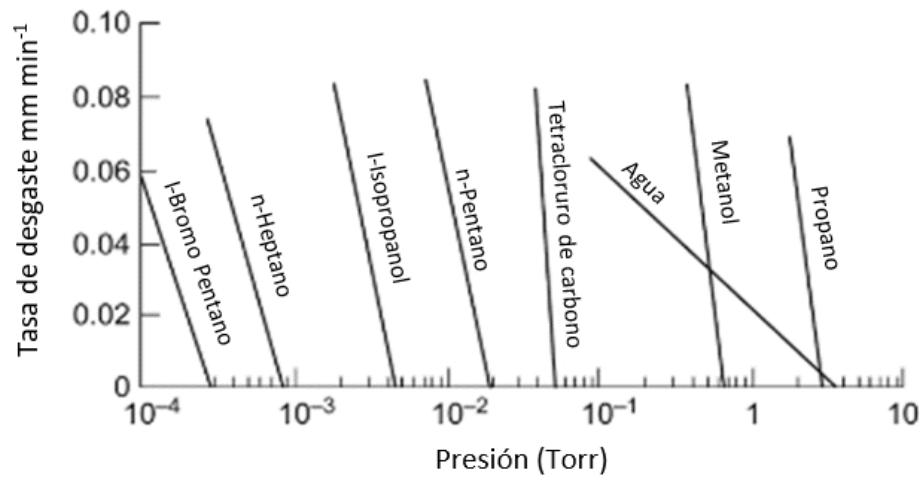


Figura 3.24. Tasa de desgaste del grafito para diferentes presiones parciales de varios gases [33].

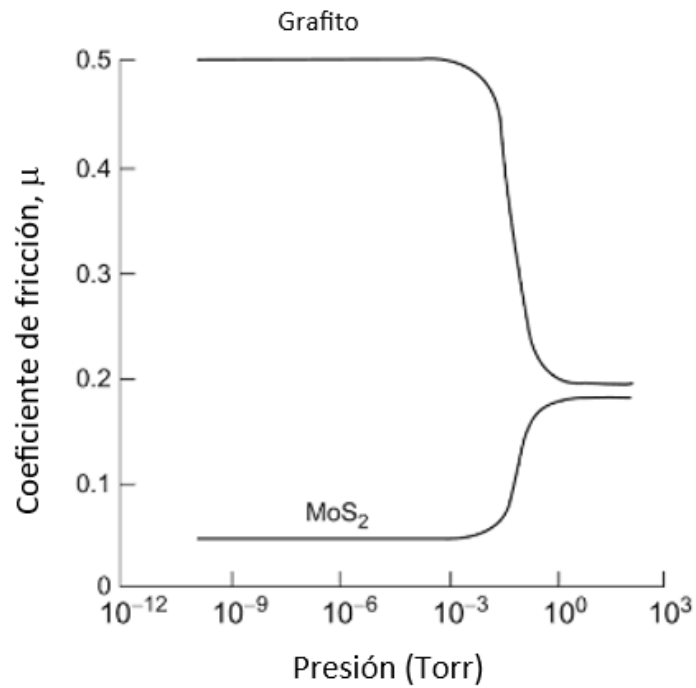


Figura 3.25. Variación del coeficiente de fricción para el grafito y disulfuro de molibdeno con oxígeno (presión de aire) [13].

La fricción de deslizamiento del grafito sobre sí mismo o sobre otros materiales en el aire es baja; típicamente $\mu \sim 1$. Si la superficie del grafito se examina mediante difracción de electrones después del deslizamiento, se encuentra que los planos basales se han orientado casi paralelos al plano de la interfaz, con una desalineación del orden de 5° . La fricción del grafito depende fuertemente de la naturaleza de la atmósfera. En el vacío o en nitrógeno seco, μ es típicamente 10 veces mayor que en el aire, y el grafito en estas condiciones se desgasta muy rápidamente. La adición controlada de gases y vapores revela que la baja fricción y el desgaste del grafito dependen de la presencia de oxígeno, vapor de agua u otros vapores condensables [13].

La Figura 3.24 ilustra el efecto sobre la tasa de desgaste por deslizamiento del grafito al variar la presión parcial de varios gases. El oxígeno muestra un efecto similar al del vapor de agua, pero a presiones alrededor de 100 veces mayores. La Figura 3.25 (curva superior) muestra cómo el coeficiente de fricción del grafito aumenta drásticamente con la disminución de la presión del aire. Aunque algunas características del comportamiento del grafito aún no se conocen bien, está claro que la adsorción de ciertas moléculas es necesaria para un bajo valor de μ . En la fricción por deslizamiento del grafito en el vacío es alta. Los vapores condensables reducen la fricción por la adsorción selectiva de sitios de alta energía, saturando los enlaces, reduciendo la adhesión y, por lo tanto, disminuyendo la fricción. Solo se necesita una pequeña concentración de moléculas adsorbidas para producir este efecto [13,33].

El disulfuro de molibdeno a diferencia del grafito exhibe un coeficiente de fricción intrínsecamente bajo. La Figura 3.25 muestra cómo la fricción depende de la presión del aire. MoS_2 muestra un valor bajo de μ en aire, que a diferencia del comportamiento del grafito cae aún más bajo en el vacío [13].

3.4 Prueba de desgaste por deslizamiento

Uno de los principales objetivos de las pruebas de desgaste por deslizamiento ha sido desarrollar técnicas que permitan determinar en tiempo real el coeficiente de fricción durante el deslizamiento. La prueba tribológica del tipo esfera sobre disco, similar a la prueba estándar de la ASTM (G99) [Método de prueba estándar para pruebas de desgaste con un aparato perno sobre disco] ha sido ampliamente utilizada para estudiar las propiedades tribológicas de los materiales por deslizamiento y al mismo tiempo obtener el coeficiente de fricción μ . La Figura 3.26 muestra de manera esquemática la prueba de esfera sobre disco, la cual consiste en un plato giratorio de revoluciones controladas en el cual se monta la muestra, cuenta con un porta esferas en el que se aplica una carga controlada para ejercer presión sobre la muestra, además de contar con una celda de carga que pueden medir la fuerza de fricción [34].

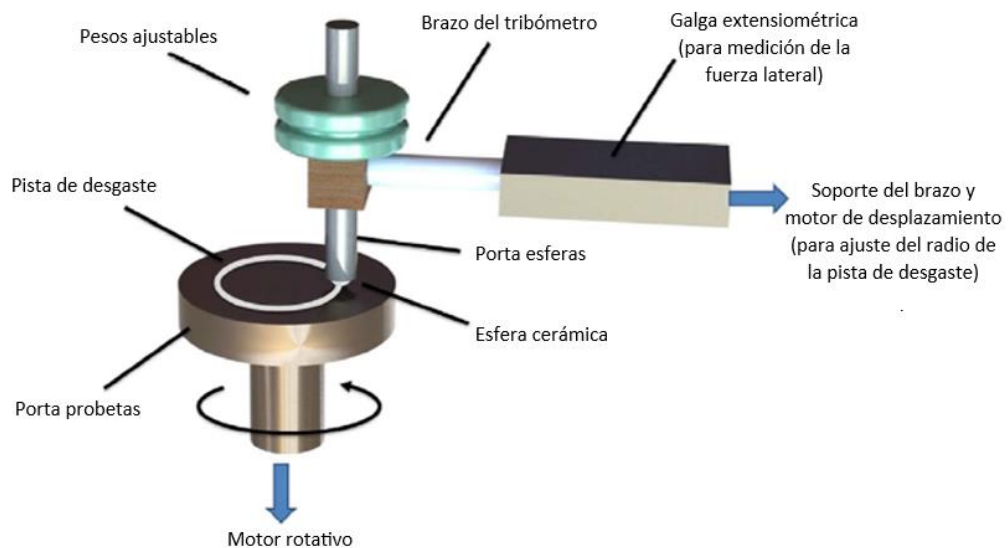


Figura 3.26. Representación esquemática de la prueba esfera en disco [34].

3.4.1 Ecuación de Archard para el desgaste por deslizamiento

Existe un análisis simple del desgaste por deslizamiento atribuido a Archard y a Holm. Aunque el modelo se desarrolló originalmente para metales, éste también puede brindar cierta información en el desgaste de otros materiales. En virtud de su simplicidad se destacan las principales variables que influyen en la tasa de desgaste por deslizamiento Q , como lo son la carga normal W , la dureza del material más suave H y un coeficiente de desgaste adimensional K .

$$Q = \frac{KW}{H} \quad \text{Ecuación 39}$$

El modelo surge a partir de la concepción de que cuando las asperezas se tocan, el área real de contacto es igual a la suma de las áreas de contacto de todas las asperezas. Esta área es estrechamente proporcional a la carga normal, y se puede suponer que, en la mayoría de las condiciones, para los metales al menos, la deformación local de las asperezas es plástica. En la Figura 3.27 se muestra el contacto de una aspereza, que suponemos circular de radio a [35].

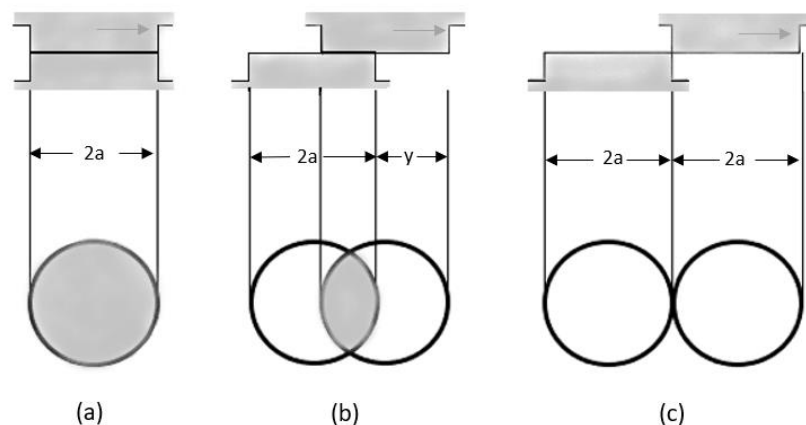


Figura 3.27. Esquema de la evolución del contacto de un par de asperezas al moverse una encima de la otra [35].

3.4.2 Daño superficial durante el desgaste por deslizamiento

En general, el daño a la superficie es causado por la adhesión, las reacciones triboquímicas, la fatiga superficial y la abrasión. Debajo de las capas superficiales, a menudo se observan cambios significativos en la microestructura en lo que a veces se conoce como la zona tribológicamente transformada (TTZ). En algunos casos, la deformación severa ocurre a una distancia considerable debajo de la superficie, mientras que en otros casos se restringe a una profundidad mucho más pequeña. La Figura 3.28 ilustra esquemáticamente las diversas regiones de modificación microestructural utilizando una nomenclatura común que ha sido desarrollada por varios investigadores. En la Zona 1, la matriz del material permanece sin deformar. La Zona 2 contiene material deformado plásticamente, que aumenta hacia la superficie. La reorientación y el refinamiento del grano se pueden encontrar hacia el límite entre las Zonas 2 y 3 [36].

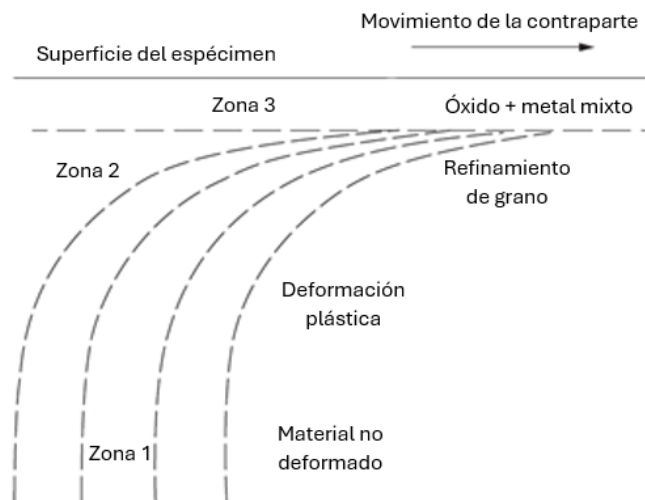


Figura 3.28. Regiones de la zona tribológicamente transformada [36].

El material cerca de la parte superior de la Zona 2 a menudo muestra una estructura laminar resultado de la alineación de dislocaciones y los límites de grano subsuperficiales paralelos al deslizamiento. Esta microestructura es similar a la observada en metales sometidos a grandes deformaciones por esfuerzos de corte, por ejemplo, en pruebas de torsión en donde grandes tensiones generan una cizalladura localizada que se origina a partir de la concentración de deformaciones. En la zona 3 se observan dos tipos distintos de capas superficiales de los cuerpos que estuvieron expuestos al desgaste por deslizamiento. En el primer tipo, el material está formado predominantemente por óxidos metálicos. El segundo tipo de material de la Zona 3 es distinto del primero ya que es principalmente metálico en naturaleza; generalmente es de grano muy fino (con granos submicrométricos, a veces tan pequeños como 10 nm) y contiene componentes que no están presentes en el material matriz original, como lo es el metal transferido de la otra superficie que provocó el desgaste y óxidos. Este material de composición mixta, que contiene partículas íntimamente mezcladas de óxido y material externo, muestra muchas similitudes con el material producido por el proceso de aleación mecánica.

Al igual que con los materiales encontrados en la Zona 3, los fragmentos del material generalmente pueden ser de dos formas distintas. En el primero, los fragmentos están formados por partículas de tamaño típicamente dentro del rango de 0.01-1 μm que son predominantemente óxidos metálicos, aunque estos pueden unirse entre sí para formar aglomerados más grandes como parte del proceso de desgaste. En el segundo, los fragmentos se componen de partículas metálicas mucho más grandes, quizás de 20-200 μm de tamaño, que incluso pueden ser individualmente visibles a simple vista; estos fragmentos siempre tienden a ser en forma de placa, de pequeño grosor en comparación con sus otras dimensiones. En la Figura 3.29 se presenta un ejemplo de los cambios en la naturaleza de los fragmentos para el deslizamiento de una aleación de aluminio contra un perno de acero, observándose el cambio en un rango relativamente pequeño de velocidades de deslizamiento. A la velocidad más

baja, la fragmentación es fina y está compuesta por óxidos asociados con el aluminio y el acero. Por el contrario, a la velocidad de deslizamiento más alta, los fragmentos están presentes en forma de hojuelas metálicas mucho más grandes, formadas únicamente por la aleación de aluminio [37].

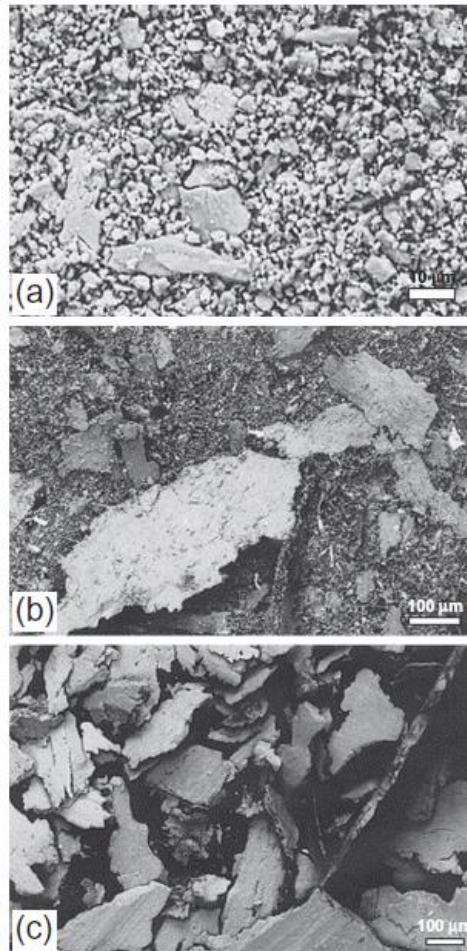


Figura 3.29. Morfología de fragmentos de la superficie resultado del desgaste por deslizamiento de aluminio contra acero a diferentes velocidades (a) 0.8 m s^{-1} , (b) 1.2 m s^{-1} , (c) 1.4 m s^{-1} [37].

3.4.3 Mapa del régimen de desgaste

Un método útil para representar los diversos regímenes del modo de desgaste es a través de un mapa, la Figura 3.30 muestra un ejemplo del modo de desgaste para aceros que se deslizan dentro de una atmósfera de aire en la configuración común “pin on disc”. Aunque los detalles del mapa son específicos para los aceros, la forma general será similar para el deslizamiento no lubricado de la mayoría de los metales en aire. Los modos de desgaste dominantes y las regiones resultantes en el diagrama se determinan de dos maneras: trazando los datos empíricos de los experimentos realizados en condiciones muy diferentes y mediante el uso de modelos analíticos simples para las tasas de desgaste debido a los diversos mecanismos [38].

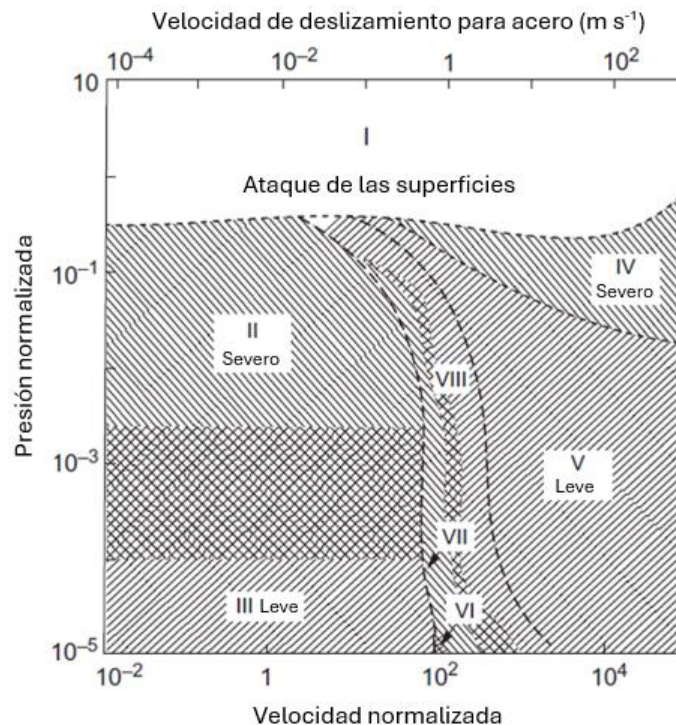


Figura 3.30. Mapa del modo de desgaste por deslizamiento sin lubricación para un acero [38].

Aunque los mapas de régimen de desgaste pueden proporcionar solo predicciones aproximadas de las tasas de desgaste, estos dan una valiosa ilustración de los regímenes sobre los cuales son importantes los diferentes mecanismos de desgaste. Ocho regímenes distintos se pueden identificar en la Figura 3.30. En el régimen I, asociado con presiones de contacto muy altas, se produce un ataque de las superficies. Este régimen corresponde al crecimiento de uniones de la aspereza, de modo que el área real de contacto se vuelve igual al área aparente. El régimen II corresponde a altas cargas y velocidades de deslizamiento relativamente bajas, en este régimen una delgada película de óxido de la superficie del acero se penetra en los contactos de las asperezas, se producen elevadas tracciones superficiales y se forman residuos de desgaste metálico; este es un régimen de desgaste severo. A cargas más bajas, en el régimen III, el óxido no se penetra y se produce una baja tasa de desgaste debido a la eliminación de partículas de la propia capa de óxido. En los regímenes II y III, los efectos térmicos son insignificantes, mientras que en los regímenes IV y V se vuelven muy importantes. A altas cargas y altas velocidades de deslizamiento (régimen IV) la disipación de la fuerza de fricción es tan alta y la conducción térmica tan ineficaz para eliminar el calor de la interfaz que se produce la fusión. Aunque esto conduce a un bajo coeficiente de fricción las fuerzas viscosas en la capa fundida continúan disipando energía y el desgaste es rápido y severo, con el metal siendo removido en forma de gotitas fundidas. A baja presión de contacto y una alta velocidad de deslizamiento se presenta el régimen V de desgaste. Aquí la temperatura de la interfaz sigue siendo alta, pero por debajo del punto de fusión del metal por lo cual la superficie se oxida rápidamente. En este régimen se produce un tipo extremo de desgaste por oxidación, en el que una capa gruesa y caliente de óxido se deforma plásticamente e incluso se puede derretir y donde las partículas de desgaste se componen de óxido de esta capa, en lugar de metal, esta es una forma de desgaste leve.

Los regímenes VI, VII y VIII ocurren en rangos estrechos de velocidad de deslizamiento y representan varios tipos de comportamiento de transición entre los extremos de baja velocidad, condiciones isotérmicas y condiciones adiabáticas de alta velocidad. Con cargas bajas, los tres regímenes pueden presentarse a medida que aumenta la velocidad de deslizamiento. En el régimen VI, los efectos térmicos comienzan a jugar un papel, no al elevar significativamente la temperatura de la interfaz, sino a través de la aparición de puntos calientes en los contactos de asperezas. Estas temperaturas de destello locales conducen a un crecimiento irregular de óxido, en este régimen el desgaste es leve. A mayores cargas, se produce un contacto metálico entre las asperezas, a pesar de la oxidación producida en los puntos calientes y se ingresa al severo régimen de desgaste VII en la cual se desprenden restos metálicos.

El régimen VIII, asociado con altas temperaturas de destello ocurre cuando se forma la martensita en la interfaz. Esto resulta del calentamiento local de las asperezas, seguido de enfriamiento por conducción de calor en la matriz. Es probable que la temperatura local deba elevarse por encima de la temperatura de transformación alotrópica $\alpha - \gamma$ para hierro (910 °C), en lugar de solo por encima de la temperatura eutectoide (723 °C), ya que solo entonces podría producirse austenización en un período extremadamente corto de tiempo. La disolución de cementita en ferrita, que sería necesaria por debajo de 910 °C, es bastante lenta, mientras que la disolución de cementita en austenita es extremadamente rápida. También hay alguna evidencia de que la transformación se ve facilitada por esfuerzos de corte en los puntos de contacto. La alta resistencia de la martensita proporciona soporte mecánico local para la película de óxido de la superficie, y el desgaste suave procede por la eliminación de este óxido, en un régimen similar en muchos aspectos al régimen VI.

CAPÍTULO 4

DESGASTE POR EROSIÓN

4.1 Introducción

El desgaste erosivo puede presentarse en una amplia variedad de componentes de la industria de la transformación como por ejemplo en codos, reductores, válvulas, bombas, compresores y ciclones de arena. La erosión muy a menudo también se refleja en componentes de aeronaves, un ejemplo típico es el daño en las aletas de turbinas cuando una aeronave sobrevuela nubes de polvo. Al igual que otras formas de desgaste, la resistencia mecánica no garantiza la resistencia al desgaste por erosión y se requiere de un estudio detallado de las características del material para minimizar los efectos no deseados de este tipo de desgaste.

La erosión en un material es dependiente de muchos factores interrelacionados que incluyen las propiedades y microestructura de los materiales blanco, las condiciones de su macro y microexposición a la erosión, así como de las características físicas y químicas de las partículas del erodente. El desgaste por erosión siempre dependerá de las condiciones del sistema tribológico. Si la partícula es sólida y dura, dependiendo el ángulo de incidencia, es posible que se produzca un proceso similar al desgaste por abrasión. Cuando el material erodente es líquido no ocurre abrasión y los mecanismos de desgaste involucrados son el resultado de los esfuerzos repetitivos del impacto. La erosión se define como el proceso de desgaste que se da en la superficie de un material debido al impacto de partículas sólidas o líquidas.

4.2 Mecanismo de erosión

En la Figura 4.1 se ilustra el mecanismo de erosión debido al impacto de partículas sobre una superficie. A ángulos bajos de choque se favorecen procesos de desgaste similares a los que ocurre en la abrasión debido a que las partículas tienden a recorrer de manera casi paralela a la dirección que presenta la superficie del material posterior al primer impacto, ver Figura 4.1 (a). Ángulos altos de incidencia provocan mecanismos de desgaste típicos de la erosión, la velocidad de la partícula erosiva tiene un efecto muy fuerte en el proceso de desgaste, si la velocidad es muy baja, los esfuerzos en el impacto son insuficientes para que se produzca deformación plástica y el desgaste lo ocasiona la fatiga de la superficie, Figura 4.1 (b). Cuando la velocidad se incrementa, por ejemplo, a 20 m/s, es posible que el material erosionado se deforme plásticamente por el impacto de las partículas, ver Figura 4.1 (c), en este régimen, que es bastante común para muchos componentes de ingeniería, el desgaste puede ocurrir por deformación plástica repetitiva. Si las partículas erosionadas son esféricas, entonces se forman finas placas de material

desgastado sobre la superficie como resultado de una extrema deformación plástica, si las partículas son de forma angular, es posible que se presente en la superficie del material blanco erosión por fractura frágil. Los materiales frágiles por otro lado se desgastan por el agrietamiento subsuperficial. A velocidades de partícula muy altas, la fusión de la superficie impactada podría ocurrir, Figuras 4.1 (d) y (e) [39].

El impacto de átomos en la superficie de un material también puede generar degradación en la red cristalina, Figura 4.1 (f), esto comúnmente se observa en el espacio exterior, en donde satélites artificiales son constantemente bombardeados por átomos de oxígeno y nitrógeno de la atmósfera terrestre exterior [40].

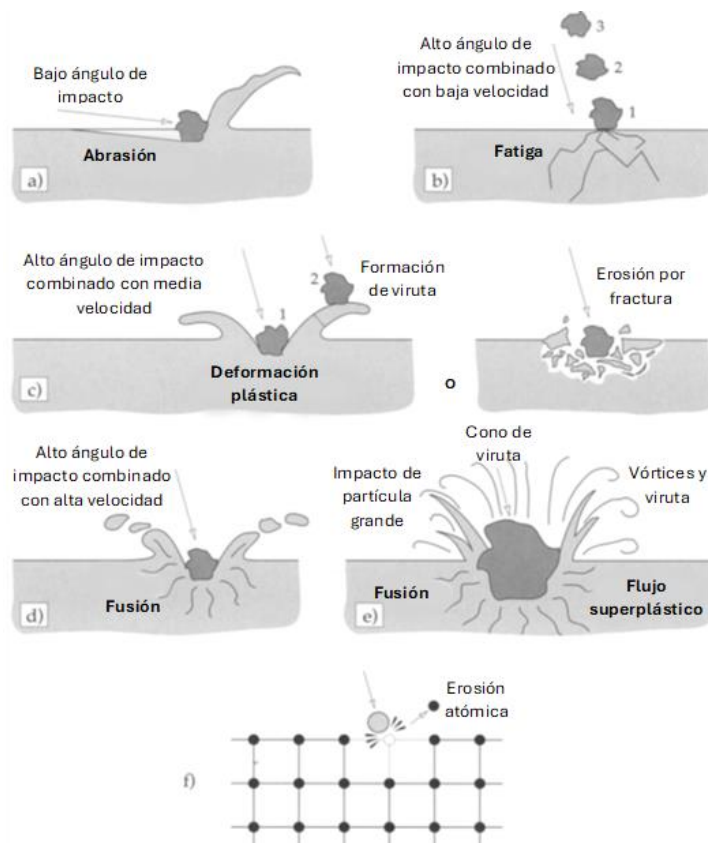


Figura 4.1. Mecanismos de erosión; (a) abrasión en ángulos de bajo impacto, (b) fatiga superficial durante baja velocidad de partículas combinado con alto ángulo de impacto (c) deformación plástica múltiple o fractura frágil para una velocidad de partícula media durante alto ángulo de impacto, (d) fusión de la superficie debido a las altas velocidades de impacto de partículas erodentes, (e) erosión macroscópica con efectos secundarios, (f) degradación de la red cristalina por impacto de átomos [40].

4.3 Cuantificación de la erosión

La erosión se mide comúnmente en términos de un coeficiente “ E ” el cual es igual a la masa del material removido entre la masa del material erodente.

$$E = \frac{\text{Masa removida de la superficie}}{\text{Masa del erodente}} \quad \text{Ecuación 40}$$

La ecuación 40 es sugerida de la sumatoria de impactos constantes y repetidos del erodente sobre la superficie del material blanco donde la masa perdida es proporcional a la cantidad del erodente. La erosión para el impacto de una sola partícula puede expresarse matemáticamente como sigue:

$$\text{Material removido} = K\rho \frac{mV^2}{2H} \quad \text{Ecuación 41}$$

Donde K es igual a un factor adimensional fraccional del material removido en forma de viruta, para metales este factor puede tomar valores entre 5×10^{-3} y 10^{-1} . ρ es la densidad del material erosionado, m es la masa de la partícula erodente, V es la velocidad de la partícula erodente y H la dureza del material blanco [5].

Ocasionalmente, la erosión se puede establecer en términos de la pérdida de volumen de la superficie entre el volumen del material erodente. En cualquier caso, el parámetro es adimensional.

Cuando $E > 0$ significa que la superficie del material blanco fue removida, en ciertas circunstancias se puede dar el caso de que el peso de la muestra del material blanco ha ganado masa posterior a la erosión, esto se da cuando en materiales sumamente dúctiles como el caso del plomo o del aluminio se

presenta la incrustación de partículas erodentes de mayor densidad al del material blanco. La dureza y la alta energía cinética que poseían las partículas al momento de la colisión contra el material blanco favorecen su incrustación.

La velocidad de impacto de la partícula tiene un efecto muy fuerte sobre la tasa de desgaste. A menudo hay una velocidad umbral por debajo de la cual el desgaste es insignificamente pequeño. Para velocidades medias y altas la relación entre la tasa de desgaste y la velocidad de impacto puede describirse mediante una ley de potencia, por ejemplo:

$$-\frac{dm}{dt} = kv^n \quad \text{Ecuación 42}$$

Donde:

m = es la masa removida, el valor negativo implica pérdida de masa (kg). T = es la duración del proceso erosivo (s). k = constante de desgaste por erosión. v = velocidad de impacto (m/s). n = exponente de velocidad.

El valor del exponente “ n ” usualmente se encuentra dentro del rango de 2 y 3. El valor de “ k ” está controlado por parámetros como la densidad de las partículas, así como su forma. La ecuación 42 es uno de los primeros modelos usados para demostrar el efecto de la velocidad en el desgaste erosivo, por ejemplo, a medida que la velocidad de la partícula aumenta 10 veces, la tasa de desgaste puede aumentar entre dos o tres órdenes de magnitud.

Una cantidad considerable de modelos matemáticos del desgaste erosivo para materiales dúctiles y frágiles encontrados en la literatura fueron analizados por H.C. Meng y K.C. Ludema” [41] los modelos fueron analizados en cuanto a origen, contenido y aplicabilidad. No se encontró ninguna ecuación predictiva o

grupo de ecuaciones limitadas para uso general y práctico. Las razones incluyen perpetuación de expresiones subjetivas para distintos mecanismos de desgaste, otra razón es la lentitud de la traducción de observaciones microscópicas en modelos macroscópicos de los procesos de desgaste y la escasez de buenos experimentos para verificar los modelos propuestos.

4.4 Efecto del ángulo en la tasa del desgaste erosivo

Los ángulos de incidencia comprenden de 0° a 90° . En el ángulo de incidencia cero hay un desgaste despreciable porque las partículas erosionadas pueden pasar sin tocar la superficie, en ángulos de incidencia relativamente pequeños por ejemplo de 0° a 20° puede producirse un desgaste severo si las partículas son suficientemente duras y las superficies del material blanco son suaves, un desgaste similar al desgaste abrasivo prevalece bajo estas condiciones. Si la superficie es quebradiza, puede producirse un desgaste severo debido a la fragmentación de la superficie y alcanza su máximo valor en ángulos de impacto cercanos a 90° . La relación entre la tasa del desgaste y el ángulo de incidencia para materiales dúctiles y frágiles se muestra en la Figura 4.2 En los casos en que la erosión muestra un máximo en ángulos de incidencia bajos, se concluye que prevalece el "modo dúctil" de desgaste erosivo. Por el contrario, si se encuentra el máximo del desgaste en ángulos de incidencia elevados, entonces se supone una erosión del "modo frágil".

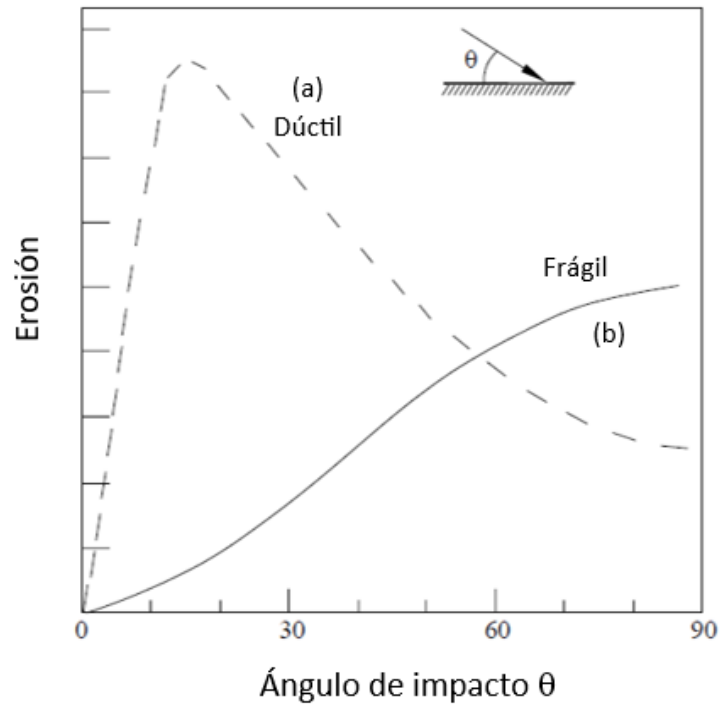


Figura 4.2. Tasa de erosión para materiales dúctiles y frágiles en función del ángulo de incidencia [5].

4.5 Efecto de la forma, dureza y tamaño de la partícula erosiva

Las características de las partículas son un aspecto importante en la erosión de materiales. Las partículas duras causan mayores tasas de desgaste que las partículas blandas [42, 54]. La forma angular de la partícula se ha reconocido que presenta un mayor desgaste erosivo [43, 44, 54]. Ambos parámetros se han incluido en modelos matemáticos del desgaste erosivo [45-46]. El significado de la dureza de la partícula se hace evidente cuando la dureza de algunos materiales erosivos, por ejemplo, alúmina, se compara contra la dureza de los materiales estándar tales como el acero dulce. En este caso, la relación entre la dureza de la partícula y el sustrato es aproximadamente 10. El efecto de la dureza de la partícula sobre el desgaste depende del modo particular de

desgaste erosivo: dúctil o frágil. En el modo frágil, el efecto de la dureza de la partícula es mucho más pronunciado que en el modo dúctil [45].

Es imposible aislar la dureza completamente de otras características de la partícula, como por ejemplo su forma. Incluso si la partícula es dura pero relativamente esférica es poco probable que cause desgaste erosivo severo. Las variaciones en el tamaño de partícula en el rango típico de aplicaciones de ingeniería pueden causar cambios fundamentales en el modo de la erosión. Una serie de pruebas de erosión en alúmina de alta densidad, aluminio recocido, vidrio plano, magnesia de alta densidad, grafito y acero endurecido revelaron que a medida que el tamaño de partícula incrementa de $8.75 \mu\text{m}$ a $127 \mu\text{m}$ de diámetro, el modo de erosión cambia de dúctil a frágil. Esto provoca que el pico (mayor tasa de desgaste) se moviera desde un ángulo de incidencia de 20° a 80° e incluso más significativamente resultó en un aumento dramático en la tasa de desgaste erosivo, como se muestra en la Figura 4.3 [47]. En ambos casos, se usó carburo de silicio que incidía a una velocidad de 152 m/s como material erodente.

También se puede observar que el tamaño de partícula no solo afecta la tasa de desgaste, sino que altera drásticamente la clasificación de los materiales en términos de su resistencia al desgaste. Cuando se utilizan partículas pequeñas como material erodente, el acero endurecido presenta una mayor tasa de erosión, sin embargo, cuando se utilizan partículas grandes el acero recocido es uno de los materiales con la menor tasa de erosión [47].

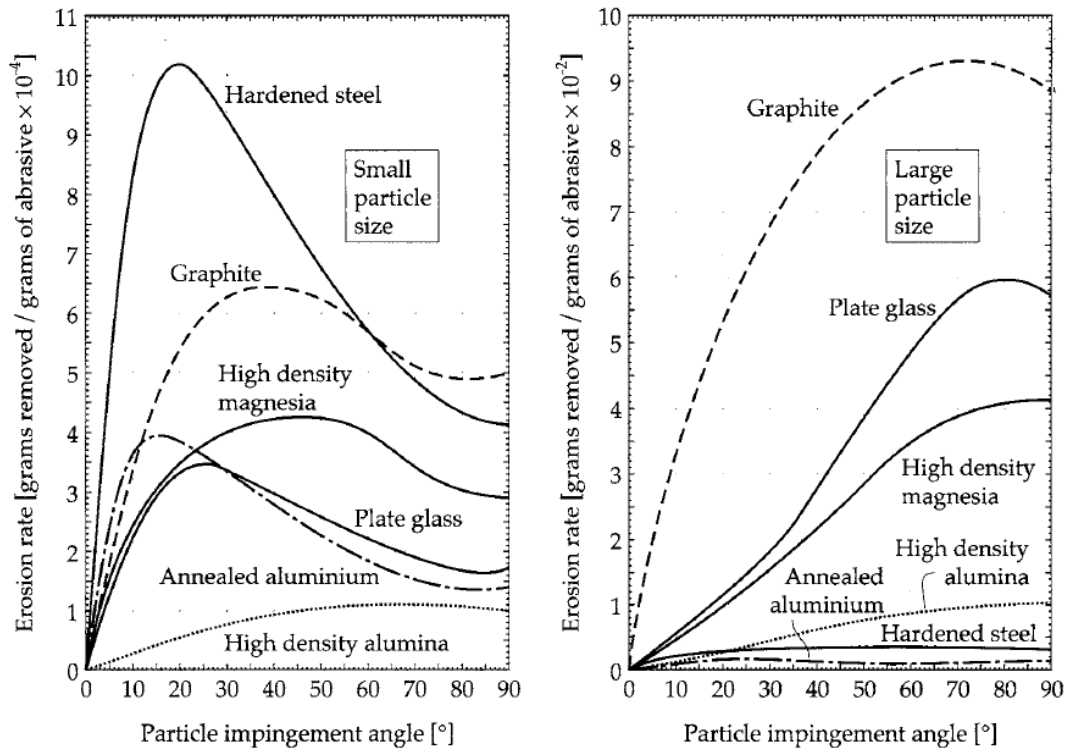


Figura 4.3. Efecto del tamaño de partícula erodente en el modo y tasa de desgaste [47].

4.6 Desgaste erosivo por líquidos

El líquido puede causar tanto daño por erosión como las partículas sólidas siempre y cuando las velocidades de impacto sean suficientemente altas. Un buen ejemplo de este problema es el daño al fuselaje de los aviones que vuelan a través de las nubes. Una serie de experimentos llevados a cabo por Bowden y Brunton [48] revelaron el mecanismo básico de la erosión líquida. En estos experimentos, las gotas de agua fueron propulsadas con una velocidad muy alta hacia un material blanco. La fotografía de alta velocidad permitió la observación de eventos en el momento del impacto para revelar la formación transitoria de ondas de choque dentro del proyectil líquido. Las ondas de choque permiten la liberación de la presión de impacto. Se mantiene una presión de alto impacto

hasta que las ondas de choque o alivio de la presión hayan pasado a través del líquido. En la Figura 4.4 se muestra un diagrama conceptual de la partícula del fluido en forma cilíndrica que impacta en la superficie y el historial de fuerza de impacto resultante.

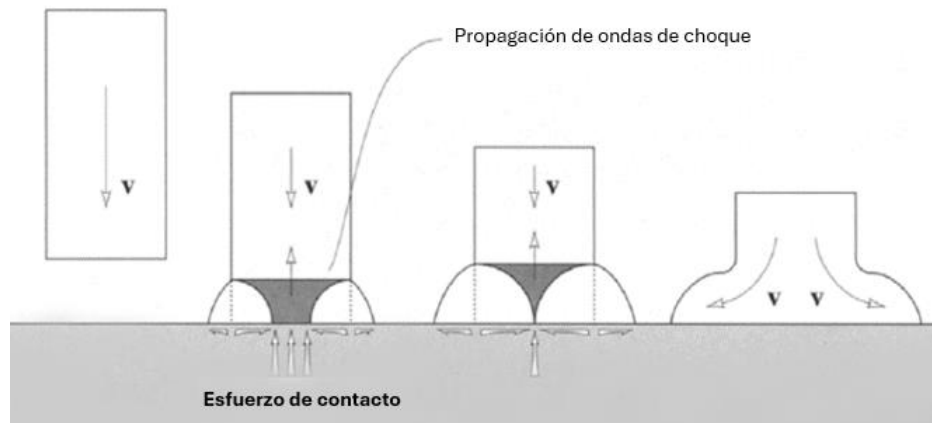


Figura 4.4. Mecanismo de erosión por el impacto de partículas líquidas en una superficie sólida [48].

La presión de contacto en el impacto puede ser estimada a partir de la siguiente fórmula:

$$P = \rho V_s V \quad \text{Ecuación 43}$$

Donde:

P = Presión de contacto (Pa). ρ = densidad del fluido (kg/m^3). V_s = la velocidad del sonido dentro del fluido (m/s). V = la velocidad de impacto del fluido (m/s). Este modelo nos predice que una gota de agua que incide a 1000 m/s, su presión de contacto estimada sobre la superficie del material blanco alcanza un valor extremadamente de 1.5 GPa. La duración de la presión de impacto está determinada por la velocidad a la que las ondas de liberación de presión

alcanzan el centro de la gota, estas ondas de presión se estima se mueven a la velocidad del sonido, y para una gota de agua de 3 mm de diámetro, la duración del impacto es de aproximadamente 1 μ s, la velocidad del sonido en el agua es de 1500 m/s. Bajo estas circunstancias el desgaste es el resultado de una serie de pulsos de tensión de contacto transitorio en el material impactado [48].

4.7 Efecto de la temperatura en el desgaste erosivo

El mecanismo de desgaste erosivo está altamente influenciado por la temperatura. El efecto primario de la temperatura es suavizar el material erosionado y aumentar las tasas de desgaste. Los efectos de la temperatura sobre la erosión del acero inoxidable se muestran en la Figura 4.5 para ángulos de incidencia de 30° y 90° [49].

Existe una fuerte correlación entre las propiedades mecánicas del material a cierta temperatura en la que se lleva a cabo la erosión y la tasa de desgaste, como se muestra en la Figura 4.6 [50]. Cuando se alcanzan temperaturas superiores a los 600 °C la tasa de erosión muestra un aumento significativo. Esta temperatura coincide con el punto de reblandecimiento del acero.

Cuando se lleva a cabo pruebas de erosión en metales a altas temperaturas y estos se encuentran en un medio oxidante, se produce corrosión que acelera aún más el desgaste. El material se elimina de la superficie erosionada como un óxido relativamente frágil y este proceso de desgaste puede ser mucho más rápido que la erosión del metal dúctil. A temperaturas suficientemente altas, sin embargo, el metal subyacente no entra en contacto con las partículas que chocan debido a la capa de óxido gruesa presente y las tasas de oxidación controlan el desgaste erosivo [51].

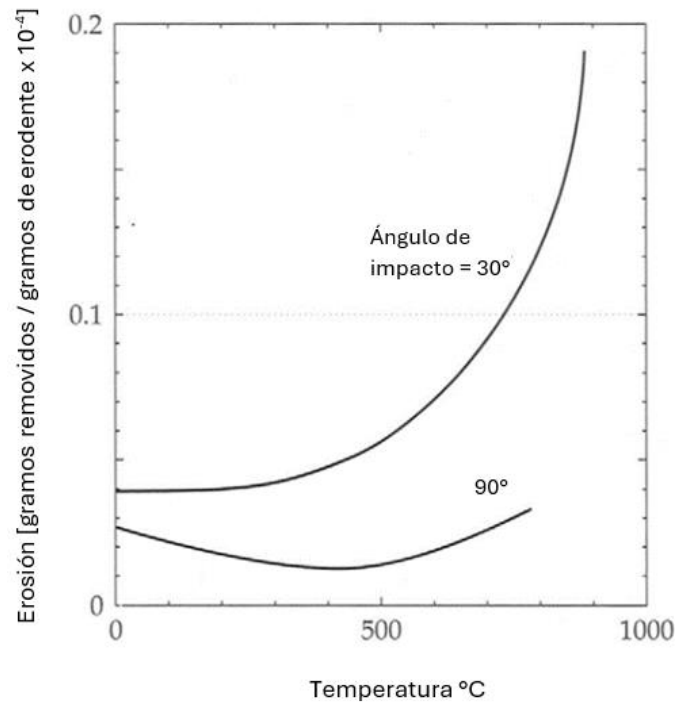


Figura 4.5. Efecto de la temperatura en la tasa de desgaste de un acero inoxidable [49].

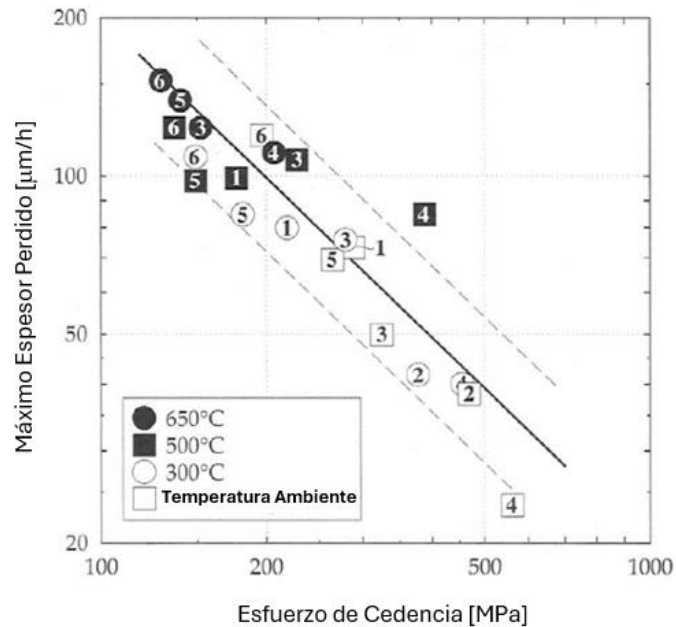


Figura 4.6. Relación entre las propiedades mecánicas de los materiales y la tasa de erosión a temperaturas elevadas: 1) acero al carbono, 2) acero 1.25Cr-1Mo-V, 3) acero 2.25Cr-1Mo, 4) acero 12Cr-1Mo-V, 5) acero 304 y 6) Incoloy 800 [50].

4.8 Resistencia de metales al desgaste por erosión

Características como la microestructura y principalmente la dureza ejercen un fuerte efecto sobre el desgaste erosivo, afortunadamente existe un amplio estudio que las relaciona con sus propiedades de resistencia al desgaste. De manera similar al desgaste por abrasión, se encuentra que las mejoras de sus propiedades mecánicas no siempre coinciden con una resistencia superior al desgaste erosivo. Por ejemplo, las tasas de desgaste erosivo pueden aumentar cuando un material se endurece deliberadamente, esto se ilustra en la Figura 4.7, donde la tasa de desgaste erosivo, a dos ángulos de incidencia diferentes de 15° y 90° se muestran en función de la dureza del material para varios metales y grados de dureza. Cuando el ángulo de incidencia es de 90° los aceros endurecidos muestran una tendencia a reducir su resistencia a la erosión conforme se incrementa su dureza; lo contrario se da en un ángulo bajo de incidencia de 15° [52, 54].

