



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE DOCTORADO EN CIENCIAS EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

TRIBOCORROSIÓN DE LA ALEACIÓN Ni-20Cr Y SU COMPÓSITO TiC/Ni-20Cr
EN UNA SOLUCIÓN DE AGUA DE MAR

Tesis de Doctorado

Presenta:

M.C. ROCÍO JAZMÍN GONZÁLEZ ESQUIVEL

Director de Tesis

DR. CARLOS ALBERTO LEÓN PATIÑO

Morelia, Michoacán. Agosto 2025

AGRADECIMIENTOS Y DEDICATORIAS

Agradezco al Dr. Carlos León Patiño por todo su orientación, paciencia y enseñanzas compartidas durante estos años. Gracias por su apoyo sin el no hubiera sido posible el desarrollo de este proyecto.

A los miembros del comité tutorial Dra. Ena Athenea Aguilar Reyes, Dr. Ariosto Medina Flores, Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde, Dr. Ricardo Galván Martínez y Dra. Deisy Ramírez Vinasco, por brindar su apoyo y guía para la culminación de este trabajo. Así como a todos los técnicos y personal que colabora en el IIMM.

A mis compañeros del laboratorio de materiales compuestos por los aprendizajes y experiencias que me dejaron a lo largo de este tiempo.

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI), por el apoyo económico que se me brindó durante el doctorado.

Dedico este proyecto a mis padres Rosa Arminda Esquivel Bustos y Armando González Téllez por todo su apoyo y palabras de aliento durante todos estos años impulsándome a dar lo mejor siempre. A mi hermano Armando Javier González Esquivel por su apoyo aún a la distancia siempre estuvo al pendiente de mí.

En especial a mi esposo Ernesto Covarrubias Abarca por todo su amor, confianza y por ser una fuente de fortaleza y motivación, sobre todo en los días más difíciles y cansados a pesar de lo ocupado que pudiera estar siempre estuvo para mí durante este recorrido.

Contenido

Capítulo 1	19
INTRODUCCIÓN	19
1.1 Objetivos.....	21
1.1.1 <i>Objetivo general</i>	21
1.1.2 <i>Objetivos específicos</i>	21
1.2 Justificación	22
1.3 Hipótesis	22
1.4 Metas científicas.....	23
Capítulo 2	24
REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE.....	24
2.1 Materiales compósitos reforzados con partículas de TiC	25
2.2 Materiales compósitos de matriz metálica base níquel	29
2.3 Compósitos del sistema TiC/Ni-Cr	31
2.4 Corrosión en aleaciones Ni-Cr.....	34
2.5 Corrosión en compósitos de matriz metálica base níquel.....	36
2.6 Corrosión de compósitos reforzados con carburos	37
2.7 Corrosión en compósitos del sistema TiC/Ni	46
2.8 Desgaste por fricción de aleaciones base níquel	52
2.9 Desgaste de materiales compósitos de matriz base níquel	56
2.10 Desgaste de materiales compósitos reforzados con TiC	60
2.11 Tribocorrosión.....	67
2.12 Tribocorrosión en compósitos metal-cerámico.....	73
Capítulo 3	84
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	84
3.1 Fabricación del compósito TiC/Ni-20Cr	84
3.1.1 <i>Preparación y caracterización de la aleación matriz</i>	84
3.1.2 <i>Preparación y caracterización de preformas porosas de TiC</i>	85
3.1.3 <i>Infiltración de compósitos TiC/Ni-20Cr</i>	87
3.2 Caracterización física y microestructural del compósito TiC/Ni-20Cr.....	88
3.3 Resistencia a la corrosión electroquímica	90
3.3.1 <i>Preparación de los electrodos y el electrolito</i>	91
3.3.2 <i>Potencial de corrosión (Ecorr)</i>	92
3.3.3 <i>Curvas de polarización (CP)</i>	93
3.3.4 <i>Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE)</i>	93