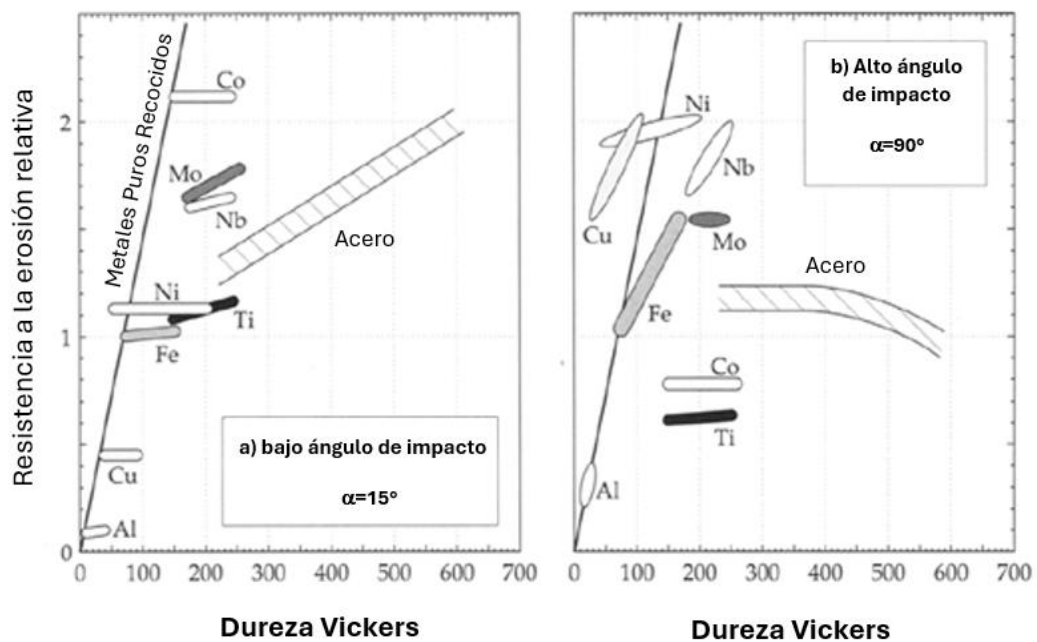


Figura 4.7. Efectos de las características del material y los parámetros de erosión en la tasa de desgaste erosivo.

También se puede observar en la Figura 4.7 que en el ángulo de incidencia de 15° , el metal con mayor resistencia al desgaste es el cobalto, mientras que el segundo con la mayor tasa de desgaste es el cobre, el aluminio para este ángulo de incidencia es el que ocupa la primera posición. Cuando el ángulo de incidencia es 90° , la clasificación de los materiales cambia significativamente, el cobre tiene para este grado de incidencia el segundo lugar en cuanto al metal que mayor resiste al desgaste, mientras que el cobalto ahora tiene la tercera posición en cuanto a menor resistencia.

No existe una receta general para que un material presente una alta resistencia al desgaste por erosión y esto es debido a los dos diferentes mecanismos que dan lugar a la erosión. Por ejemplo, se podría lograr una alta resistencia al desgaste mediante más de un tipo de material. En algunos casos, el material puede ser extremadamente duro y resistente, por lo que la partícula que impacta no puede dejar ni siquiera ninguna marca de impacto en la superficie del material blanco. Este es el enfoque adaptado al desarrollar materiales metálicos o cerámicos resistentes a la erosión. Alternativamente, el material puede ser resistente, pero con un módulo de elasticidad extremadamente bajo, de modo que la energía cinética de las partículas se disipe sin dejar daño. Generalmente, se cree que el caucho proporciona buena resistencia a la erosión mediante la absorción elástica de energía de partículas, aunque esto no se ha demostrado experimentalmente. Se ha demostrado que el primer impacto de partículas no causa daños visibles en la superficie del caucho y que el desgaste depende de procesos lentos de fatiga [53]. El caucho sin relleno muestra una buena resistencia al desgaste erosivo, pero sorprendentemente no es resistente al desgaste por abrasión [53].

CAPÍTULO 5

OXIDACIÓN ELECTROLÍTICA POR PLASMA

5.1 Introducción

La Oxidación Electrolítica Por Plasma, (PEO) por sus siglas en inglés, también conocida como oxidación por micro-arco, es una tecnología emergente para el tratamiento superficial de aleaciones de aluminio, magnesio y titanio. Con este tratamiento se producen recubrimientos cerámicos de hasta 150 μm de espesor y poseen la característica de contar con una elevada dureza. Una consecuencia de estas características es que resultan muy prometedoras para aplicaciones industriales sujetas a cualquier tipo de desgaste.

El tratamiento PEO se realiza dentro de una celda electrolítica, utiliza un electrolito diluido a pH alcalino. Inicia con la oxidación anódica del sustrato metálico, posteriormente los altos voltajes utilizados provocan el rompimiento dieléctrico de la capa anódica previamente formada, esto conlleva a una serie de descargas eléctricas localizadas (micro-arcos) a través de todo el óxido inicialmente formado. Durante las descargas eléctricas (en estado de plasma) se lleva a cabo el proceso de fusión tanto del óxido como del sustrato, el material fundido se densifica y forma varias capas. Varios modelos se han propuesto para explicar el crecimiento de estos recubrimientos [55-58].

5.2 Mecanismos de crecimiento del recubrimiento PEO

Run Liu y colaboradores [56] utilizaron el proceso PEO para tratar una aleación de aluminio 2024 en un electrolito que contenía 1 gL^{-1} de KOH y 6 gL^{-1} de Na_2SiO_3 diluidos en agua destilada. El tratamiento se llevó a cabo con voltajes constantes de $+480 \text{ V} / -120 \text{ V}$. Evaluaron las características de las descargas de plasma formadas durante el proceso PEO. Propusieron un modelo de descargas a diferentes tiempos de oxidación. Durante el proceso PEO, cuando el voltaje incrementa a cierto valor crítico ocurre la ruptura dieléctrica del recubrimiento y se producen canales de descarga eléctrica en estado de plasma. Estos canales pueden ser distinguidos por el tipo A con un pequeño tamaño y el tipo B de mayor tamaño como se muestra en la Figura 5.1. En un paso inicial, la delgada capa de óxido es fácil de romper dieléctricamente, entonces la distribución de los canales de descarga eléctrica de tamaño pequeño es uniforme e intensa, como se puede apreciar en la Figura 5.2 "A". Como el espesor del recubrimiento aumenta con el tiempo, la ruptura dieléctrica se torna más complicada, entonces se incrementa el diámetro de algunos canales de descarga mientras que la densidad de las descargas disminuye, por lo tanto, los canales tipo A y B existen en esta etapa, Figura 5.1 (b) y (c).

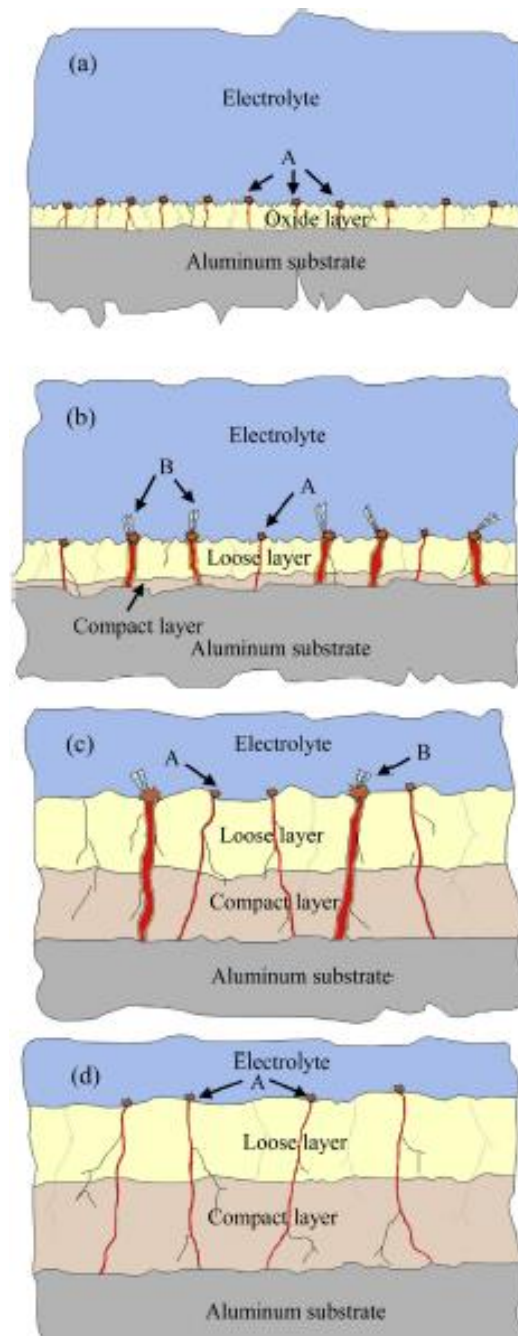


Figura 5.1 Ilustración esquemática del modelo que describe la aparición de descargas de plasma durante diferentes tiempos de oxidación del proceso PEO. (a) Fase inicial, (b-c) fase media, (d) fase final [56].

En la fase final, el recubrimiento, especialmente la capa compacta seguida al sustrato se vuelve bastante gruesa y la densidad de descargas eléctricas decrece gradualmente. Finalmente, las intensidades de las descargas tipo B desaparecen completamente, y solamente quedan algunas débiles intensidades del tipo A sobre la superficie del recubrimiento como se aprecia en la Figura 5.2 (E) a los 60 minutos de tratamiento [56].

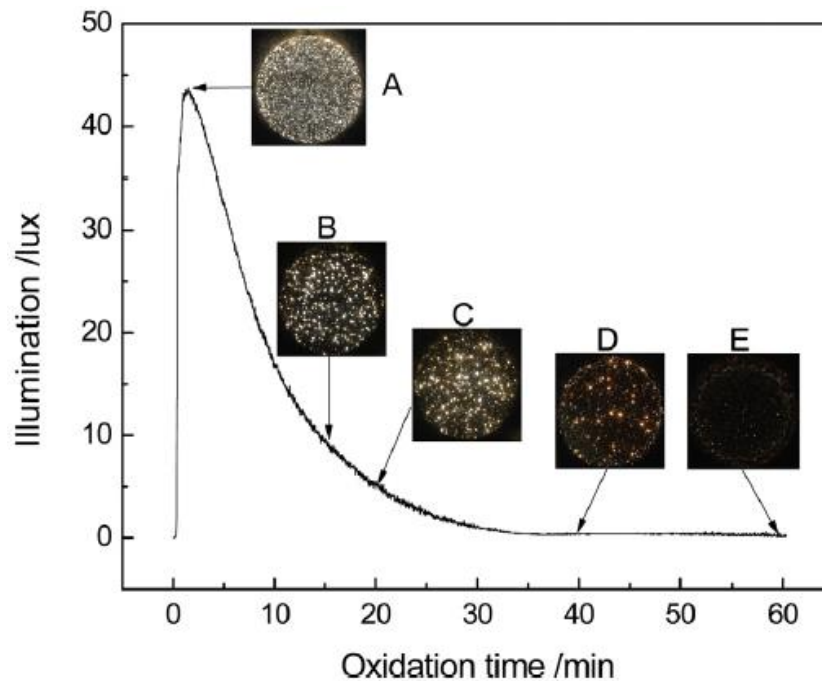


Figura 5.2. Imágenes de video durante el tratamiento PEO de una aleación de aluminio 2024 [56].

Lujun Zhu y colaboradores [57] propusieron un mecanismo de crecimiento del recubrimiento PEO basado en la eyección de alúmina fundida. Utilizaron aluminio como ánodo y un electrolito compuesto por silicato de sodio e hidróxido de potasio. El proceso consta de tres etapas: 1) al momento de alcanzar la ruptura dieléctrica se genera una temperatura muy alta en la zona de las microdescargas; 2) se funde el aluminio y otros elementos de la aleación y se

meten entre los canales que forman las microdescargas, estos elementos a la vez son oxidados; 3) estos canales llenos de alúmina fundida son enfriados rápidamente por el contacto con el electrolito lo que da paso a que el recubrimiento se deposite a lo largo de toda la superficie del sustrato, este proceso se repite varias veces.

Un compuesto presente en los recubrimientos es la mullita $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$, su formación durante el proceso PEO consiste en la disociación de SiO_3 (proveniente del electrolito) ayudado por la alta temperatura, posteriormente el Si del electrolito viaja a través de los canales hasta la capa interna donde posiblemente se transforma a SiO_2 . Por otro lado, el Al se oxida para formar Al_2O_3 amorfa y posteriormente transformarse a $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ hacia la capa interna, en esta zona la mullita se forma a partir de los compuestos SiO_2 y $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ y bajo ciertas condiciones de calor producto de las descargas eléctricas, Figura 5.3 [57].

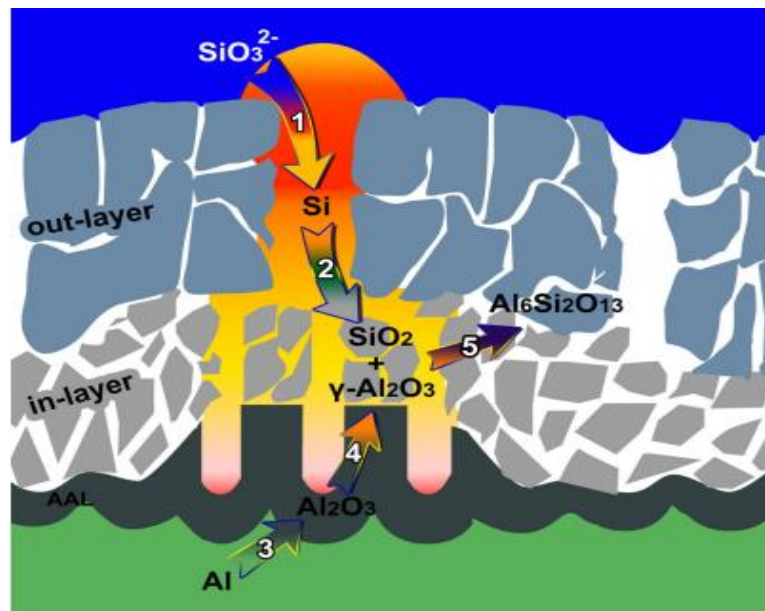


Figura 5.3. Ilustración esquemática de las características estructurales del recubrimiento y la transformación de los elementos Al y Si [57].

Chen Liu y colaboradores [58] estudiaron la sección transversal de un recubrimiento formado por PEO y propusieron el siguiente mecanismo de su formación. El modelo comienza cuando el electrolito y burbujas de gas entran por las cavidades interconectadas que están en la interfaz recubrimiento/sustrato. En esa zona es fácil que ocurra una descarga eléctrica, la cual destruye directamente la interfaz y funde al sustrato, Figura 5.4 (a). Una vez fundido el sustrato, éste emerge hacia la superficie, así es como crece la capa externa porosa, se estima que la temperatura aproximada en esa zona sea de 2×10^4 K con una presión de 2×10^2 MPa, Figura 5.4 (b). Posteriormente el sustrato entra en contacto con el electrolito el cual es pasivado rápidamente después de cada descarga, Figura 5.4 (c). Esto se repite conforme el proceso avanza. Se observa que el crecimiento del recubrimiento se da hacia dentro y hacia fuera del sustrato al mismo tiempo.

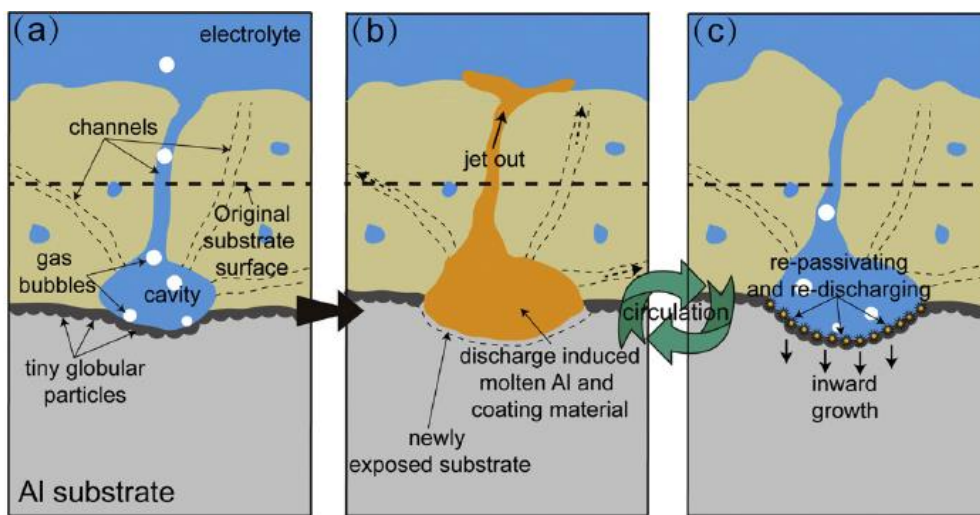


Figura 5.4. Diagrama esquemático del modelo de descarga de plasma y del crecimiento del recubrimiento PEO [58].

Yi Zhang y colaboradores [59] explican que el mecanismo de crecimiento de los recubrimientos PEO para una baja densidad de corriente puede describirse de la siguiente manera: primero se forma una película pasiva sobre el sustrato,

Figura 5.5 (a). Cuando el voltaje de operación es suficientemente alto, el rompimiento dieléctrico comienza a producirse a través de defectos microestructurales como lo son grietas y poros que se encuentran en la fina película previamente formada, a las descargas eléctricas la acompañan pequeñas burbujas de oxígeno y pequeños destellos lumínicos, mientras tanto, se forma una delgada capa de óxido PEO, durante esta etapa la película original se vuelve porosa con muy pequeños canales en diámetro de descarga debido a la ruptura dieléctrica, Figura 5.5 (b). Poco después, la capa delgada y compacta comienza a permanecer constante en grosor, aunque el proceso PEO es cíclico, éste siempre tiene lugar en la interfaz del sustrato/recubrimiento. Cuando la densidad de corriente es baja, los destellos lumínicos son pequeños y uniformes, algunos canales de descarga muy pequeños y pequeñas cavidades se forman gradualmente en la capa externa, Figura 5.5 (c). Cuando las micro-descargas eléctricas se presentan a través de la capa delgada interna compacta, la capa delgada se descompone hacia todas partes para formar nuevos productos PEO, con ello el recubrimiento crece hacia afuera, mientras tanto, el sustrato se expone al electrolito en las cavidades y posteriormente se forma una nueva capa delgada interna sobre el sustrato, lo que conduce el crecimiento del recubrimiento hacia adentro del sustrato, Figura 5.5 (d). La capa delgada interna se regenera continuamente en la interfase recubrimiento/sustrato, pero conserva un espesor pequeño y constante, Figura 5.5 (e). Este ciclo siempre está en progreso y lo acompañan reacciones electroquímicas, termoquímicas y plasmaquímicas.

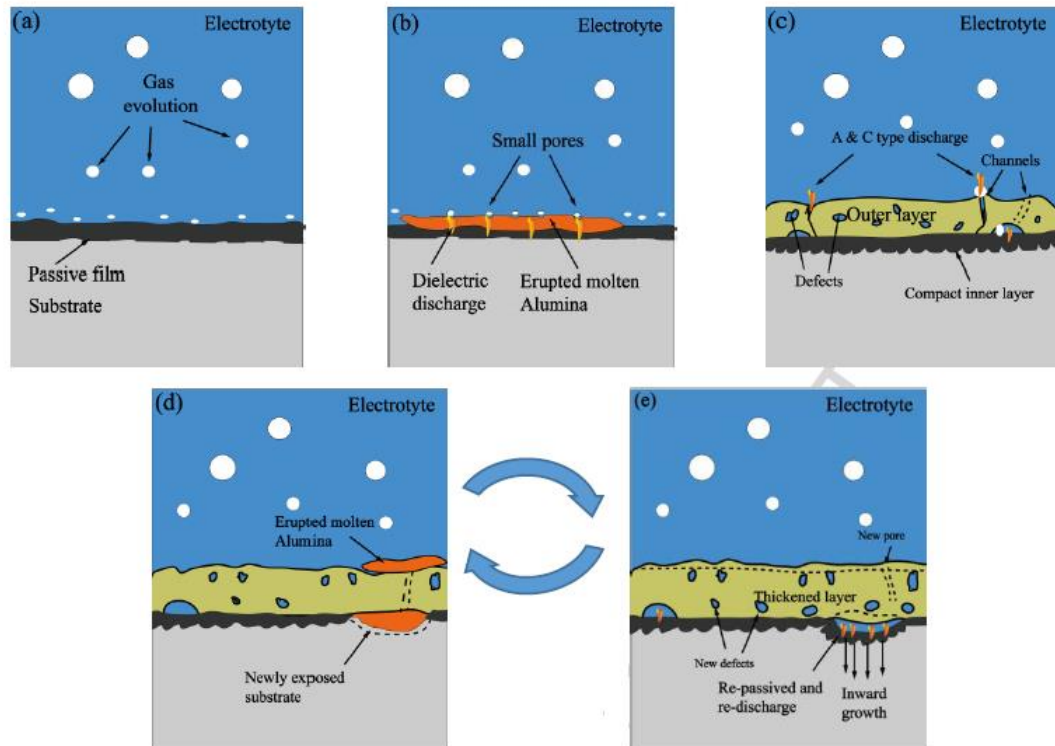


Figura 5.5. Mecanismo del crecimiento de recubrimientos PEO en baja densidad de corriente [59].

5.3 Influencia de parámetros de procesamiento que tienen efecto en la morfología y fases de los recubrimientos PEO

Las características microestructurales de los recubrimientos PEO generalmente están influenciadas por parámetros de procesamiento como lo son el voltaje, la densidad de corriente, la composición del electrolito y el tipo de sustrato. Primeramente, se tiene que mencionar que los recubrimientos PEO usualmente están conformados por tres regiones o capas, Figura 5.6. La primera capa se encuentra próxima al metal, es la interfase entre el metal y el recubrimiento, la segunda capa intermedia es mayormente homogénea y con baja porosidad y la tercera capa, regularmente denominada capa externa, contiene una gran

cantidad de defectos microestructurales como lo son porosidad y grietas. La segunda capa es la que contribuye mayormente a la protección de la corrosión, provee una alta dureza (1500-2000 HV), que depende de la aleación y de las condiciones del tratamiento. Esta capa intermedia presenta buenas propiedades de resistencia al desgaste. La capa externa puede ser removida para exponer la capa intermedia. El mantener una proporción de espesor alta en la segunda capa se logra al seleccionar las condiciones de reacción química adecuadas como lo son la composición electrolítica o la relación corriente/voltaje [60].

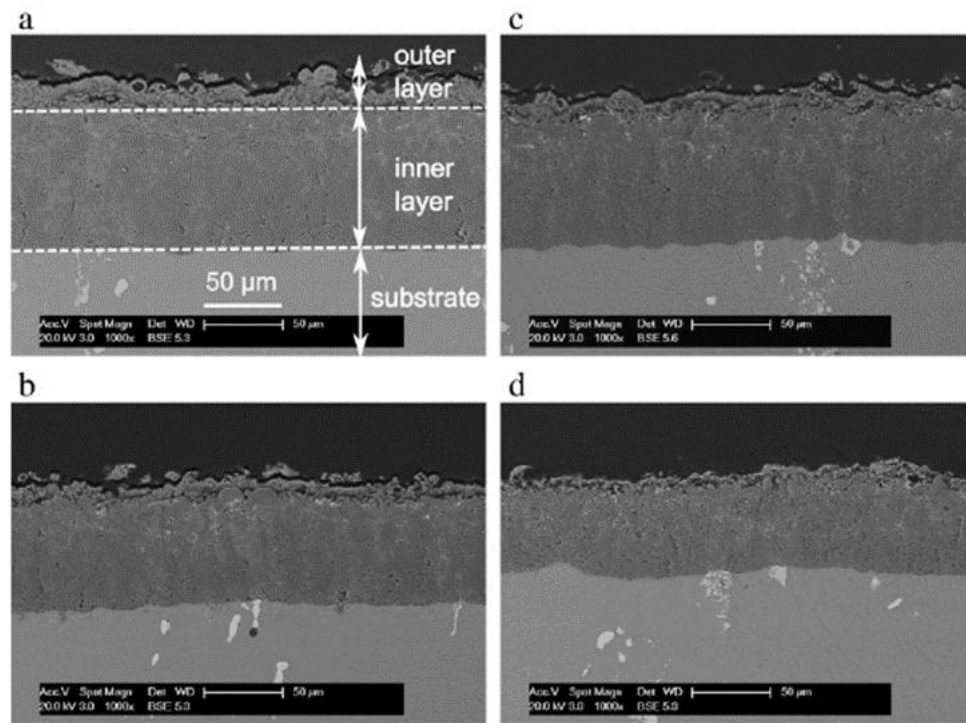


Figura 5.6. Micrografías SEM que muestran las distintas capas que conforman el recubrimiento PEO. (a) y (c) Imágenes del centro de la muestra (b) y (d) Imágenes de los extremos de la muestra [60].

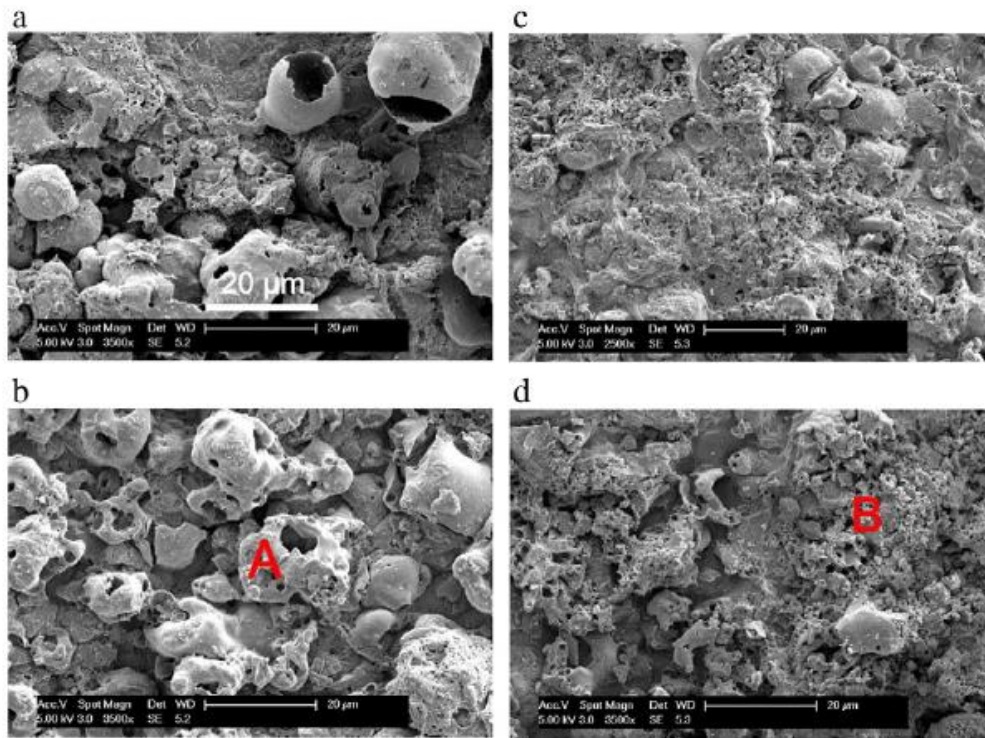


Figura 5.7. Micrografías SEM (electrones secundarios) de la superficie de muestras PEO tras una hora de procesamiento (a) y (b) Borde y centro de la muestra procesado con electrolito nuevo respectivamente (c) y (d) Borde y centro de la muestra procesados con electrolito envejecido de 8 horas [60].

En la Figura 5.7 se observan micrografías SEM de las superficies del recubrimiento las cuales fueron tomadas en los extremos y en el centro de muestras tratadas por 1 h con electrolitos denominados nuevos y envejecidos (tratamientos por 8 horas), imágenes (a, b) y (c, d) respectivamente. Se observa un tipo de estructura denominada por los investigadores como “panqueque” sitio “A” de Figura 5.7 (b) y de “esponja”, sitio “B” de Figura 5.7 (d), estas microestructuras son típicas de los recubrimientos PEO [60].

Shen D. y colaboradores [61] estudiaron el efecto del tratamiento ultrasónico en el proceso PEO sobre una aleación de aluminio Al 6061. En este estudio se investigaron los efectos en la evolución del voltaje, las microdescargas, la morfología y la composición del recubrimiento formado. Utilizaron un electrolito

compuesto de 8 g L^{-1} de silicato de sodio, hexametáfosfato de sodio 16.5 g L^{-1} , tiosulfato de sodio 4.3 g L^{-1} , fluoruro de potasio 1.1 g L^{-1} e hidróxido de sodio 4 g L^{-1} . En tiempo real capturaron la evolución del proceso PEO utilizando una cámara digital. La morfología y composición elemental de la superficie de los recubrimientos formados con el proceso PEO tradicional (TP) y el proceso asistido con ultrasonido (UAP) fueron analizadas con un equipo SEM, equipado con EDS. La composición de fases de los recubrimientos fue examinada por difracción de rayos X (XRD siglas en inglés) y el espesor por imágenes SEM de sección transversal.

El UAP provoca disminución en el voltaje de ruptura dieléctrica respecto al TP. Esto se observa en la Figura 5.8 El voltaje al cual se da el cambio de pendiente se denomina voltaje de ruptura dieléctrica el cual es de 270 V y 225 V para TP y UAP respectivamente.

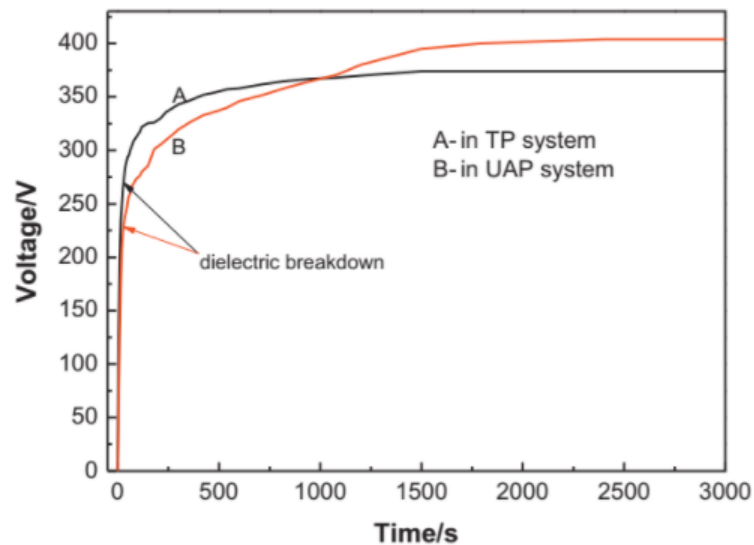


Figura 5.8. Respuesta tiempo- voltaje durante el proceso PEO [61].

La evolución de las microdescargas, se presentan en la Figura 5.9 las cuales son promovidas por las ondas ultrasónicas. Al pasar 2 minutos, en el proceso TP aparecen burbujas que hacen difusa la visibilidad, mientras que en el proceso UAP las burbujas no aparecen. A los 5 minutos se observa en el proceso UAP mayor densidad de microdescargas que en el TP, esto indica que el proceso asistido por ultrasonido UAP acelera la evolución de las microdescargas sobre los recubrimientos.

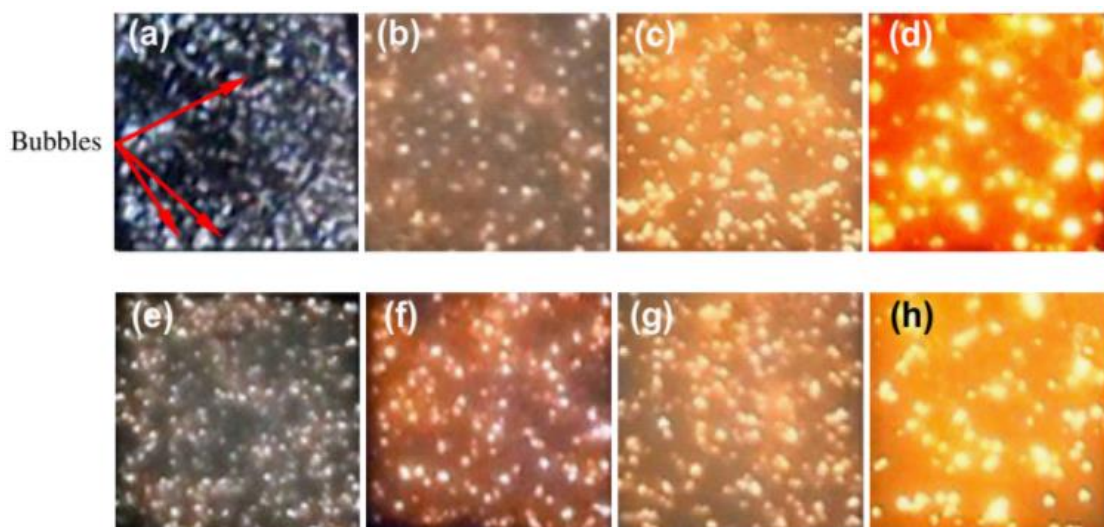


Figura 5.9. Evolución de las microdescargas para los diferentes sistemas, para el sistema TP (a) 2 minutos, (b) 5min, (c) 15 minutos, (d) 45 minutos, y para el sistema UAP (e) 2 minutos, (f) 5 minutos, (g) 15 minutos y (h) 45 minutos [61].

En la Figura 5.10 se presenta la evolución del crecimiento del espesor de los recubrimientos con respecto al tiempo. El recubrimiento obtenido por el proceso UAP tiene un crecimiento más rápido que su similar TP. Conforme pasa el tiempo la velocidad de crecimiento disminuye para los recubrimientos de ambos procesos.

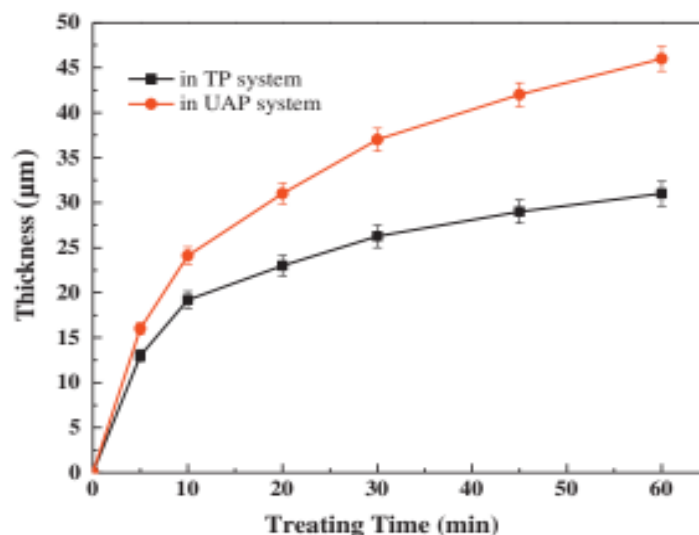


Figura 5.10. Comparativa de la evolución de crecimiento del espesor con respecto al tiempo al utilizar las dos técnicas de estudio (TP y UAP) [61].

En la Figura 5.11 se observa el cambio en la morfología superficial de los recubrimientos formados durante los dos distintos procesos. Para ambos procesos el número de poros disminuye y aumenta en tamaño su diámetro conforme transcurre el tiempo. A los 5 minutos hay un mayor número de poros para el proceso UAP que para el TP. A los 15 minutos sigue siendo mayor el número de poros en el proceso UAP que en el TP. Sin embargo, después de 30 minutos, el proceso UAP muestra menor número de poros y de menor tamaño que el TP. La distribución elemental de sección transversal se muestra en la Figura 5.12. La principal diferencia que se observa es la homogeneidad de los elementos a través de las secciones. Es obvio que el contenido de Al disminuye desde dentro hacia afuera del recubrimiento mientras que el contenido de O y Si muestran lo contrario en el proceso TP, Figura 5.12 (a). Sin embargo, estos elementos se distribuyen homogéneamente a través del recubrimiento del proceso UAP, Figura 5.12 (b).

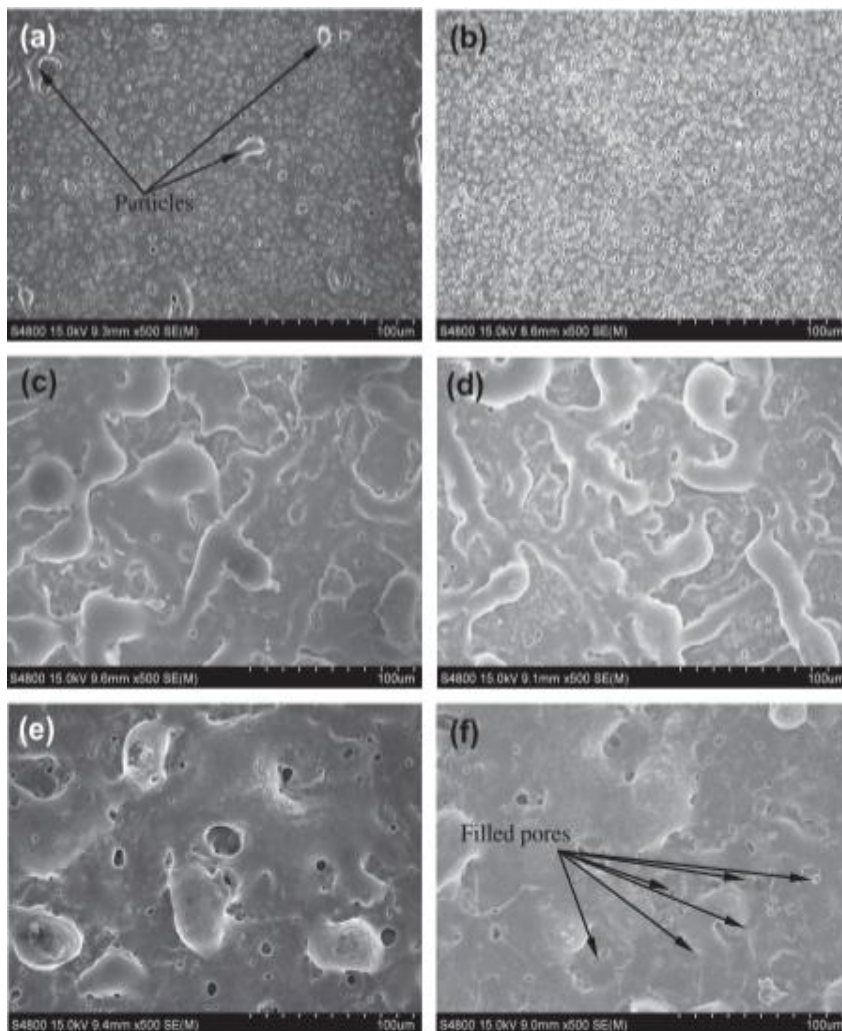


Figura 5.11. Morfologías de superficie de los recubrimientos, para el sistema TP (a) 5 min, (c) 15 min, (e) 30 min y para el sistema UAP (b) 5 min, (d) 15 min y (f) 30 min.

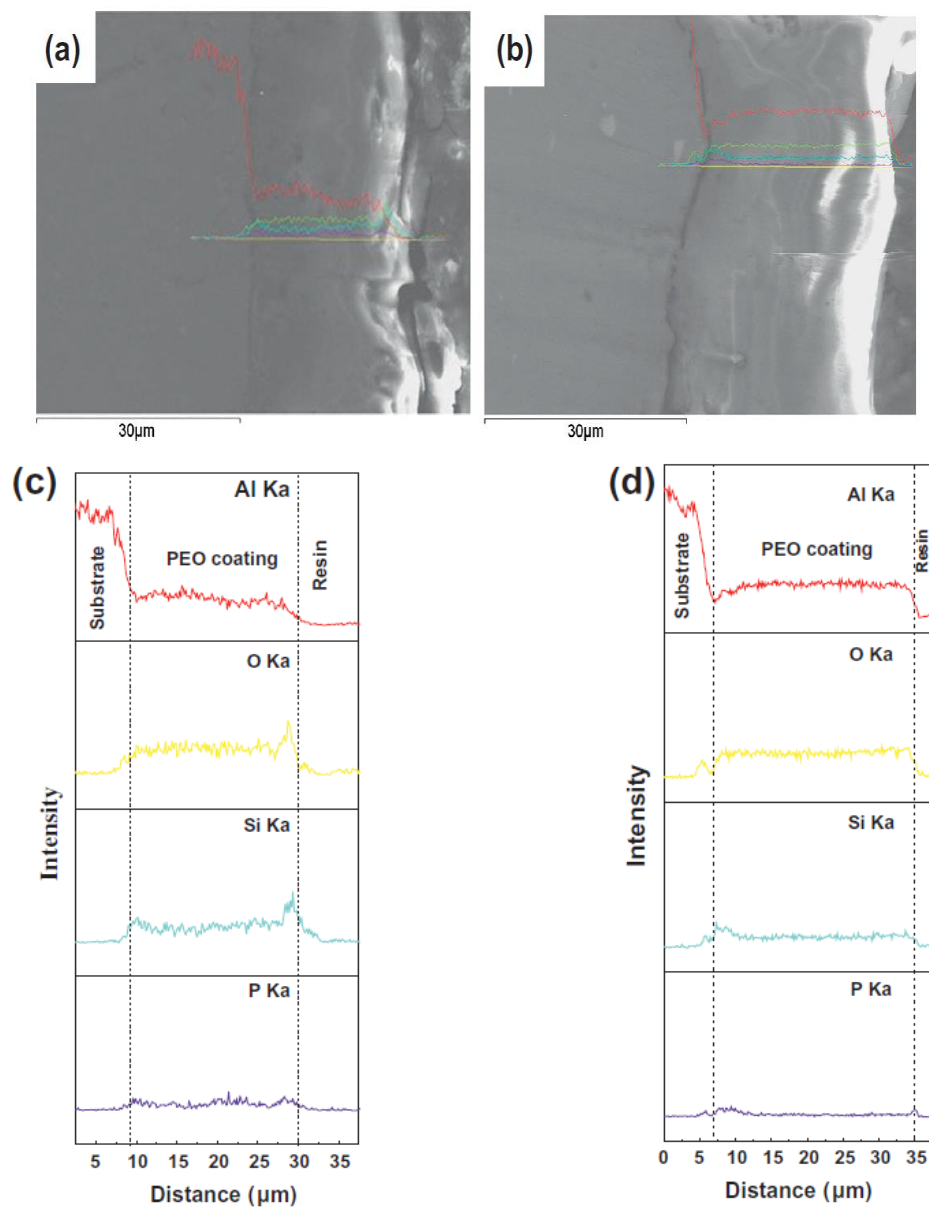


Figura 5.12. Curvas de distribución elemental de sección transversal de los recubrimientos procesados por 20 min, para los recubrimientos TP (a) y (c); para los recubrimientos UAP (b) y (d).

Las principales fases encontradas en los recubrimientos de este estudio fueron α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃ y mullita (3Al₂O₃.2SiO₂), esto se observa en los patrones de DRX (Figura 5.13). La relación de intensidad α/γ (I_α/I_γ) aumenta con el tiempo para ambos procesos. La relación es mayor en el proceso UAP con respecto al proceso TP, Figura 5.14.

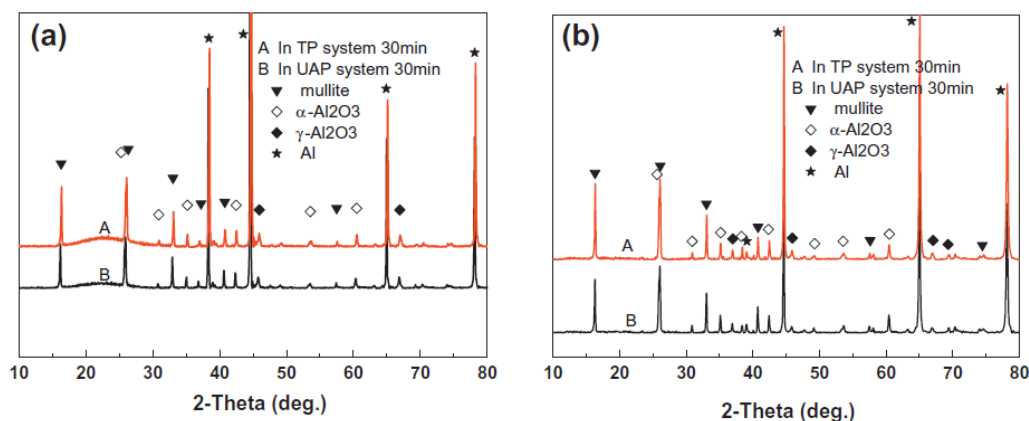


Figura 5.13. Difractogramas de rayos X de recubrimientos PEO obtenidos por los procesos TP y UAP.

Durante el tiempo de 30-45 minutos la velocidad de crecimiento de la relación α/γ es mayor para el proceso UAP (0.18/min) que para el proceso TP (0.15/min). Durante el tiempo de 45-60 minutos el crecimiento de la relación α/γ se encuentra casi pareja para los dos procesos. Los efectos de ondas ultrasónicas en el proceso PEO son muy significativos. La asistencia del ultrasonido provoca que el voltaje de rompimiento dieléctrico disminuya y, por ende, aumenta el número de microdescargas. Finalmente, se promueve la formación de la fase α -Al₂O₃ y mullita con distribución homogénea a lo largo del recubrimiento [61].

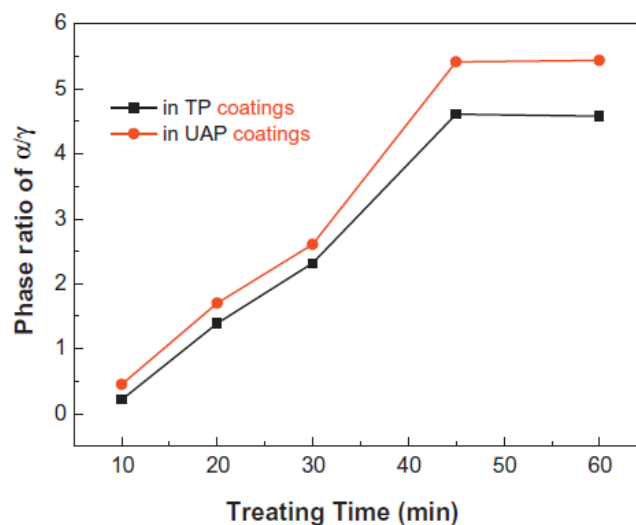


Figura 5.14. Comparativa de la relación de fase α/γ durante el tiempo de los recubrimientos obtenidos por TP y UAP [61].

Jaspard-Mecuson y colaboradores [62] realizaron el proceso PEO sobre una aleación de aluminio 2216-T6 con dos parámetros de corriente eléctrica. El primero con amplitud en el rango de 0 - 36 A y la segunda de 75 - 150 A, respectivamente. Independientemente del generador utilizado, se fijó una frecuencia de 100 Hz. Se ajustaron parámetros de proceso como el periodo (T), el tiempo de cada periodo con cada tipo de rango aplicado (T_i), la amplitud de corriente positiva (I_p) y la amplitud de corriente negativa (I_n). Fijaron el valor de I_p a 77 A, este valor correspondiente a una densidad de corriente de 38 A/dm². Se definió el parámetro R como la relación de carga positiva/negativa por lo que se ajustaron los valores de T_i y la amplitud I_n para obtener los valores R deseados (1.57 y 0.89).

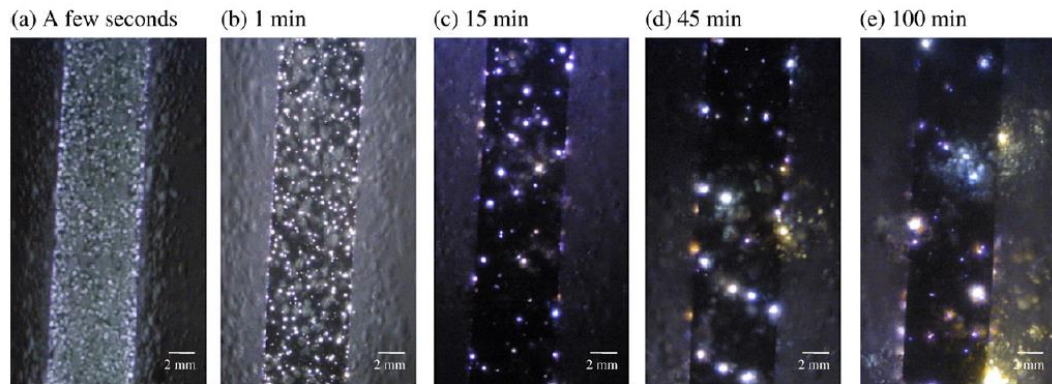


Figura 5.15. Imágenes de las muestras de aluminio a diferentes tiempos durante el proceso PEO, ($R=1.57$) [62].

Primeramente, se muestran los resultados para los experimentos realizados con un valor $R = 1.57$. La evolución de las microdescargas en función del tiempo de tratamiento se muestra en la Figura 5.15. Mientras que la variación de la intensidad de la línea de emisión del Al ($\lambda=396.2$ nm) a lo largo del proceso se muestra en la Figura 5.16. Al inicio del proceso, se observa la ruptura del óxido, provocado por el aumento del voltaje aplicado, este paso es llamado la etapa que se caracteriza por chispas brillantes distribuidas aleatoriamente sobre la superficie de la aleación, Figura 5.15 (a). En esta etapa, se observa un punto máximo en la intensidad de emisión del aluminio (I_{Al}) por alrededor de los 2 minutos de proceso, Figura 5.16. Después de ese punto, I_{Al} sufre un fuerte decremento, donde las chispas pasan a microarcs (etapa 2), Figura 5.15 (c). Finalmente, después del rápido decremento de I_{Al} , comienza la etapa 3, régimen de arcos, Figura 5.15 (d) y (e) la cual se caracteriza por una señal de aluminio cercana a cero con picos de intensidad aleatoria debido a los escasos arcos remanentes en la superficie.

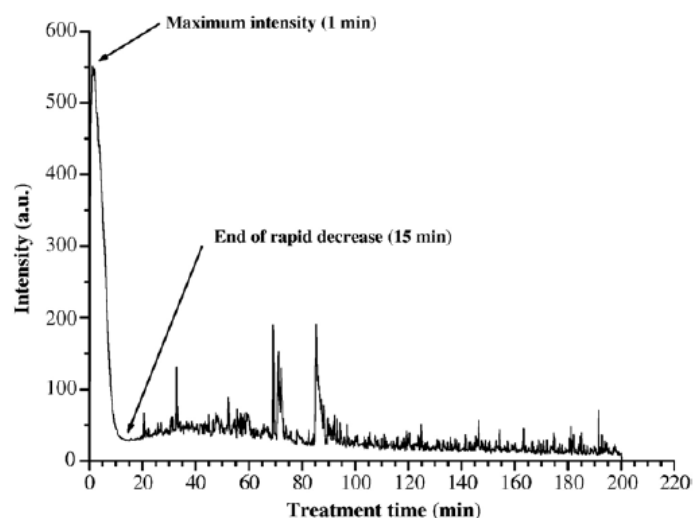


Figura 5.16. Variación de intensidad de la línea de emisión de Al ($\lambda=396.2$ nm) durante el proceso PEO ($R=1.57$) [62].

Los microarcos y arcos ocurren durante las etapas 2 y 3 y causan daños irreversibles al recubrimiento como se muestra en la Figura 5.17 y 5.18. En las imágenes de SEM de sección transversal, obtenidas después de 140 minutos de tratamiento ($R=1.57$), se observa que los canales de descarga pasan a través de todo el recubrimiento. Los canales son causados por los fuertes arcos formados durante la etapa 3. Con las condiciones de proceso utilizadas se observa, después de 140 minutos de tratamiento, que el recubrimiento no es homogéneo, es bastante delgado, tiene una interfase irregular metal-óxido y exhibe gran cantidad de poros e inclusiones.

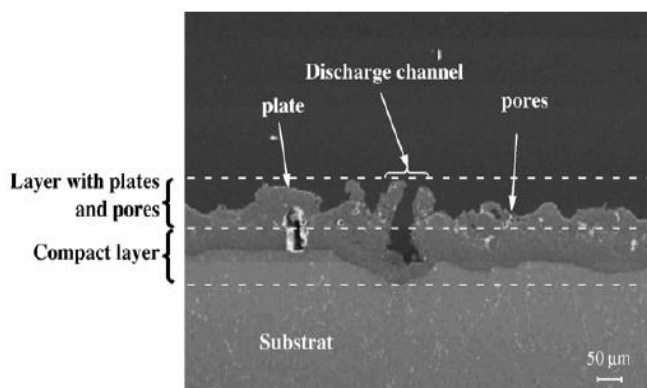


Figura 5.17. Micrografía SEM de la sección transversal del recubrimiento después de 140 minutos de tratamiento ($R=1.57$). Descripción de las diferentes subcapas [62].

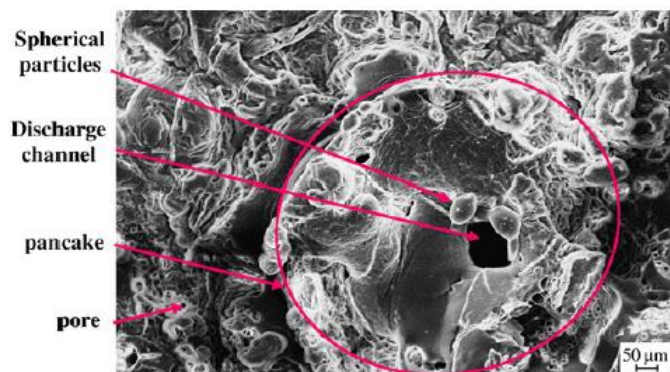


Figura 5.18 Micrografía de SEM sobre la superficie del recubrimiento después de 140 minutos de tratamiento ($R=1.57$) [62].

Para los tratamientos con un valor de $R = 0.89$, en la Figura 5.19 se muestra que la evolución de las descargas es similar a la reportada en la Figura 5.15.

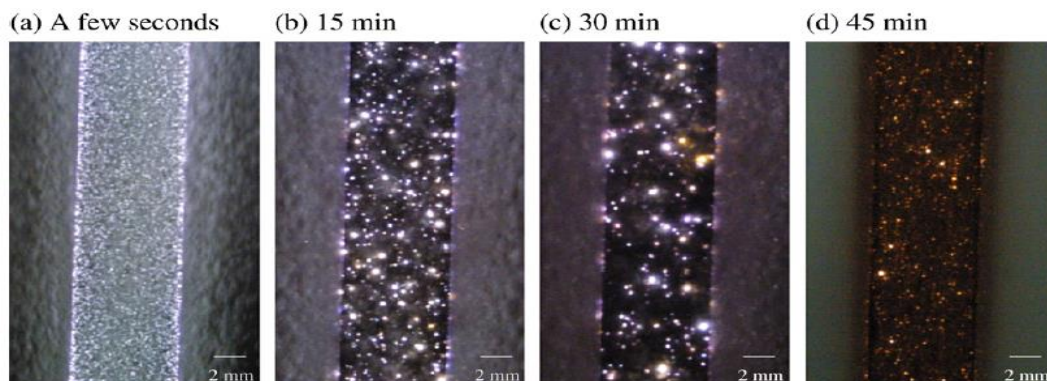


Figura 5.19. Imágenes de muestras de aleación de aluminio a diferentes tiempos del proceso PEO ($R=0.89$) [62].

A partir de los 45 minutos la actividad superficial de descargas disminuye. Esto indica que hay una modificación en el régimen del proceso de “arcos” el cual no exhibe fuertes descargas que dañen al recubrimiento. Se observa en la Figura 5.20 que después de los 40 minutos no se observan intensidades de emisión óptica de aluminio en comparación con el proceso de arcos ($R = 1.57$).

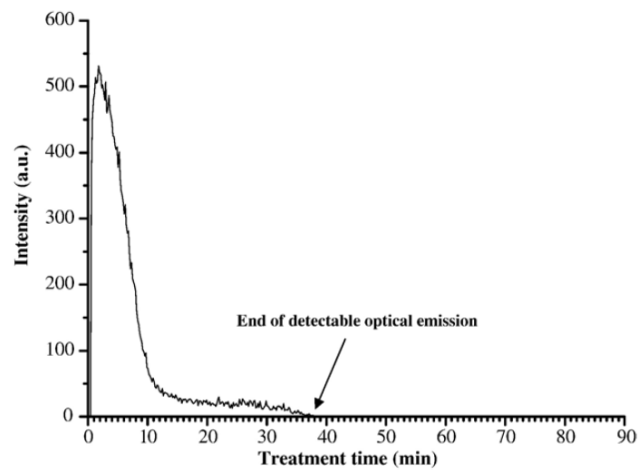


Figura 5.20. Variación de la intensidad de la línea de emisión de Al ($\lambda=396.2$ nm) durante el proceso PEO ($R=0.89$) [62].

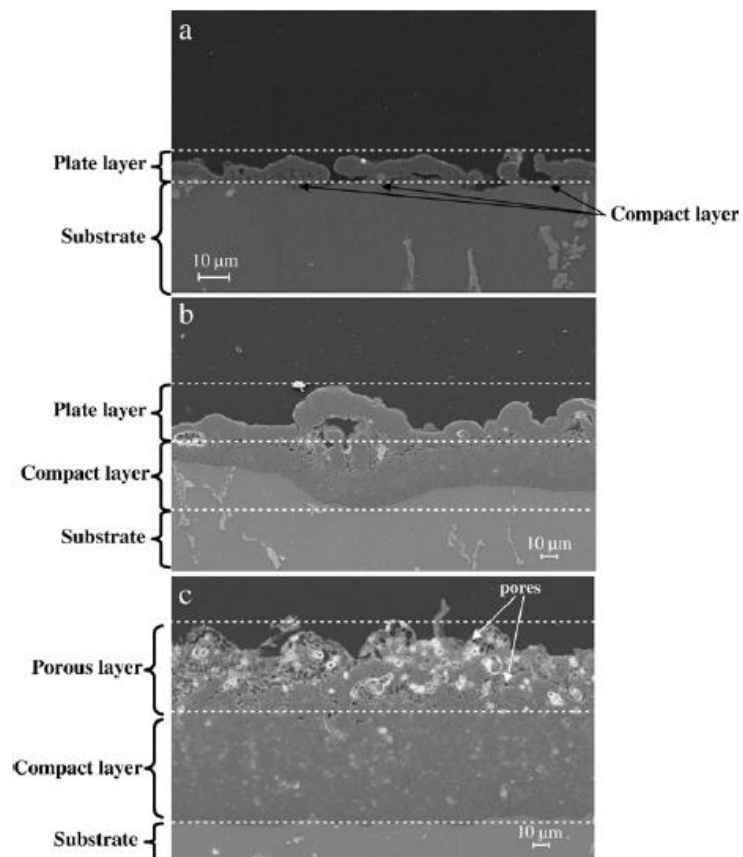


Figura 5.21. Micrografías SEM de sección transversal a diferentes tiempos de proceso PEO. ($R = 0.89$). (a) 10 minutos; (b) 40 minutos; (c) 90 minutos [62].

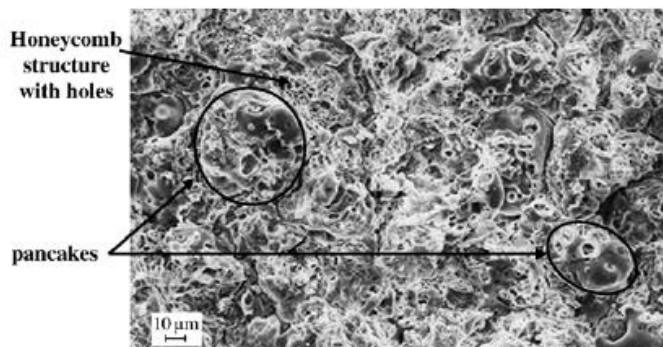


Figura 5.22. Micrografía SEM sobre la superficie del recubrimiento después de 60 minutos de tratamiento ($R=0.89$) [62].

Dentro de esas condiciones experimentales, el espesor del recubrimiento, después de 60 minutos de tratamiento, se vuelve más homogéneo, Figura 5.21. De las observaciones de la superficie por medio de SEM (Figura 5.22), los “panqueques” se encuentran presentes pero los canales de descarga desaparecen o son difícilmente visibles. En lugar de los canales de descarga observados anteriormente, se observan en la superficie, estructuras en forma de panal, formadas por muchos pequeños hoyos (con un diámetro menor a $1\ \mu\text{m}$).

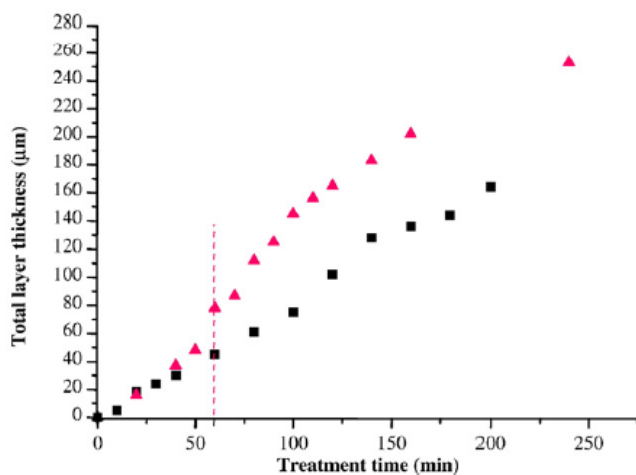


Figura 5.23. Variación del espesor de capa total promedio durante el tiempo de tratamiento. $R=1.57$ (cuadrados) y $R=0.89$ (triángulos) [62].

En la Figura 5.23 se muestra la evolución del espesor promedio del recubrimiento con el tiempo del proceso para ambas condiciones ($R= 1.57$ y 0.89). La cinética de crecimiento es la misma para ambos procesos antes de los 40 minutos. Esto ocurre porque se utiliza la misma densidad de corriente positiva en los dos procesos. A tiempos de tratamientos mayores de 40 minutos la evolución del espesor depende de la relación de cantidad de carga positiva y negativa R . Cabe mencionar que los arcos contribuyen al crecimiento del recubrimiento, pero también los destruye, por lo que el crecimiento de este proviene de una competencia entre estos dos fenómenos. Para ilustrar esto, se graficó el diámetro medio de los “panqueques” en función del tiempo de tratamiento para las dos condiciones tratadas, Figura 5.24.

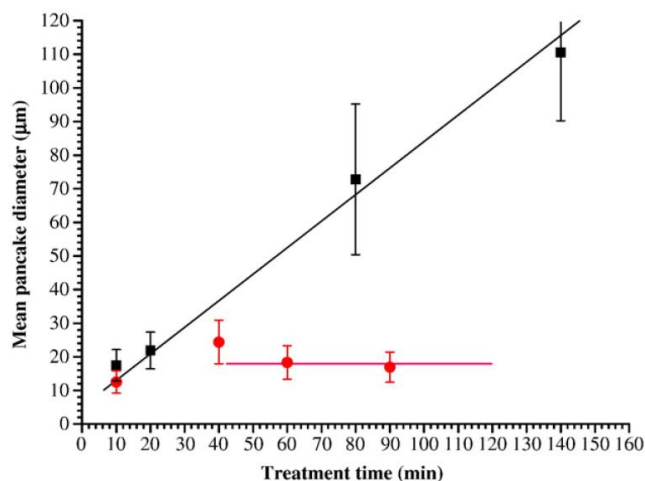


Figura 5.24 Evolución del diámetro medio de la morfología denominada “panqueque” en función del tiempo de tratamiento $R= 1.57$ (cuadrados); $R=0.89$ (círculos) [62].

Se observa que el diámetro promedio es similar en ambos casos a tiempos menores a 40 minutos, pero a partir de este punto el diámetro se mantiene constante cuando se usa una cantidad de carga negativa mayor que la positiva ($R=0.89$).

En esta investigación se concluye que al aplicar mayor carga negativa que positiva en el sustrato se mejora enormemente el recubrimiento PEO, específicamente en términos de espesor y homogeneidad en toda la superficie y también reduce la presencia de grandes canales en la capa externa. Estos resultados señalan la importancia de la alternancia de corriente negativa en el proceso PEO y de la necesidad de utilizar una fuente de corriente bipolar con parámetros ajustables [62].

A. Lugovskoy y colaboradores [63] estudiaron la composición, estructura y propiedades de un recubrimiento obtenido por el proceso PEO sobre una aleación de aluminio 5052, en ese estudio se utilizaron electrolitos alcalinos de hidróxido de potasio KOH y de silicato con distintas relaciones $\text{SiO}_2/\text{Na}_2\text{O}$, los tiempos de tratamiento fueron de 30-60 min. $\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{SiO}_2$ ($n=1$) y $\text{Na}_2\text{O}\cdot 3\text{SiO}_2$ ($n=3$). Para cada electrolito se empleó 1 g L^{-1} (17.9 mol L^{-1}) de KOH y distintas concentraciones de silicato los cuales se especifican en la Tabla 5.1. Se observa que el pH y la conductividad son altamente afectados por el índice de silicato. El hecho de que los electrolitos con $n=1$ tengan mejor conductividad podrían facilitar el proceso PEO ya que se necesitan densidades de corriente más bajas

Tabla 5.1. Parámetros de los electrolitos utilizados (pH/conductividad, mS/m) [63].

$\text{Na}_2\text{O}\cdot n\text{SiO}_2$	5 g/L	10 g/L	15 g/L
$\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{SiO}_2$ ($n=1$)	12.68/10.27	12.74/15.5	12.80/22.7
Molarity	0.021	0.041	0.062
$\text{Na}_2\text{O}\cdot 3\text{SiO}_2$ ($n=3$)	11.08/4.53	11.18/5.47	11.24/6.52
Molarity	0.024	0.047	0.071

Al inicio del proceso cuando $n=1$ (Figura 5.25). Se observa que la densidad de corriente inicial y también el voltaje del proceso es mayor para el electrolito $n=3$. Se observan cambios en el voltaje y densidad de corriente alrededor de los ~ 200 s. Estos cambios evidencian la formación de un estado estable, este

estado es cuando ocurre una menor cantidad de microdescargas y el recubrimiento ha sido formado casi en su totalidad.

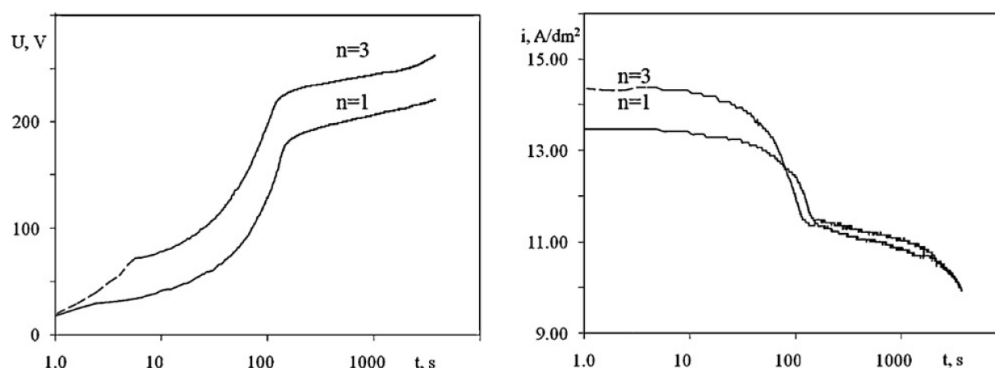


Figura 5.25. Amplitudes de voltajes (izquierda) y densidades de corriente (derecha) para el proceso PEO para los electrolitos n=1 y n=3 [63].

Las capas de óxido producidas después de 30-60 minutos de tratamiento tienen morfología del tipo porosa, con poros relativamente grandes en forma de cráteres, los cuales fueron producidos por las microdescargas eléctricas en estado de plasma, Figura 5.26. No existen diferencias en la morfología para los dos tipos de electrolitos. La composición elemental y morfología del poro obtenida por EDS se presenta en la Tabla 5.2 de los puntos indicados en la Figura 5.27.

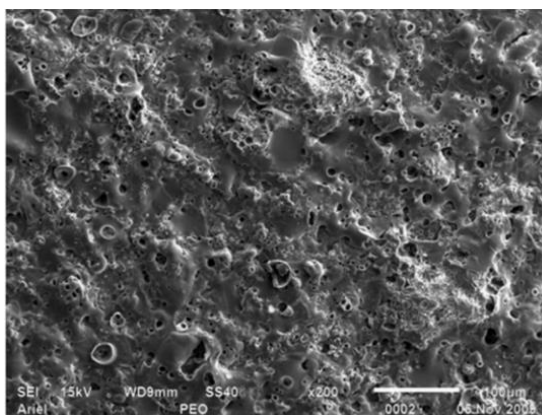


Figura 5.26. Imagen de SEM de la morfología de un recubrimiento PEO [63].

Tabla 5.2. Composición elemental en dos puntos del recubrimiento de oxidación electrolítica por plasma. Punto 1 corresponde a la superficie y Punto 2 corresponde al interior de un cráter formado por la microdescargas eléctricas.

At.%	Al	Si	O	Na	Mg	K
Point 1	5.9	31.2	60.3	1.2	0.3	1.2
Point 2	29.6	15.2	51.8	1.2	0.8	0.9

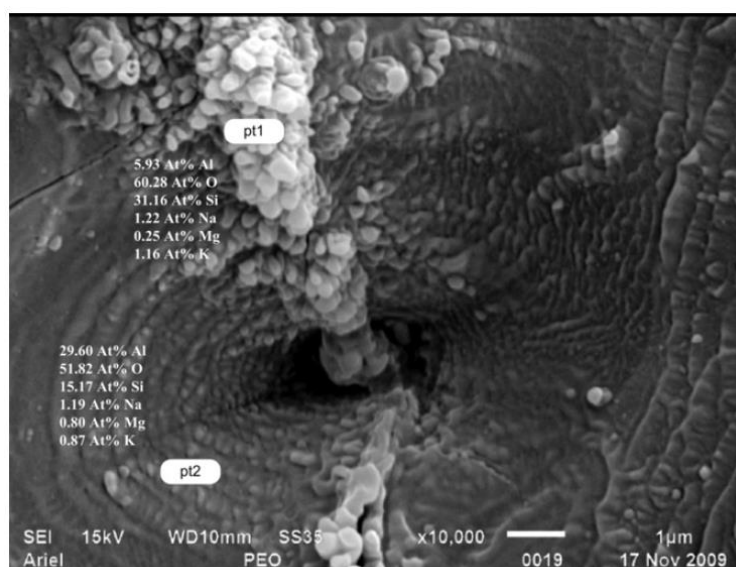


Figura 5.27. Composición elemental y morfología del poro en dos puntos característicos: punto 1 en la superficie del recubrimiento (pt1); punto 2 dentro del poro (pt2) [63].

A partir de los datos anteriores, el interior de los poros contiene mucho menos silicio y mucho más aluminio que la superficie. Esto no es nada sorprendente, ya que el aluminio proviene desde el sustrato metálico, mientras que el silicio proviene del electrolito y difícilmente penetra profundamente el recubrimiento. Los recubrimientos, formados después de 30 minutos, tienen un espesor de 20-60 μm , ambos tienen dos subcapas principales: una densa subcapa interna y una holgada subcapa porosa externa, Figura 5.28. Aunque la capa externa

contiene una menor cantidad de poros, estos son más grandes que los de la capa interna. El electrolito n=3 que contiene de 2 a 5 veces más silicio que el electrolito n=1.

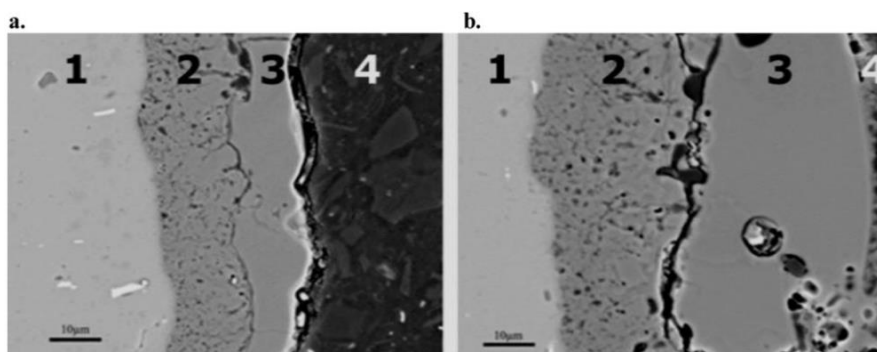


Figura 5.28. Sección transversal de los recubrimientos (a) electrolito n=1 (b) y electrolito n=3. (1) Aleación base no oxidada, (2) Capa oxidada interna más densa, (3) Capa holgada externa, y (4) resina [63].

Los análisis de fases por difracción de rayos X, Figura 5.29 evidencian que los recubrimientos contienen el 60-70% de alúmina y 20-30% de cuarzo SiO_2 para los electrolitos del tipo n=1. Los recubrimientos consisten principalmente de mulita $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ para los electrolitos del tipo n=3.

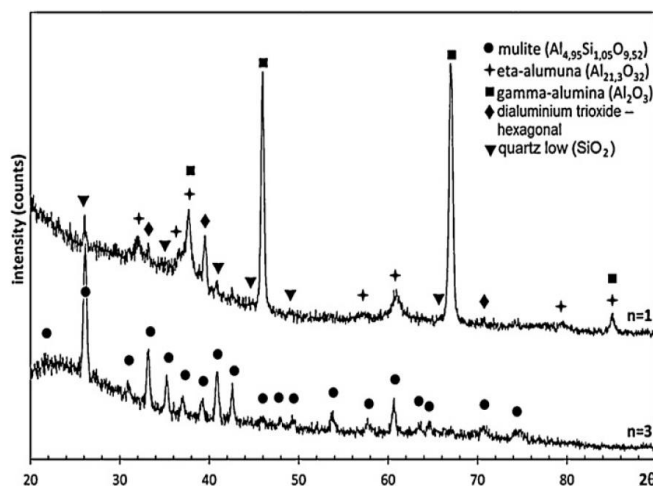


Figura 5.29. Difractogramas de rayos X para los recubrimientos obtenidos por PEO en 0.05 mol L⁻¹, para electrolitos tipo n = 1 y n = 3 [63].

Las pruebas de microdureza de los recubrimientos PEO específicamente en esta investigación arrojó los siguientes resultados: Recubrimiento con electrolito n=1 910 HV y 1200 HV para la capa externa e interna respectivamente; los recubrimientos con electrolitos del tipo n=3 sus valores de microdureza fueron 990 HV y 1200 HV, para la capa externa e interna respectivamente. Las concentraciones menores de silicato resultaron en mayores microdurezas, especialmente para el electrolito del tipo n=3, esto se le puede atribuir a los altos contenidos de alúmina observados para menores concentraciones de silicatos en los electrolitos [63].

Lujun Zhu y colaboradores anteriormente mencionado [57], por la técnica de difracción de rayos X observaron que en la primera fase del proceso (<10 minutos) predomina la estructura del γ -Al₂O₃, pero a partir de los 20 minutos se comienza a formar mullita (Al₆Si₂O₁₃) identificado por la letra M, la cual se incrementa gradualmente. El aluminio (Al) se encuentra presente en todos los tiempos del proceso, Figura 5.30.

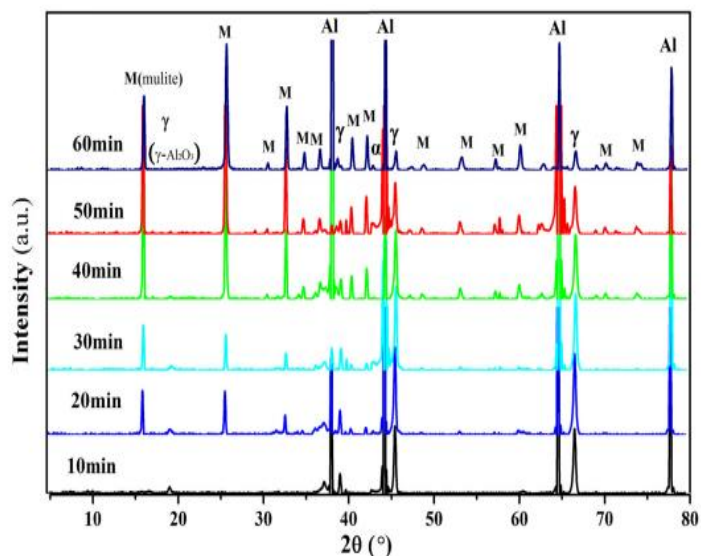


Figura 5.30 Difractogramas de rayos X del recubrimiento PEO con diferentes tiempos de procesamiento [57].

Por medio del microscopio electrónico de barrido (modo de electrones secundarios) analizaron la sección transversal del recubrimiento en la que se observan dos capas, una externa y una interna, presentan un canal que atraviesa completamente al recubrimiento y llega hasta el sustrato. Este patrón se repite a lo largo de todo el recubrimiento, Figura 5.31 [57].

Al analizar la interfase que se encuentra entre el recubrimiento y el sustrato metálico por medio de TEM, esta consiste en una fase amorfa de Al_2O_3 , Figura 5.32 [57].

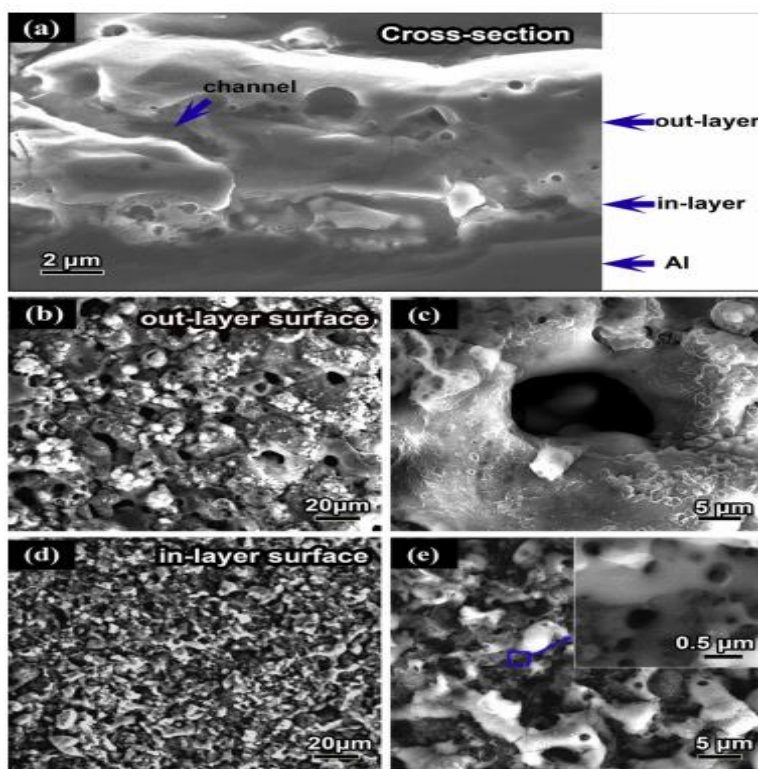


Figura 5.31. Micrografías SEM de un recubrimiento PEO a 20 min. (a) Una imagen de sección transversal; (b) capa exterior y (d) la capa interna se presenta más densa. Imágenes de alta magnificación de los poros (c) y (e) [57].

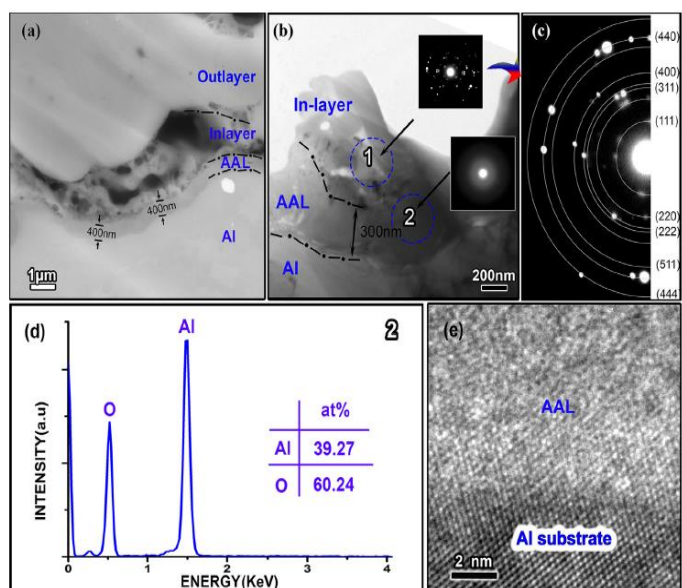


Figura 5.32 (a) y (b) micrografías SEM (modo de electrones retro dispersados) y TEM de la sección transversal de la capa amorfa de alúmina (AAL) de dos zonas análogas [recuadros en (b)]. (c) dibujo ampliado del patrón SAED del área cristalina. (d) EDS de la zona dos y (e) imagen TEM de alta resolución de la interfaz del aluminio y el sustrato correspondiente a la capa amorfa de alúmina [57].

Xuan Yang y colaboradores [64] evaluaron mediante el análisis de las líneas espectrales de espectroscopía de emisión óptica (OES) la temperatura del electrón, la densidad de electrones y el grado de ionización atómica en la zona de las descargas de plasma, encontraron que la temperatura en la zona del plasma es de 3,000 a 15,000 K. El proceso PEO lo realizaron sobre una aleación de aluminio 7075 en un electrolito de silicato. El proceso se llevó a cabo utilizando una fuente bipolar de alimentación pulsada con una frecuencia de 75 Hz a tensiones constantes de +500 V / -120 V. La temperatura interna de la muestra y del electrolito fue medida a 5 y 150 mm de distancia de la muestra.

La variación de la intensidad de iluminación con el tiempo de oxidación durante el proceso se muestra en la Figura 5.33. Hay numerosas chispas blancas en la superficie de la aleación 7075 en la etapa inicial del proceso, imagen (a). Eso

lleva a un notable aumento de la intensidad de la iluminación, alcanzando 31 lux en 2 min. Mientras que el espesor de la película de oxidación aumenta, las chispas blancas se transforman gradualmente en grandes chispas amarillas, imágenes (b) y (c). Sin embargo, la reducción de la cantidad total de chispas produce una disminución rápida en la intensidad de iluminación por debajo de 3 lx. En esta etapa, la densidad de corriente disminuye rápidamente. Después de 20 minutos, estas grandes chispas amarillas desaparecen y muchas finas chispas blancas cubren la superficie, imagen (e), luego estas chispas finas se debilitan gradualmente y desaparecen, imagen (f). Mientras tanto, se encuentra que la intensidad de la iluminación aún permanece estable a aproximadamente 3 lx.

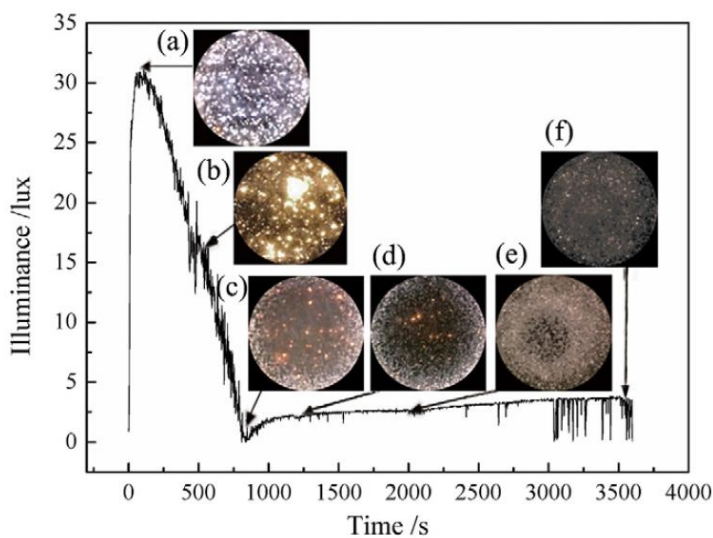


Figura 5.33. Dependencia de la intensidad de iluminación y las imágenes de las descargas con el tiempo de oxidación durante el proceso [64].

En la Figura 5.34 se muestra un típico espectro de emisión óptica obtenido a los 110 s de oxidación en el alcance de longitud de onda de 200 nm - 750 nm con un tiempo de escaneo de 1,000 ms durante el proceso PEO. La notación I y II se refieren a átomos neutros e ionizados individualmente, respectivamente. Se observó a través del OES que las descargas contienen aluminio, zinc, magnesio

y cobre, provenientes de la aleación 7075. Sodio, potasio, silicio, OH, líneas de Balmer α y β del hidrógeno y oxígeno son provenientes del electrolito.

La tendencia ascendente de 450 a 700 nm en la Figura 5.34 es el resultado de la colisión radiactiva de electrones [65-66]. La variación de intensidad de las líneas de emisión de Al a 309.27 nm y 394.40 nm con el tiempo de oxidación durante el proceso PEO se presenta en la Figura 5.35. La intensidad de las dos líneas del Al aumenta dramáticamente a un valor máximo dentro de los 75 s, luego la línea de emisión del Al 309.27 nm disminuye gradualmente a una intensidad muy baja en aproximadamente 40 minutos, mientras que la línea Al a 394.40 nm disminuye rápidamente en aproximadamente 1200 s. Esta baja intensidad implica que las grandes chispas desaparezcan.

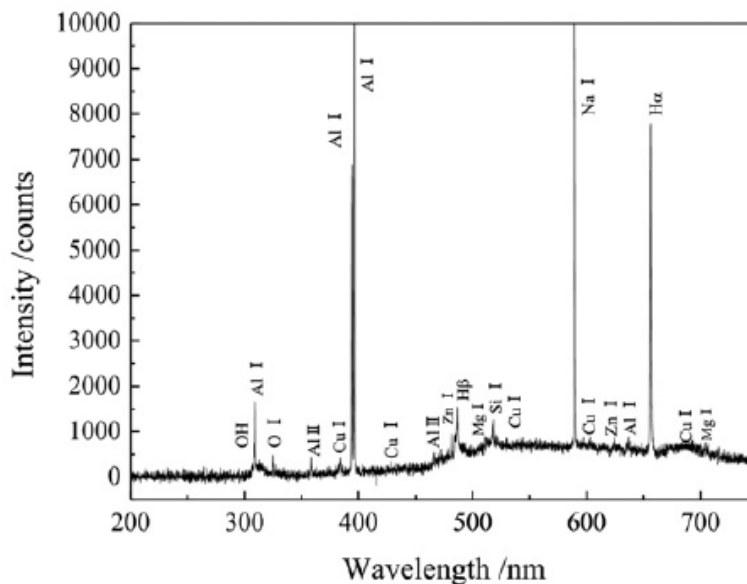


Figura 5.34. Espectro de emisión óptica obtenido a los 110 segundos de la oxidación durante el proceso PEO [65].

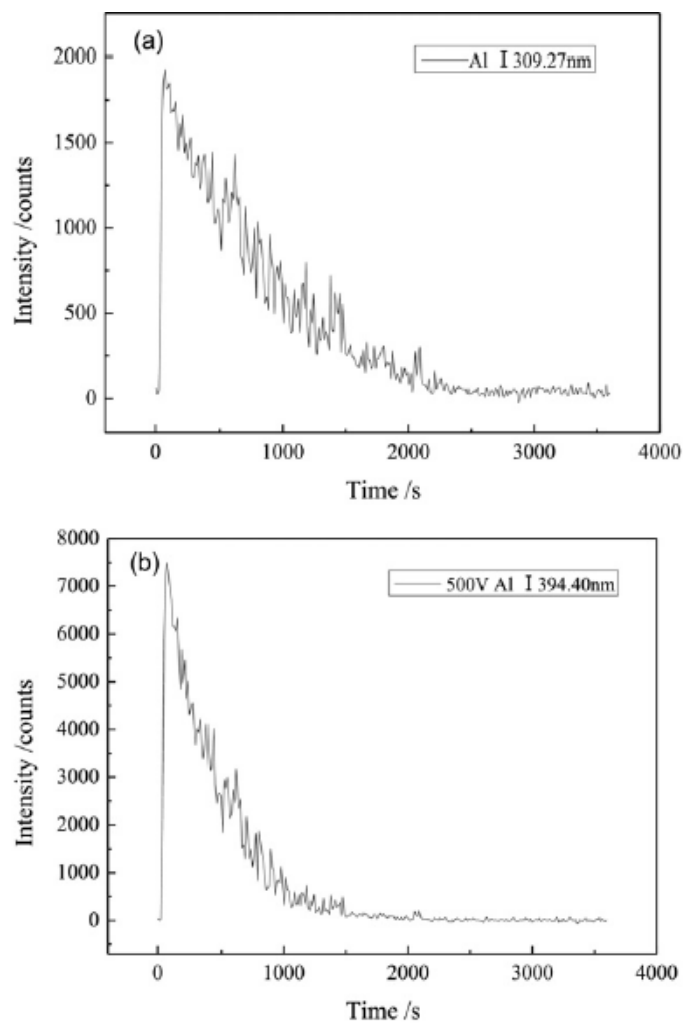


Figura 5.35. Variación de intensidad de las líneas de emisión de Al con el tiempo de oxidación. (a) Al I 309.27 nm, (b) Al I 394.40 nm [64].

Para calcular la temperatura del electrón en la zona de las descargas de plasma (T_e) utilizaron la relación de intensidad de las líneas de Al I a 309.27 nm y 394.40 nm. Los parámetros correspondientes se muestran en la Tabla 5.3.

Tabla 5.3. Líneas espectrales con sus respectivas longitudes de onda, transiciones, pesos estadísticos del estado excitado g_k , diferencias de energía y probabilidades de transición A_{ki} [64].

Line	λ (nm)	Transition	g_k	Energy (eV)	A_{ki} ($10^8 s^{-1}$)
Al I	309.27	$3s^2 3d \ ^2D \rightarrow 3s^2 3p \ ^2p$	6	4.02	0.74
Al I	394.4	$3s^2 4s \ ^2S \rightarrow 3s^2 3p \ ^2p$	2	3.14	0.493
H β	486.13	$4d \ 2D \rightarrow 2p \ ^2P$	4	2.55	0.172

La Figura 5.36 muestra la variación de T_e con el tiempo de oxidación a diferentes tiempos de escaneo (200, 1000 y 2000 ms). El comportamiento de las descargas de plasma durante el proceso PEO puede ser descrito por medio de T_e . Al inicio de la etapa estable de T_e , aparecen numerosas chispas blancas pequeñas en la superficie de la muestra a los 2 minutos como lo muestra la Figura 5.33, y la T_e es de 3000 K. Después, cuando la capa de óxido alcanza cierto espesor, el voltaje aplicado alcanza su valor de ruptura, lo que lleva al decremento de las chispas blancas pequeñas y al aumento de las grandes chispas amarillas. La T_e asciende considerablemente después que desaparecen las grandes chispas. Entonces algunas finas chispas cubren la superficie, y la T_e promedio sube a 10,000 K a los 40 minutos. Finalmente, la T_e decrece gradualmente hasta finalizar el proceso.

La densidad electrónica (N_e) para este experimento se mantuvo en un rango de $4.95 \times 10^{21} \text{ m}^{-3}$ a $1.65 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$, esta disminuyó conforme al paso del tiempo. El N_e en la Figura 5.37 es mayor a $4 \times 10^{21} \text{ m}^{-3}$, por lo que los parámetros se pudieron calcular bajo la suposición de que se cumple la condición del equilibrio térmico local (LTE) según Klapkiv [67].

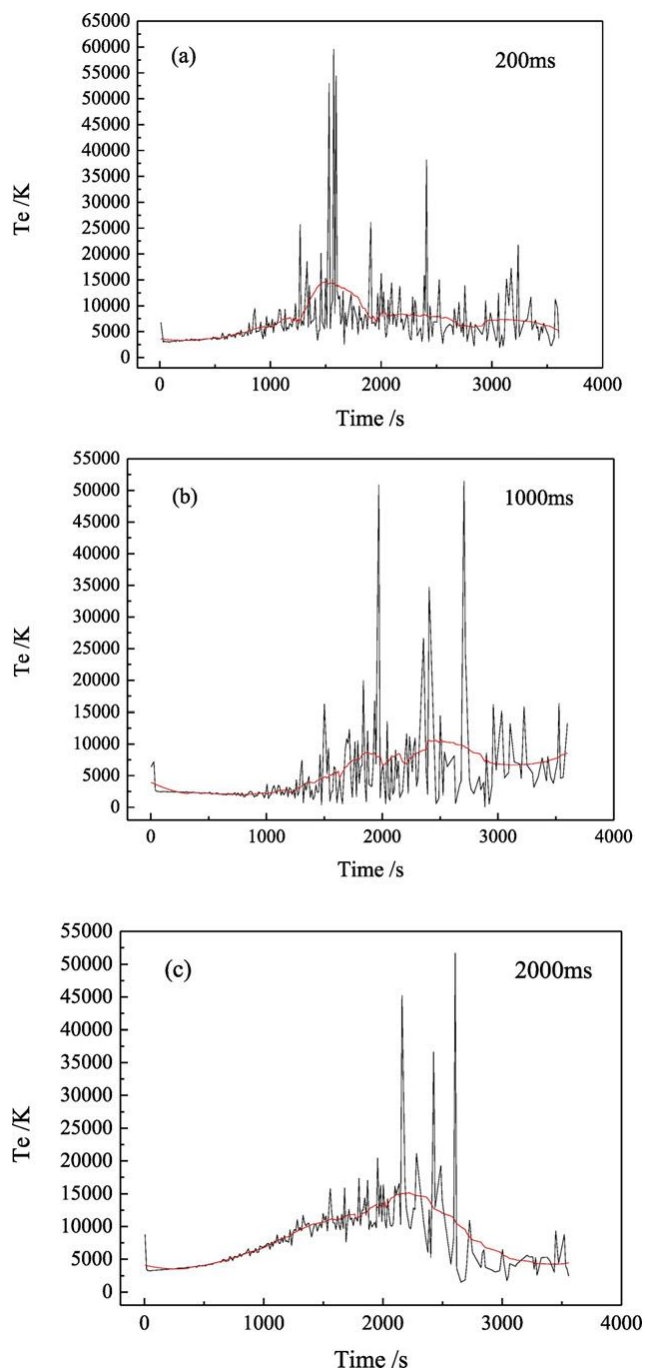


Figura 5.36. Temperatura del electrón en la zona de las descargas en estado de plasma (T_e) en función del tiempo de oxidación a diferentes tiempos de escaneo. (a) 200 ms, (b) 1000 ms, (c) 2000 ms [64].

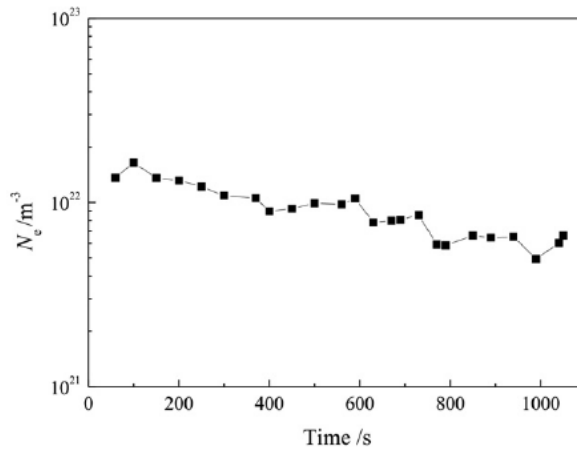


Figura 5.37. Densidad electrónica con el tiempo de oxidación [64].

La Figura 5.38 muestra el grado de ionización primario del aluminio durante el proceso. Con la aparición de chispas grandes a los 10 minutos, es más fácil excitar los electrones en una temperatura relativamente alta lo que provoca el incremento del grado de ionización atómica.

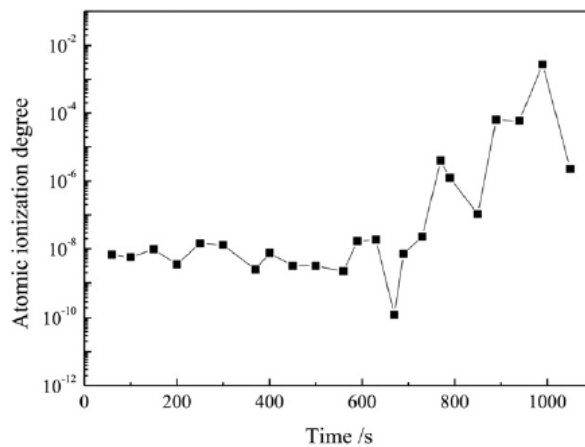


Figura 5.38. Dependencia del grado de ionización atómica de Al con el tiempo de oxidación [64].

La Figura 5.39 muestra las micrografías de sección transversal de los recubrimientos a distintos tiempos de oxidación. Se obtuvieron los espesores de tres recubrimientos a los 20, 40 y 60 minutos con valores $20 \pm 2\mu\text{m}$, $35 \pm 2\mu\text{m}$, y $58 \pm 3\mu\text{m}$, respectivamente. Además, los recubrimientos contienen una capa suelta externa y una capa compacta interna. El silicio, proveniente del electrolito, se ve enriquecido en la capa externa mientras que el aluminio en la capa interna. La morfología de superficie de los recubrimientos se muestra en la Figura 5.40. Se observan grandes canales de descarga en la superficie a los 20 minutos, estos canales se reducen y nuevos granos son observados en la superficie a los 40 minutos. A los 60 minutos, muchos sedimentos se depositan en los canales de descarga.