3.3.5 Caracterización de las muestras corroídas	93
3.4 Ensayos de desgaste por deslizamiento en seco.....	94
3.4.1 Caracterización de superficies de desgaste y contraparte	96
3.5 Ensayos de tribocorrosión.....	97
Capítulo 4	101
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	101
4.1 Caracterización de materiales precursores.....	101
4.1.1 Aleación Ni-20Cr.....	101
4.1.2 Partículas de refuerzo de TiC	104
4.2 Características micro estructurales del compuesto TiC/Ni-20Cr	107
4.3 Propiedades físicas y mecánicas	114
4.3.1 Dureza.....	114
4.3.2 Módulo elástico	115
4.3.3 Resistencia a la tracción por ensayos al corte en muestras pequeñas	115
4.4.1 Potencial a circuito abierto	122
4.4.2 Curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr	124
4.4.3 Curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr.....	126
4.4.4 Espectroscopia de impedancia electroquímica en la aleación Ni-20Cr	128
4.4.5 Espectroscopia de impedancia electroquímica del compuesto TiC/Ni-20Cr....	131
4.5 Caracterización de las muestras corroídas Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr	134
4.5.1 Difracción de rayos X de muestras corroídas.....	134
4.5.2 Microscopia electrónica de barrido en muestras corroídas.....	136
4.5.3 Distribución elemental de los productos de corrosión en la aleación Ni-20Cr	137
4.5.4 Distribución elemental de los productos de corrosión en el compuesto TiC/Ni-20Cr.....	139
4.5.5 Caracterización microestructural de muestras corroídas con limpieza química	141
4.6 Ensayos de desgaste por deslizamiento en seco.....	142
4.6.2 Comportamiento al desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr.....	144
4.7 Caracterización micro estructural de las muestras ensayadas al desgaste en seco ..	147
4.7.1 Difracción de rayos X de los productos de desgaste y de muestras ensayadas	147
4.7.4 Análisis de sub-superficies y productos de desgaste	158
4.7.5 Perfilometría de la aleación Ni-20Cr.....	162
4.7.6 Perfilometría del compuesto TiC/Ni-20Cr	166
4.7.7 Microscopía electrónica de barrido de la contraparte de desgaste.....	169

4.7.8 EDS de las bolas de desgaste	173
4.8 Tribocorrosión realizada con la técnica de curvas de polarización.....	176
4.8.1 Curvas de polarización en muestras tribocorroidas de Ni-20Cr.....	176
4.8.2 Comparación entre la tribocorrosión y corrosión de la aleación Ni-20Cr.....	179
4.8.3 Coeficiente de fricción en la aleación Ni-20Cr durante tribocorrosión por la técnica de curvas de polarización (CP)	180
4.8.4 Curvas de polarización en muestras tribocorroidas del compuesto TiC/Ni-20Cr	183
4.8.5 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr durante tribocorrosión por la técnica de curvas de polarización (CP)	187
4.9 Caracterización microestructural de las muestras de tribocorrosión.....	189
4.9.1 Caracterización microestructural de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión..	189
4.9.2 Caracterización microestructural del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión	194
4.9.3 Análisis por perfilometría de la superficie de Ni-20Cr en tribocorrosión	201
4.9.4 Análisis por perfilometría del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión	205
4.10 Tribocorrosión con técnica de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica.....	211
4.10.1 Tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr con técnica de EIE	211
4.10.2 Evolución del COF de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión con (EIE).....	215
4.10.3 Tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20C evaluado por (EIE)	218
4.10.4 Evolución del COF del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión con (EIE) 222	
4.11 Perfilometría y tasa de desgaste en Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión (EIE)	224
4.12 Análisis de muestras de tribocorrosión con limpieza química.....	228
4.12.1 Aleación Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química	228
4.12.2 Compósito TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química	234
4.13 Evaluación subsuperficial de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr tras tribocorrosión.....	240
4.14 Caracterización de las bolas contraparte tras ensayos de tribocorrosión	244
4.14.1 Análisis por microscopia electrónica en bolas utilizadas con la aleación Ni- 20Cr.....	244
4.14.2 Microscopia electrónica en bolas utilizadas con compuesto TiC/ Ni-20Cr....	248
Capítulo 5	252
CONCLUSIONES	252
APÉNDICE I	257