La Figura 5.41 muestra los patrones de difracción de rayos X de los recubrimientos a diferentes tiempos de oxidación los cuales consisten en las fases $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ y mullita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), aunque el contenido de la fase $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ es mucho mayor respecto a las otras dos. Al paso del tiempo de oxidación, la intensidad relativa de los picos de difracción de $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ aumenta significativamente mientras el pico de $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ se vuelve débil. Todos los recubrimientos (20, 40 y 60 minutos) contenían la fase $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$. La aparición de esta fase indica que el silicio del electrolito se involucra en la formación de los recubrimientos, esto concuerda con los perfiles de composición de la Figura 5.39.

Durante el proceso, algunos elementos de la aleación 7075 (Al-Zn-Mg-Cu) se disolvieron en la solución. La Figura 5.42 muestra las concentraciones de los elementos Al, Zn, Cu, y Mg disueltos en la solución, las concentraciones fueron determinadas por medio de ICP-OES. Al inicio del proceso, la velocidad de disolución de los elementos fue muy alta. Después de 20 minutos, esta comenzó a caer lentamente, como se menciona anteriormente, las chispas al final del proceso PEO se vuelven débiles y las chispas grandes desaparecen, después el

incremento del espesor del recubrimiento se le adjudica al crecimiento de la capa compacta. Por lo tanto, la velocidad de disolución de los elementos se vuelve más lenta conforme el espesor del recubrimiento aumenta.

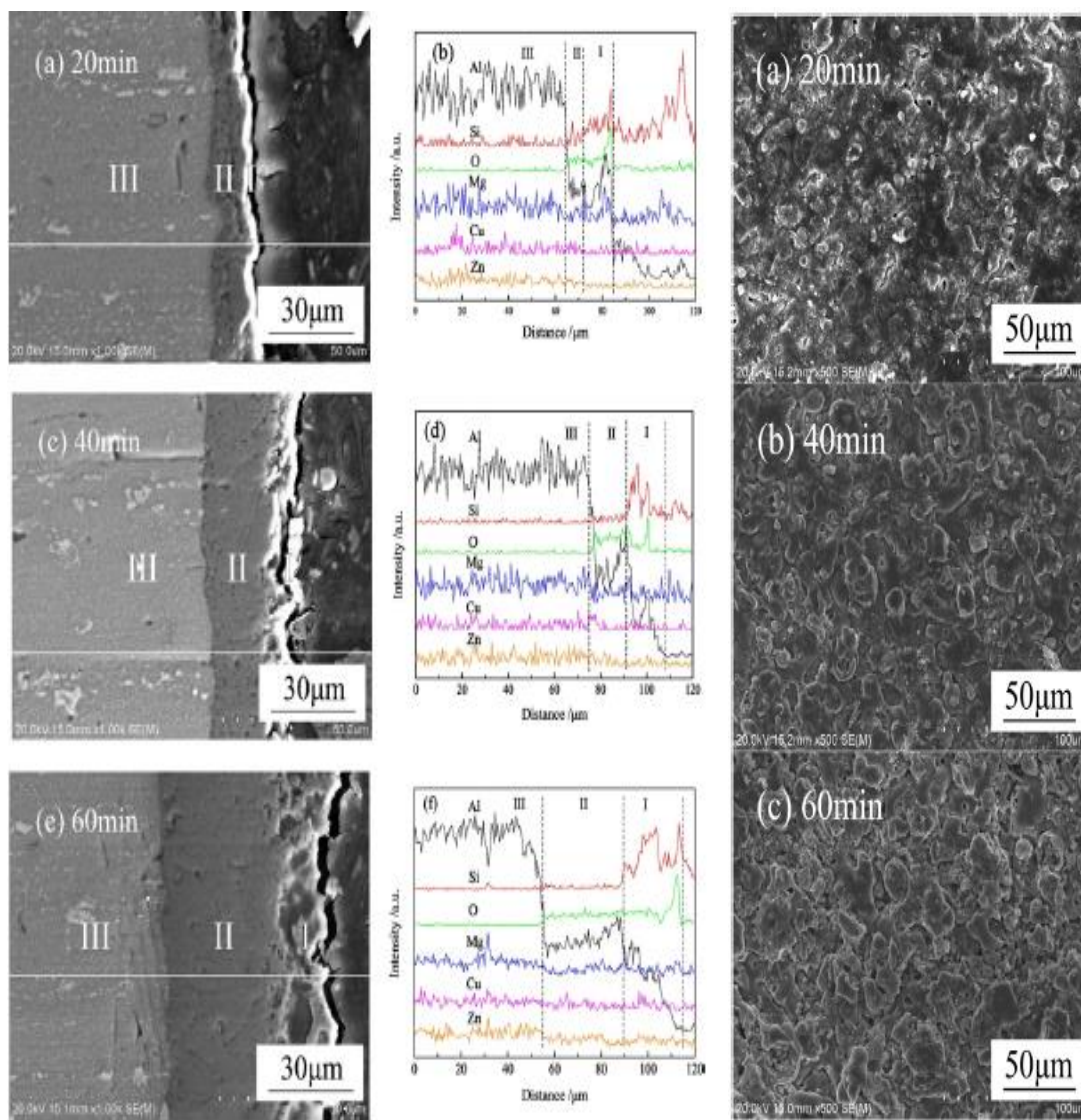


Figura 5.39. Micrografías de sección transversal y perfiles de composición de los recubrimientos a diferentes tiempos de oxidación. I: capa suelta; II: capa compacta; III: sustrato de aluminio, (a) (b) 20 minutos, (c) (d) 40 minutos, (e) (f) 60 minutos [64].

Figura 5.40. Morfología de superficie de los recubrimientos a distintos tiempos de oxidación, (a) 20 minutos, (b) 40 minutos, (c) 60 minutos [64].

La Figura 5.43 muestra la dependencia de la temperatura dentro de la aleación y en la solución a diferentes distancias de la muestra con respecto al tiempo de la oxidación. La temperatura de la solución a 150 mm de la muestra permanece estable por debajo de los 27 °C. Sin embargo, a 5 mm de distancia la temperatura aumenta gradualmente y alcanza un máximo de 38 °C a los 2100 segundos. Después la temperatura comienza a caer lentamente hasta el final del proceso. En realidad, la temperatura de la solución está relacionada a la evolución de las chispas. Cuando disminuye la cantidad de chispas grandes, se reduce el calor producido por la descarga, lo que lleva a la disminución de la temperatura de la solución. En general, los parámetros de plasma y el crecimiento del recubrimiento dependen del tamaño y la densidad de las chispas [64].

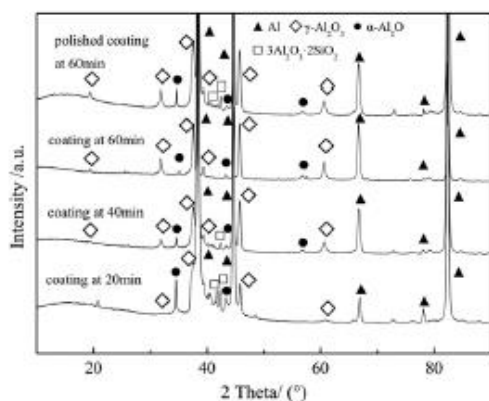


Figura 5.41. Difractogramas de rayos X de los recubrimientos PEO con diferente tiempo de oxidación [64].

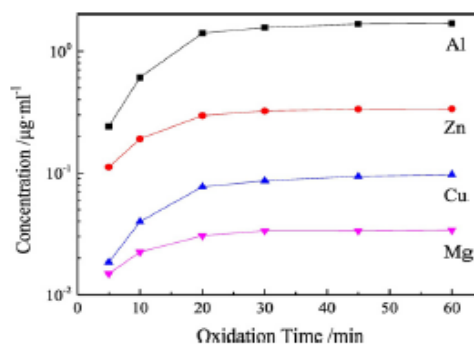


Figura 5.42. Dependencia de la concentración de los elementos de aleación disueltos en solución en el tiempo de oxidación [64].

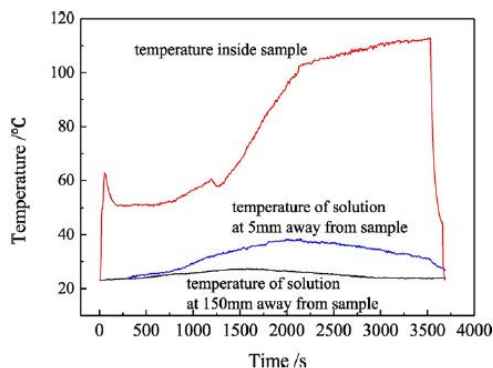


Figura 5.43. Dependencia de la temperatura con el tiempo de oxidación, (a) dentro de la aleación de aluminio 7075, (b) temperatura de solución a 5 mm de la muestra, y (c) temperatura de solución a 150 mm de la muestra [64].

5.4 Pruebas corrosivas y de desgaste sobre recubrimientos PEO

Lugovskoy y colaboradores [63], mencionado con anterioridad también reportan pruebas de corrosión las cuales fueron realizadas después de cubrir la muestra con una resina a excepción de un área de 1 cm^2 , la muestra fue dejada por una hora en una solución de NaCl al 1% para alcanzar el estado de corrosión más estable y así analizarla con la técnica de voltamperometría lineal de barrido (25 mV s^{-1}).

De inicio fue estudiado el rango de potencial más amplio (OCP $\pm 500 \text{ mV}$) para la determinación del potencial de corrosión. Se midió y usó para la curva de Tafel un rango de potencial más estrecho de $\pm 50-70 \text{ mV}$ relativo al potencial de corrosión anteriormente determinado. Todos los potenciales fueron medidos contra un electrodo de referencia de Ag|AgCl y luego recalculado a los potenciales del electrodo estándar de hidrógeno.

Los resultados de la prueba de corrosión en la aleación Al 5052 así como de las muestras con los recubrimientos PEO se muestran en la Tabla 5.4. Las densidades de corriente de corrosión medidas para las muestras con recubrimientos PEO son al menos 3-4 veces menores a la aleación sin tratar. Los potenciales de corrosión para todas las muestras con recubrimientos PEO son más positivos que la aleación de aluminio no tratada, esto evidencia que los potenciales de corrosión más positivos (estables) se observan a más bajas concentraciones para ambos electrolitos de silicatos $n=1$ y $n=3$ y se correlacionan con las capas con mayor microdureza observadas para estas concentraciones, el contenido de alúmina en una capa de óxido juega un papel clave en el cambio de potenciales de corrosión en la dirección positiva.

Tabla 5.4. Potencias y densidades de corriente de corrosión para la aleación Al 5052 tratada con diferentes electrolitos [63].

Silicate concentration in electrolyte, mol L ⁻¹	<i>n</i> = 1 electrolyte, <i>E</i> _{corr} , V vs. SHE	<i>n</i> = 1 electrolyte, <i>i</i> _{corr} , A/cm ² × 10 ⁶	<i>n</i> = 3 electrolyte, <i>E</i> _{corr} , V vs. SHE	<i>n</i> = 3 electrolyte, <i>i</i> _{corr} , A/cm ² × 10 ⁶
"Bare" Al5052	-1.126	15.99		
0.013			-0.525	0.08
0.025	-0.497	3.60	-0.815	2.66
0.050	-0.796	4.30	-0.998	0.98
0.075			-0.972	1.68
0.100	-0.942	1.93		
0.150	-0.995	3.77		

Estas mediciones evidencian que las muestras tratadas con electrolitos *n*=3 tienen mejor resistencia a la corrosión que las formadas en electrolitos *n*=1. Las observaciones microscópicas de las secciones transversales, Figura 5.28 (b) indican que la capa externa formada con electrolitos del tipo *n*=3 contiene cavidades más grandes y la capa interna se observa más porosa que las formadas en electrolitos del tipo *n*=1, Figura 5.28 (a). El espesor más grande de la capa producida por el electrolito del tipo *n*=3 presenta una barrera que complica la difusión del medio corrosivo y logra una mejor protección del sustrato metálico. Hay que acentuar que las capas de óxido producidas en los electrolitos del tipo *n*=1 solamente contienen fases de óxido (alúmina y cuarzo), en contraste a la capa de mulita formada en los electrolitos del tipo *n*=3 [63].

Movahedi y colaboradores [68] utilizaron el tratamiento PEO en una espuma de aleación Al A356 de celda cerrada para probar la resistencia a la corrosión del recubrimiento producido. Las espumas metálicas se dividen en dos distintos grupos de estructuras: de celdas abiertas y de celdas cerradas. Las espumas metálicas de celdas abiertas se utilizan en aplicaciones tales como la filtración, intercambiadores térmicos e iónicos. Sin embargo, la morfología estructural de las espumas de celdas cerradas las hace apropiadas para ser utilizadas como

absorbentes de energía, barreras acústicas y amortiguadores de vibraciones en diversas industrias.

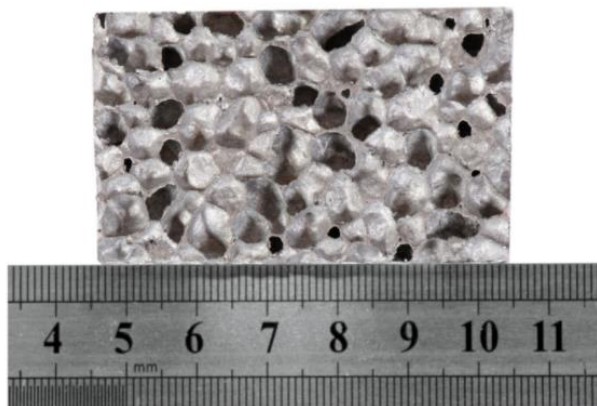


Figura 5.44. Espuma de aleación Al A356 de celda cerrada [68].

La aleación de Al A356 fue fabricada por medio de un proceso convencional de fundición. El tratamiento PEO se realizó en una solución acuosa compuesta por Na_2SiO_3 (6 g.L^{-1}), Na_3PO_4 (4 g.L^{-1}) y KOH (2 g.L^{-1}) como electrolito, una fuente de poder de corriente directa de 20 kW, voltaje de 495 V y corrientes eléctricas de 2.5, 5 y 10 A. La temperatura del electrolito se mantuvo a $30 \text{ }^\circ\text{C}$ con la ayuda de un intercambiador de calor. Se utilizó como cátodo el contenedor del electrolito de acero inoxidable. El tiempo de tratamiento fue de 10 minutos.

Por la técnica de SEM se observó que el recubrimiento PEO contiene una serie de cráteres provocados por microdescargas eléctricas, típica morfología de recubrimientos de este tipo. Al analizar las capas del recubrimiento por medio de energía dispersa de rayos X (EDS) se observó una mayor cantidad de silicio en la capa externa que en la interna, esto acreditado al contacto que tiene la capa externa con el electrolito que es la fuente de Si (Figura 5.45 a, b y c). En este estudio se encontró una tendencia que a menores corrientes aumenta el número de microporos e imperfecciones (Figura 5.45 d y e).

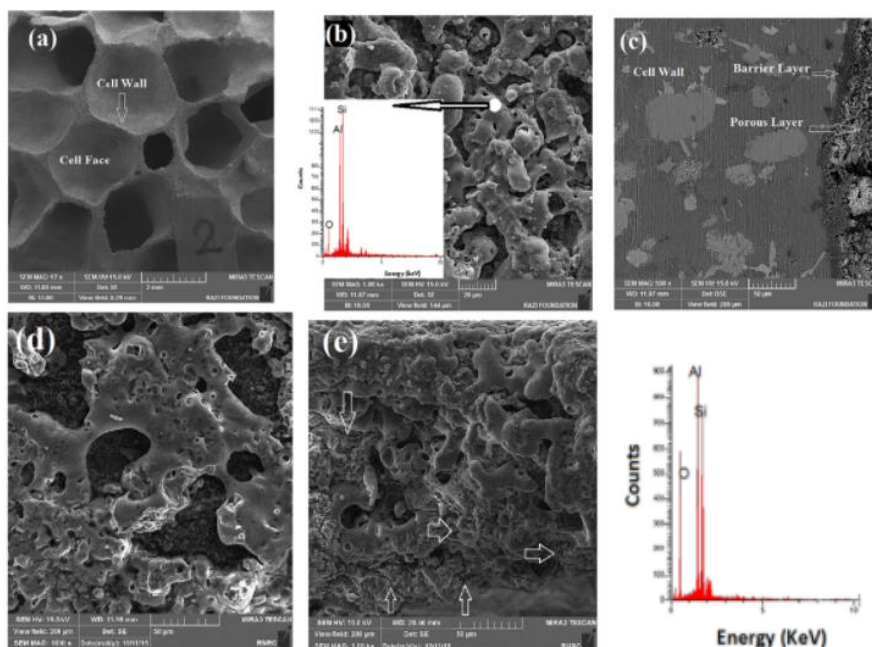


Figura 5.45. (a) Macroestructura de SEM de la aleación esponjosa de Al-A356 de celda cerrada (b y c) microfografías de morfología de superficie y de sección transversal de los recubrimientos PEO con 10 A con su correspondiente espectro de EDS, (d y e) morfología de superficie de muestras PEO tratadas 5 y 2.5 A, respectivamente [68].

Para conocer la resistencia a la corrosión de los recubrimientos analizaron el potencial de circuito abierto (PCA) de las muestras tratadas y de una más sin tratamiento la cual se utilizó como muestra control, se empleó una solución de NaCl al 3.5 %. Las muestras recubiertas presentaron mayor resistencia a la corrosión respecto a la muestra sin tratamiento, esto debido a que el PCA permanece más estable que la muestra sin tratamiento. El PCA de la muestra sin tratamiento comienza a ascender a valores más estables hasta que permanece constante, esto ocurre debido a la protección que le brinda el recubrimiento formado por la oxidación del material in situ (Figura 5.46 a y b).

Curvas de polarización potenciodinámica obtenidas para las muestras tratadas y para las de control evidencian que la modificación de la superficie mueve la

curva a potenciales más estables (Figura 5.47). Al realizar la comparación de las superficies modificadas, la tratada a 10 A muestra la velocidad de corrosión más baja, 0.02533 (mpy) (Tabla 5.5).

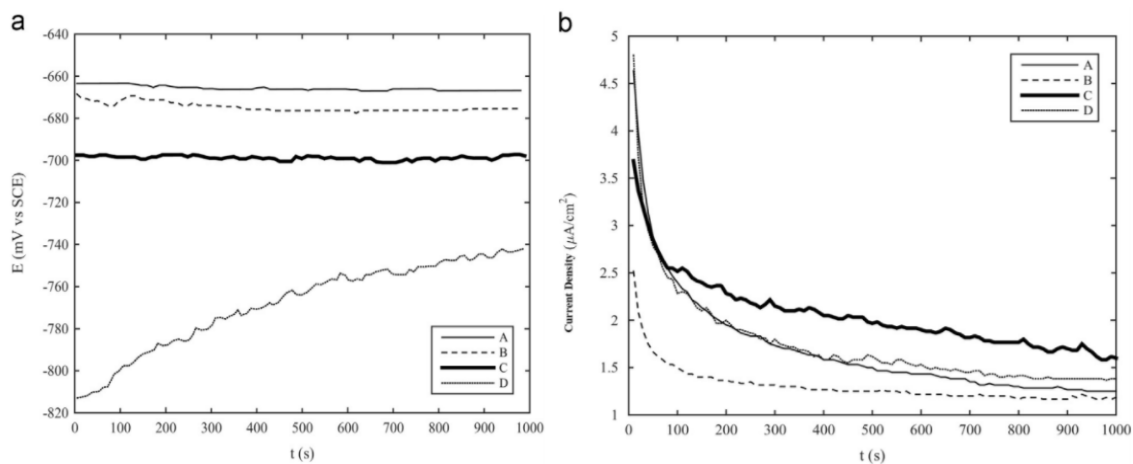


Figura 5.46. (a) Gráficas de potencial de circuito abierto para los recubrimientos tratados a distintas corrientes A: 2.5 A, B: 5 A, C: 10 A y D: Sin tratamiento. (b) Tiempo vs densidad de corriente [68].

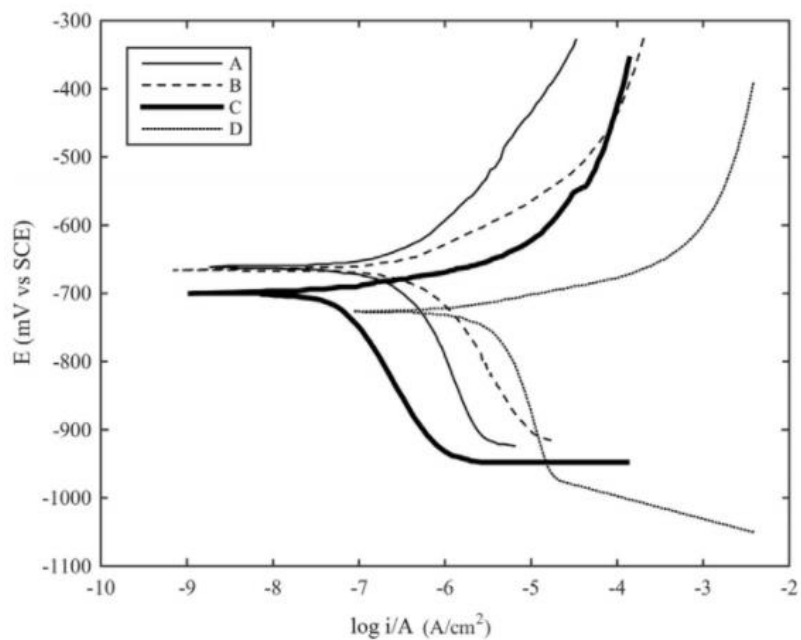


Figura 5.47. Curva de polarización electrodinámica para los recubrimientos tratados a distintas corrientes A: 2.5 A, B: 5 A, C: 10 A y D: Sin tratamiento [68].

Tabla 5.5. Parámetros electroquímicos de las muestras analizadas [68].

Specimen	i_{Corr} ($\mu\text{A cm}^{-2}$)	E_{Corr} (mV)	Corrosion rate (mpy)	R_p ($\Omega \text{ cm}^2$)
A (2.5 A)	0.373	-663.6	0.1596	112480
B (5 A)	0.374	-665.8	0.1601	60564
C (10 A)	0.059	-701.1	0.02533	211461
D (Untreated)	3.005	-727.5	1.284	4482

Concluyen que el proceso PEO proporciona una mayor resistencia a la corrosión en comparación a la muestra que no fue tratada (control). Al incrementar la corriente durante el tratamiento PEO se producen recubrimientos porosos con menos microgrietas y menos defectos los cuales afectan la protección contra la corrosión [68].

Y. Jiang y colaboradores [69] estudiaron el comportamiento al desgaste y el mecanismo de falla en la superficie de un recubrimiento de oxidación electrolítica por plasma sobre una placa de aluminio con una pureza del 99.66% (Si 0.08%, Fe 0.25%, Cu 0.01%).

La rugosidad media inicial que presentó la superficie de las muestras de aluminio antes del proceso de oxidación fue de $0.533 \mu\text{m}$. La solución electrolítica que utilizaron estaba compuesta principalmente de 1g.L^{-1} NaOH, 10g.L^{-1} y 5g.L^{-1} Na_2CO_3 . El desgaste por desbaste fue llevado a cabo colocando la muestra en un disco contra papel lija de Al_2O_3 , con una carga de 10 N y bajas revoluciones.

La morfología de la superficie de recubrimientos PEO constó principalmente de microporos con diámetros de 2 a $10 \mu\text{m}$, que incrementan de tamaño conforme pasa el tiempo de tratamiento y están distribuidos no uniformemente (Figura 5.48 a, b y c).

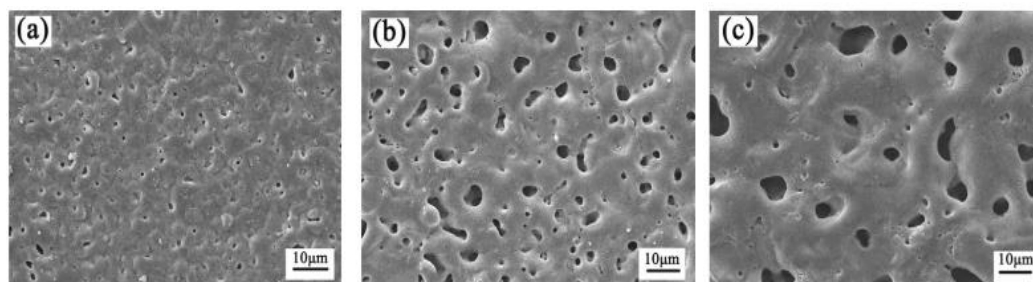


Figura 5.48. Morfología de superficie de recubrimiento PEO a 15 A.dm^{-2} en los tiempos a) 5 min a una tensión máxima de 135 V; b) 15 min a una tensión máxima de 135 V; c) 45 min a una tensión máxima de 135 V [69].

El análisis de SEM y EDS en la sección transversal del recubrimiento, evidencia que hay una disminución en el contenido de Al, un incremento en el contenido de O y una fluctuación en el contenido de Fe y Si aunque con poca alternancia, esto desde el sustrato hasta la superficie del recubrimiento, Figura 5.49.

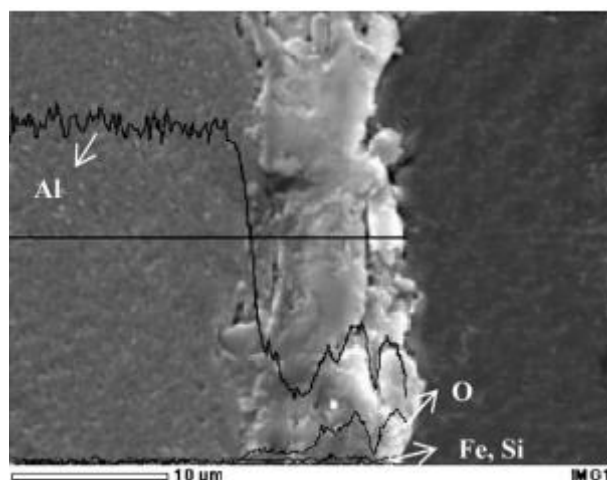


Figura 5.49. Distribución de elementos en el recubrimiento vistos por una toma de sección transversal formados a 33 A.dm^{-2} por 170 Hz a una tensión máxima aplicada de 304 V por 10 minutos [69].

En la Figura 5.50 se pueden apreciar los efectos del tiempo, la densidad de corriente y la frecuencia sobre el crecimiento de asperezas o rugosidad del

recubrimiento. La rugosidad del recubrimiento formado por el tratamiento PEO en la solución de fosfato aumenta conforme pasa el tiempo de tratamiento, Figura 5.13 (a) y también con el aumento de la densidad de corriente a 170 Hz por 4 minutos, Figura 5.50 (b), mientras que disminuye cuando se incrementa la frecuencia de corriente, Figura 5.50 (c). La variación en rugosidad también se debe en mucho al cambio de concentración del electrolito y al diámetro de los microporos observados en la superficie del recubrimiento.

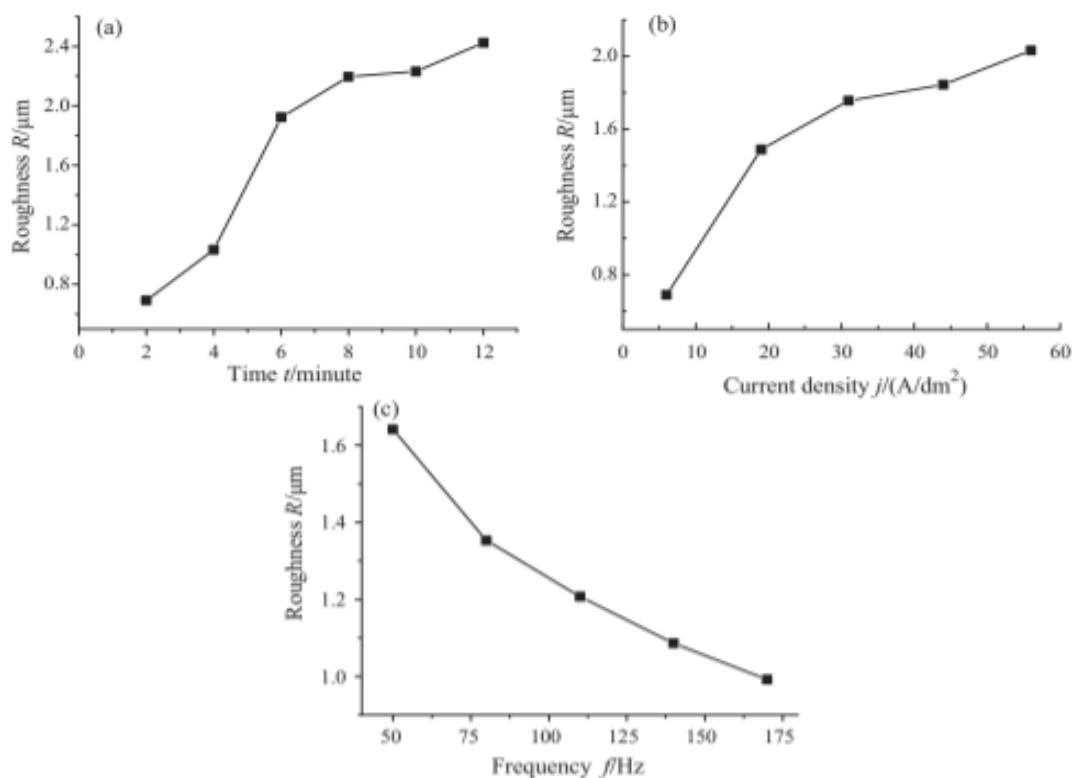


Figura 5.50. Efecto del (a) tiempo a 170 Hz y 25 $\text{A}\cdot\text{dm}^{-2}$, (b) densidad de corriente a 170 Hz por 4 minutos y (c) frecuencia de corriente por 19 $\text{A}\cdot\text{dm}^{-2}$ durante 4 minutos [69].

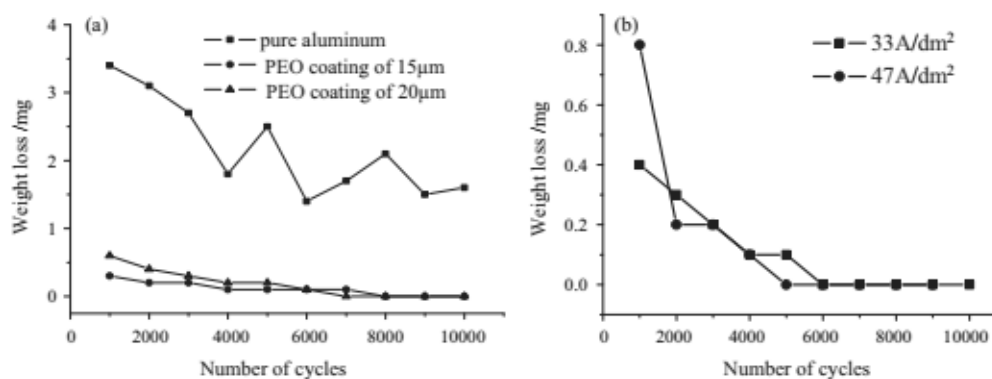


Figura 5.51. Dependencia de la pérdida de masa de los recubrimientos obtenidos por PEO a distintos a) Espesores y b) densidades de corriente [69].

En la Figura 5.51 (a), se presenta la pérdida de masa de los recubrimientos y del aluminio sin recubrir, la cual se traduce al desgaste de la superficie. Los valores se reportan en función del número de ciclos de rotación del disco durante la prueba de resistencia al desgaste en seco, la carga empleada fue de 10 N. La pérdida de masa de las muestras con recubrimientos presentó menor desgaste en comparación a la muestra del Al sin recubrimiento, con una diferencia de aproximadamente 2 mg. Las distintas muestras con espesores de 10 y 15 μm de recubrimiento presentan una tendencia similar de pérdida de masa. Al inicio de la prueba, presentan la mayor tasa de desgaste a ciclos bajos, esto debido a que entre mayor espesor la capa se desprende con mayor facilidad, es decir, se debilita, pero solo en las partes más externas. Debido a esto la capa de 20 μm tiene una pérdida inicial mayor en comparación a la de 15 μm. De los 3,000 hasta los 7,000 ciclos se presentó un desgaste gradual y a partir de los 8,000 ciclos el desgaste permanece constante, aquí el recubrimiento alcanza un nivel de estabilidad. En la Figura 5.51 (b) se muestra la relación de desgaste existente entre la corriente inicial de formación del recubrimiento con la masa perdida, esto se relaciona con el espesor de las capas explicado anteriormente.

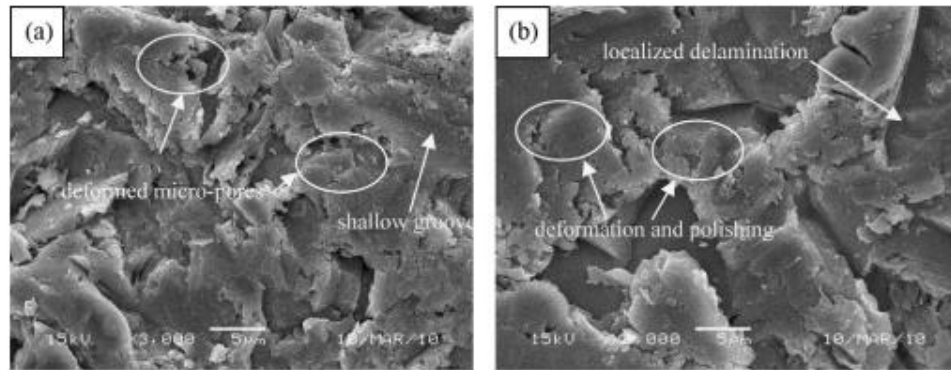


Figura 5.52. Imagen de SEM de la superficie desgaste de un recubrimiento obtenido por el proceso PEO [69].

La superficie de las muestras posterior a la prueba de desgaste en seco se presenta en la Figura 5.52. Se observa una estructura lamelar con huecos pocos profundos, los microporos desaparecieron de la superficie en comparación con la Figura 5.48. Esto último lo atribuyen al mecanismo abrasivo de tres cuerpos, que se forma como resultado de la generación de partículas abrasivas provenientes del proceso de desgaste mismo ya que algunas de estas partículas abrasivas llenaron los microporos. El mecanismo primario observado de desgaste al deslizamiento es uno de ligera deformación y pulido sobre la superficie, que ocasionó especialmente la delaminación, Figura 5.52 (b). Por lo tanto, los microporos se deformaron por la presión de extrusión y fueron cubiertos con las partículas abrasivas. Además, las grietas iniciales pueden ser la razón de la deformación de los microporos y de las características lamelares. Los recubrimientos no exhiben ninguna marca más profunda, por lo cual se determina que el mecanismo predominante fue el desgaste por deslizamiento [69].

CAPITULO 6

EXPERIMENTACIÓN

6.1 Introducción

En este capítulo se describen los parámetros empleados para la obtención de las muestras recubiertas. Se presentan resultados de las distintas técnicas de caracterización que fueron utilizadas para el estudio de las propiedades físicas y químicas de los recubrimientos de oxidación electrolítica por plasma en la aleación de aluminio 6061. También se describen los equipos y las condiciones utilizadas para llevar a cabo las pruebas de desgaste por deslizamiento y por erosión.

6.2 Obtención de muestras recubiertas

Soleras de una aleación comercial de aluminio 6061 de tamaño 100 x 8 x 1 cm, fueron recubiertas por la técnica de oxidación electrolítica por plasma. Posicionadas las barras de aluminio como ánodos dentro de una celda electrolítica se utilizó corriente alterna a una frecuencia de 50 Hz, el voltaje utilizado comprendió entre los 400 y 600 V. Se utilizó una solución electrolítica compuesta de hidróxido de potasio (KOH) y silicato sódico Na_2SiO_3 , el tiempo de tratamiento comprendió entre 30 y 60 minutos, los espesores obtenidos fueron de 100, 125 y 150 micrómetros.

El porcentaje en peso (%w) de los elementos de aleación y residuales en la aleación de aluminio 6061 se muestra en la Tabla 6.1. También se muestra la composición química de un acero de alta velocidad (HSS) el cual fue utilizado para comparar sus resultados del desgaste por deslizamiento contra los resultados del desgaste de recubrimientos cerámicos PEO.

Tabla 6.1 Composición química (%w) de la aleación de aluminio 6061 y de un acero High Speed Steel (HSS).

Material	Al	C	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Ni	Si	V	W	Zn
Al 6061	Bal.	-	0.04	0.16	0.1	1.00	-	-	-	0.70	-	-	0.01
HSS	-	1.55	7.70	-	Bal.	-	0.54	2.08	0.52	0.66	4.90	0.49	-

6.3 Microscopía electrónica de barrido

La morfología de la superficie de las muestras se estudió por medio del barrido de un microscopio electrónico (SEM). En la Figura 6.1 se observan las microestructuras de los tres espesores. En las imágenes de la sección transversal, el ancho del espesor indica la superficie original del sustrato. Las líneas cortadas delimitan la capa superior para cada espesor que cuenta con una gran cantidad de poros y micro fisuras que se forman como resultado de la fusión localizada causada por las descargas eléctricas tal como lo han informado otros investigadores [56-62]. Una siguiente capa homogénea se forma debajo de las regiones de alta porosidad; un análisis minucioso de la región entre el recubrimiento y el sustrato muestra una interfaz bien desarrollada.

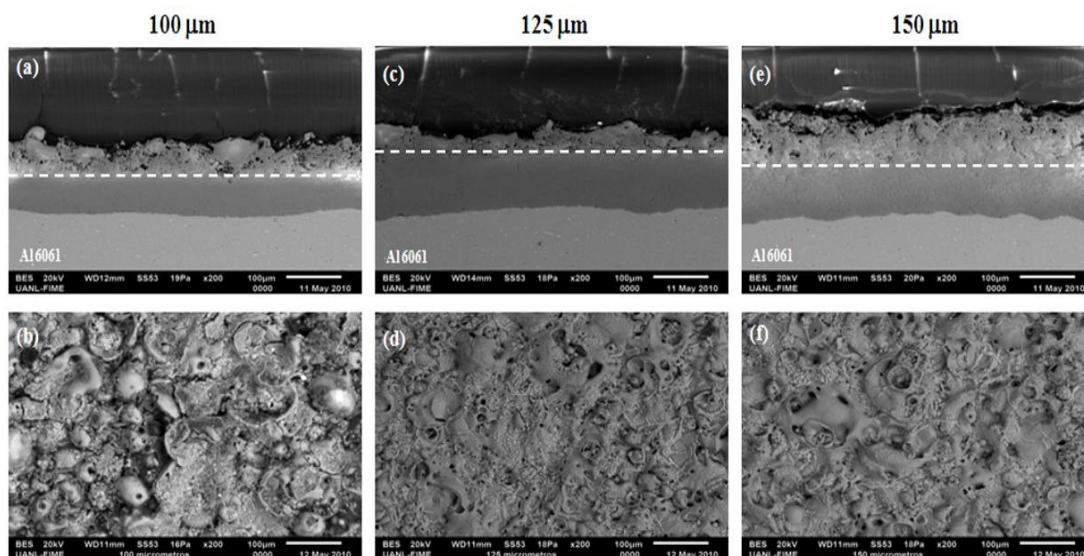


Figura 6.1 Imágenes SEM de zonas transversales y superficiales de recubrimientos PEO. (a) y (b) espesor de 100 μm, (c) y (d) espesor de 125 μm, (e) y (f) espesor de 150 μm.

En las imágenes de la superficie (Figura 6.1 b, d y f) mayormente se observa la denominada estructura de “panqueque” la cual se encuentra rodeada de pequeñas porciones de la estructura tipo “esponja” estos tipos de estructuras han sido denominadas con esos nombres por F. Jaspard-Mecuson y

colaboradores [62] y por J. Martin y colaboradores [60]. Explican que estas estructuras son clásicas en los recubrimientos PEO, sin embargo, la estructura "panqueque" son capas que se forman en condiciones de alto régimen de descarga eléctrica denominada "arcos". Tales capas se caracterizan por contener microporosidad cuyo tamaño de diámetro varía de 5 a 20 μm . En contraste, la microestructura de "esponjas" es caracterizada por contar con poros de diámetros típicos entre 0.1 - 1 μm , esta microestructura morfológica suele presentarse cuando el aluminio es procesado en condiciones denominadas de régimen "suave" de descarga eléctrica.

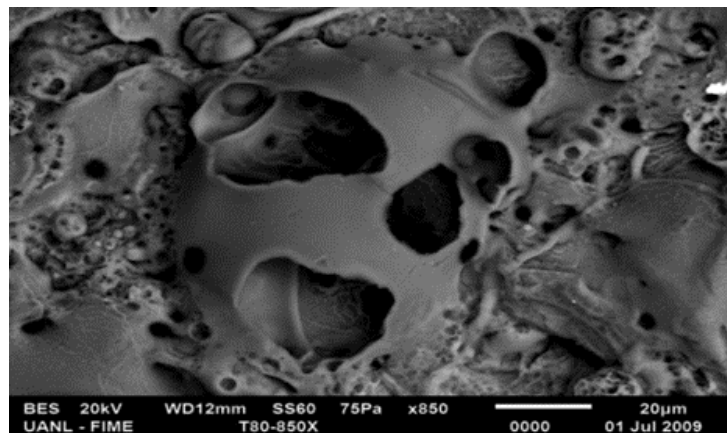


Figura 6.2. Glóbulo de material cerámico en la superficie del recubrimiento. Las altas presiones de gas provocan su fragmentación. (Estructura "panqueque").

En realidad, el tipo de estructura denominada "panqueque" es un glóbulo (burbuja de material cerámico) formado en la superficie de los recubrimientos debido a que en el proceso PEO existe evolución de gas, el gas queda atrapado cuando los componentes cerámicos fundidos se enfrían rápidamente por contacto con el electrolito. Este tipo de morfología da como resultado una superficie rugosa que es sumamente frágil. La Figura 6.2 muestra una estructura del tipo "panqueque" fragmentada por la alta presión de aire que quedó atrapado en la microestructura.

En las muestras de sección transversal se encontró un cráter que atraviesa las capas porosa y homogénea. En la Figura 6.3 se observa como un cráter llega hasta la interfase entre el recubrimiento y el sustrato, esta imagen comprueba el mecanismo de crecimiento de los recubrimientos explicado por Chen Liu y colaboradores [58] (2015) en el que posterior a la descarga eléctrica, la fusión y la eyección del metal, el sustrato entra en contacto nuevamente con el electrolito y se pasiva rápidamente formándose la interfase entre el recubrimiento y la aleación, esto se repite conforme el proceso avanza propiciado que el crecimiento del recubrimiento se dé hacia la matriz metálica.

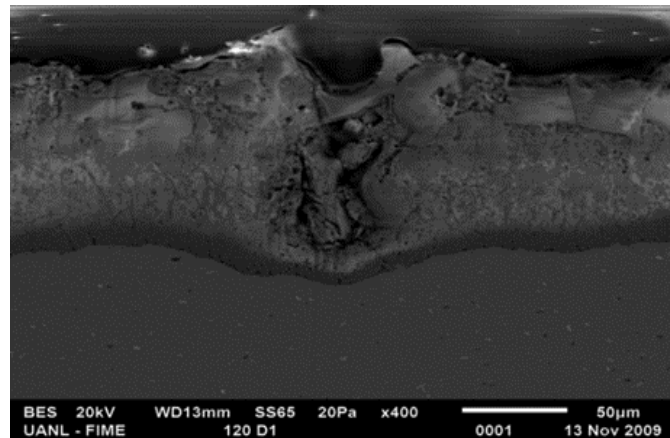


Figura 6.3. Cráter producto de descargas eléctricas.

6.4 Dureza y rugosidad

Las mediciones de microdureza Vickers (50 g, 15 s) de los recubrimientos y metal base se realizaron en una sección transversal pulida de las muestras, Figura 6.4. El valor promedio de microdureza (HV_{50}) para la aleación de aluminio 6061 fue de 109 ± 3 , mientras que los recubrimientos PEO presentaron una microdureza de 1556 ± 11 . No se encontró relación de dureza con el incremento de espesor ni con la distancia desde el sustrato. Dado que se suponía esta invariación, la dureza no se consideró como una variable experimental, se midió con fines de

control y para comparaciones con valores reportados para similares tipos de recubrimientos PEO.

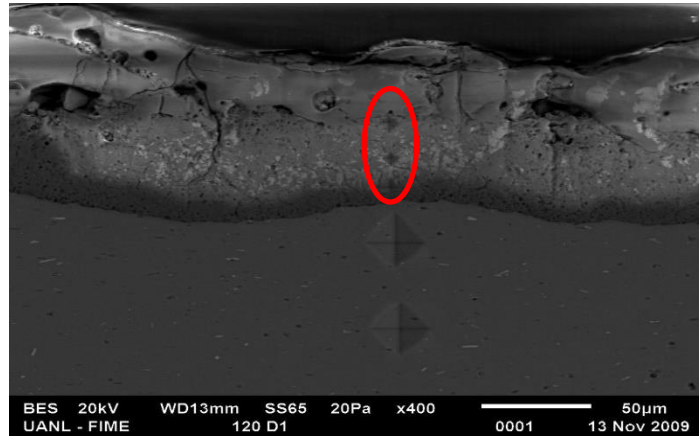


Figura 6.4. Huellas de indentación Vickers en sustrato de aluminio y recubrimiento PEO con 150 µm de espesor.

La dureza Brinell promedio para recubrimientos PEO sobre sustrato de aluminio 6061 fue de 106 HB. Mientras que para la sola aleación sin recubrir fue de 96 HB. Tampoco se encontró variación de la dureza con respecto al incremento del espesor del recubrimiento, sin embargo, dado los resultados de esta prueba se puede asumir que la resistencia de la superficie del aluminio a ser penetrado incrementó con el tratamiento PEO en su superficie en 10 unidades HB.



Figura 6.5. Huellas de indentación Brinell sobre recubrimientos PEO.
(a) 100 µm, (b) 125 µm y (c) 150 µm.

En la Figura 6.5 se pueden observar las huellas producto de la indentación de la esfera Brinell sobre la superficie de los tres recubrimientos. En la Figura 6.6 se presenta una fractura que se propaga alrededor de la marca lo que indica que los recubrimientos son sensibles a fragilizarse con las deformaciones del sustrato de aluminio el cual es altamente dúctil.

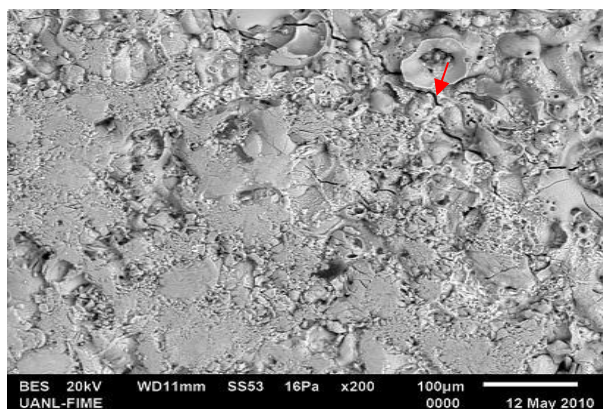


Figura 6.6. Propagación de una fractura alrededor de la huella de indentación Brinell para un recubrimiento de 150 μm de espesor.

En la Tabla 6.2 se presentan los valores promedio de tres parámetros de rugosidad R_a , R_q y R_z . Se utilizó un perfilómetro Surfcom modelo 1500SD2 y se exploraron diferentes áreas a través de las muestras. La longitud de la medición fue de 10 mm. Los resultados definen una tendencia de incrementar los valores de rugosidad conforme incrementa el espesor de los recubrimientos.

Tabla 6.2. Parámetros de rugosidad promedio encontrados en los recubrimientos de estudio PEO.

Espesor	R_a μm	R_q μm	R_z μm
100 μm	5.39	6.93	26.43
125 μm	6.39	8.06	33.00
150 μm	6.66	8.64	37.13

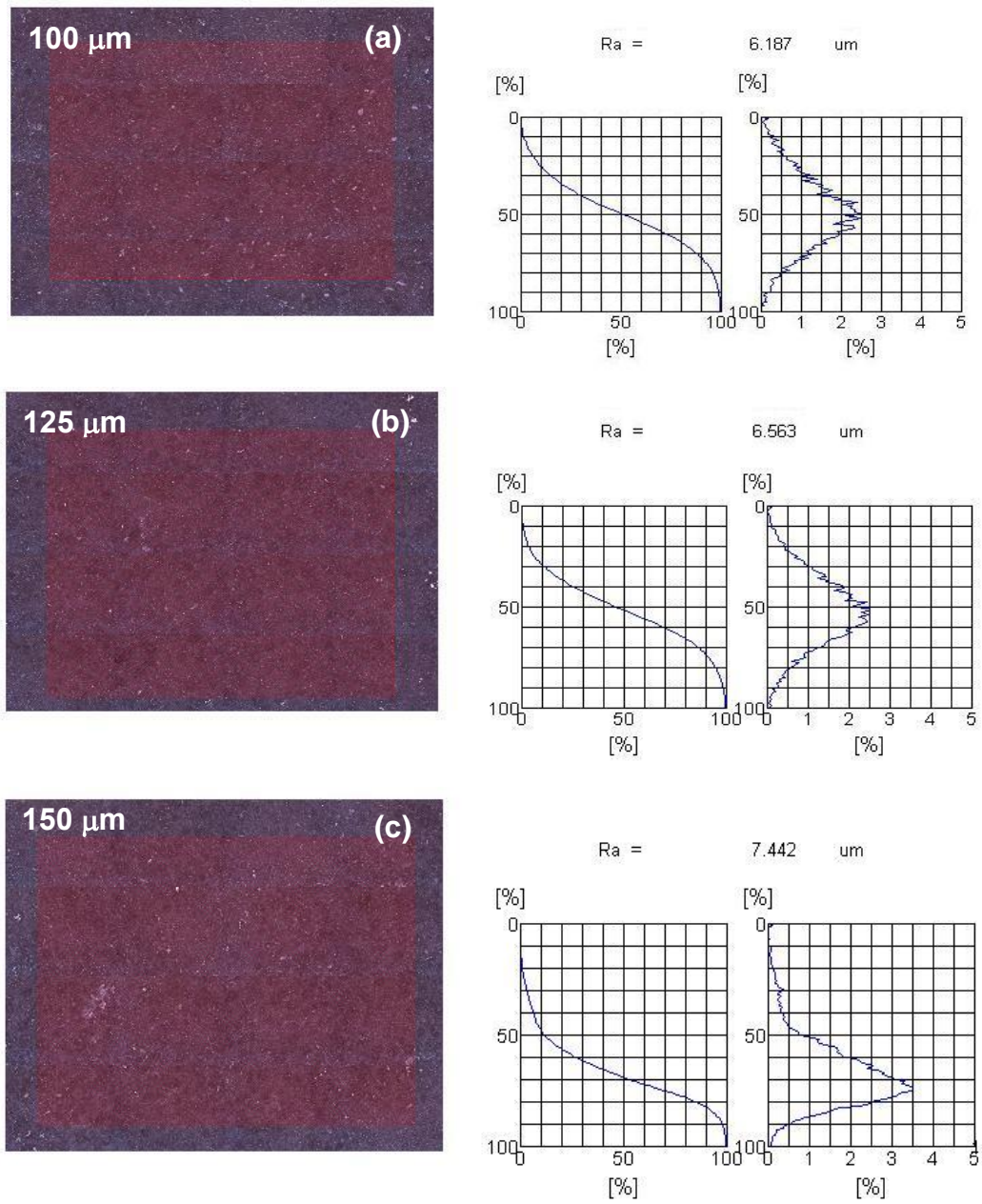


Figura 6.7. Gráficas acumulativas y de densidad de amplitud R_a obtenidas en un microscopio confocal. Espesores: (a) 100 μm , (b) 125 μm y (c) 150. μm .

Para fines estadísticos y no de comparación entre técnicas, se utilizó un microscopio confocal, el cual, a partir de un barrido de altura en las muestras, puede proporcionar de manera automática gráficas acumulativas y de densidad de amplitud (distribución normal). En la Figura 6.7 se observa que los espesores de 100 y 125 μm reflejan tener asimetría cero y solo el espesor de 150 μm mostró tener una asimetría cargada hacia la derecha, de manera cualitativa el espesor de 150 μm muestra tener una Kurtosis mayor a 3, esto indica que la probabilidad de encontrar un punto de material es mayor hacia arriba de la línea de referencia, concuerda con el perfil de rugosidad de la Figura 6.8 para el espesor de 150 μm en el que se observan valles agudos y profundos y picos ampliamente sobresalientes de la línea media de referencia.

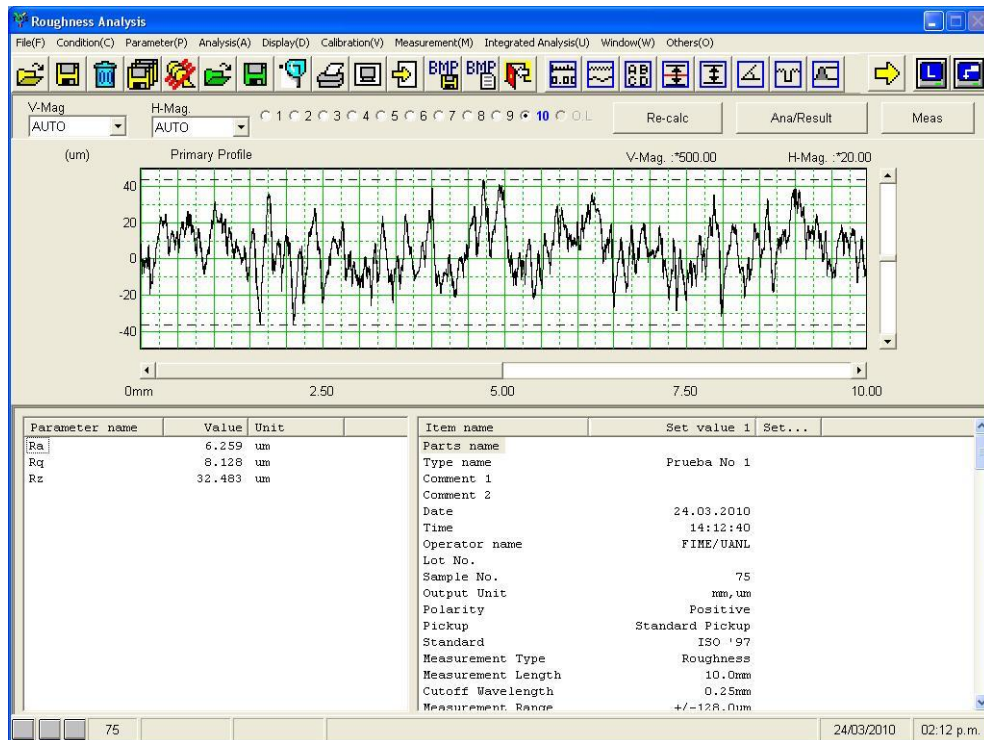


Figura 6.8. Perfil de rugosidad de un espesor PEO de 150 μm .

6.5 Difracción de rayos X

Los recubrimientos se analizaron mediante difracción de rayos X para determinar sus compuestos químicos cristalinos, el equipo utilizado para esta caracterización fue un modelo D-5000 marca Siemens. Se utilizó una lámpara de cobre como fuente de radiación producida a 40 mV y 30 mA para ángulos de difracción del 2θ entre 5° y 90° con un paso de 0.05° y tiempo de permanencia de 2 s.

En los difractogramas (Figura 6.9) se observa que los recubrimientos de estudio están compuestos de mulita ($\text{Al}_{4.95}\text{Si}_{1.05}\text{O}_{9.52}$), la cual es un aluminosilicato de estructura cristalina ortorrómbica que se da por la combinación del óxido de aluminio y dióxido de silicio a elevadas temperaturas [57]. El silicio que forma esta fase es obtenido mayormente de las concentraciones presentes en el electrolito que del silicio de la propia aleación que puede difundir hacia la superficie. Las otras fases detectadas fueron corindón $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ de estructura cristalina hexagonal compacta y la fase gama metaestable del óxido de aluminio $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ de estructura cristalina espinela. El aluminio detectado se sugiere que es por la penetración de los rayos X a través del recubrimiento hasta alcanzar al sustrato.

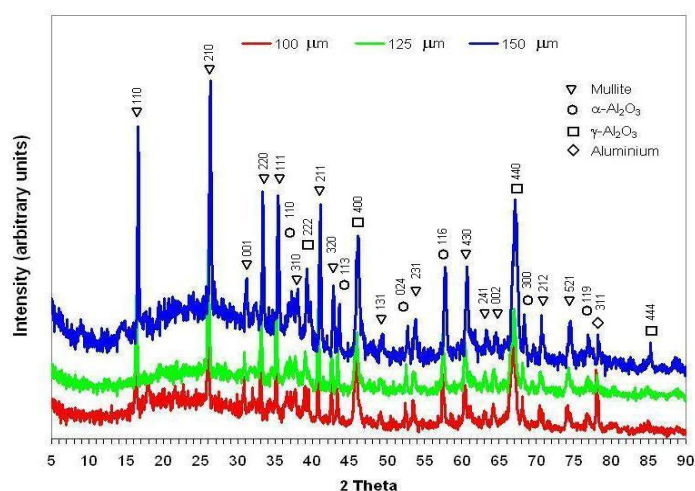


Figura 6.9. Difractogramas de rayos X, tres espesores PEO de estudio.

Las proporciones de fases estimadas en los recubrimientos, así como las densidades de cada fase cristalina se muestran en la Tabla 6.3.

Tabla 6.3. Densidades de las fases detectadas por DRX y proporción estimada de cada fase determinada con refinamiento Rietveld.

Fase	Densidad (g/cm ³)	w%
Mulita	3.083	35.50%
α -Al ₂ O ₃	3.980	54.60%
γ -Al ₂ O ₃	3.653	9.90%

6.6 Pruebas de desgaste por deslizamiento

Se evaluó el desgaste por deslizamiento en tres tipos de materiales: Recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor sobre aluminio 6061; aleación de aluminio 6061 sin recubrir y acero de alta velocidad (HSS). La preparación de las muestras consistió en cortar las soleras de aluminio sin recubrir y las recubiertas con PEO a dimensiones de 3.5 x 3.5 x 1 cm para montarse en un porta-muestras cilíndrico, se utilizó la forma cuadrada de las probetas para evitar que el mecanizado pudiera fracturar los recubrimientos al buscarse obtener piezas cilíndricas. El acero sí fue cortado y maquinado de forma cilíndrica con 6 cm de diámetro y una altura de 1 cm, Figura 6.10.

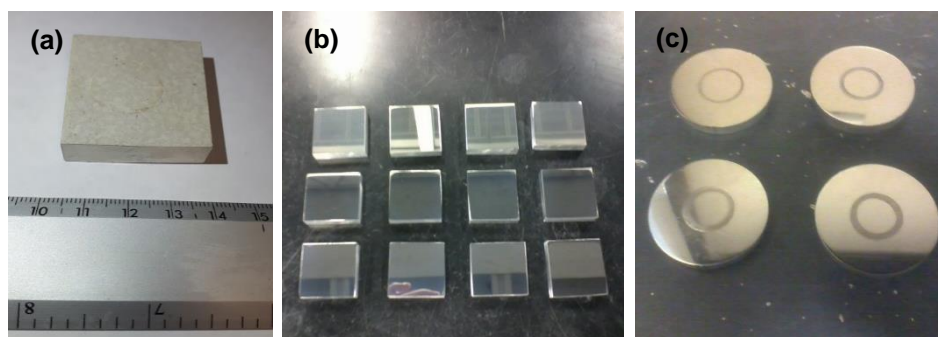


Figura 6.10. Muestras para evaluación de desgaste por deslizamiento. (a) Recubrimiento PEO, (b) Al 6061 sin recubrir, (c) acero HSS.

Las muestras de aluminio sin recubrir y del acero, fueron pulidas hasta obtener en ellas acabado espejo con rugosidad promedio (R_a) de 0.29 y 0.52 μm respectivamente. Las muestras se pesaron en una balanza electrónica digital con una precisión de 1×10^{-4} g antes y después de las pruebas de desgaste.

Para realizar la prueba de desgaste por deslizamiento se utilizó una máquina del tipo "Pin on Disk" la cual fue construida siguiendo los parámetros especificados en la norma ASTM G99-10b [70-72]. Para estas pruebas el perno fue reemplazado por una esfera de alúmina de 10 mm de diámetro, Figura 6.11. La distancia que recorrió la esfera sobre la cara plana de la probeta fue de 1,000 metros lineales que giran sobre la horizontal a una velocidad constante de 13.76 m/min (219 RPM). Las cargas empleadas fueron de 10, 20, 30 y 40 N respectivamente para cada espesor del revestimiento PEO. La pista de desgaste sobre todas las muestras fue de 20 mm de diámetro, una nueva esfera de alúmina con dureza promedio de 1590 HV_{200} fue utilizada para cada muestra a ser evaluada. La dureza en el acero HSS fue 760 HV_{2500} . Las pruebas se realizaron en condiciones secas para evitar valores erróneos, dada la posible penetración del lubricante en los poros presentes en los recubrimientos.



Figura 6.11. Perno reemplazado por esfera de alúmina de 10 mm de diámetro, para la prueba de desgaste por deslizamiento.

En la Figura 6.12 se presenta un dibujo de la máquina utilizada para realizar las pruebas de desgaste por deslizamiento. La máquina cuenta con una celda de carga que mide y registra la fuerza lateral generada entre la bola y la muestra. El coeficiente de fricción se calcula dividiendo la fuerza lateral entre la carga normal aplicada por el brazo. La máquina cuenta con dispositivos para controlar la carga y la velocidad. Presenta también un plato que contiene aceite amortiguador para que la carga empleada no se convierta en carga dinámica debido a la vibración propia del sistema.

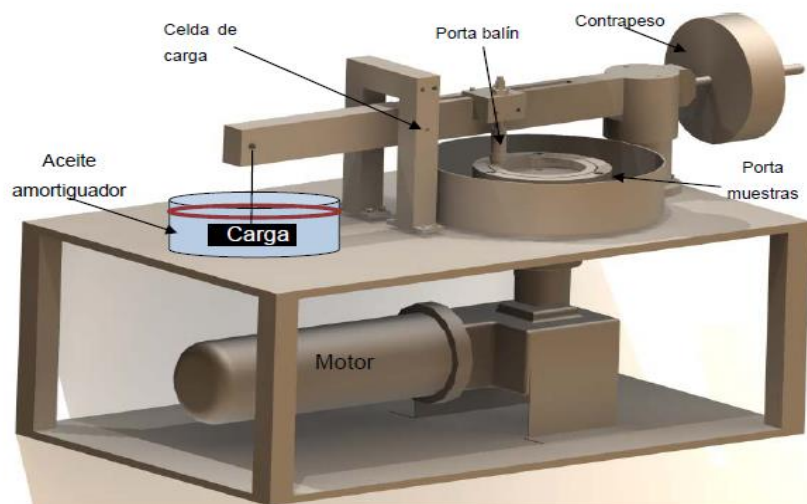


Figura 6.12. Esquema de la máquina esfera en disco utilizada para llevar a cabo las pruebas de desgaste por deslizamiento.

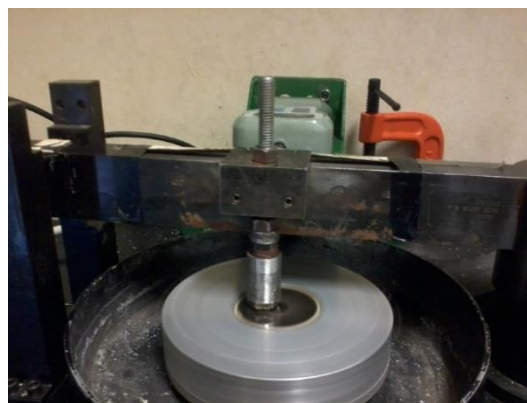


Figura 6.13. Disco de acero HSS sujeto a desgaste por deslizamiento.

6.7 Pruebas de desgaste por erosión

Las pruebas erosivas se realizaron en las instalaciones de la empresa Nematik, S.A. de C.V. La erosión consistió en reproducir el desgaste que sufren los moldes utilizados en la fabricación de corazones de arena para fundición. Los moldes son fabricados con aceros H13, el aluminio con recubrimiento cerámico PEO representa una buena opción para sustituir este tipo de acero, según los resultados que arrojen las presentes pruebas.

Espesores PEO de 100, 125 y 150 μm , así como Al 6061 sin recubrir se sometieron a las siguientes condiciones de erosión:

- Erodente: arena sílica con 0.8% de resina.
- Ángulos de impacto: 90°, 60°, 40°, 30° y 20°.
- Presión del sistema: 0.69 y 1.38 bar (10 y 20 psi).
- Velocidad del erodente: 6 y 10 m/s.
- Carga de erodente: 5 kg de arena con resina.
- Distancia de boquilla a probeta 5 cm.
- Boquilla: ½ pulgada de diámetro interno.
- Temperatura ambiente.
- Aire del sistema: Seco (-40 °C de punto de rocío).

En la Figura 6.14 se presenta un esquema representativo de la máquina de erosión utilizada para estas pruebas. La máquina fue construida por estudiantes del Programa Doctoral de Ingeniería en Materiales para obtener los títulos de maestría y doctorado. En la construcción del equipo erosivo se contemplaron las variables para reproducir el desgaste de manera acelerada a nivel laboratorio que intervienen en el proceso real del desgaste en moldes de acero H13 para la fabricación corazones de arena, dichas variables son: las presiones del aire en las cámaras de mezcla, los ángulos de impacto de la partícula erosiva y la

distancia de la boquilla a la muestra. Para mayor información con respecto al diseño y construcción del equipo erosivo se pueden consultar las siguientes referencias [73-75].

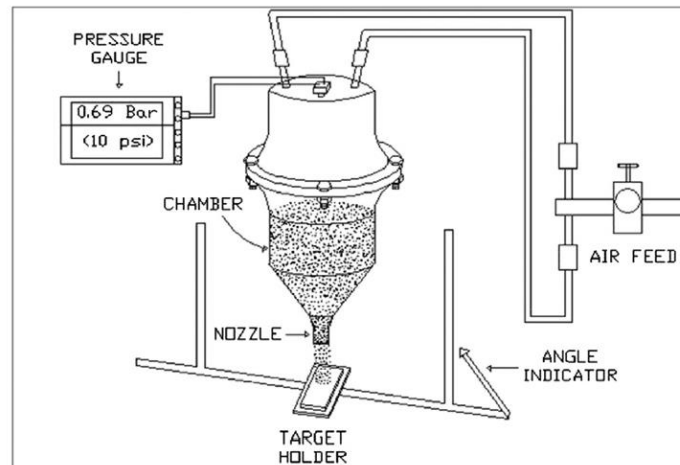


Figura 6.14. Representación esquemática de la máquina erosiva.

Con respecto al material erodente, este consistió en arena sílica mezclada con resina. La resina se compone de tres partes: resina fenólica denominada parte I, un poli-isocianato llamado parte II y una amina catalítica (parte III) la cual se inyecta en forma de gas hacia el interior del herramental para el curado del corazón. El formaldehído provee los grupos hidroxilos (OH) que, durante la polimerización, reaccionan con el grupo iso-cianato (NCO) de la parte II para formar un polímero uretano sólido con la presencia de amina catalítica, el grupo iso-cianato propicia la reacción de polimerización para la formación del puente que une a los granos de arena [74-75].

Se separaron 300 kg de arena seca para utilizarse en estas pruebas de contenedores de arena para la producción de corazones. La arena fue uniformizada con un aparato dispersor para evitar segregaciones del tamaño de partícula dentro del lote. Las distribuciones promedio del tamaño de partícula se presentan en la Tabla 6.4 mientras que la morfología de la arena sílica se muestra en la Figura 6.15 (a). Los resultados muestran que el 99.47% de las

partículas presentan tamaños mayores a los 100 μm y que el 0.53% consistió de granos finos.

Tabla 6.4. Distribución granulométrica de las partículas de arena utilizadas como erodente.

Malla	μm	% Retenido
40	425	7.29
50	300	33.17
70	212	35.93
100	150	17.95
140	106	5.13
200	75	0.47
270	53	0.06

Se determinó la circularidad de las partículas de la arena sílica con la ayuda de un estereoscopio el cual fue de 0.91 determinado con la ecuación [42]:

$$R = \frac{4A}{\pi D^2} \quad \text{Ecuación 44}$$

Donde R es el factor de redondez el cual puede definirse como la relación del área bidimensional A que proyecta una partícula y el diámetro de un círculo con la misma área que la proyección de la partícula. Cuanto más se acerca el valor de R a 1, más circular es el grano.

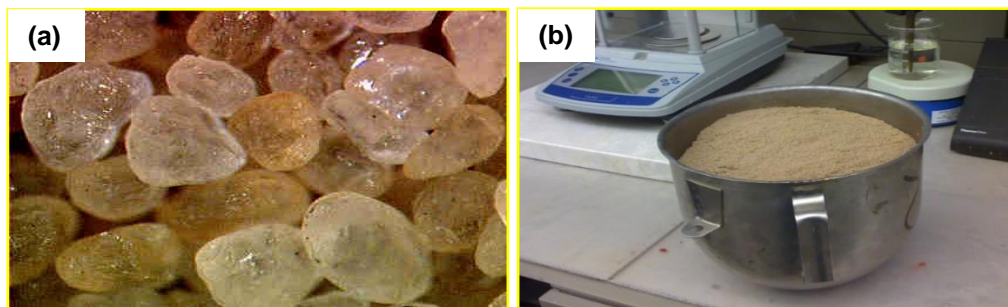


Figura 6.15. Material erodente. (a) Forma de las partículas de arena, (b) carga de arena con resinas al 0.8% en peso.

La preparación de las muestras para esta prueba consistió en obtener placas del aluminio recubierto con dimensiones de 5 x 8 cm, en esta área se aseguraba el impacto total del diámetro proyectado del flujo de partículas en los 5 ángulos de impacto. Antes y después de las pruebas de erosión las placas fueron limpiadas en un baño ultrasónico inmersas en acetona para posteriormente pesarse en una báscula de resolución de diezmilésimas de gramo. La masa perdida por el impacto de partículas fue el valor a reportar como el desgaste por erosión.

En la figura 6.16 se presenta la macroestructura de los tres espesores de estudio de tres distintas soleras de aluminio 6061 de cada espesor tratadas con el proceso PEO. Las áreas de tonalidad oscura corresponden a la fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ determinada con difracción de rayos X.

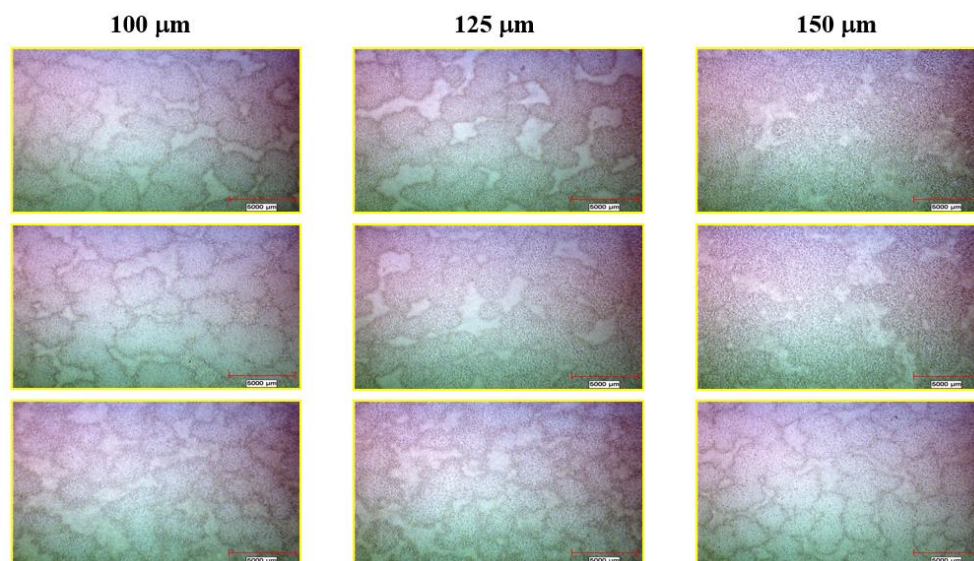


Figura 6.16. Macroestructura de los recubrimientos PEO de distintos espesores sujetos a las pruebas de erosión.

CAPITULO 7

ANÁLISIS DE RESULTADOS DEL DESGASTE

7.1 Introducción

Este apartado es dedicado a la discusión de los resultados cuantitativos y cualitativos del desgaste por deslizamiento y por erosión de los recubrimientos de oxidación electrolítica por plasma. Se presentan gráficas del comportamiento del coeficiente de fricción del par tribológico alúmina-recubrimientos PEO bajo las distintas condiciones de carga, el coeficiente de fricción se correlaciona con las huellas producto del desgaste en las muestras. Se muestran imágenes de estereoscopio, microscopios confocal y electrónico de barrido de distintas zonas dentro las marcas dejadas para ambos tipos de desgaste bajo los arreglos experimentales explicados en el capítulo anterior.

7.2 Resultados desgaste por deslizamiento

Regularmente el desgaste por deslizamiento suele expresarse como el volumen de masa eliminada por la distancia recorrida y carga aplicada (índice de desgaste específico). En esta Tesis, el desgaste por deslizamiento se expresa como la masa del material removido, ya que no es posible obtener un valor preciso de la densidad del material debido a que los recubrimientos PEO contienen diferentes especies de óxido en las capas exteriores y una gran proporción de porosidad.

Tanto los recubrimientos PEO de estudio, así como las esferas de alúmina sufrieron desgaste durante el contacto deslizante de ambos materiales, en la Figura 7.1 se observa esta sinergia de desgaste. El desgaste instantáneo que se presentaba en la esfera conforme daba el recorrido sobre el recubrimiento generaba en ella una cara plana que incrementó el contacto conformante entre la esfera y el recubrimiento, con ello aumentó en las muestras el ancho de la “pista de desgaste” lo que en inglés se conoce como “Wear track” (Tabla 7.1). No se reportó desgaste en las esferas de alúmina que estuvieron en interacción con solo aluminio y acero de alta velocidad (HSS).

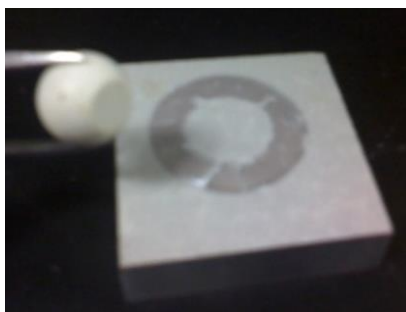


Figura 7.1. Desgaste del par tribológico PEO-ESFERA (Al_2O_3)

Tabla 7.1. Ancho y área circular promedio de las pistas de desgaste.

Muestra	Dimensión promedio /carga	10 N	20 N	30 N	40 N
PEO 100 μm	Ancho (mm)	2.42	2.72	3.02	3.32
	Área (mm^2)	152.05	170.90	189.75	208.60
PEO 125 μm	Ancho (mm)	2.39	2.68	2.98	3.85
	Área (mm^2)	150.17	168.39	187.24	241.90
PEO 150 μm	Ancho (mm)	2.46	2.81	3.20	4.37
	Área (mm^2)	154.57	176.56	201.31	274.58
Al6061	Ancho (mm)	2.46	3.57	3.86	4.13
	Área (mm^2)	154.57	224.31	242.28	259.18
HSS	Ancho (mm)	1.41	2.13	2.30	2.65
	Área (mm^2)	88.59	133.83	144.51	166.50

Los resultados gráficos del desgaste muestran que la pérdida de masa tanto de los recubrimientos, así como de las esferas de alúmina aumentó proporcionalmente a la carga aplicada ya que siguen una relación lineal independientemente del espesor del recubrimiento, Figuras 7.2 y 7.3. Cada punto en las gráficas corresponde al promedio de tres repeticiones. La incertidumbre de la medición (desviación estándar de los resultados) fue de $\pm 2 \times 10^{-4}$ g. El acero HSS fue el que presentó la menor masa perdida y de los recubrimientos fue el espesor de 100 μm , estos resultados cuantitativos no aportan una tendencia o influencia de que a medida que aumente el espesor éste sea más resistente al desgaste. Los valores del desgaste en los recubrimientos son al menos el doble de los reportados para el desgaste de las esferas. En bajas cargas (10 y 20 N) se presenta un mínimo desgaste en las esferas de alúmina, se sugiere que el espesor de 100 μm fue el que presentó menor cantidad de partículas desprendidas del recubrimiento que en el caso de mayores cargas y espesores las que propiciaron un desgaste adicional por abrasión de tres cuerpos. El desgaste en las esferas también incrementó a razón del incremento del espesor lo que da a entender que los recubrimientos resultan ser sumamente abrasivos.

El mayor valor de desgaste en los recubrimientos se observó en el espesor de 150 μm sujeto a la carga de 40 N, la densidad de los óxidos que integran al recubrimiento (Ver tabla 6.3) es mayor que la densidad del aluminio (2.7 g/cm^3) y a mayor espesor eliminado se explica la mayor pérdida de peso para esta carga. Para las cargas de 10, 20 y 30 N, el aluminio sin recubrir fue el que presentó mayor masa perdida de todos los materiales sujetos a este tipo de desgaste.

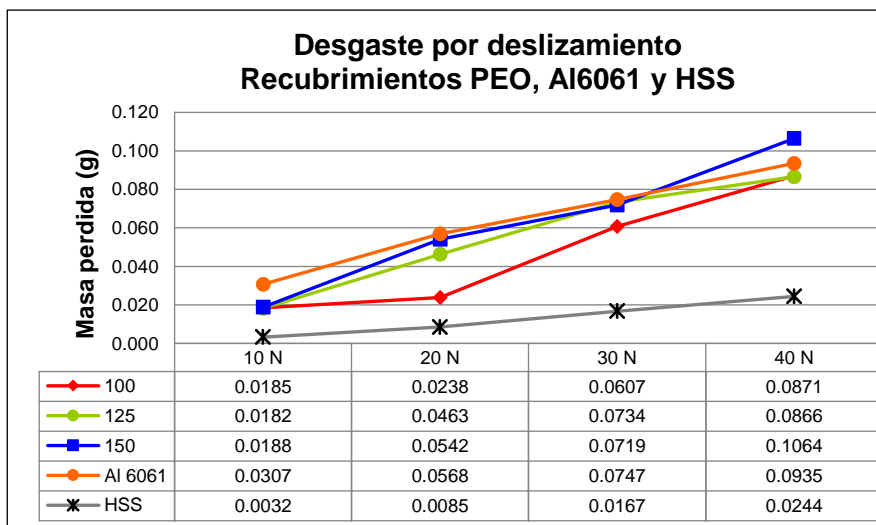


Figura 7.2. Masa perdida en función de la carga aplicada en recubrimientos PEO.

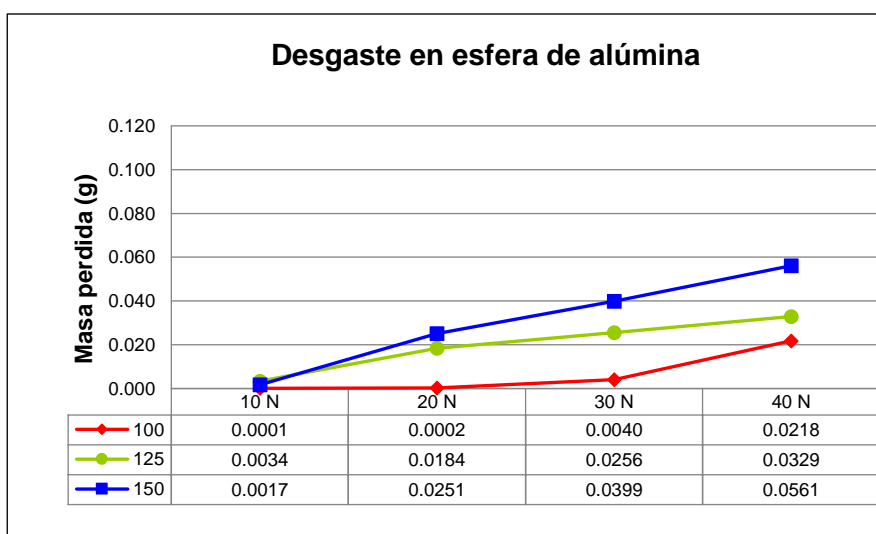


Figura 7.3. Masa perdida en función de la carga aplicada en las esferas abrasivas utilizadas.

Las Figuras 7.4, 7.7 y 7.10 muestran el comportamiento del coeficiente de fricción (μ) en función de la distancia de deslizamiento y con cargas aplicadas de 10, 20, 30 y 40 N para el par tribológico PEO-ESFERA. Se observa que μ muestra comportamientos diferentes para los tres espesores.

En el recubrimiento de 100 μm se presenta un aumento continuo de μ independientemente de la carga aplicada. Los coeficientes en las muestras con recubrimiento de 125 μm permanecieron constantes cuando se usaron cargas de 10 y 20 N y redujeron sus valores cuando se probaron con 30 y 40 N una vez que alcanzaron la distancia recorrida de 250 y 100 m respectivamente. Las muestras con recubrimiento de 150 μm mínimamente aumentaron conforme a la distancia recorrida al utilizar la carga de 10 N, μ se mantuvo constante con cargas de 20 y 30 N y redujeron su valor una vez que se alcanzó la distancia de 100 m al emplear la carga de 40 N.

No existe una correlación muy clara entre el desgaste y el coeficiente de fricción y es difícil explicar el comportamiento de μ para los tres recubrimientos, sin embargo observando las micrografías en ciertas zonas de las marcas de desgaste, Figuras 7.5, 7.8 y 7.11, para ciertos casos se pueden dar algunos indicios del aumento y disminución de μ , por ejemplo los decrementos de μ que se observan para los recubrimientos de 125 y 150 μm una vez que alcanzaron cierta distancia recorrida se sugiere que son producto de la remoción en gran proporción del recubrimiento que dejó al descubierto el sustrato de aluminio en todo el paso circular de la esfera y por lo cual la lectura de μ correspondía a la fuerza tangencial entre la fuerza normal que se ejercía sobre solo el sustrato, ver figuras 7.8 y 7.11 aunado a que partículas desprendidas y adheridas de aluminio sobre la esfera también actuaran como lubricante disminuyendo así el coeficiente de fricción.

Los incrementos progresivos del coeficiente de fricción (μ) que se observan en los espesores de 100 μm , se sugiere obedecen al hecho de la irregularidad que se presentaba instantáneamente en las microestructuras al paso de la esfera de alúmina, por ejemplo la remoción de zonas altamente frágiles del recubrimiento dentro de la huella circular de desgaste, ver Figura 7.5, propiciaron la aparición de bordes, estos bordes actuaban como mecanismos de restricción que dificultaban el movimiento de la esfera de alúmina, por lo cual se presentaba un aumento de la tensión de corte sobre la interfaz que propiciaba el incremento de la fuerza tangencial para vencer la fricción con la carga normal constante.

Para los casos en los que el coeficiente permanece estable hubo nula o escasa remoción del recubrimiento que expusiera al sustrato de aluminio (caso del espesor de 125 μm bajo cargas de 10 y 20 N y el caso del espesor de 150 μm bajo cargas de 20 y 30 N).

Los valores de fricción medidos para este material y en las condiciones aquí estudiadas son comparables a las registradas en las muestras de aluminio y acero y a las observadas en otros recubrimientos novedosos depositados en aleaciones de titanio-aluminio probadas en condiciones de deslizamiento [76].

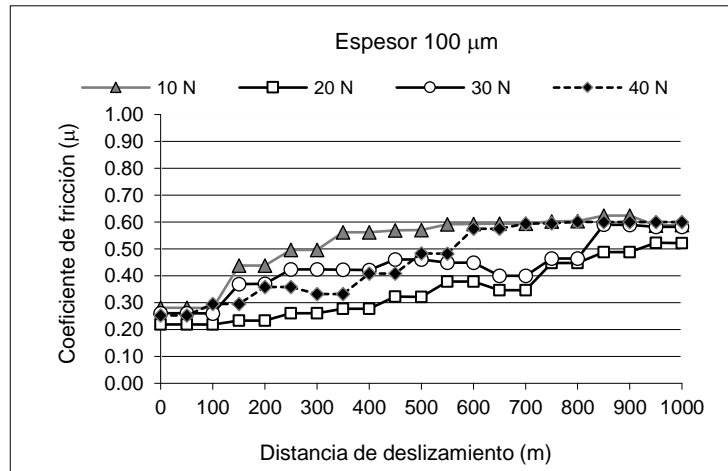


Figura 7.4. Coeficiente de fricción (μ). Recubrimiento PEO 100 μm de espesor a lo largo de la distancia recorrida bajo las cuatro cargas aplicadas.

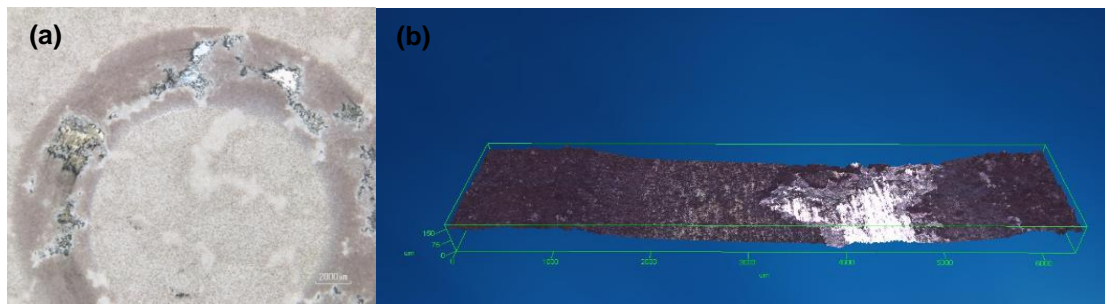


Figura 7.5. Marca de desgaste en un recubrimiento PEO de 100 μm de espesor bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la pista desgastada obtenida con un microscopio confocal.

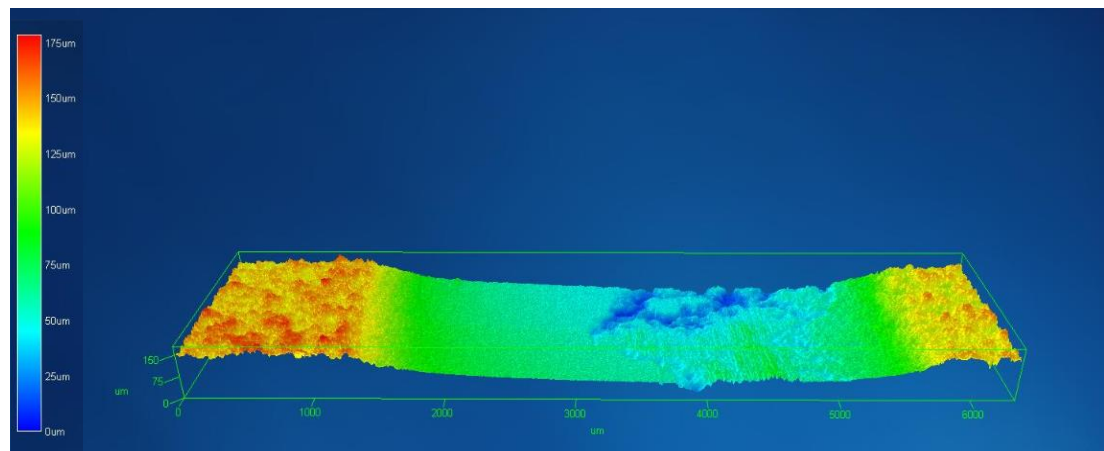


Figura 7.6. Perfil de alturas de la huella de desgaste del recubrimiento PEO de 100 μm de espesor.

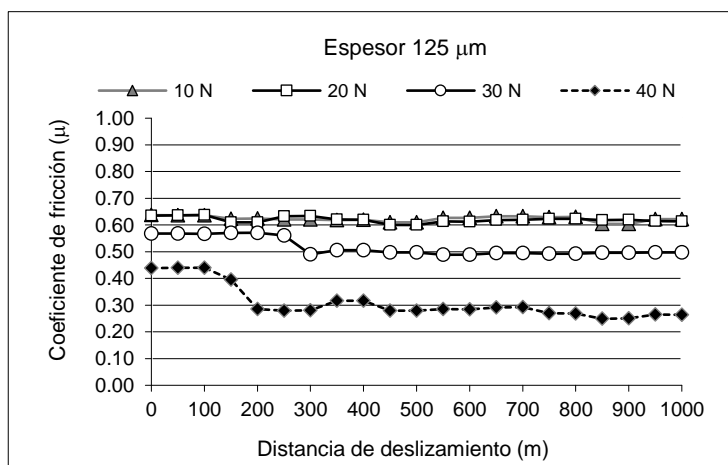


Figura 7.7. Coeficiente de fricción (μ). Recubrimiento PEO 125 μm de espesor a lo largo de la distancia recorrida, bajo las cuatro cargas aplicadas.

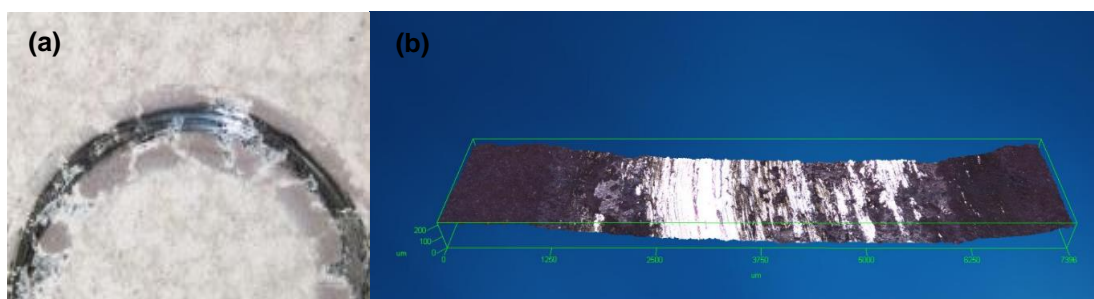


Figura 7.8. Marca de desgaste en un recubrimiento PEO de 125 μm de espesor bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la pista desgastada obtenida con un microscopio confocal.

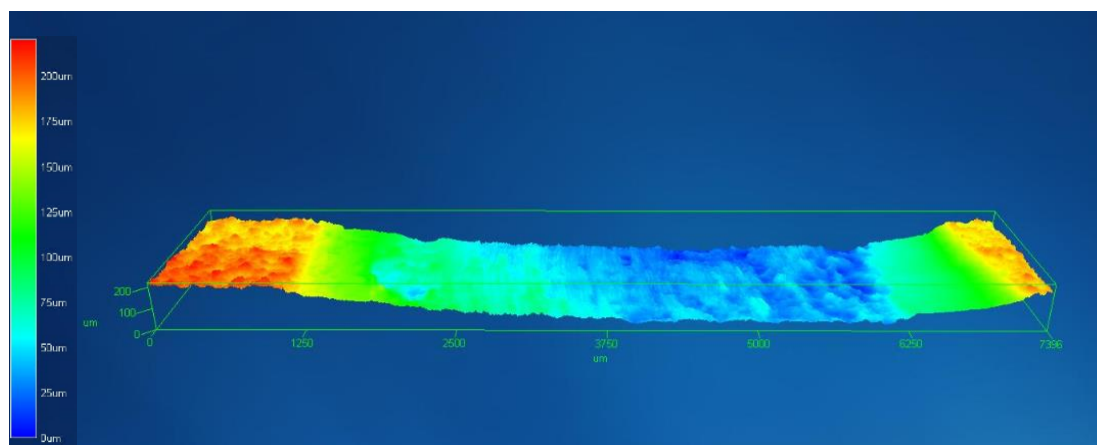


Figura 7.9. Perfil de alturas de la huella de desgaste del recubrimiento PEO 125 μm de espesor.

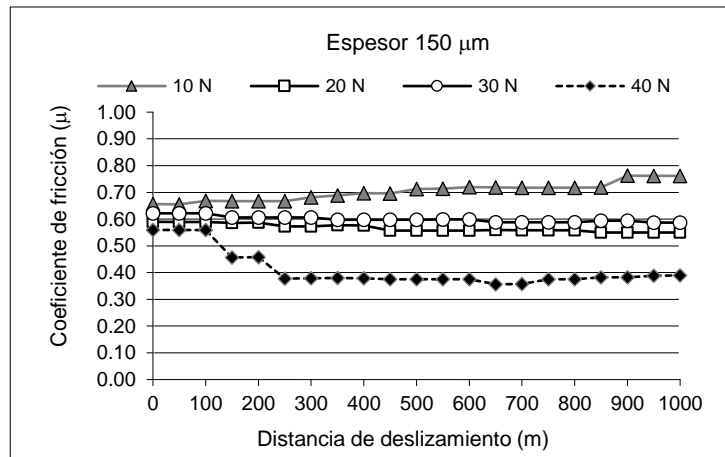


Figura 7.10. Coeficiente de fricción (μ). Recubrimiento PEO 150 μm de espesor a lo largo de la distancia recorrida, bajo las cuatro cargas aplicadas.

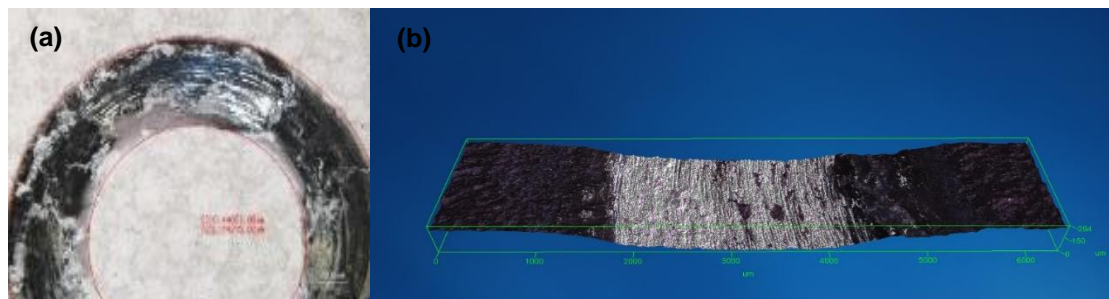


Figura 7.11. Marca de desgaste en un recubrimiento PEO de 150 μm de espesor bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la pista desgastada obtenida con un microscopio confocal.

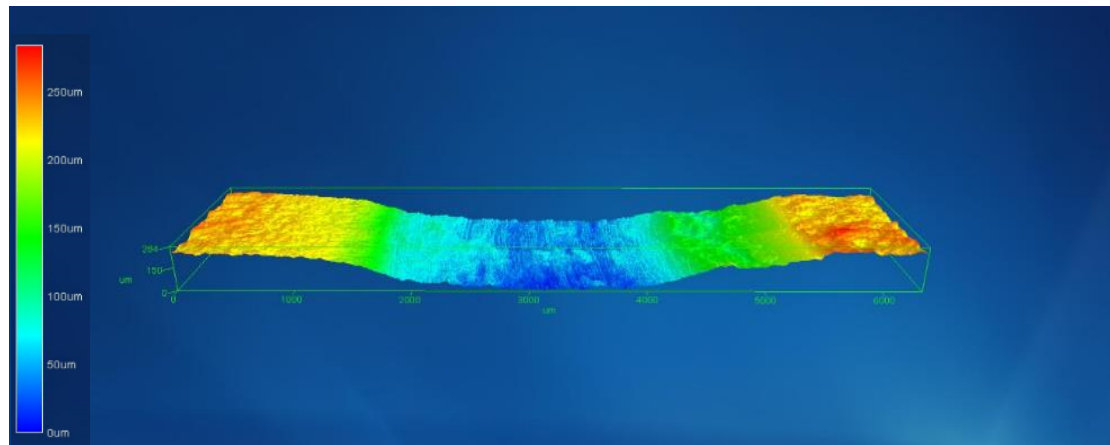


Figura 7.12. Perfil de alturas de la huella de desgaste del recubrimiento PEO de 100 μm de espesor.