Índice de Figuras

Figura 2.1 Microestructura del compuesto TiC/Ni (60% volumen de TiC) según [40].	25
Figura 2.2 Compósitos investigados en el efecto de la forma y tamaño del refuerzo sobre las tensiones residuales del material. a) TiB ₂ /Cu, b) TiC/Cu, c) SiC/Al, d) TiC/Al, según [29].	26
Figura 2.3 Compósitos infiltrados TiC/Ni–Cr en TiC formado in-situ. a) 10% de TiC y b) 20% de TiC, tratados por 10 minutos. c) 10% de TiC y d) 20% de TiC, tratados durante 20 min [67].	33
Figura 2.4 Comportamiento a la polarización de recubrimientos Ni-20.7Cr, Ni-39.8Cr, Ni-50Cr y del sustrato de acero bajo carbón en una solución al 3.5% NaCl, según [73].	35
Figura 2.5 Imágenes de microscopía óptica de depósitos sobre el sustrato de acero. a) Ni electrolítico (EN); b) EN-TiC; c) EN-ZrB ₂ [82].	38
Figura 2.6 Curvas de polarización (CP) de una matriz Al-Si-Mg y sus compósitos con 10% y 20% en volumen de SiC. a) Condición aireada. b) Condición desaireada [83].	39
Figura 2.7 Micrografías de muestras corroídas en solución de NaCl. a) Al 6061; b) Al 6061-2% TiC; c) Al 6061-4% TiC; d) Al 6061-6% TiC [84].	40
Figura 2.8 Curvas de polarización del compuesto Al/TiC después de 1 h de inmersión en una solución al 3.5% de NaCl. Sinterizadas a (1) 900 °C, (2) 1100 °C y (3) 1300 °C [85].	41
Figura 2.9 Corrosión tipo picadura en un medio de agua de mar sintética. a) Aleación Al-Cu. b) Compósito TiC/Al-Cu [88].	44
Figura 2.10 a) Zona corroída en la interfaz de unión disímil de Cu a compuesto TiC/Cu. b) Zona corroída en el lado del compuesto TiC/Cu [89].	45
Figura 2.11 Curvas de polarización de los compósitos de matriz de acero austenítico Hadfield reforzados con 5% y 10% vol. de TiC [90].	46
Figura 2.12 Potencial a circuito abierto de los recubrimientos de Ni y TiC/Ni con micro y nano partículas de TiC a una velocidad de barrido de 0.1mV/s [91].	47
Figura 2.13 Imágenes metalográficas por microscopía óptica de los planos corroídos del compuesto por fusión láser de Inconel 718/TiC en contacto con una solución al 3.5% en peso de NaCl [92].	48

Figura 2.14 a) Corrosión por picadura en níquel sin reforzar expuesto en solución salina. b) Corrosión localizada del tipo hendidura en el compuesto reforzado TiC/Ni [94].	49
Figura 2.15 Imágenes por microscopia electrónica de la corrosión localizada en el compuesto TiC/Ni expuesto en agua de mar sintética [94].	50
Figura 2.16 Tasa de corrosión la aleación sin refuerzo Ni-20Cr y de su compuesto TiC/Ni-20Cr en electrolito de agua de mar sintética de la aleación [34].	51
Figura 2.17 Velocidad de corrosión de los compósitos TiC/Cu-10Ni y TiC/Cu-20Ni. a) Técnica de Curvas de Polarización. b) Técnica de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica [95].	52
Figura 2.18 Tasa de desgaste de los compósitos de matriz AZ91 con diferente porcentaje de refuerzo de TiC a diferentes cargas aplicadas [86].	61
Figura 2.19 Morfología de las huellas de desgaste de la aleación (a) y los compósitos (b,c) [112].	62
Figura 2.20 Superficie de muestras desgastadas y análisis EDS del compuesto Ni/TiC. a) y b) Carga de 103 N. c) y d) Carga de 154 N. Velocidad de deslizamiento de 0.3 m/s [117].	66
Figura 2.21 Curva de polarización de la corrosión por fricción de Inconel 690 en agua [123].	69
Figura 2.22 a) Evolución del potencial a circuito abierto de Monel K500 en la tribocorrosión en agua de mar sintética. b) Curvas de polarización en condiciones de corrosión y tribocorrosión [8].	70
Figura 2.23 Superficies después del desgaste por tribocorrosión a) Al 6061; b) Al/10-Al ₂ O ₃ ; c) Al/15-Al ₂ O ₃ con carga aplicada de 5 N. d) Al 6061; e) Al/10-Al ₂ O ₃ ; f) Al/15-Al ₂ O ₃ con carga aplicada de 15N [21].	74
Figura 2.24 Monitoreo de: a) OCP y b) COF para Al puro y el compuesto Al-B4C con 30% en volumen de refuerzo durante pruebas de tribocorrosión en NaCl al 3.5 % [134].	75
Figura 2.25 Imagen óptica de la superficie tribocorroida del compuesto Al/SiC con 40% de refuerzo; y COF de los compósitos bajo potencial de circuito abierto durante el período de deslizamiento en la solución de NaCl al 3.5% en peso [135].	77
Figura 2.26 Evolución del OCP (a) y de la densidad de corriente y COF (b), durante el deslizamiento de compósitos Al-Si-Cu-Mg/B4C en una solución 0.05 M de NaCl [2].	78