Las Figuras 7.13 y 7.14, corresponden a los coeficientes de fricción del aluminio Al 6061 sin recubrir y del acero HSS respectivamente. El coeficiente registrado para las muestras de aluminio se mantiene sumamente estable y dentro del rango de 0.4 a 0.5 en casi todos los casos, independientemente de la carga aplicada. Los resultados de las muestras de acero HSS muestran que el μ inicia por debajo de 0.2 y posteriormente tienen un incremento repentino al rango de 0.4 a 0.6. Lo anterior está asociado al “running-in” entre 0 y 4 metros de distancia recorrida para alcanzar el “steady state” después de este recorrido.

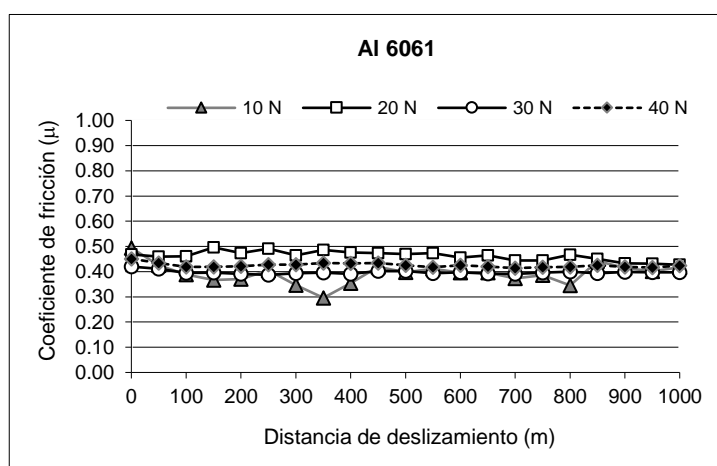


Figura 7.13. Coeficiente de fricción (μ) del aluminio 6061 sin recubrir a lo largo de la distancia recorrida bajo las cuatro cargas aplicadas.

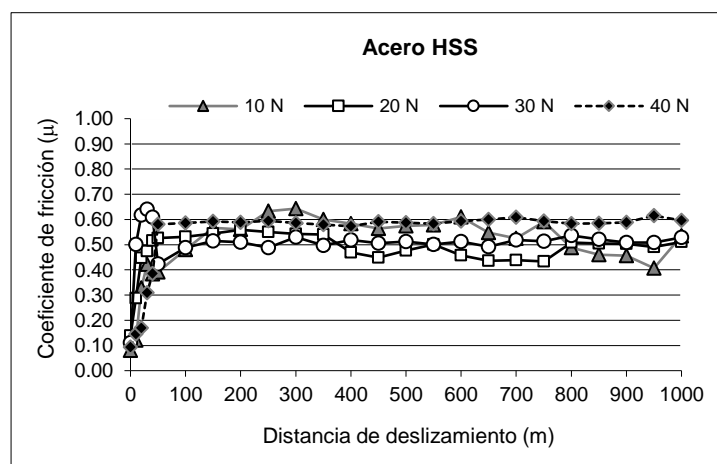


Figura 7.14. Coeficiente de fricción (μ). Acero HSS a lo largo de la distancia recorrida bajo las cuatro cargas aplicadas.

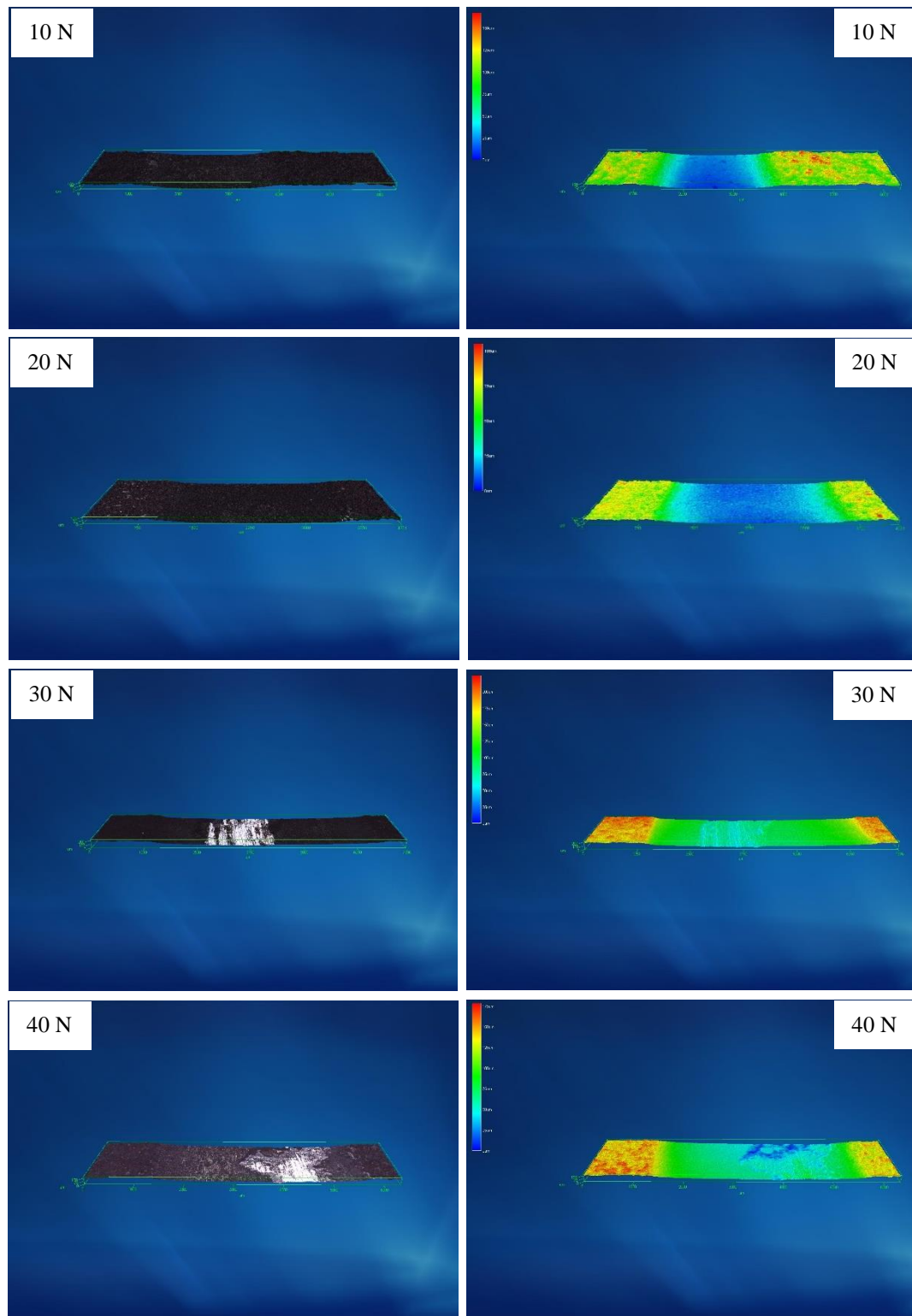


Figura 7.15. Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) de recubrimientos PEO $100\ \mu\text{m}$ de espesor sometidos a las cuatro distintas cargas.

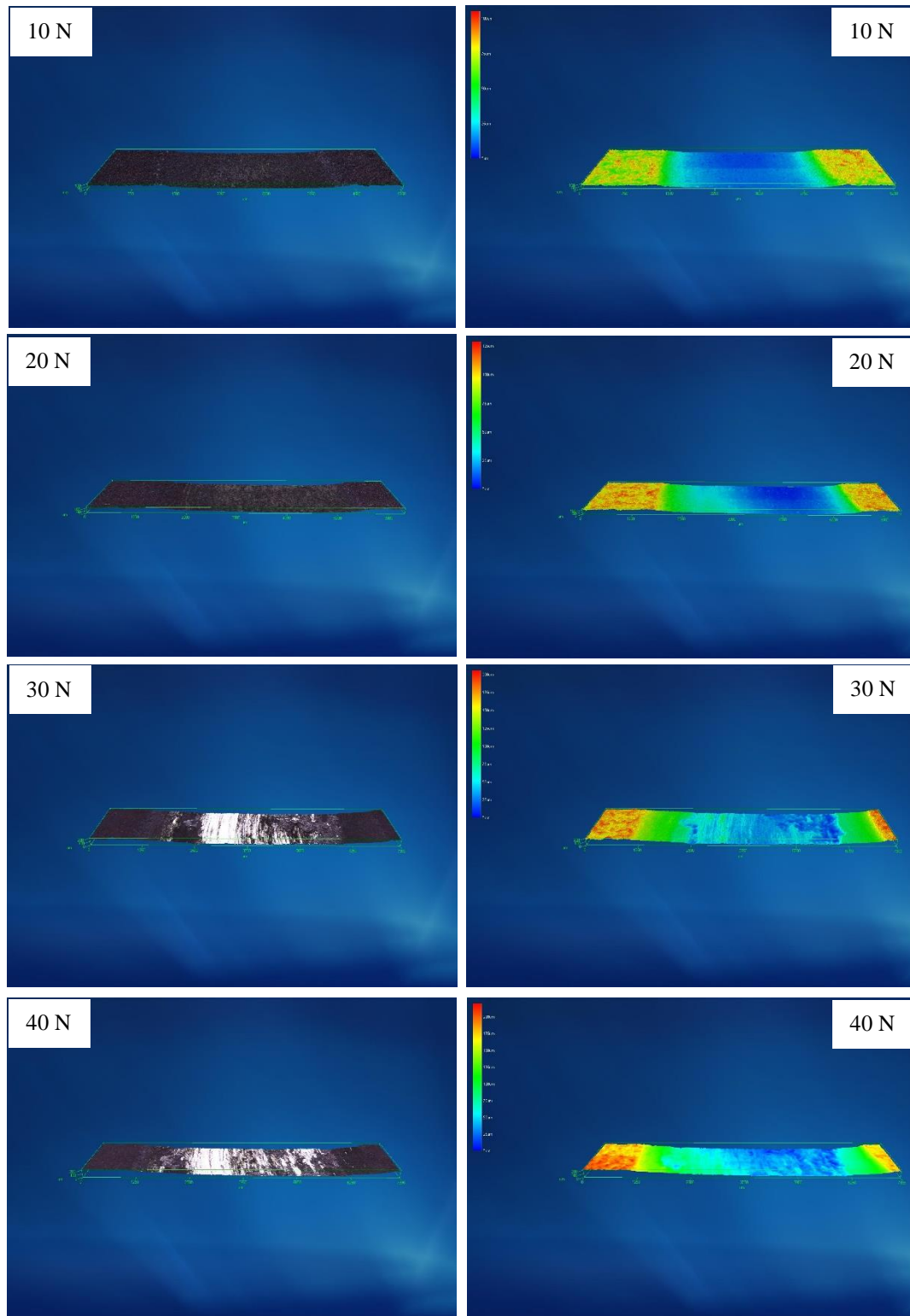


Figura 7.16. Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) de recubrimientos PEO 125 μm de espesor sometidos a las cuatro distintas cargas.

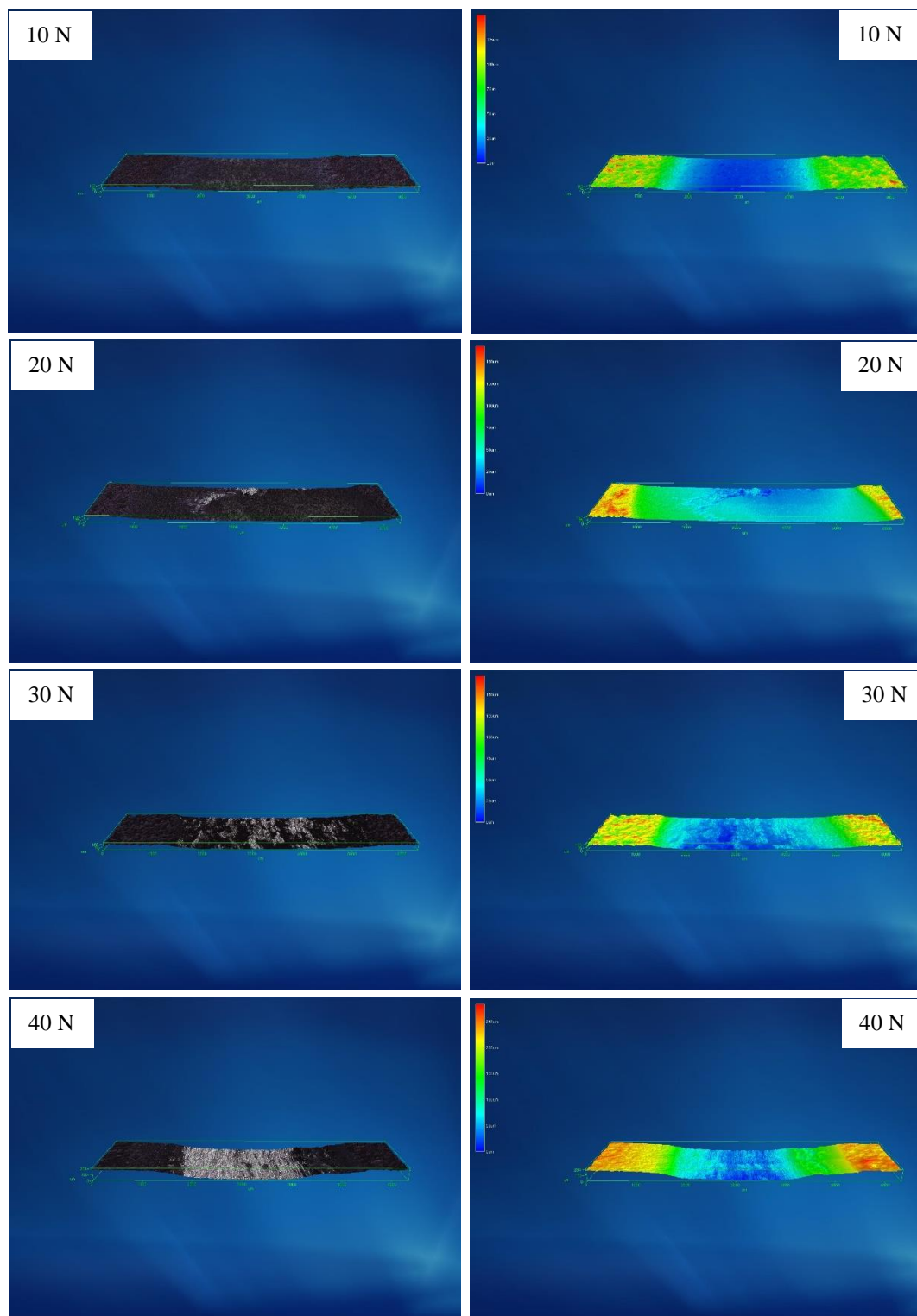


Figura 7.17. Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) de recubrimientos PEO $150\ \mu\text{m}$ de espesor sometidos a las cuatro distintas cargas.

Las Figuras 7.15, 7.16 y 7.17 corresponden a micrografías de una cierta zona de la huella producto del desgaste por deslizamiento para los tres espesores de estudio, bajo las cargas de 10, 20, 30 y 40 N. Las muestras con espesores de 100 μm y 125 μm bajo las cargas de 10 y 20 N no presentaron fragmentación del recubrimiento que expusiera considerablemente al sustrato metálico. El espesor de 150 μm bajo la carga de 10 N tampoco dejó al descubierto el sustrato Al 6061. Todos los espesores bajo las cargas de 30 y 40 N mostraron una gran fragmentación causada por la abrasión de la esfera de alúmina bajo las distintas cargas utilizadas. Los perfiles de alturas indican que hubo un desgaste muy severo bajo la carga de 40 N principalmente en las muestras que presentaban un recubrimiento con espesor de 100 μm ya que la profundidad que alcanzó la marca de desgaste fue de 225 μm . Profundidades de 200 y 175 μm se registraron para los espesores de 125 y 150 μm respectivamente. Una vez que se dio la transición del desgaste hacia el sustrato hubo pérdidas del Al 6061 por 125, 75 y 25 μm (altura) para los espesores de 100, 125 y 150 μm respectivamente. Estos valores indican que efectivamente el recubrimiento al incrementar su espesor juega un papel clave en la protección del sustrato de aluminio para las condiciones del desgaste por deslizamiento, mientras que en los resultados cuantitativos no se alcanza a reflejar esta protección.

Las imágenes en las Figuras 7.18 y 7.19, corresponden a micrografías SEM de zonas mayormente representativas del desgaste en los tres espesores de estudio bajo las distintas cargas utilizadas. En las imágenes se puede apreciar que la capa superior porosa de los recubrimientos se eliminó por completo en todos los casos debido a su alta fragilidad y baja estabilidad mecánica promovida por la porosidad contenida en la capa.

Una vez que el recubrimiento fue desprendido del sustrato metálico en ciertas zonas dentro de la pista de desgaste, el aluminio experimenta un daño considerable por abrasión cuando se expone a las asperezas duras de la bola

de alúmina, la pérdida de masa por abrasión es un mecanismo característico de este tipo de prueba (Ver imagen correspondiente a la prueba de 30 N para el espesor de 100 μm , Figura 7.19). También los altos esfuerzos producidos durante la prueba condujeron a la deformación plástica severa y delaminación en ciertas regiones del sustrato (Ver Figura 7.19, espesor de 100 μm bajo 40 N). En otras zonas el sustrato contenía una cantidad considerable de restos del revestimiento que aparecen incrustados en la aleación (véase imágenes 7.19, espesor 125 μm bajo 20 N), esto es simplemente porque las partículas del recubrimiento son más duras (1156 HV) que la matriz de la aleación (109 HV) y la inclusión se vio favorecida por la carga de compresión durante el paso de la esfera sobre partículas desprendidas del propio recubrimiento. Por otra parte, las esferas que estuvieron en contacto con el sustrato evidenciaron la adhesión de aluminio sobre su superficie, ver Figura 7.20. Las condiciones de este tipo de desgaste también propiciaron que en el sustrato se formara una capa de óxido ajena a los óxidos propios de los recubrimientos, ver Figura 7.21. A este mecanismo R. Arrabal y colaboradores le dan el nombre de trioxidación [77].

En la matriz de imágenes de las figuras 7.18 y 7.19 también evidencian muchas áreas en las muestras donde los recubrimientos permanecen adheridos al sustrato sin presentar daños considerables, en solo pocos casos se presentó la propagación de fracturas, las cuales fueron generadas por los esfuerzos cíclicos entre la esfera de alúmina y los recubrimientos (Ver Figura 7.19, espesor de 150 μm bajo 30 N). Los recubrimientos que mostraron el mejor comportamiento tribológico fueron aquellos con espesores de 100 y 150 μm bajo la acción de carga de 10 N.

Debido a las condiciones secas en que se desarrollaron las pruebas, la naturaleza frágil de los recubrimientos y a la transición de los valores del coeficiente de fricción primero en el recubrimiento y posteriormente en el sustrato se determina que el mecanismo dominante en este tipo de desgaste fue la

abrasión. Otros mecanismos de desgaste observados en menor medida fueron la adhesión (Figura 7.20) y la fatiga de contacto, esta última se evidenció con la fragmentación de ciertas zonas del recubrimiento.

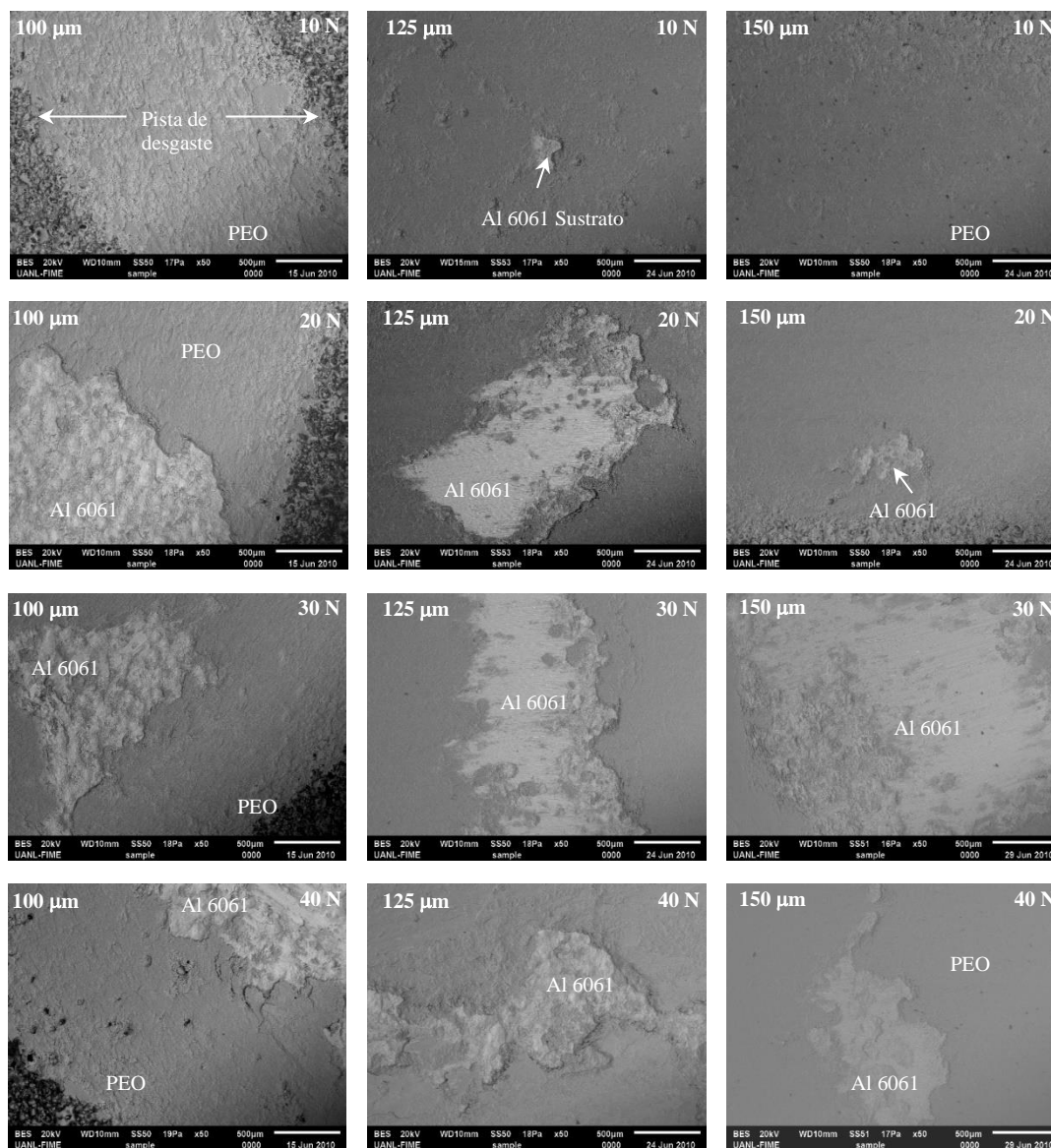


Figura 7.18. Matriz de micrografías SEM mayormente representativas de zonas desgastadas de recubrimientos PEO, 50x.

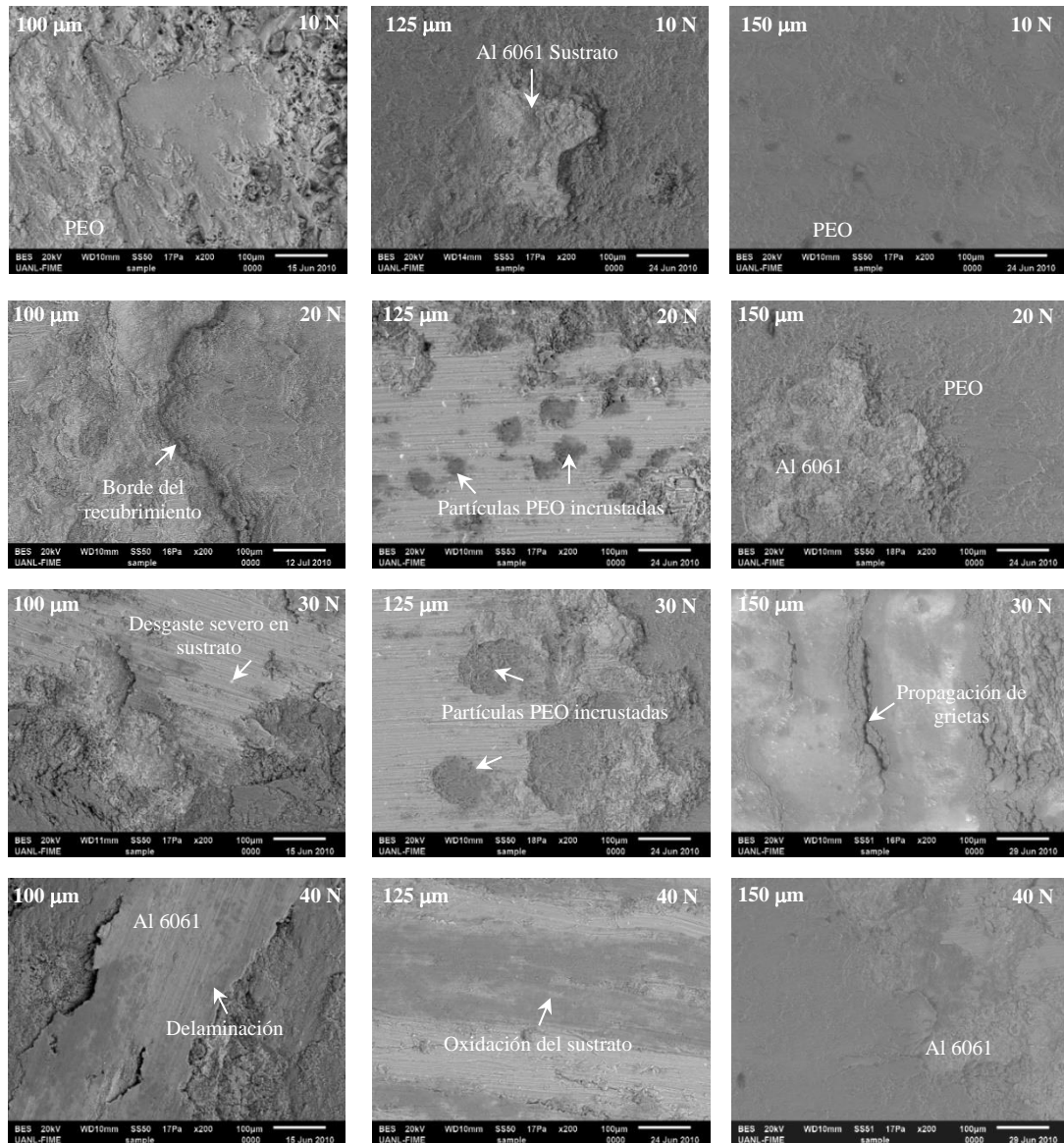


Figura 7.19. Matriz de micrografías SEM mayormente representativas de zonas desgastadas de recubrimientos PEO, 200x.

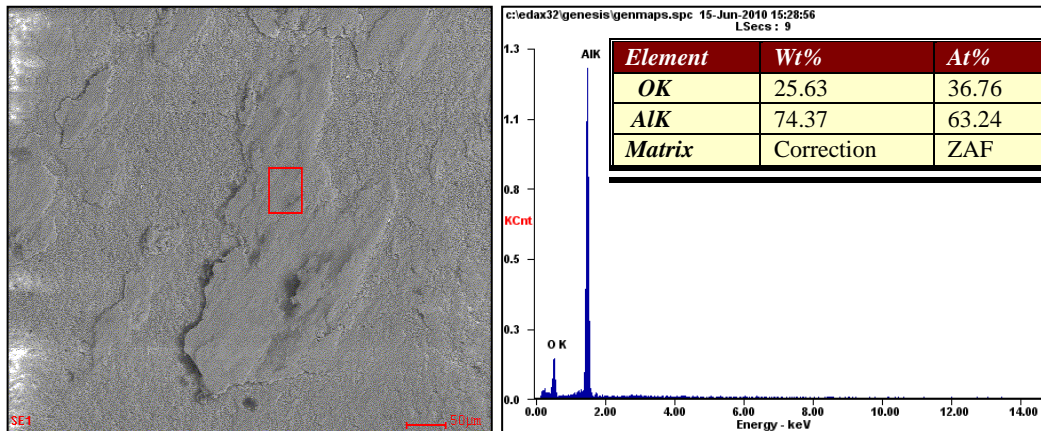


Figura 7.20. Adhesión de partículas de aluminio sobre la superficie de la esfera abrasiva evidenciado con análisis EDAX (SEM).



Figura 7.21. Óxido generado (zona oscura) sobre el sustrato Al 6061 al paso de la esfera abrasiva.

Posterior a las pruebas de desgaste por deslizamiento, se realizó un análisis de DRX para determinar cuál compuesto del recubrimiento fue el que presentó mayor resistencia al desgaste por deslizamiento (remanentes PEO en el sustrato Al 6061). La Figura 7.22 corresponde a un difractograma de una muestra con 125 μm de espesor que fue desgastada bajo la carga de 30 N. Los remanentes del recubrimiento dentro de la pista desgastada se extrajeron posterior a disolver el aluminio con potasa KOH.

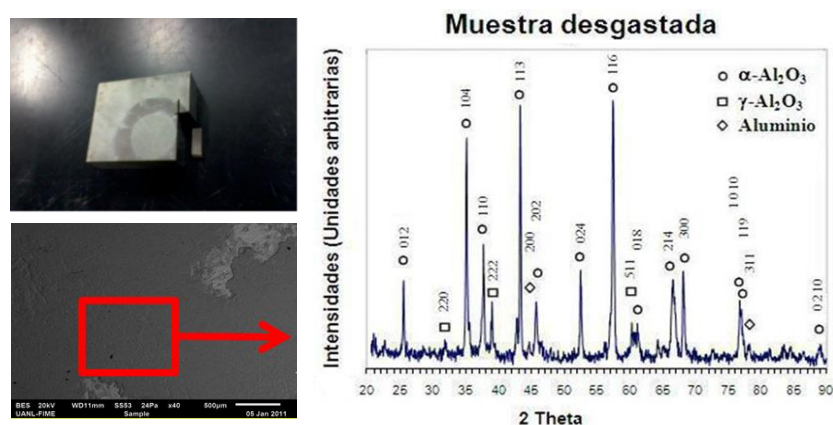


Figura 7.22. Difractograma de la porción del recubrimiento que resistió al desgaste por deslizamiento.

El difractograma revela que la mullita fue altamente vulnerable a las condiciones estudiadas, las fases que permanecieron unidas al recubrimiento son α - y γ - Al_2O_3 , la primera en mayor medida, lo que significa que la fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ fue la que presentó la mayor resistencia a este tipo de desgaste. El hecho de que la mullita haya sido fácilmente removida puede atribuirse a la falta de compacidad del recubrimiento en su capa superior, observado anteriormente en las secciones transversales micrográficas, Figura 6.1, además de que en los antecedentes se tiene amplia información de que la mullita se forma principalmente en la capa superior porosa [57, 61, 63] la cual en su totalidad fue removida.

7.3 Resultados desgaste por erosión

La apariencia macroscópica de las marcas del desgaste por erosión para los tres espesores de estudio se muestra en las Figuras 7.23 y 7.24 para las dos presiones de soplo utilizadas, 0.69 y 1.38 bar. A esas presiones las partículas alcanzaron una velocidad de 6 y 10 m/s respectivamente. La dirección de los impactos de las partículas erosivas es de derecha a izquierda, no para el ángulo perpendicular de 90°, la marca en este ángulo tuvo una apariencia circular mientras que para los ángulos de 20°, 30°, 40° y 60° su apariencia fue elíptica debido a la forma que toma el chorro del erodente al momento de impactar la muestra a los distintos ángulos.

El desgaste más severo se observa para la presión de soplo de 1.38 bar y velocidad de partícula de 10 m/s. Las zonas de apariencia brillante corresponden al aluminio expuesto mientras que las zonas oscuras corresponden a los recubrimientos que mayormente resistieron los impactos erosivos, estas zonas presentan un patrón de desgaste similar a la apariencia de una isla. Para esta presión se explica que el mayor desgaste por erosión se da debido al incremento de la energía cinética de las partículas erodentes al momento del choque contra la muestra, para esta presión la velocidad aumentó 4 m/s más que durante la presión de soplo de 0.69 bar (10 psi) la cual mantuvo una velocidad constante de las partículas de 6 m/s. La velocidad de las partículas fue medida en un trabajo anterior por medio de un video convencional en el que se utilizaron exactamente las mismas condiciones [73-74].

A la presión de 0.69 bar no se aprecia en los recubrimientos un desgaste severo ya que estos permanecen fuertemente adheridos al sustrato para la mayoría de los ángulos de impacto. Solo el espesor de 150 μm al ángulo de 90° al igual que el espesor de 100 μm a los ángulos de 90°, 60° y 40° muestran expuesto al sustrato de aluminio, aunque de manera mínima. Para la presión de soplo de

1.38 bar los tres espesores presentaron un desgaste severo el cual se da dentro del rango de ángulos de impacto de 30° a 90°, solo en el ángulo de 20° no se alcanza a detectar exposición del sustrato de aluminio en los tres recubrimientos, Figura 7.24.

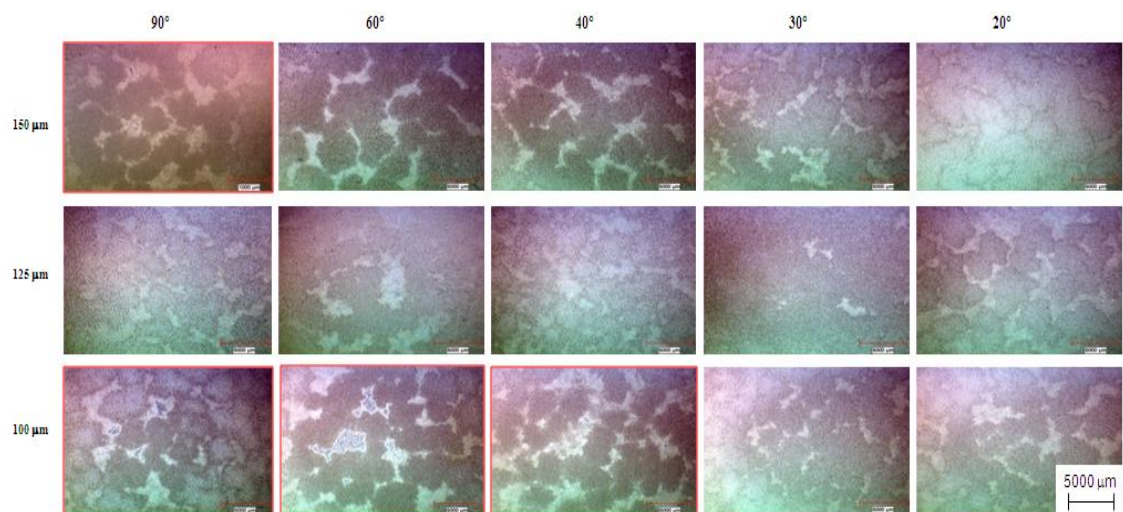


Figura 7.23. Matriz de marcas erosivas en recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor a los distintos ángulos de impacto con 0.69 bar (10 psi) de presión y 6 m/s velocidad del erodente.

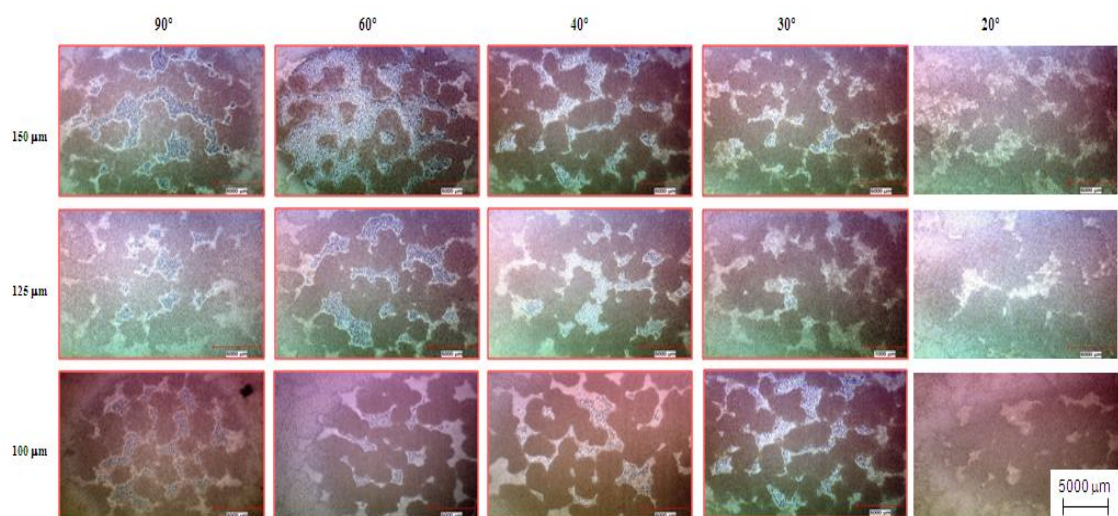


Figura 7.24. Matriz de marcas erosivas en recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor a los distintos ángulos de impacto con 1.38 bar (20 psi) de presión y 10 m/s velocidad del erodente.

La Tabla 7.2 despliega en milímetros cuadrados (mm^2) el área expuesta del sustrato Al 6061 de los tres espesores de estudio en función del ángulo de impacto. De manera gráfica resulta evidente que, de los recubrimientos, el espesor de $150 \mu\text{m}$ fue el que presentó mayor exposición del sustrato para el ángulo de impacto de 60° a la sola presión de soplo de 1.38 bar, Figura 7.25.

Tabla 7.2. Área de sustrato expuesto en función del ángulo de impacto (mm^2).
Presión de soplo 1.38 bar.

Espesor/Ángulo	20°	30°	40°	60°	90°
100 μm	0.000	0.139	11.023	13.192	3.168
125 μm	0.000	0.920	11.287	19.216	5.625
150 μm	0.000	6.726	25.546	78.218	66.559

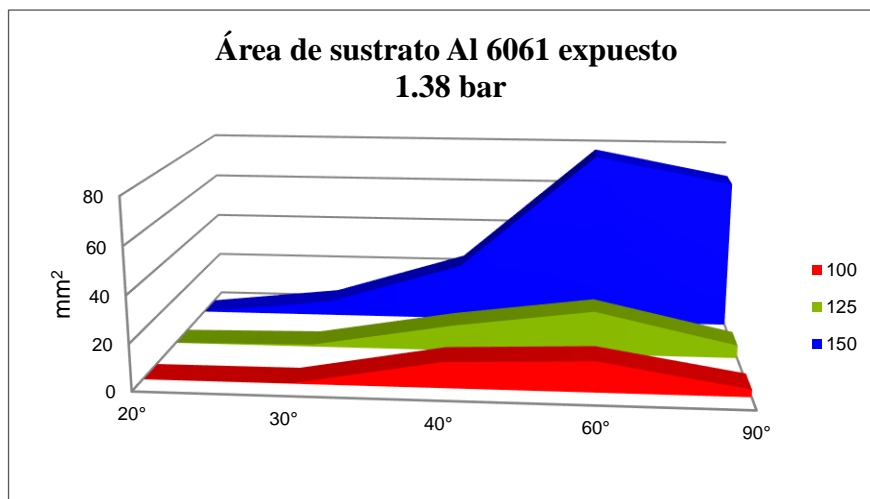


Figura 7.25. Área de sustrato expuesto de recubrimientos PEO en función del ángulo de impacto. Presión de soplo 1.38 bar.

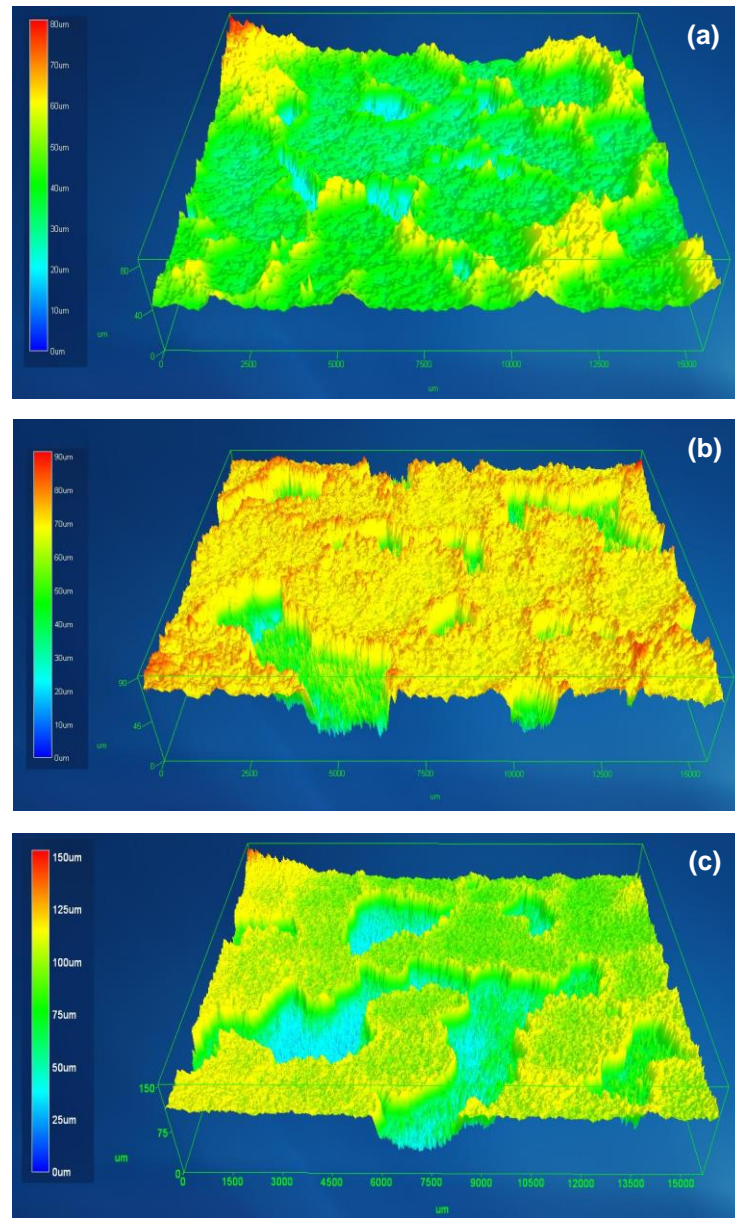


Figura 7.26. Superficies tridimensionales de la marca de desgaste a un ángulo de impacto de 60° y 10 m/s de velocidad de partícula erodente. (a) $100 \mu\text{m}$, (b) $125 \mu\text{m}$ y (c) $150 \mu\text{m}$.

En las Figuras 7.26 y 7.27 se correlaciona la marca del desgaste con el perfil característico bi y tridimensional de altura superficial. Se hace evidente la remoción completa de las capas porosas superiores anteriormente vistas en las micrografías de la Figura 6.1. Las zonas brillantes corresponden al sustrato de aluminio al descubierto, las capas de los recubrimientos que destacaron por mantenerse unidas al sustrato fueron las denominadas intermedias, en ellas se aprecia un desgaste progresivamente homogéneo, estas capas también pueden ser ampliamente vulnerables a la cantidad de erodente que puede impactarlas, como se verá su fragmentación con micrografías SEM más adelante.

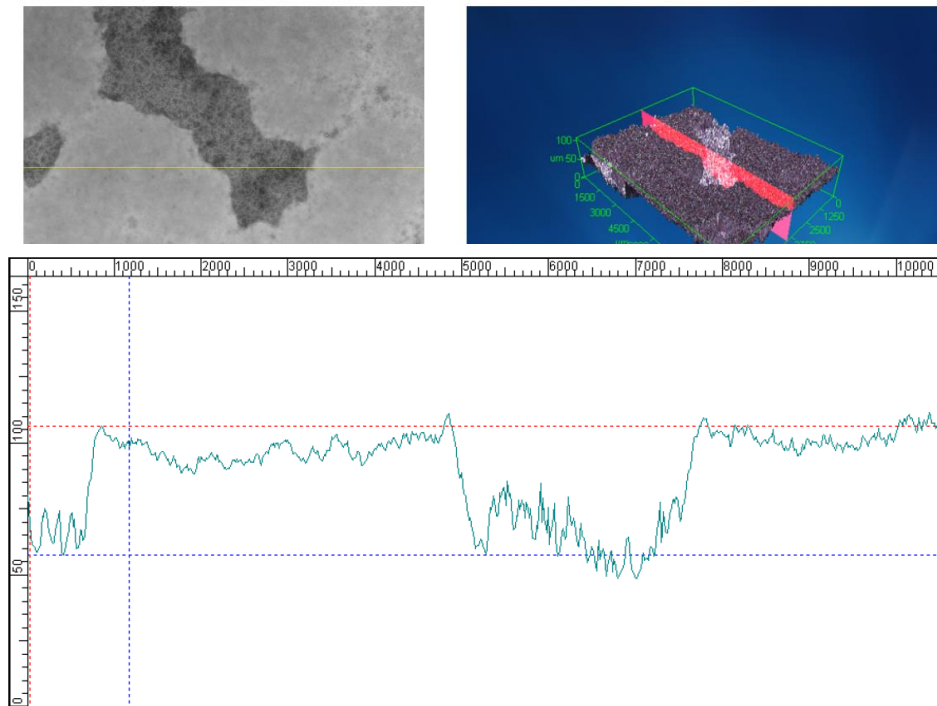


Figura 7.27. Perfil bidimensional de una zona del recubrimiento que estuvo expuesta al desgaste por erosión. El recubrimiento inicialmente medía $100\ \mu\text{m}$ de espesor, se aprecia que en promedio fue removido $50\ \mu\text{m}$ de espesor correspondiente a la capa superior porosa.

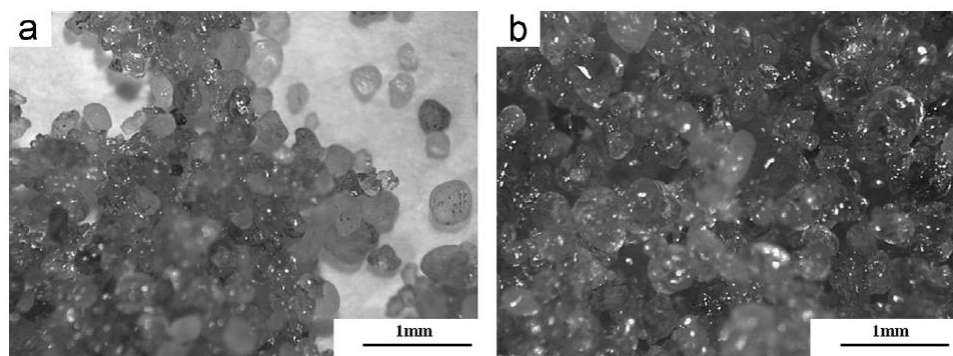


Figura 7.28. Arena sílica con resinas posterior a las pruebas erosivas (a) velocidad de erodente 10 m/s y (b) velocidad de erodente 6 m/s.

La Figura 7.28 proporciona una comparación directa entre los materiales utilizados como erodente después de la prueba. Para las pruebas de velocidad de impacto de 10 m/s (Figura 7.28 a), se observaron numerosas partículas sueltas (sin resina), mientras que para las pruebas de velocidad de impacto de 6 m/s (Figura 7.28 b) las partículas permanecieron unidas.

Estas observaciones sugieren que para la velocidad de impacto de 10 m/s, se produjo una reducción parcial del aglutinante antes de impactar en la superficie de prueba debido a las altas fuerzas de arrastre del aire presurizado que dejaron algunas partículas de arena al descubierto y que impactaron directamente contra las superficies de los recubrimientos. Esto es otra de las causas del porqué los recubrimientos que estuvieron expuestos a las presiones de soplo de 1.38 bar (velocidad de 10 m/s) resultaran mayormente desgastados ya que cierta proporción de la energía que debería haber sido absorbida por la resina amortiguando el impacto de la partícula en realidad la absorbió el recubrimiento exclusivamente de partículas secas generándose mayores tasas de eliminación de material.

De manera gráfica se presentan los valores cuantitativos de las pruebas de erosión de los tres distintos espesores a las dos presiones de estudio, Figuras 7.29 y 7.30. Los valores de erosión están en función del ángulo de impacto. De

acuerdo a datos de erosión en las pruebas de impacto de 6 m/s (0.69 bar de presión de soplo) no se observó una tendencia clara hacia un comportamiento del “modo dúctil o frágil” Figura 7.29, en cambio en las pruebas erosivas con una velocidad de partícula de 10 m/s (1.38 bar de presión de soplo), se presenta un modo predominantemente dúctil de erosión, característico de materiales como el aluminio, por la tendencia de la menor pérdida de masa a los ángulos de incidencia elevados por parte del erodente, esto refleja que los recubrimientos se fragmentaron fácilmente a los primeros instantes de las pruebas y los valores de erosión corresponden mayormente a la masa removida principalmente del sustrato de aluminio.

Para la presión de 0.69 bar se observa una relación entre el incremento del espesor PEO y la resistencia al desgaste, el espesor de 150 μm fue el que presentó la menor tasa de desgaste en la mayoría de los ángulos de impacto. Caso contrario, para la presión de 1.38 bar, el espesor de 150 μm resultó con el mayor desgaste erosivo, los espesores de 100 y 125 μm exhibieron la menor tasa de desgaste en los rangos de ángulos de impacto de 30° a 90°. Estos resultados pueden explicarse en términos de las diferencias entre las densidades de los recubrimientos y el aluminio y por la proporción relativa de las distintas capas del espesor con respecto al espesor total del recubrimiento PEO. Como se pudo observar en la Figura 6.1, la capa exterior frágil y más porosa comprende aproximadamente el 60% del espesor total en el recubrimiento de 150 μm , mientras que aproximadamente el 40% y 25% se comprende en los espesores de 125 μm y 100 μm , respectivamente. Por lo tanto, dado que toda la capa externa porosa se eliminó de manera efectiva (como se presenta en las Figuras 7.23, 7.24 y 7.26), entonces fueron removidos grandes volúmenes de material de las capas de 150 μm , lo que da como resultado que el mayor volumen del material presentaba un mayor peso, reflejando con ello mayores tasas de desgaste.

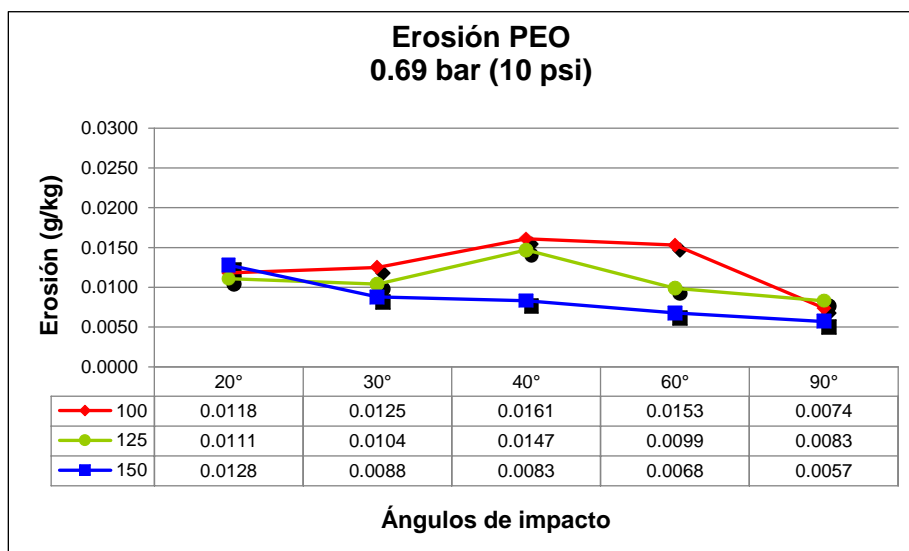


Figura 7.29. Valores del desgaste por erosión de recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor en función del ángulo de impacto con presión de soplo de 0.69 bar.

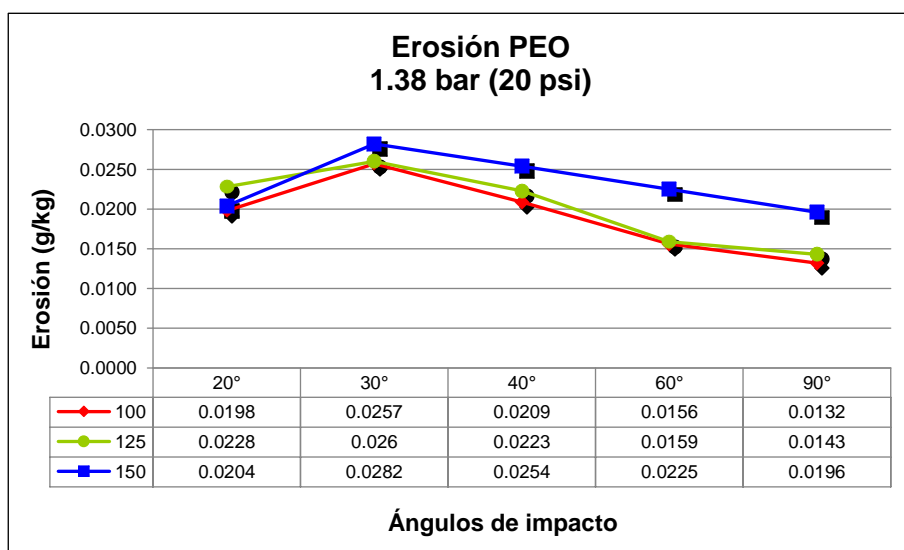


Figura 7.30. Valores del desgaste por erosión de recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor en función del ángulo de impacto con presión de soplo de 1.38 bar.

Bajo la presión de soplo de 1.38 bar, en el ángulo de incidencia de 20°, individualmente para los tres recubrimientos, se presentó prácticamente la misma tasa de erosión. El mayor desgaste erosivo se presentó al ángulo bajo de impacto de 30°. En los bajos ángulos de impacto el mecanismo de erosión se da mayormente por esfuerzos de corte y abrasión, dichos mecanismos generan el desprendimiento del material en forma de viruta en cantidades considerables, el tamaño de la viruta individual desprendida tiene una relación directa con el tamaño de partícula, ya que entre más grande la partícula genera una mayor área de contacto que contribuye a que los esfuerzos de corte se den en una mayor área de la muestra y exista mayor remoción de material. Las partículas utilizadas para este estudio presentaban tamaños por arriba de los 100 μm que en suma con la velocidad de 10 m/s alcanzada y con la baja dureza del sustrato provocaron la máxima erosión.

En el ángulo de 90°, longitudinalmente a la superficie del material existe prácticamente nula abrasión, para este ángulo el mecanismo de remoción se da mayormente por la deformación plástica del material en este caso el aluminio, regularmente en la periferia del impacto de la partícula se genera un acumulamiento del material en forma de labio que vuelve a deformarse o se desprende en mínimas cantidades por los subsecuentes impactos del erodente, la masa del material removido sigue permaneciendo en el material base y aunque la superficie del material se encuentre ampliamente deformada/erosiona el peso del material indicará que presenta una baja tasa de erosión. En los experimentos en los que se empleó la presión de 1.38 bar, la menor tasa de erosión se da en el ángulo de 90°, esto también puede explicarse por la ganancia de partículas incrustadas en el sustrato de aluminio mismas que se corroboran en los picos de difracción de rayos X de las muestras desgastadas, Figura 7.33.

En general, la mayor erosión que resultó de las pruebas al utilizar la presión de 1.38 bar y una velocidad de impacto de las partículas de 10 m/s se debió

principalmente al hecho de que las partículas erosionadas poseen mayor energía cinética que se transformó en energía de deformación, esto provocó una mayor eliminación del material. Los análisis de la marca del desgaste confirman que una proporción considerable de las fases frágiles como lo son la mullita, y γ - Al_2O_3 contenidas dentro de la capa de óxido pueden haberse eliminado fácilmente durante las pruebas. El material remanente en el recubrimiento posterior a la prueba de desgaste fue principalmente la fase α - Al_2O_3 que se sabe posee una mayor adherencia al metal base que las otras fases, por lo tanto, los impactos posteriores infligieron más desgaste en el aluminio ya expuesto que en la capa de óxido, lo que da como resultado el comportamiento erosivo observado del modo dúctil. Los datos de erosión obtenidos en este trabajo no pueden ser directamente comparados con los resultados encontrados en la literatura [55,78] debido a las características particulares del erodente empleado, ya que consistió en una mezcla de arena y resina aglutinante del proceso de soplado para producir corazones de arena para fundición. En este sentido, la mezcla posee una mayor resiliencia que la arena suelta y, por lo tanto, es capaz de admitir una cierta proporción de la energía de impacto que de otro modo se transmitiría completamente a la superficie objetivo lo que da como resultado menores tasas de eliminación de material.

Al realizar la comparación gráfica de los valores de erosión de los recubrimientos contra la misma aleación sin recubrir y contra los aceros martensíticos H13 de durezas 30 y 55 HRC, Figuras 7.31 y 7.32 y Tabla 7.2, se observa que parcialmente se cumple la hipótesis para la presión de 0.69 bar a determinados ángulos de impacto ya que el recubrimiento presentó menor desgaste que el aluminio sin recubrir pero no menos que el acero H13 que tuvo el menor desgaste con aproximadamente 40 veces menos pérdida de masa que los recubrimientos para los ángulos de impacto de 30° y 90° . Solo se reportan esos dos ángulos para el acero ya que fueron los más críticos al desgaste. Cabe hacer

mención que las pruebas de erosión en el acero se realizaron en un trabajo anterior a éste [74-75].

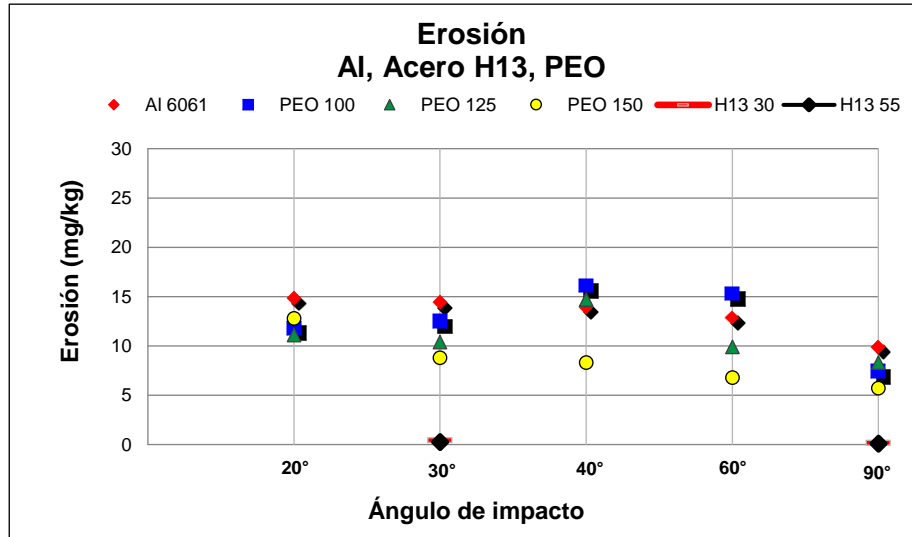


Figura 7.31. Gráfica comparativa del desgaste por erosión en función del ángulo de impacto a una presión de 0.69 bar.

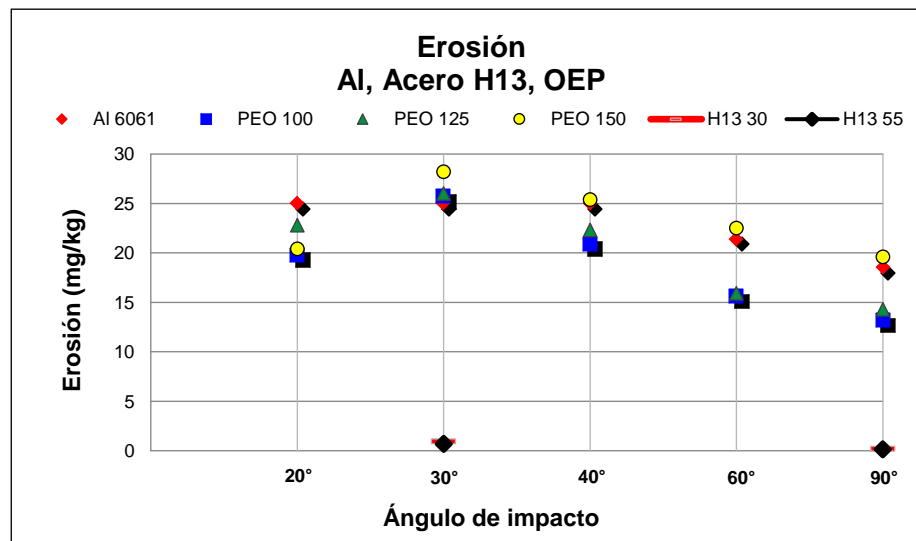


Figura 7.32. Gráfica comparativa del desgaste por erosión en función del ángulo de impacto a una presión de 1.38 bar.

Tabla 7.3. Comparativa del desgaste por erosión (mg/Kg)

Muestra/Ángulo	20°	30°	40°	60°	90°
Al 6061 (0.69 bar)	14.84	14.41	13.97	12.85	9.91
Al 6061 (1.38 bar)	25	25	25.01	21.41	18.53
PEO 100 (0.69 bar)	11.8	12.5	16.1	15.3	7.4
PEO 100 (1.38 bar)	19.8	25.7	20.9	15.6	13.2
PEO 125 (0.69 bar)	11.1	10.4	14.7	9.9	8.3
PEO 125 (1.38 bar)	22.8	26	22.3	15.9	14.3
PEO 150 (0.69 bar)	12.8	8.8	8.3	6.8	5.7
PEO 150 (1.38 bar)	20.4	28.2	25.4	22.5	19.6
H13 30 (0.69 bar)	-	0.42	-	-	0.16
H13 30 (1.38 bar)	-	0.93	-	-	0.19
H13 55 (0.69 bar)	-	0.26	-	-	0.08
H13 55 (1.38 bar)	-	0.69	-	-	0.13

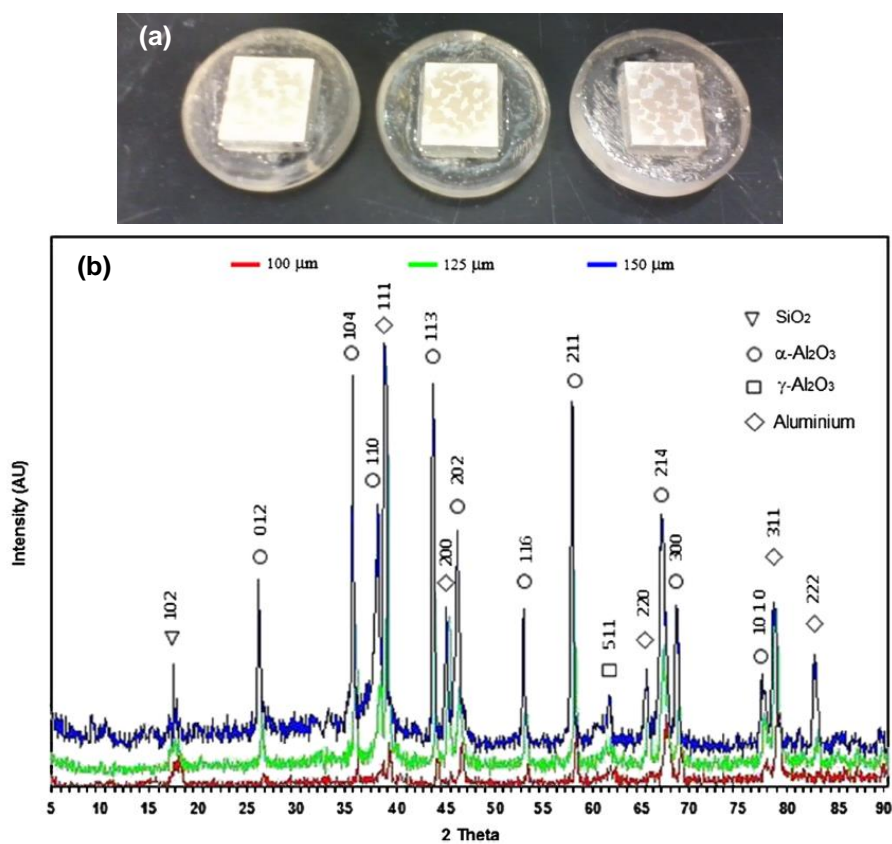


Figura 7.33. Resultados de difracción de rayos X. (a) Muestras desgastadas montadas en resina, (b) Difractogramas.

Los datos de difracción de rayos X de las muestras desgastadas se presentan en la Figura 7.33. Al comparar los difractogramas contra los de la Figura 6.9 (muestras iniciales sin desgaste) se hizo evidente que la proporción de fase amorfa inicialmente contenida y la mullita ya no se encuentran presentes después del desgaste, mientras que la fase $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ se detecta solo en el ángulo del 2θ de 63.5° , esto indica que la fase $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ permanece en mínima proporción. El aluminio se detectó en gran medida ya que estuvo al descubierto precisamente por la remoción de las fases frágiles. La otra fase detectada fue $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ encontrada en una amplia proporción. La presencia de SiO_2 (arena de sílica) se sugiere que es producto de la incrustación de partículas erosivas en las superficies de desgaste.

Estos resultados, al igual que los resultados del desgaste por deslizamiento, demuestran que la fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ contenida en la subcapa interna, es la fase que mayormente resistió el desgaste.

Micrografías electrónicas de barrido de distintas superficies desgastadas a las velocidades de impacto de 6 m/s se presentan en la Figura 7.34. Las imágenes corresponden a la subcapa homogénea posterior a que la capa superior porosa fuera eliminada completamente, en las imágenes se observa que una gran cantidad de cráteres quedaron al descubierto, estos hoyos presentaron un diámetro entre los 30 y 40 μm y no son consecuencia de los impactos de las partículas erosivas sino más bien son producto de las descargas eléctricas localizadas durante el proceso de formación de los recubrimientos PEO, ver Figura 6.3. Esta porosidad en algunos casos contribuyó de manera importante a la fragmentación de los recubrimientos actuando como concentradores de esfuerzos durante la prueba erosiva en la que se empleó 1.38 bar de presión de soplo y 10 m/s de velocidad del erodente. En la Figura 5.35 (a y b), se observa que las fracturas fueron encontrando camino a través de los cráteres y a partir de subsecuentes impactos de las partículas erosivas se propició la remoción de

los recubrimientos PEO para dejar expuesto al sustrato Al 6061 en algunas zonas.

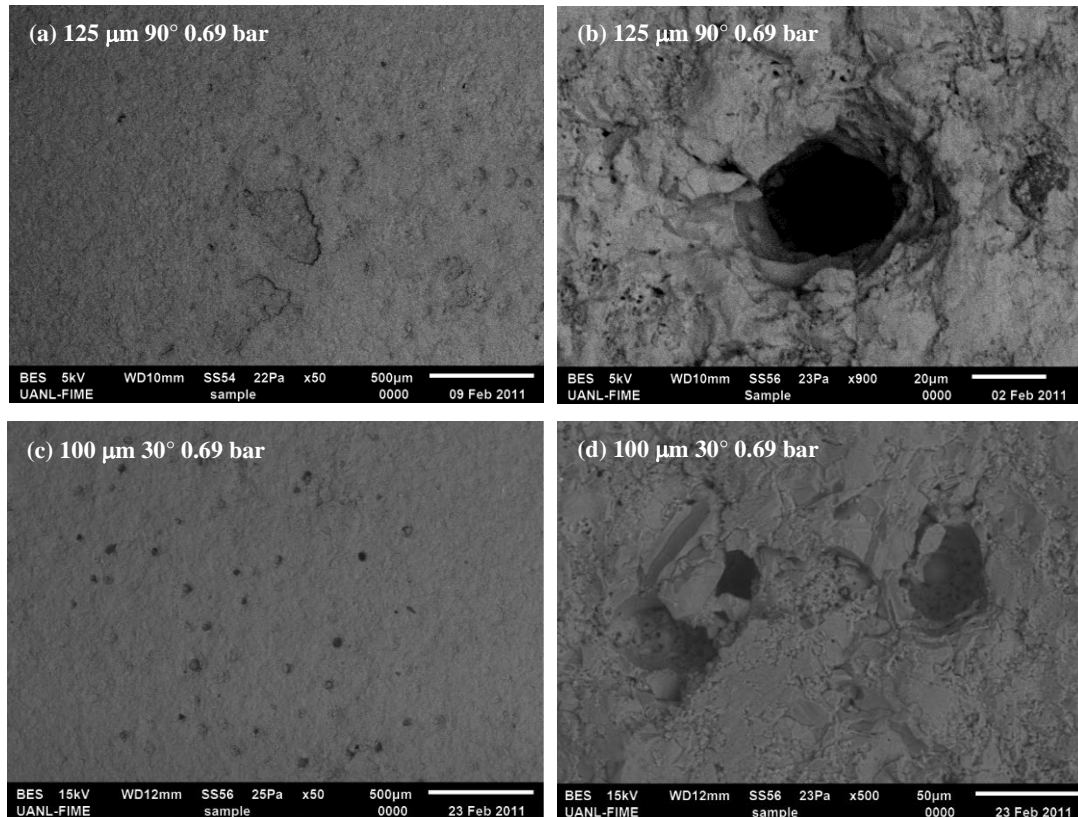


Figura 7.34. Micrografías SEM de muestras desgastadas que dejan a la vista gran cantidad de cráteres producto de descargas eléctricas durante el proceso de obtención de los recubrimientos PEO. (a) y (c) 125 y 100 μm a 50 magnificaciones respectivamente, (b) y (d) Mismos espesores a 500 magnificaciones.

En la Figura 7.35 (c y d) se observa en zonas contiguas a los poros que la subcapa denominada “homogénea” que en ciertas zonas de la muestra presentó mayor resistencia al desgaste, también puede ser ampliamente vulnerada a los consecutivos impactos del erodente. En esas zonas se alcanza a apreciar una considerable fragmentación y resquebrajamiento de los recubrimientos, lo que da a entender que si se hubieran empleado mayores cantidades de erodente con seguridad esas zonas no se encontrarían presentes y expondrían en mayor proporción al sustrato Al 6061.

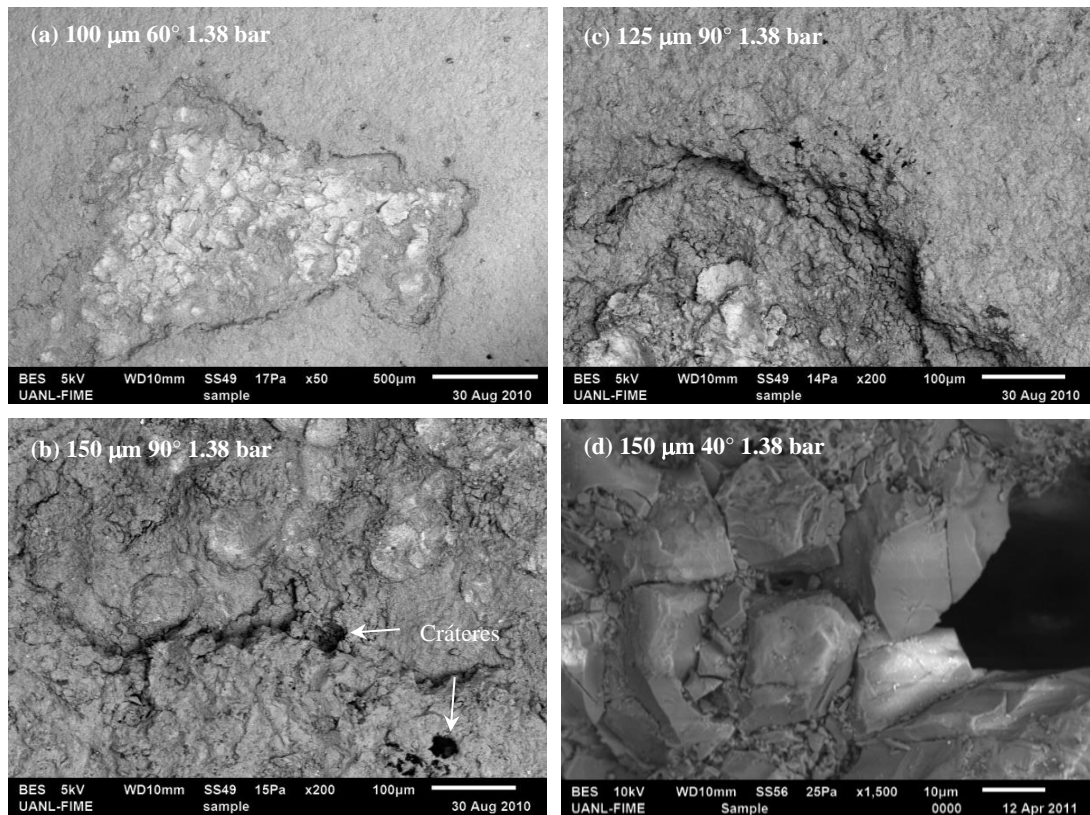


Figura 7.35. Fragmentación de los recubrimientos PEO con 1.38 bar de presión. La propagación de fracturas toma camino a través de los cráteres que se encuentran presentes en los recubrimientos PEO.

El desgaste menos severo por el impacto de partículas erosivas resultó de la velocidad del erodente de 6 m/s (0.69 bar de sople) con respecto a la velocidad de 10 m/s (1.38 bar de sople), sin embargo, a la presión de 0.69 bar se observaron superficies del recubrimiento progresivamente desgastadas, Figura 7.36. No se aprecia ningún remanente de la subcapa porosa externa (comparar contra 6.1) en ninguna de las muestras desgastadas bajo esta presión. En general, debido a su dureza considerablemente alta (1550 HV₅₀), los recubrimientos muestran una gran fragilidad al desgaste por erosión para ambas presiones de sople.

La Figura 7.36 (a), corresponde a una sección transversal de un recubrimiento desgastado de 100 μm de espesor, se observa una gran fragmentación en la zona discontinua y más delgada del espesor. Esta fragmentación se puede asociar a la gran ductilidad del aluminio, que más que beneficiosa podría resultar contraria a la propiedad de resistir al desgaste particularmente de estas muestras debido a la gran rigidez que presentan los recubrimientos, por lo tanto las deformaciones subsuperficiales que pudieron haberse generado en el sustrato de aluminio por la presión de contacto durante el choque de las partículas erosivas a cierta velocidad pudieron haber provocado importantes esfuerzos subsuperficiales [5] en distintas zonas de las muestras, mientras que el recubrimiento por ser altamente rígido y frágil no soportó tales esfuerzos, propiciándose su consecuentemente fragmentación y remoción.

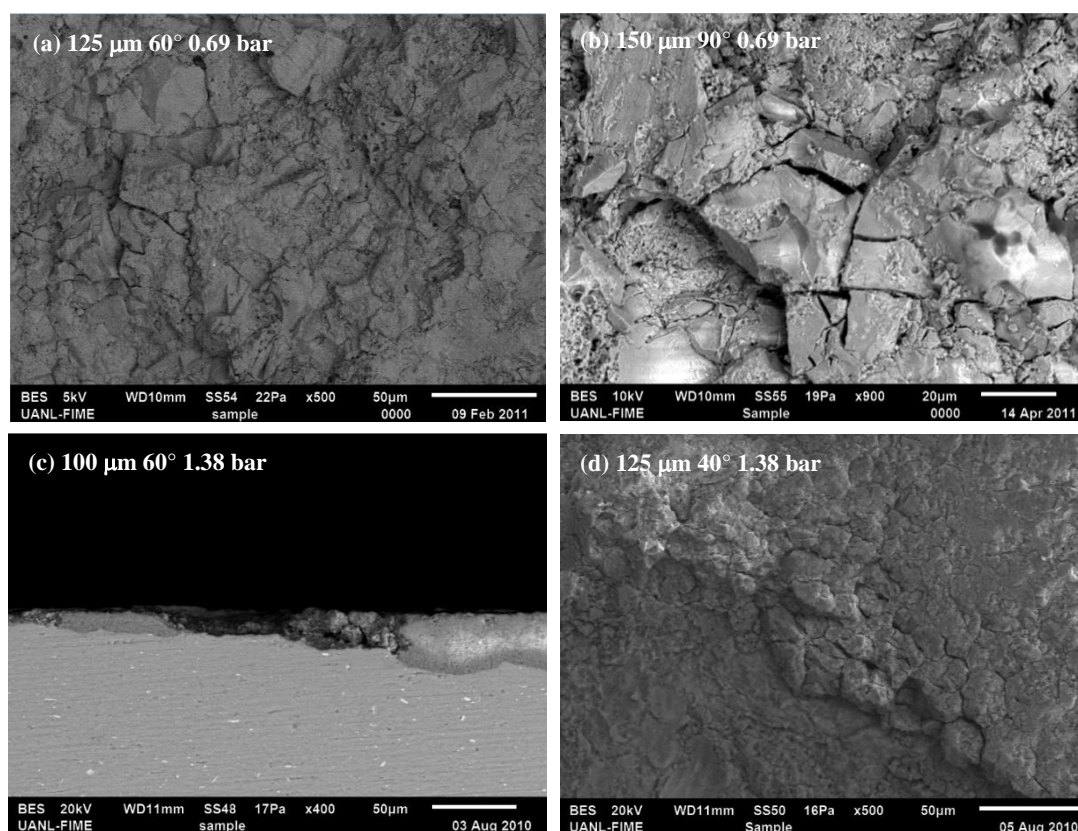


Figura 7.36. Fragmentación de los recubrimientos PEO. (a) y (b) 125 y 150 μm a una presión de 0.69 bar. (c) y (d) 100 y 125 μm a una presión de 1.38 bar.

Una vez que el sustrato Al 6061 estuvo expuesto al impacto de las partículas de arena tras removerse los recubrimientos, a los ángulos bajos de impacto (20° a 40°) se observa que la masa perdida del material objetivo es ocasionada principalmente por esfuerzos de corte y tiene amplia relación con el tamaño de partícula del erodente, en la Figura 7.37 (b) se pueden apreciar dos marcas aisladas posterior al impacto de dos partículas de distinto tamaño, en una de las muestras que inicialmente contenía un recubrimiento con espesor de $125\ \mu\text{m}$. La dirección de impacto de las partículas fue de arriba hacia abajo. La marca localizada hacia la izquierda presenta menor tamaño, el desprendimiento del aluminio en este tipo de pruebas regularmente se da en forma de viruta, dentro de la marca individual de erosión se presentó una apariencia de arado con líneas paralelas a la dirección de la partícula producto de la abrasión generada por los esfuerzos de corte que infringía la partícula. La marca derecha resultó con una mayor área deformada y cierta acumulación del aluminio al final de la marca que aparenta tener la forma de labio frontal. Esta gran pérdida de masa por parte del sustrato de aluminio en forma de viruta bajo la presión de soplo de 1.38 bar, favoreció a que haya prevalecido el comportamiento dúctil de erosión visto en la gráfica de la Figura 7.30, muy por encima al comportamiento en suma frágil de los recubrimientos al desprenderse de las muestras, el cual ni siquiera fue reflejado dentro de los valores graficados.

A ángulos altos de impacto de las partículas (60° y 90°) el mecanismo representativo de desgaste mayormente reflejado en el sustrato de aluminio es la remoción del material de su zona original sin desprenderse de su matriz en forma de viruta y mantenerse ampliamente deformado. En la imagen 7.37 (c) se alcanza a apreciar una gran deformación plástica infringida por los impactos de las partículas erosivas a la velocidad de 10 m/s, cabe mencionar que una cantidad considerable de partículas bajo la presión de soplo de 1.38 bar, quedaron sin resina debido a las fuerzas de arrastre del aire presurizado, esto ocasionó que sus impactos resultaran en una gran deformación del material

objetivo. En la imagen 7.37 (d) se aprecian dos partículas de arena fuertemente incrustadas en el aluminio, esto se corrobora con los picos de difracción de rayos X detectados en el ángulo 18.7° del 2θ de la Figura 7.33 (b). La incrustación de partículas erosivas refleja la considerable energía cinética que poseían las partículas al momento de estrellarse en las muestras objetivo. Este fenómeno genera cierta ganancia de masa la cual es difícil de determinar. Los subsecuentes impactos en el aluminio sin recubrimiento provocaron una gran deformación plástica, se estima que por la dureza que presentan los metales posteriores a ser deformados se produjeron las menores tasas de erosión al ángulo de impacto de 90° .

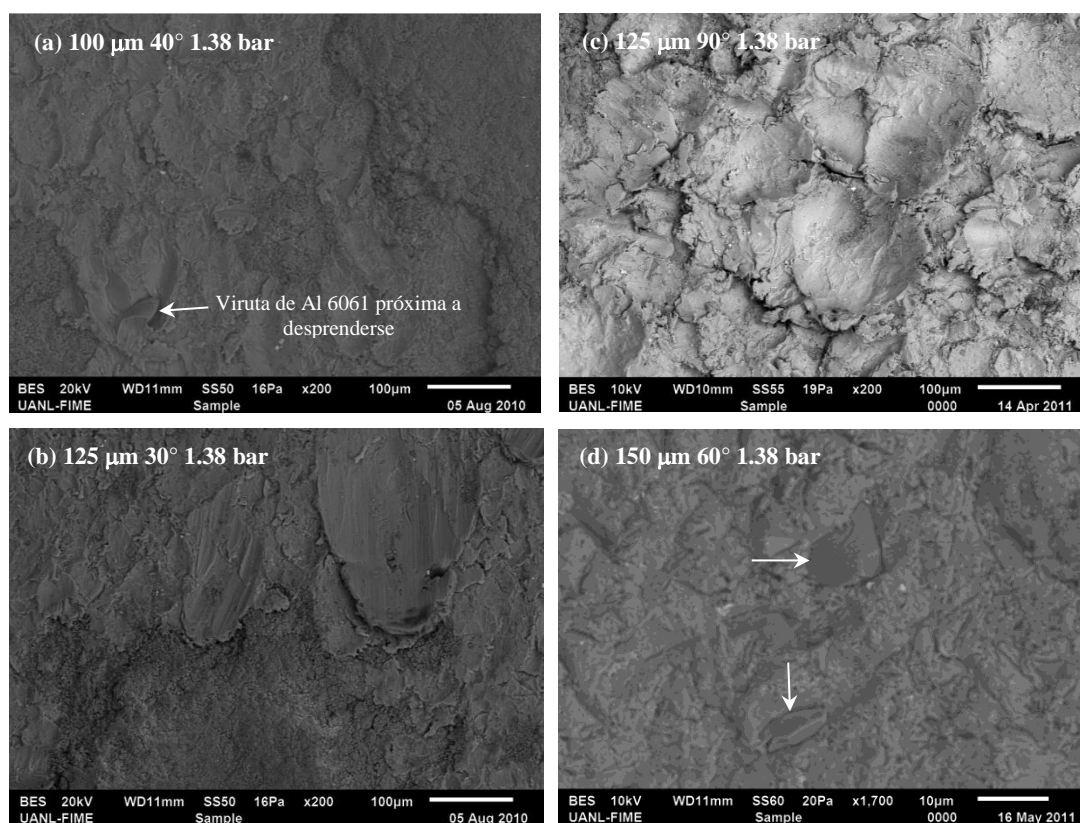


Figura 7.37. Marcas del desgaste en el sustrato Al 6061 posterior a la fragmentación de los recubrimientos PEO.

En las imágenes de las Figuras 7.38 a 7.42, correspondientemente se puede hacer una comparación directa de los daños provocados en las superficies de las probetas para el mismo espesor y al mismo ángulo de impacto, bajo el solo efecto de las dos distintas presiones de soplo utilizadas (0.69 y 1.38 bar).

En general, debido a su dureza considerablemente alta (1550 HV₅₀) los recubrimientos muestran una gran fragilidad al desgaste por erosión. En las muestras erosionadas bajo las presiones de soplo de 0.69 bar, se observa un desgaste progresivamente uniforme en los recubrimientos, mientras que la fragmentación fue predominante en los tres espesores para la mayoría de los ángulos de impacto bajo la presión de soplo de 1.38 bar.

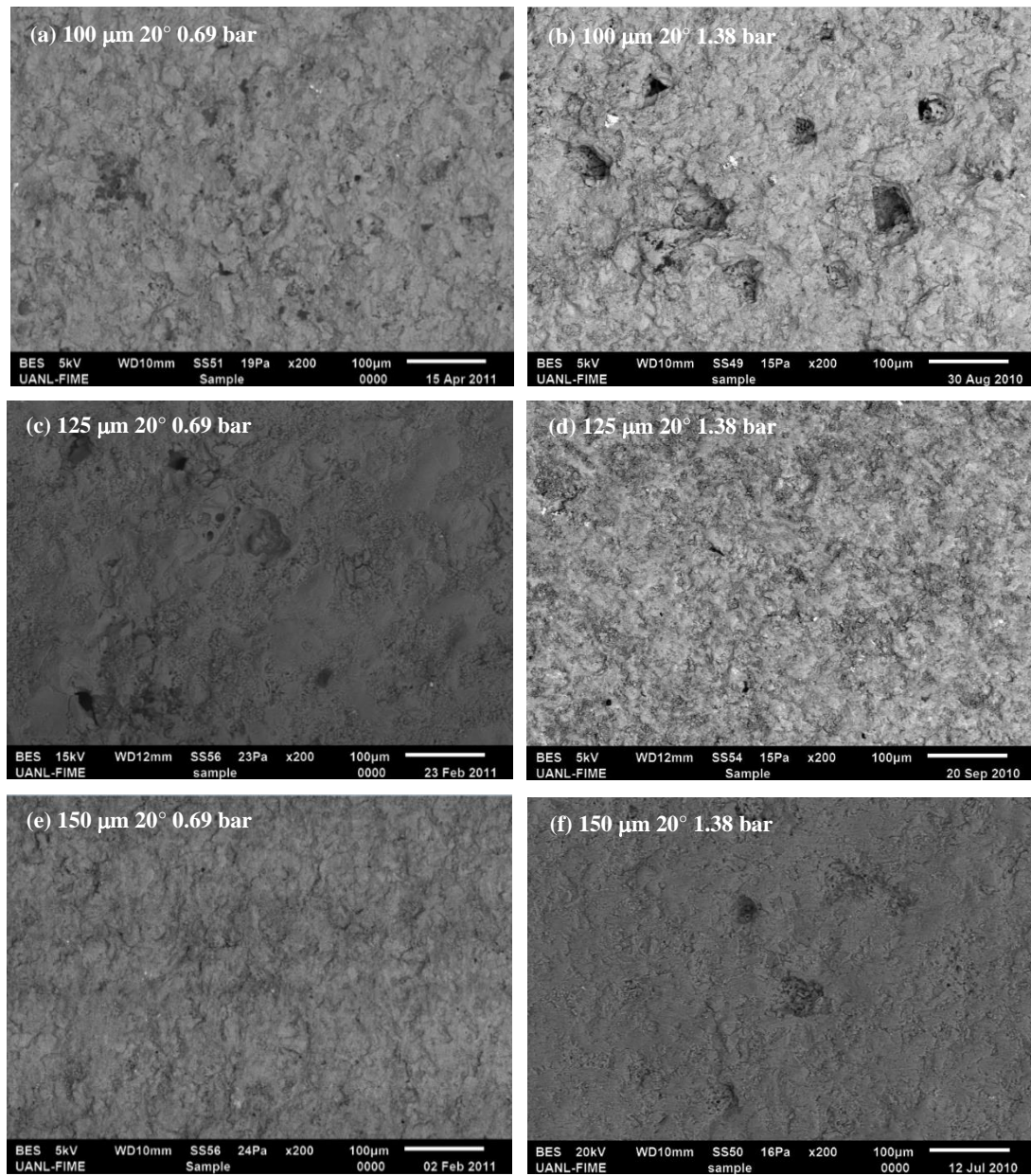


Figura 7.38. Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 20° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).

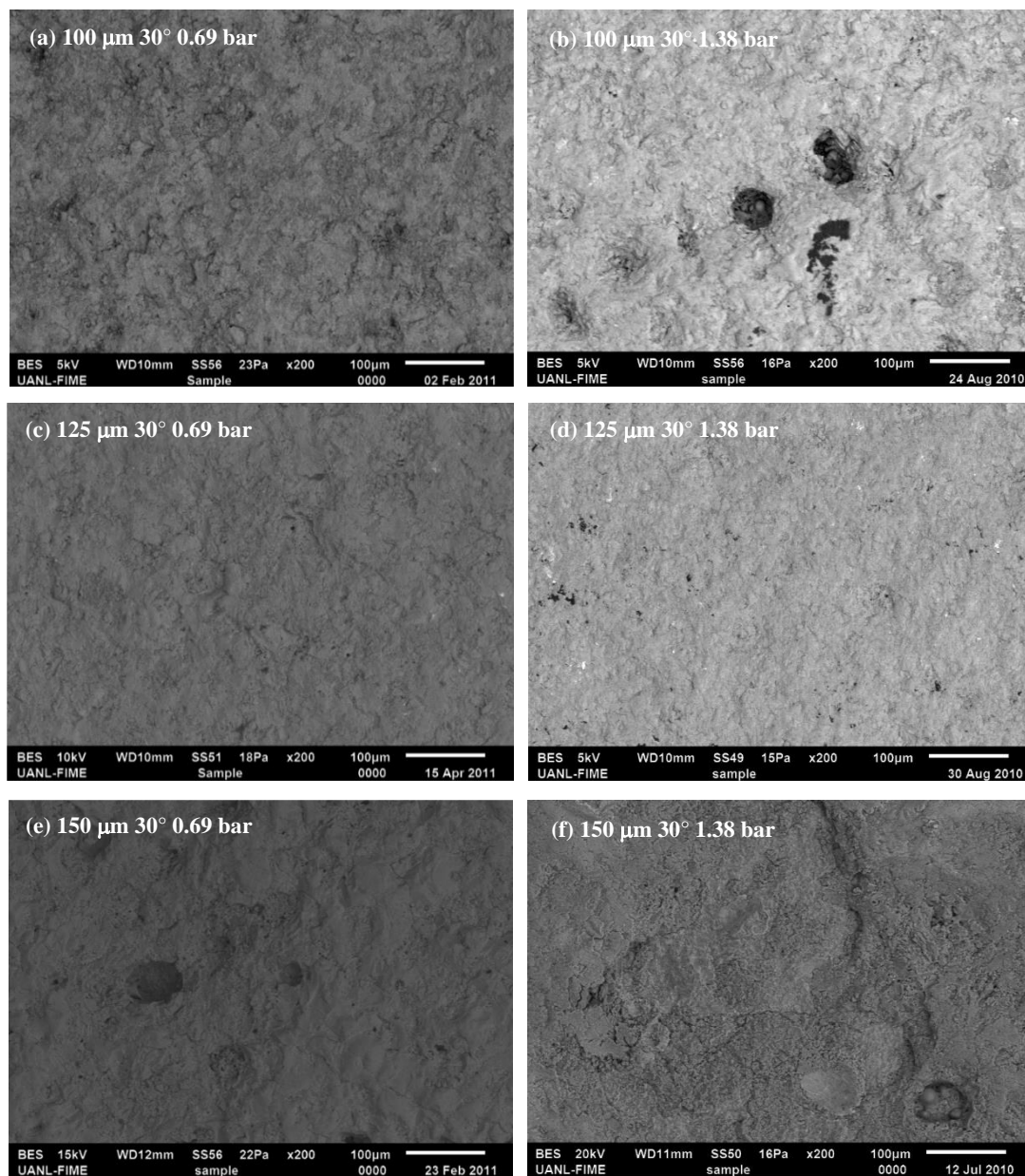


Figura 7.39. Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 30° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).

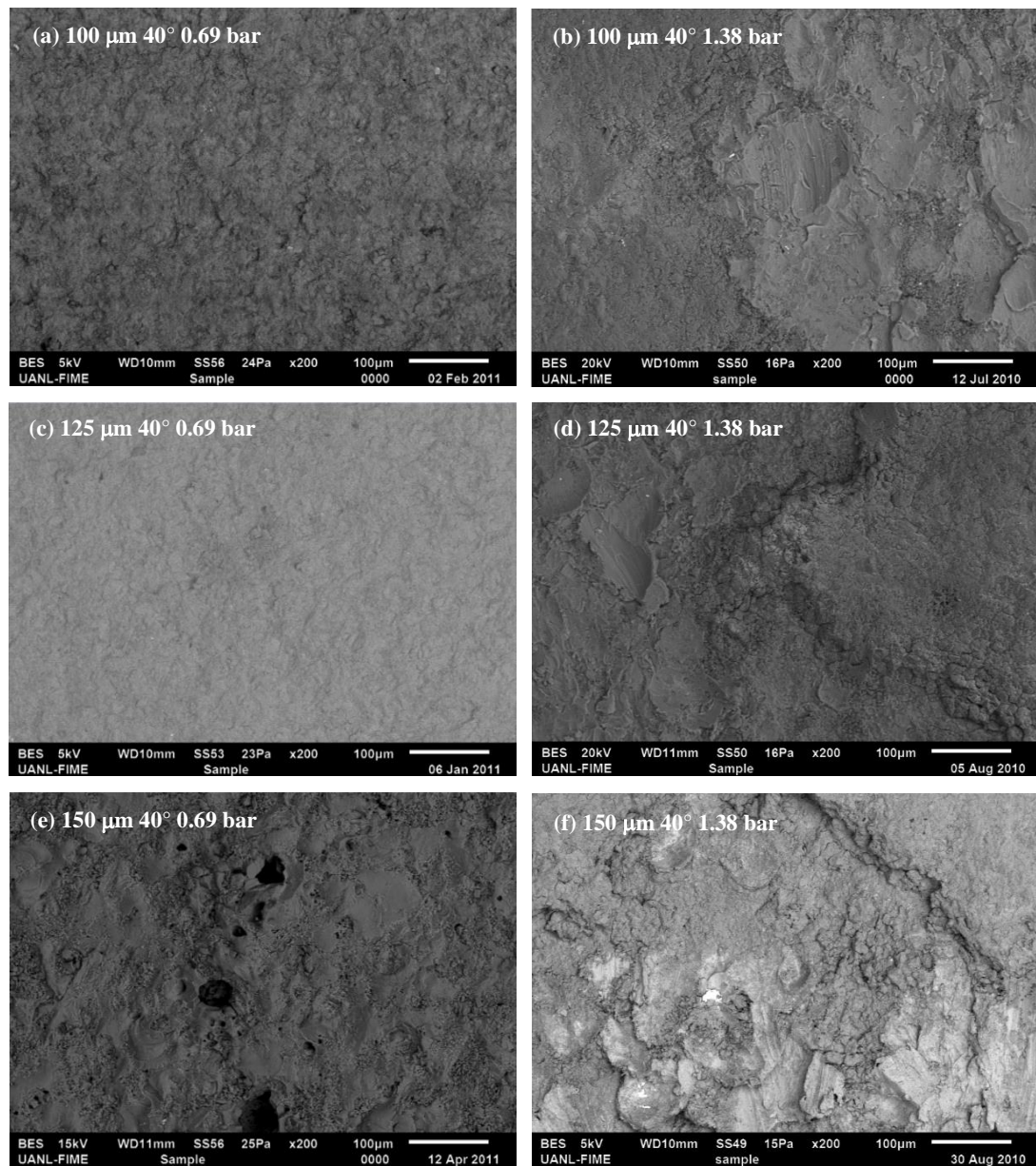


Figura 7.40. Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 40° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).

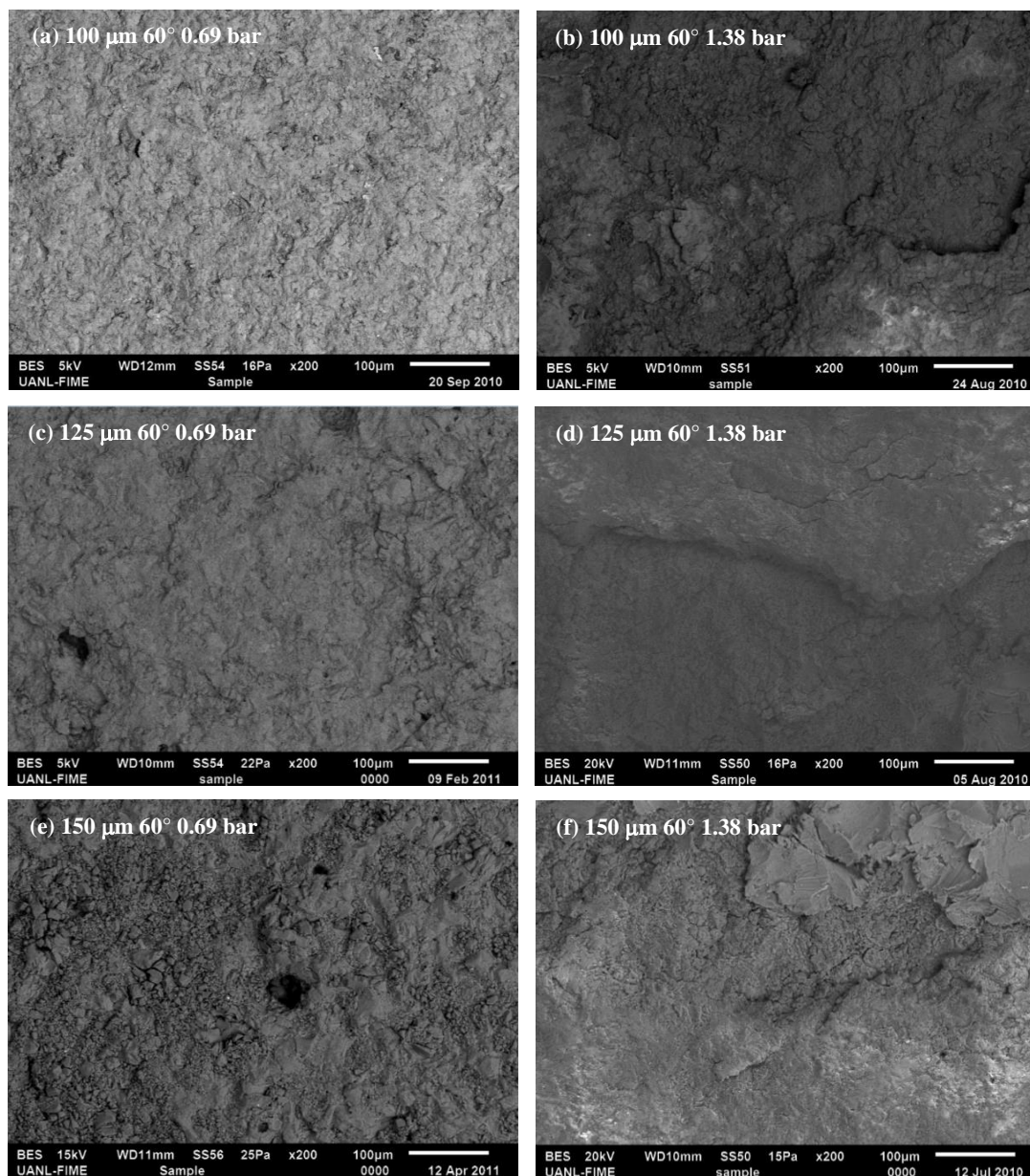


Figura 7.41. Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 60° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).

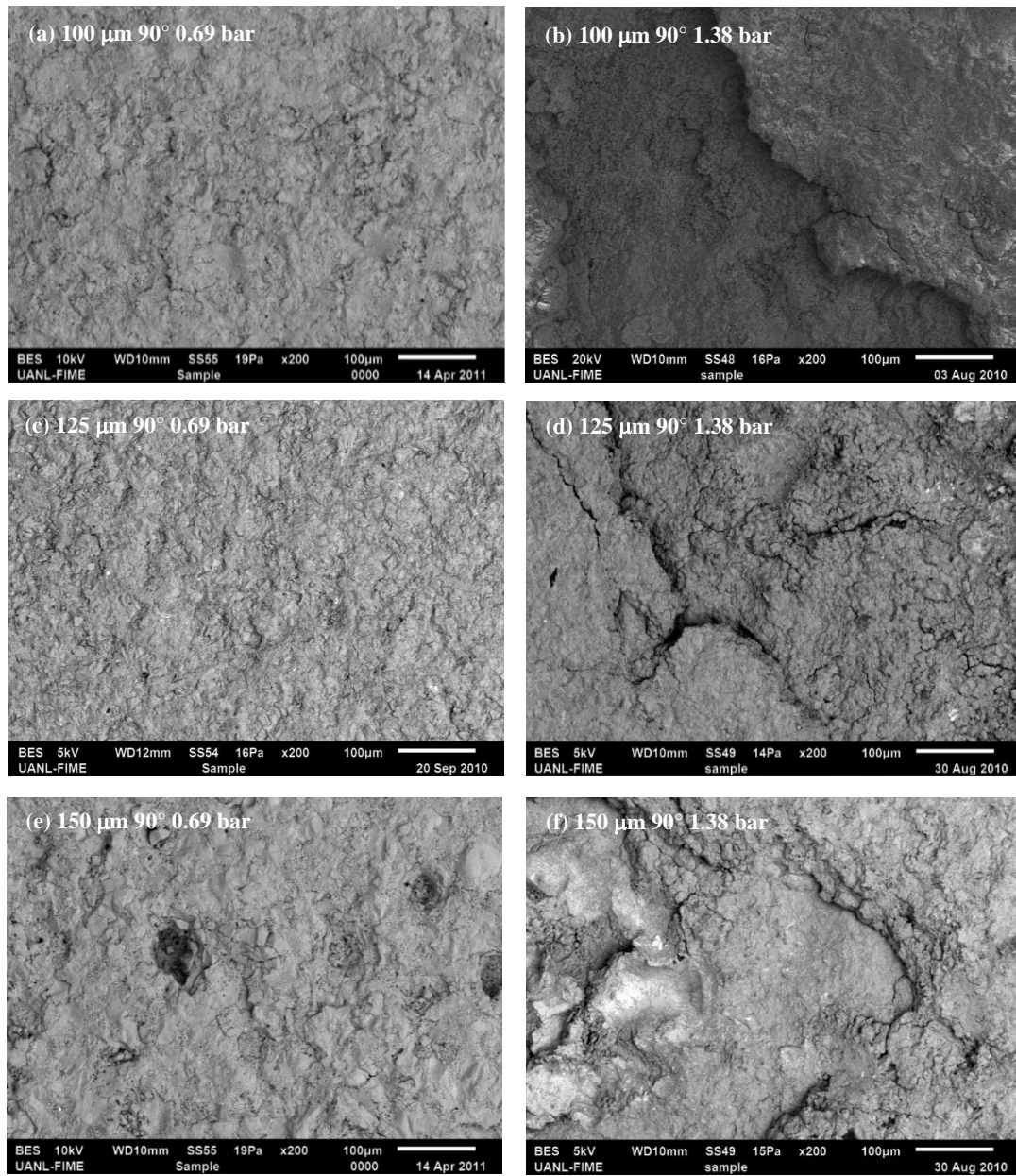


Figura 7.42. Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 90° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).

CAPÍTULO 8

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

8.1 Conclusiones

Para el presente estudio una aleación de aluminio 6061 fue tratada superficialmente mediante la técnica de oxidación electrolítica por plasma (PEO) y se obtuvieron recubrimientos cerámicos de 100, 125 y 150 μm de espesor, con el objetivo de estudiar sus propiedades tribológicas.

Los óxidos que integraron los recubrimientos desarrollados, determinados con la técnica de difracción de rayos X, fueron: alfa-alúmina ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), gama-alúmina ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$) y mulita ($\text{Al}_{4.95}\text{Si}_{1.05}\text{O}_{9.52}$).

La microestructura de la superficie de los tres recubrimientos de estudio exhibió una gran proporción de porosidad y una gran cantidad de defectos microestructurales similares a cráteres que atravesaban completamente el recubrimiento cerámico desde la superficie hasta el sustrato metálico.

La rugosidad promedio de la superficie se vio incrementada con el aumento del espesor. Los recubrimientos presentaron una dureza Vickers 15 veces superior al sustrato Al 6061. La dureza en los recubrimientos no tuvo variación con respecto al incremento del espesor ni con la distancia desde el sustrato.

Durante las pruebas del desgaste por deslizamiento, tanto la pérdida de masa y los diferentes comportamientos del coeficiente de fricción sugieren que los mecanismos de desgaste presentes en las pruebas aquí realizadas hayan sido la adhesión del sustrato de aluminio hacia la esfera abrasiva, la fatiga de contacto por el constante impacto de la esfera sobre los bordes del recubrimiento que generó la propagación de grietas y la abrasión de dos y tres cuerpos, este último mecanismo fue el más dominante durante las presentes pruebas. La masa desprendida de los recubrimientos incrementó conforme se incrementó la carga aplicada, el mayor daño se observó al aplicar las cargas de 30 N y 40 N ya que resultó en la completa remoción de las capas PEO en la trayectoria circular de la esfera sobre las muestras. El espesor que cuantitativamente menor desgaste presentó fue el de 100 μm y para las condiciones más agresivas fue el espesor de 150 μm el que mayor desgaste exhibió.

En las pruebas del desgaste por erosión la velocidad de impacto de las partículas erosivas de 10 m/s dio como resultado una mayor tasa de desgaste que la

velocidad de impacto de 6 m/s. Se presentó un comportamiento del modo dúctil durante las pruebas en las que se utilizó la presión de soplo de 1.38 bar. Esto se atribuyó principalmente a la eliminación rápida de las fases frágiles de la capa externa que expusieron al metal de aluminio, para luego presentar una pérdida de masa constante y de mayor volumen a la de los recubrimientos. La erosión menos severa resultó al emplear la presión de soplo de 0.69 bar en comparación con la de 1.38 bar. Para la velocidad de impacto de 6 m/s, bajo la presión de soplo de 0.69 bar, el espesor de 150 μm experimentó tasas de desgaste cuantitativamente menores que la del espesor de 125 μm , mientras que para la presión de soplo de 1.38 bar el espesor de 150 μm fue el que mayor tasa de desgaste exhibió. La gran cantidad de defectos microestructurales tuvieron una influencia negativa en la resistencia al desgaste ya que contribuyeron a que los recubrimientos presentaran un comportamiento sumamente frágil que propició su fragmentación y remoción.

Los resultados de las dos pruebas de desgaste evidenciaron que la fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (corindón) presente en los recubrimientos de oxidación electrolítica por plasma fue la que presentó mayor resistencia al desgaste.

En un sentido general, el recubrimiento presenta una forma efectiva de reducir el desgaste de la aleación Al 6061, dado que la tasa de eliminación de material es considerablemente menor a la observada en la propia aleación de aluminio sin recubrir y se podría favorecer su aplicación en procesos o productos donde las reducciones en el consumo de energía se asocien a una baja fricción y a la utilización de un material de baja densidad como lo es el aluminio.

8.2 Recomendaciones

Dado que los recubrimientos PEO sobre sustrato de aluminio son policristalinos además de que presentan gran cantidad de defectos microestructurales, es necesario contribuir en el mejoramiento del proceso electroquímico de formación de los recubrimientos para obtener mejores características tanto físicas y químicas, que les permita presentar mayor resistencia al desgaste. Los resultados mostrados en esta Tesis evidencian que la subcapa homogénea mayormente se encuentra formada de la fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, esta fase particularmente presentó mayor resistencia a los desgastes por deslizamiento y por erosión, por lo tanto los esfuerzos se deben encaminar a que los recubrimientos se encuentren conformados en su totalidad por este compuesto, paralelamente se debe disminuir la proporción de porosidad que se vio reflejada en la capa externa ya que reducida la porosidad en el recubrimiento sin duda este presentará menor fragmentación y menores índices de desgaste.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] J. Halling "Principles of Tribology" 1st edition. pp. 16-38. 1975.
- [2] Shefford P. Baker, Mater. Sci. Eng. A, 319 (2001) 16-23; M. Finazzi, L. Duò, F. Ciccacci; Surf. Sci. Reports, 64 (2009) 139-167.7.
- [3] Satoshi Okamoto "Magnetic interaction at an interface between manganite and other transition metal oxides" Phys. Rev. B 82 (2010) 024427.
- [4] Bharat Bhushan "Principles and applications of tribology" 1st edition. pp. 91-293. 2013.
- [5] I.M. Hutchings, Philip Shipway. "Tribology friction and wear of engineering materials" 2nd edition. pp. 37-77. 2017.
- [6] J. A. Greenwood, G.P.B. Williamson "Contact of nominally flat surfaces" Proc. Roy. Soc. Lond. Series A Math. Phys. Sci. 295 (1966). 300-319.
- [7] J.J. Bikerman "The Science of adhesive joints" Academic Press, New York (1961).
- [8] M. Sikorski "Correlation of the coefficient of adhesion with various physical and mechanical properties of metals" ASME D 85 (1963), 279 – 285.
- [9] Moore D.F. "Principles and Applications of Tribology", Elsevier, Amsterdam (1998).
- [10] L.F. Coffin "A study of the sliding of metals, with particular reference to atmosphere" Lub. Eng., (1956) 50-59.
- [11] F.P. Bowden, G.W. Rowe "The adhesion of clean metals" Proc. Roy Soc. A 233 (1956) 429-442.
- [12] K. I. Johnson, D.V. Keller "Effect of contamination on the adhesion of metallic couples in ultra-high vacuum" J. Appl. Phys. 38 (1967) 1896-1904.
- [13] D.H. Buckley "Surface effects in adhesion, friction wear and lubrication" Elsevier, Amsterdam (1981).
- [14] J.S. McFarlane, D. Tabor "Adhesion of solid and the effects of surface Films" Proc. R. Soc. Lond. A 202 (1950) 224-243.
- [15] A.C. Moore, D. Tabor "Some mechanic and adhesion properties of indium" Br. J. Appl. Phys. 3, (1952) 299-301.

- [16] B. Bhushan, B.S. Sharma, R.L. Bradshaw "Friction in magnetic Tapes I: Assessment of relevant theory" ASLE Trans, 27 (1984) 33-34.
- [17] M. Sikorski "Correlation of the coefficient of adhesion with various physical and mechanical properties of metals" Trans. ASME D 85, (1963) 279-285.
- [18] A. Johnsen, K. Rahbek "A physical phenomenon and its applications to telegraphy, telephony, etc." J. Instn. Elec. Engrs 61, (1923) 713-725.
- [19] S.M. Skinner, R.L. Savage, J.E. Rutzler "Electrical phenomena in adhesion I electron atmospheres in dielectrics" J. App. Phys. 24, (1953) 438-450.
- [20] D.K. Davies "Surface charge and the contact of elastic solids" J. Phys. D: Appl. Phys. 6, (1973) 1017-1024.
- [21] A. Wahlin, G. Backstrom "Sliding electrification of teflon by metals" J. Appl. Phys. 45, (1974) 2058- 2064.
- [22] B.V. Derjaguin, N.A. Krotova, V.P. Smilga, "Adhesion of Solids" (Translated from Russian by R.K. Johnston), Consultants Bureau, New York (1978).
- [23] A. Meradudin, P. Mazur "Effect of surface roughness on the Van Der Waals forces between dielectric bodies" Phys. Rev. 22 (1980) 1684-1686.
- [24] A.W. Adamson. Physical chemistry of surfaces, 5th edition, Wiley, New York, 1990.
- [25] J.N. Israelachvili "Intermolecular and surface forces" 2nd edition, Academic, San Diego, 1992.
- [26] Ernest Rabinowick. "Friction and wear of materials" 1th edition (2013) 20-200.
- [27] U. Landman U, WD Luedtke, NA Burnham, RJ Colton. "Atomistic mechanisms and dynamics of adhesion, nanoindentation, and fracture" Science 248 (1990) 454-61.
- [28] F.P. Bowden, T.H.C. Childs, Proc. Roy. Soc. Lond. A312 (1966) 451-466.
- [29] M.B. Peterson, J.J. Florek, R.E. Lee. Trans. Am. Soc. Lubri. Eng. 3 (1960) 101-115.
- [30] H. Ishigaki, I. Kawaguchi, M. Iwasa, Y. Toibana "Friction and Wear of Hot Pressed Silicon Nitride and Other Ceramics" J. Tribol 108 (4) (1986) 514-521.

- [31] O.O. Adewoye, T.F. Page “Electron microscopy study of surface and subsurface friction damage in single-crystal SiC” *Wear* 73 (1981) 247-260.
- [32] R.H.J. Hannink, M.J. Murray, H.G. Scott “Friction and wear of partially stabilized zirconia: Basic science and practical applications” *Wear* 100 (1984) 355-366.
- [33] R.H. Savage, D.L. Schaefer “Vapor lubrication of graphite sliding contact” *J. Appl. Phys* 27 (1956) 136-138.
- [34] Egemen Avcu “The influences of ECAP on the dry sliding wear behaviour of AA7075 aluminium alloy” *Tribology International* 110 (2017) 173–184.
- [35] J.F. Archard “Contact and rubbing of flat surface” *Journal of applied physics* 24 (1953) 981.
- [36] S.L. Rice, H. Nowotny, S.F. Wayne “Characteristic of metallic subsurface zone in sliding and impact wear” *ASME Proc. Wear Mater.* 47-52.
- [37] S. Wilson, A.T. Alpas “Thermal effects on mild wear transitions in dry sliding of an aluminum alloy” *Wear* 225–229, Part 1 (1999) 440-449.
- [38] S.C. Lim, M.F. Ashby, J.H. Brunton “Wear-rate transitions and their relationship to wear mechanisms” *Acta Metallurgica* 35, (1987) 1343-1348.
- [39] C.S. Yust, R.S. Crouse “Melting at Particle Impact Sites during Erosion of Ceramics” *Wear*, Vol. 51, (1978) 193-196.
- [40] “11 Abrasive, Erosive, and Cavitation Wear” *Tribology Series Vol. 24*, (1993) 557-612.
- [41] H.C. Meng, K.C. Ludema “Wear models and predictive equations: their form and content” *Wear* 181-183 (1995) 443-457.
- [42] J.E. Goodwin, W. Sage, G.P. Tilly “Study of Erosion by Solid Particles” *Proc. Inst. Mech. Engrs.*, Vol. 184, (1969-1970) 279-289.
- [43] Bahadur, R. Badruddin “Erodent Particle Characterization and the Effect of Particle Size and Shape on Erosion” *Wear*, Vol. 138, (1990) 189-208.
- [44] G.W. Stachowiak “Particle Angularity and Its Relationship to Abrasive and Erosive Wear” *Wear*, Vol. 241, (2000) 214-219.
- [45] G.W. Stachowiak, A.W. Batchelor “Dimensional Analysis Modelling Tribological Data” *Proc. Int. Tribology Conference, Melbourne, The Institution of Engineers, Australia, National Conference Publication No. 87/18*, (1987) 255-259.

- [46] W.J. Head, M.E. Harr, The Development of a Model to Predict the Erosion of Materials by Natural Contaminants, *Wear*, Vol. 15, (1970) 1-46.
- [47] G.L. Sheldon, I. Finnie, "On the Ductile Behaviour of Nominally Brittle Materials during Erosive Cutting" *Transactions ASME*, Vol. 88B, (1966) 387-392.
- [48] F.P. Bowden, J.H. Brunton, "The Deformation of Solids by Liquid Impact at Supersonic Speeds" *Proc. Roy.Soc., Series A*, Vol. 263, (1961) 433-450.
- [49] A.V. Levy, Y-F. Man, Surface Degradation of Ductile Materials in Elevated Temperature Gas-Particle Streams, *Wear*, Vol. 111 (1986) 173-186.
- [50] Y. Shida, H. Fujikawa, Particle Erosion Behaviour of Boiler Tube Materials at Elevated Temperature, *Wear*, Vol. 103 (1985) 281-296.
- [51] D.J. Stephenson, J.R. Nicholls, P. Hancock, "Particle-Surface Interactions during the Erosion of a Gas Turbine Material (MarM002) by Pyrolytic Carbon Particles" *Wear*, Vol. 111 (1986) 15-29.
- [52] K-H. Zum Gahr "Microstructure and Wear of Materials" Elsevier, Amsterdam, 1987.
- [53] J.C. Arnold, I.M. Hutchings "The Mechanisms of Erosion of Unfilled Elastomers by Solid Particle Impact" *Wear*, Vol. 138 (1990) 33-46.
- [54] Alan V. Levy, Pauline Chik "The effects of erodent composition and shape on the erosion of steel" *Wear*, 89 (1983) 151-162.
- [55] L. Rama Krishna, K.R.C. Somaraju, G. Sundararajan "The tribological performance of ultra-hard ceramic composite coatings obtained through microarc oxidation" *Surface and Coatings Technology*, 163-164 (2003) 484-490.
- [56] Run Liu, Jie Wu, Wenbin Xue, Yao Qu, Chaolin Yang, Bing Wang, Xianyin Wu "Discharge behaviors during plasma electrolytic oxidation on aluminum alloy" *Materials Chemistry and Physics* 148 (2014) 284-292.
- [57] Zhu L, Guo Z, Zhang Y, Li Z, Sui M "A mechanism for the growth of a plasma electrolytic oxide coating on" *Electrochimica Acta* (2016) 296-303.
- [58] Chen Liu, Donglei He, Quin Yan, Zhiquan Huang, Peng Liu, Dalong Li, Guirong Jiang, Haojie Ma, Philip Nash, Dejiu Shen, "An investigation of the coating/substrate interface of plasma electrolytic oxidation coated aluminum" *Surface & Coatings Technology*, 280 (2015) 86-91.
- [59] Yi Zhang, Wu Yekang, Dong Chen, Ruiqiang Wang, Dalong Li, Changhong Guo, Guirong Jiang, Dejiu Shen, Shengxue Yu, Philip Nash "Microstructures and growth mechanisms of plasma electrolytic oxidation coatings

- on aluminium at different current densities” *Surface & Coatings Technology*, 321 (2017) 236-246.
- [60] J. Martin, P. Leone, A. Nominé, D. Veys-Renaux, G. Henrion, T. Belmonte, “Influence of electrolyte ageing on the Plasma Electrolytic Oxidation of aluminium” *Surface and Coatings Technology* 269 (2015) 36-46.
- [61] Shen D, He D, Liu F, Guo C, Cai J, Li G, Ma H “Effects of ultrasound on the evolution of plasma electrolytic oxidation process on 6061Al alloy” *Ultrasonics* 54 (2014) 1065-1070.
- [62] F. Jaspard-Mécuson, T. Czerwiec, G. Henrion, T. Belmonte, L. Dujardin, A. Viola, J. Beauvir “Tailored aluminium oxide layers by bipolar current adjustment in the Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) process” *Surface & Coatings Technology* 201 (2007) 8677–8682.
- [63] Lugovskoy A, Zinigrad M, Kossenko A, Kazanski B, “Production of ceramic layers on aluminum alloys by plasma electrolytic oxidation in alkaline silicate electrolytes” *Applied Surface Science* 264 (2013) 743-747.
- [64] X. Yang, L. Chen, Y. Qu, R. Liu, K. Wei, W. Xue “Optical emission spectroscopy of plasma electrolytic oxidation process on 7075 aluminum alloy” *Surface & Coatings Technology* 324 (2017) 18–25.
- [65] L. Wang, L. Chen, Z. Yan, W. Fu, “Optical emission spectroscopy studies of discharge mechanism and plasma characteristics during plasma electrolytic oxidation of magnesium in different electrolytes” *Surface & Coatings Technology* 205 (2010) 1651–1658.
- [66] S. Stojadinovic, R. Vasilic, M. Petkovic, Z. Nedic, B. Kasalica, I. Belca, L.J. Zekovic “Luminescence properties of oxide films formed by anodization of aluminum in 12- tungstophosphoric acid” *Electrochim. Acta* 55 (2010) 3857–3863.
- [67] M. Klapkiv, State of an electrolytic plasma in the process of synthesis of oxides based on aluminum, *Mater. Sci.* 314 (1995) 494–499.
- [68] Movahedi N, Habibolahzadeh A “Effect of plasma electrolytic oxidation treatment on corrosion behavior of closed-cell Al-A356 alloy foam” *Materials Letters* 164 (2016) 558-561.
- [69] Jiang Y, Zhang Y, Bao Y, Yang K “Sliding wear behaviour of plasma electrolytic oxidation coating on pure Aluminium” *Wear* 271 (2011) 1667–1670.
- [70] ASTM International, ASTM G 40-10b: Standard Terminology Relating Wear and Erosion, West Conshohocken, PA, 2010.

- [71] ASTM International, ASTM G 99-04a: Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, West Conshohocken, PA, 2004.
- [72] D.E. Lozano, R.D. Mercado-Solís, A.J. Pérez, J. Talamantes, F. Morales, M.A.L. Hernández-Rodríguez, *Wear* 267 (2009) 545.
- [73] Treviño Acevedo Álvaro M. Tesis de Maestría “Desarrollo de una metodología para pruebas de erosión”. FIME-UANL, México (2004).
- [74] Rodríguez de Anda Eduardo. Tesis Doctoral “Desgaste erosivo en aleaciones para cajas de corazones” FIME-UANL, México (2006).
- [75] Rodríguez Hernández Julián. Tesis Doctoral “Desgaste erosivo en cajas de corazones usadas en la industria automotriz” FIME-UANL, México (2014).
- [76] J. C. Walker, I. M. Ross, C. Reinhard, W. M. Rainforth, P. Eh. Hovsepian, “High temperature tribological performance of CrAlYN/CrN nanoscale multilayer coatings deposited on γ -TiAl” *Wear*, 267 (2009) 965–975.
- [77] R. Arrabal, M. Mohedano, E. Matykina, A. Pardo, B. Mingo, M.C. Merino “Characterization and wear behaviour of PEO coatings on 6082-T6 aluminium alloy with incorporated α -Al₂O₃ particles” *Surface and Coating Technology*, 269, (2015) 64-73.
- [78] R.C. Barik, J.A. Wharton, R.J.K. Wood, K.R. Stokes, R.L. Jones “Corrosion, erosion and erosion–corrosion performance of plasma electrolytic oxidation (PEO) deposited Al₂O₃ coatings” *Surface and Coatings Technology* 199 (2005) 158-167.

Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
2.1	Representación esquemática de la textura de una superficie.	9
2.2	Tipología general de superficies.	10
2.3	Representación esquemática del perfil de una superficie en el que se observan las aspereza (picos) y los valles.	12
2.4	Ilustración de la función de la densidad de amplitud $p(y)$ junto a la curva de distribución acumulativa.	14
2.5	Funciones de densidad probabilística para distribuciones aleatorias de asimetrías diferentes y distribución simétrica con diferentes Kurtosis.	15
2.6	Típicos valores de Curtosis y Sesgos para varios procesos de manufactura.	16
2.7	Deformación elástica de una esfera.	18
2.8	Distribución del esfuerzo normal (presión de contacto) bajo una esfera cargada elásticamente contra un plano.	18
2.9	Modelo de contacto entre una superficie rugosa y un plano rígido liso.	21
3.1	Ilustración del empuje normal de dos cuerpos sólidos.	26
3.2	Fuerza adhesiva en función de la fuerza normal y coeficiente de adhesión en función de la duración del contacto.	28
3.3	Esquema que muestra una esfera sobre una superficie nominalmente plana con fuerza normal aplicada y fuerza removida.	30
3.4	Condensación del vapor sobre la interfaz de las superficies.	33

3.5	Relación fuerza-tiempo para una fuerza lineal durante el empuje normal de dos superficies con un puente líquido.	34
3.6	Variación del coeficiente de fricción con respecto a la aparente área de contacto para maderas en superficies no lubricadas de acero.	36
3.7	Diagrama esquemático que ilustra los principios detrás del modelo de Coulomb para la fricción deslizante.	37
3.8	Simulación computarizada que ilustra la adhesión entre metales.	39
3.9	Modelo de fricción para la componente de deformación en la cual una aspereza de semi-ángulo α penetra y se desliza a través de una superficie plásticamente deformante.	40
3.10	Esfuerzos actuando en una aspereza idealizada presionada contra una superficie plana rígida.	41
3.11	Variación del coeficiente de fricción en función de la relación de la resistencia en la interfaz al cizallamiento y la del material matriz.	45
3.12	Sólidos cristalinos deslizándose uno sobre el otro bajo distintos esquemas.	47
3.13	El efecto del oxígeno en la fricción de hierro puro.	50
3.14	Gráfica que muestra como el coeficiente de fricción varía con la carga normal para un deslizamiento de cobre sobre cobre en aire y sin lubricación.	50
3.15	Variación del coeficiente de fricción de dos tipos de aceros al incrementar la carga normal.	53
3.16	Variación del coeficiente de fricción de tres metales puros de distinta estructura cristalina con el incremento de la temperatura.	54
3.17	Dependencia del coeficiente de fricción con la temperatura para un acero austenítico inoxidable deslizándose contra níquel puro.	56

3.18	Variación del coeficiente de fricción con respecto a la velocidad de deslizamiento de bismuto y cobre deslizándose contra ellos mismos.	57
3.19	Variación del coeficiente de fricción con respecto a la temperatura, para cobalto deslizándose contra él mismo en vacío.	58
3.20	Variación del coeficiente de fricción con el incremento de la temperatura para estaño deslizándose contra él mismo.	58
3.21	Efecto del medio ambiente sobre la fricción del nitruro de silicio.	61
3.22	Variación del coeficiente de fricción con la carga normal para un cono de diamante de 60° deslizándose encima de carburo de silicio monocristalino.	63
3.23	Variación del coeficiente de fricción con la temperatura para magnesio parcialmente estabilizado con zirconio y alúmina deslizándose contra ellos mismos.	64
3.24	Tasa de desgaste del grafito para diferentes presiones parciales de varios gases.	65
3.25	Variación del coeficiente de fricción para el grafito y disulfuro de molibdeno con oxígeno (presión de aire).	65
3.26	Representación esquemática de la prueba esfera en disco.	67
3.27	Esquema de la evolución del contacto de un par de asperezas al moverse una encima de la otra.	68
3.28	Regiones de la zona tribológicamente transformada.	69
3.29	Morfología de fragmentos de la superficie resultado del desgaste por deslizamiento de aluminio contra acero a diferentes velocidades.	71
3.30	Mapa del modo de desgaste por deslizamiento sin lubricación para acero.	72
4.1	Mecanismos de erosión.	77

4.2	Tasa de erosión para materiales dúctiles y frágiles en función del ángulo de incidencia.	81
4.3	Efecto del tamaño de partícula erodente en el modo y tasa de desgaste.	83
4.4	Mecanismo de erosión por el impacto de partículas líquidas en una superficie sólida.	84
4.5	Efecto de la temperatura en la tasa de desgaste de un acero inoxidable.	86
4.6	Relación entre las propiedades mecánicas de distintos aceros y su tasa de erosión a temperaturas elevadas.	86
4.7	Efectos de las características del material y los parámetros de erosión en la tasa de desgaste erosivo.	87
5.1	Ilustración esquemática del modelo que describe la aparición de descargas de plasma durante diferentes tiempos de oxidación del proceso PEO.	91
5.2	Imágenes de video durante el tratamiento PEO de una aleación de aluminio 2024.	92
5.3	Ilustración esquemática de las características estructurales del recubrimiento y la transformación de los elementos Al y Si.	93
5.4	Diagrama esquemático del modelo de descarga de plasma y del crecimiento del recubrimiento PEO.	94
5.5	Mecanismo del crecimiento de recubrimientos PEO en baja densidad de corriente.	96
5.6	Micrografías SEM que muestran las distintas capas que conforman el recubrimiento PEO.	97
5.7	Micrografías SEM de la superficie de muestras PEO bajo tratamiento de electrolitos nuevos y envejecidos.	98
5.8	Respuesta tiempo- voltaje durante el proceso PEO.	99

5.9	Evolución de las microdescargas para durante un proceso tradicional de producción de recubrimientos PEO y un proceso asistido por ultrasonido.	100
5.10	Comparativa de la evolución de crecimiento del espesor con respecto al tiempo al utilizar las técnicas de procesamiento tradicional y asistida por ultrasonido.	101
5.11	Morfologías de superficie de los recubrimientos, para el proceso tradicional TP y para el proceso asistido por ultrasonido UAP.	102
5.12	Curvas de distribución elemental de sección transversal de los recubrimientos procesados por 20 min, para los recubrimientos TP y UAP.	103
5.13	Difractogramas de rayos X de recubrimientos PEO obtenidos por los procesos TP y UAP.	104
5.14	Comparativa de la relación de fase α/γ durante el tiempo de los recubrimientos obtenidos por TP y UAP.	105
5.15	Imágenes de las muestras de aluminio a diferentes tiempos durante el proceso PEO.	106
5.16	Variación de intensidad de la línea de emisión de Al ($\lambda=396.2$ nm) durante el proceso PEO.	107
5.17	Micrografía SEM de la sección transversal de un recubrimiento después de 140 minutos de tratamiento.	107
5.18	Micrografía de SEM sobre la superficie del recubrimiento después de 140 minutos de tratamiento.	108
5.19	Imágenes de muestras de aleación de aluminio a diferentes tiempos del proceso PEO.	108
5.20	Variación de la intensidad de la línea de emisión de Al ($\lambda=396.2$ nm) durante el proceso PEO (R=0.89).	109
5.21	Micrografías SEM de sección transversal a diferentes tiempos de proceso PEO con una R=0.89.	109

5.22	Micrografía SEM sobre la superficie del recubrimiento después de 60 minutos de tratamiento (R=0.89).	110
5.23	Variación del espesor de capa total promedio durante el tiempo de tratamiento.	110
5.24	Evolución del diámetro medio de la morfología denominada “panqueque” en función del tiempo de tratamiento.	111
5.25	Amplitudes de voltajes (izquierda) y densidades de corriente (derecha) para el proceso PEO para los electrolitos n=1 y n=3.	113
5.26	Imagen de SEM de la morfología de un recubrimiento PEO.	113
5.27	Composición elemental y morfología del poro en dos puntos característicos: punto 1 en la superficie del recubrimiento (pt1); punto 2 dentro del poro.	114
5.28	Sección transversal de los recubrimientos (a) electrolito n=1 (b) y electrolito n=3.	115
5.29	Difractogramas de rayos X para los recubrimientos obtenidos por PEO en 0.05 mol L^{-1} , para electrolitos tipo n=1 y n=3.	115
5.30	Difractogramas de rayos X del recubrimiento PEO con diferentes tiempos de procesamiento.	116
5.31	Micrografías SEM de un recubrimiento PEO a 20 min. (a) Una imagen de sección transversal; (b) capa exterior y (d) la capa interna se presenta más densa. Imágenes de alta magnificación de los poros (c) y (e).	117
5.32	(a) y (b) micrografías SEM (modo de electrones retrodispersados) y TEM de la sección transversal de la capa amorfa de alúmina (AAL) de dos zonas análogas [recuadros en (b)]. (c) dibujo ampliado del patrón SAED del área cristalina. (d) EDS de la zona dos y (e) imagen TEM de alta resolución de la interfaz del aluminio y el sustrato correspondiente a la capa amorfa de alúmina.	118
5.33	Dependencia de la intensidad de iluminación y las imágenes de las descargas con el tiempo de oxidación durante el proceso.	119

5.34	Espectro de emisión óptica obtenido a los 110 segundos de la oxidación durante el proceso PEO.	120
5.35	Variación de intensidad de las líneas de emisión de Al con el tiempo de oxidación. (a) Al I 309.27 nm, (b) Al I 394.40 nm.	121
5.36	Temperatura del electrón en la zona de las descargas en estado de plasma (T_e) en función del tiempo de oxidación a diferentes tiempos de escaneo. (a) 200 ms, (b) 1000 ms, (c) 2000 ms.	123
5.37	Superficie del recubrimiento OEP (a) Área circundante del glóbulo en donde se realizó el análisis químico (b) Espectro de composición química.	124
5.38	Micrografías MEB de la superficie inferior del recubrimiento OEP.	124
5.39	Micrografías de sección transversal y perfiles de composición de los recubrimientos a diferentes tiempos de oxidación. I: capa suelta; II: capa compacta; III: sustrato de aluminio, (a) (b) 20 minutos, (c) (d) 40 minutos, (e) (f) 60 minutos.	126
5.40	Morfología de superficie de los recubrimientos a distintos tiempos de oxidación, (a) 20 minutos, (c) 40 minutos, (c) 60 minutos.	126
5.41	Difractogramas de rayos X de los recubrimientos PEO con diferente tiempo de oxidación.	127
5.42	Dependencia de la concentración de los elementos de aleación disueltos en solución en el tiempo de oxidación.	127
5.43	Dependencia de la temperatura con el tiempo de oxidación, (a) dentro de la aleación de aluminio 7075, (b) temperatura de solución a 5 mm de la muestra, y (c) temperatura de solución a 150 mm de la muestra.	127
5.44	Espuma de aleación Al-A35 de celda cerrada.	130
5.45	Macro y microestructuras de una aleación esponjosa de Al A356 de celda cerrada.	131

5.46	(a) Gráficas de potencial de circuito abierto para los recubrimientos tratados a distintas corrientes A: 2.5 A, B: 5 A, C: 10 A y D: Sin tratamiento. (b) Tiempo vs densidad de corriente.	132
5.47	Curva de polarización electrodinámica para los recubrimientos tratados a distintas corrientes A: 2.5 A, B: 5 A, C: 10 A y D: Sin tratamiento.	132
5.48	Morfología de superficie de un recubrimiento PEO a 15 A.dm ⁻² en los tiempos a) 5 min a una tensión máxima de 135 V; b) 15 min a una tensión máxima de 135 V; c) 45 min a una tensión máxima de 135 V.	134
5.49	Distribución de elementos en el recubrimiento vistos por una toma de sección transversal formados a 33 A.dm ⁻² por 170 Hz a una tensión máxima aplicada de 304 V por 10 minutos.	134
5.50	Efecto del (a) tiempo a 170 Hz y 25 A.dm ⁻² , (b) densidad de corriente a 170 Hz por 4 minutos y (c) frecuencia de corriente por 19 A.dm ⁻² durante 4 minutos.	135
5.51	Dependencia de la pérdida de masa de los recubrimientos obtenidos por PEO a distintos a) Espesores y b) densidades de corriente.	136
5.52	Imagen de SEM de la superficie desgaste de un recubrimiento obtenido por el proceso PEO.	137
6.1	Imágenes SEM de zonas transversales y superficiales de recubrimientos PEO. (a) y (b) espesor de 100 μm, (c) y (d) espesor de 125 μm, (e) y (f) espesor de 150 μm.	140
6.2	Glóbulo de material cerámico en la superficie del recubrimiento. Las altas presiones de gas provocan su fragmentación. (Estructura panqueque).	141
6.3	Cráter producto de descargas eléctricas.	142
6.4	Huellas de indentación Vickers en sustrato de aluminio y recubrimiento PEO con 150 μm de espesor.	143

6.5	Huellas de indentación Brinell sobre recubrimientos PEO. (a) 100 μm , (b) 125 μm y (c) 150 μm .	143
6.6	Propagación de una fractura alrededor de la huella de indentación Brinell para un recubrimiento de 150 μm de espesor.	144
6.7	Gráficas, acumulativa y de densidad de amplitud R_a obtenidas en un microscopio confocal. Espesores: (a) 100 μm , (b) 125 μm y (c) 150 μm .	145
6.8	Perfil de rugosidad de un espesor PEO de 150 μm .	146
6.9	Difractogramas de rayos X, tres espesores PEO de estudio.	147
6.10	Muestras para evaluación de desgaste por deslizamiento. (a) Recubrimiento PEO, (b) Al 6061 sin recubrir, (c) acero HSS.	148
6.11	Perno reemplazado por esfera de alúmina de 10 mm de diámetro, para la prueba de desgaste por deslizamiento.	149
6.12	Esquema de la máquina esfera en disco utilizada para llevar a cabo las pruebas de desgaste por deslizamiento.	150
6.13	Disco de acero HSS sujeto a desgaste por deslizamiento.	150
6.14	Representación esquemática de la máquina erosiva.	152
6.15	Material erodente. (a) Forma de las partículas de arena, (b) carga de arena con resinas al 0.8% en peso.	153
6.16	Macroestructura de los recubrimientos PEO de distintos espesores sujetos a las pruebas de erosión.	154
7.1	Desgaste del par tribológico PEO-ESFERA (Al_2O_3).	156
7.2	Masa perdida en función de la carga aplicada en recubrimientos PEO.	158
7.3	Masa perdida en función de la carga aplicada en las esferas abrasivas utilizadas.	158

7.4	Coeficiente de fricción (μ) de los espesores de 100 μm a lo largo de la distancia recorrida para las distintas cargas utilizadas.	161
7.5	Marca de desgaste en un recubrimiento de 100 μm bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la marca con microscopio confocal.	161
7.6	Perfil de alturas de la huella de desgaste, PEO 100 μm .	161
7.7	Coeficiente de fricción (μ) de los espesores de 125 μm a lo largo de la distancia recorrida para las distintas cargas utilizadas.	162
7.8	Marca de desgaste en un recubrimiento de 125 μm bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la marca con microscopio confocal.	162
7.9	Perfil de alturas de la huella de desgaste, PEO 125 μm .	162
7.10	Coeficiente de fricción (μ) de los espesores de 150 μm a lo largo de la distancia recorrida para las distintas cargas utilizadas.	163
7.11	Marca de desgaste en un recubrimiento de 150 μm bajo la carga de 40 N. (a) Imagen obtenida con estereoscopio y (b) Imagen magnificada de una zona de la marca con microscopio confocal.	163
7.12	Perfil de alturas de la huella de desgaste, PEO 150 μm .	163
7.13	Coeficiente de fricción (μ) del aluminio Al 6061 sin recubrir a lo largo de la distancia recorrida con las distintas cargas utilizadas.	164
7.14	Coeficiente de fricción (μ) del acero HSS a lo largo de la distancia recorrida para las distintas cargas utilizadas.	164

7.15	Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) en espesores de 100 μm sometidos a las cuatro distintas cargas.	165
7.16	Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) en espesores de 125 μm sometidos a las cuatro distintas cargas.	166
7.17	Imágenes de las marcas de desgaste (columna izquierda) y perfil de alturas (columna derecha) en espesores de 150 μm sometidos a las cuatro distintas cargas.	167
7.18	Matriz de micrografías SEM mayormente representativas de zonas desgastadas de recubrimientos PEO, 50x.	170
7.19	Matriz de micrografías SEM mayormente representativas de zonas desgastadas de recubrimientos PEO, 200x.	171
7.20	Adhesión de partículas de aluminio sobre la superficie de la esfera abrasiva evidenciado con análisis EDAX (SEM).	172
7.21	Óxido generado (zona oscura) sobre el sustrato Al 6061 al paso de la esfera abrasiva.	172
7.22	Difractograma del recubrimiento que mayormente resistió al desgaste por deslizamiento.	173
7.23	Matriz de marcas erosivas en recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor a los distintos ángulos de impacto con 0.69 bar (10 psi) de presión y 6 m/s velocidad del erodente.	175
7.24	Matriz de marcas erosivas en recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor a los distintos ángulos de impacto con 1.38 bar (20 psi) de presión y 10 m/s velocidad del erodente.	175
7.25	Área de sustrato expuesto de recubrimientos PEO en función del ángulo de impacto. Presión de sopleo 1.38 bar.	176
7.26	Superficies tridimensionales de la marca de desgaste a un ángulo de impacto de 60° y 10 m/s de velocidad de partícula erodente. (a) 100 μm , (b) 125 μm y (c) 150 μm .	177

- 7.27 Perfil bidimensional de una zona del recubrimiento que estuvo expuesta al desgaste por erosión. El recubrimiento inicialmente medía 100 μm de espesor, se aprecia que en promedio fue removido 50 μm de espesor correspondiente a la capa superior porosa. 178
- 7.28 Arena sílica con resinas posterior a las pruebas erosivas (a) velocidad de erodente 10 m/s y (b) velocidad de erodente 6 m/s. 179
- 7.29 Valores del desgaste por erosión de recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor en función del ángulo de impacto con presión de soplo de 0.69 bar. 181
- 7.30 Valores del desgaste por erosión de recubrimientos PEO de 100, 125 y 150 μm de espesor en función del ángulo de impacto con presión de soplo de 1.38 bar. 181
- 7.31 Gráfica comparativa del desgaste por erosión en función del ángulo de impacto a una presión de 0.69 bar. 184
- 7.32 Gráfica comparativa del desgaste por erosión en función del ángulo de impacto a una presión de 1.38 bar. 184
- 7.33 Resultados de difracción de rayos X. (a) Muestras desgastadas montadas en resina, (b) Difractogramas. 185
- 7.34 Micrografías SEM de muestras desgastadas que dejan a la vista gran cantidad de cráteres producto de descargas eléctricas durante el proceso de obtención de los recubrimientos PEO. (a) y (c) 125 y 100 μm a 50 magnificaciones respectivamente, (b) y (d) Mismos espesores a 500 magnificaciones. 187
- 7.35 Fragmentación de los recubrimientos PEO con 1.38 bar de presión. La propagación de fracturas toma camino a través de los cráteres que se encuentran presentes en los recubrimientos PEO. 188
- 7.36 Fragmentación de los recubrimientos PEO. (a) y (b) 125 y 150 μm a una presión de 0.69 bar. (c) y (d) 100 y 125 μm a una presión de 1.38 bar. 189

7.37	Marcas del desgaste en el sustrato Al 6061 posterior a la fragmentación de los recubrimientos PEO.	191
7.38	Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 20° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).	193
7.39	Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 30° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).	194
7.40	Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 40° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).	195
7.41	Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 60° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).	196
7.42	Superficies de recubrimientos PEO desgastadas a un ángulo de incidencia de 90° (a, c y f presión de 0.69 bar); (b, d y f presión de 1.38 bar).	197

Lista de Tablas

Tabla	Descripción	Página
3.1	Valores típicos del coeficiente de fricción estática μ_s para combinaciones de metales en aire y sin lubricación.	48
5.1	Parámetros de los electrolitos utilizados (pH/conductividad, mS/m).	112
5.2	Composición elemental en dos puntos del recubrimiento de oxidación electrolítica por plasma. Punto 1 corresponde a la superficie y Punto 2 corresponde al interior de un cráter formado por la microdescargas eléctricas.	114
5.3	Líneas espectrales con sus respectivas longitudes de onda, transiciones, pesos estadísticos del estado excitado g_k , diferencias de energía y probabilidades de transición A_{ki} .	122
5.4	Potencias y densidades de corriente de corrosión para la aleación Al 5052 tratada con diferentes electrolitos.	129
5.5	Parámetros electroquímicos de las muestras analizadas.	133
6.1	Composición química (%w) de la aleación de aluminio 6061 y de un acero High Speed Steel (HSS).	139
6.2	Parámetros de rugosidad encontrados en los recubrimientos de estudio PEO.	144
6.3	Densidades de las fases detectadas por DRX y proporción estimada de cada fase determinada con refinamiento Rietveld.	148
6.4	Distribución granulométrica de las partículas de arena utilizadas como erodente.	153
7.1	Factor de redondez para diferentes mallas y tamaño de partícula.	157

7.2	Área de sustrato expuesto en función del ángulo de impacto (mm ²). Presión de soplo 1.38 bar.	176
7.3	Comparativa del desgaste por erosión (mg).	185

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Mario Ernesto Treviño Torres

Candidato a obtener el grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

Tesis: Propiedades Tribológicas de Recubrimientos de Oxidación Electrolítica por Plasma en un Sustrato de Aleación de Aluminio 6061.

Mario Ernesto Treviño Torres, nació en Monterrey, Nuevo León, el 30 de abril de 1979. Hijo de la Sra. Catalina Torres Medina y del Sr. Ernesto Treviño Treviño.

Cursó sus estudios profesionales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León. En el 2006 obtuvo su título de Ingeniero Mecánico Administrador y en el año 2009 obtuvo el título de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

En febrero del 2010 inició sus estudios de Doctorado en Ingeniería de Materiales, becado por el consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) dentro del Programa Doctoral de Ingeniería en Materiales (PDIM) de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Actualmente trabaja como jefe de Investigación y Desarrollo en la empresa CONMET DE MÉXICO S.A. de C.V.

De la presente tesis se derivaron artículos de divulgación científica:

M. Treviño, N.F. Garza-Montes-de-Oca, A. Pérez, M.A.L. Hernández-Rodríguez, A. Juárez, R. Colás “Wear of an aluminium alloy coated by plasma electrolytic oxidation” *Surface & Coatings Technology* 206 (2012) 2213–2219.

M. Treviño, R.D. Mercado-Solis, R. Colas, A. Pérez, J. Talamantes, A. Velasco “Erosive wear of plasma electrolytic oxidation layers on aluminium alloy 6061” *Wear* 301 (2013) 434–441.

Treviño Ernesto, Nelson F. Garza-Montes de Oca. Rafael Colás “Erosion of a converted ceramic coated aluminium alloy” *Surface Engineering* 36 (2019) (2):1-9.