Figura 2.27 Esquema del mecanismo de tribocorrosión sugerido en [2]. a) Deslizamiento inicial y contacto entre superficies. b) Contraparte hace contacto con partículas de refuerzo que sobresalen. c) Extracción de partículas de refuerzo y exposición de metal activo con la solución. d) Superficie de la matriz se cubre por los residuos de desgaste acumulados.	79
Figura 2.28 Evolución del COF de recubrimientos de Ni puro y recubrimientos compósitos de Ni/nano-TiC durante pruebas de desgaste por fricción en condiciones húmedas a 1 Hz, 200 μ m, 10000 ciclos para las fuerzas normales de a) 1 N, b) 2 N y c) 5 N [139].....	81
Figura 2.29 Imagen 3D micro topográfica del área de la pista de desgaste después de la fricción continua en húmedo sobre un recubrimiento compuesto de ZrO ₂ -Ni [141].	83
Figura 3.1 Ciclo térmico de sinterización de las barras de TiC.....	86
Figura 3.2 Ciclo térmico de infiltración de los compósitos TiC/Ni-20Cr.....	88
Figura 3.3 a) Tribómetro Pin-on Disc and Oscillating TRIBOtester. b) Acercamiento a celda de desgaste. C) Esquema del arreglo de celda de desgaste en seco.	95
Figura 3.4 a) Celda de tribocorrosión Cell for Oscillating TRIBOtester montada en tribómetro. b) Esquema de celda de tribocorrosión como reporta la literatura [2].....	98
Figura 4.1 Análisis térmico por calorimetría de barrido (DSC) de la aleación Ni-20Cr.	102
Figura 4.2 Difractograma de rayos X de la aleación Ni-20Cr.....	102
Figura 4.3 Mapeo de la distribución de los elementos Ni y Cr en una región de la aleación Ni-20Cr. a) Imagen SEM; b) distribución de Ni y Cr; c) distribución de Ni; d) distribución de Cr.	103
Figura 4.4 a) Simulación obtenida con Jmat b) Diagrama binario Ni-Cr [158].....	104
Figura 4.5 Difractograma de rayos X de los polvos de TiC.....	105
Figura 4.6 Micrografías SEM de las partículas de TiC a diferentes aumentos. a) 2500 x, b) 5000 x.....	105
Figura 4.7 Distribución acumulativa de tamaño de partícula de los polvos de TiC.....	106
Figura 4.8 Fractura de barra sinterizada de TiC mostrando los canales porosos a) 1500 x, b) 2500 x.....	107
Figura 4.9 Difractograma de rayos X del compuesto TiC/Ni-20Cr.	108
Figura 4.10 Micrografía por SEM del compuesto infiltrado TiC/Ni-20Cr.....	109
Figura 4.11 Composición a lo largo de una línea en el compuesto TiC/Ni-20Cr.	110

Figura 4.12 Mapeo de la distribución de elementos en una región del compuesto TiC/Ni-20Cr. a) Distribución multi-elemental; b) Ti; c) C; d) Ni; e) Cr.	111
Figura 4.13 Análisis químicos EDS de las fases observadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr.	112
Figura 4.14 Curvas (SPT) de resistencia al corte vs. desplazamiento para los materiales testigo. a) Ni, b) Cu, c) Acero AISI 1018.	116
Figura 4.15 Curvas (SPT) de resistencia al corte vs. desplazamiento para las muestras problema a) Matriz Ni-20Cr sin reforzar. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.....	118
Figura 4.16 Imágenes por microscopía electrónica de muestras ensayadas al corte (SPT). a) Disco expulsado de la aleación Ni-20Cr vista de canto. b) Detalle de superficie al corte Ni-20Cr. c) Disco expulsado del compuesto TiC/Ni-20Cr. d) Detalle de superficie al corte del compuesto.	120
Figura 4.17 Potencial de corrosión a 0 h, 6 h, 12 h y 24 h de exposición. a) Aleación Ni-20Cr. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.....	123
Figura 4.18 Medición del potencial de corrosión de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones de desgaste en agua de mar sintética.....	124
Figura 4.19 Curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr a 0 h, 6 h, 12 h y 24 h de exposición.....	125
Figura 4.20 Curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr.....	127
Figura 4.21 Diagrama de Nyquist de la aleación Ni-20Cr a tiempos de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h.	129
Figura 4.22 Diagrama de Bode θ vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr.....	130
Figura 4.23 Diagramas de Bode $ Z $ vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr.	131
Figura 4.24 Diagrama de Nyquist del compuesto TiC/Ni-20Cr a tiempos de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h.....	132
Figura 4.25 Diagrama de Bode (θ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr.	132
Figura 4.26 Diagramas de Bode ($ Z $ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr.....	133
Figura 4.27 Difracción de rayos X de la aleación Ni-20Cr corroída.	136
Figura 4.28 Difracción de rayos X del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.	136
Figura 4.29 Micrografías SEM con productos de corrosión de a) Ni-20Cr y b) TiC/Ni-20Cr.	137

Figura 4.30 Distribución elemental en la aleación Ni-20Cr corroída.....	138
Figura 4.31 Análisis químicos EDS en regiones identificadas de la aleación Ni-20Cr corroída.....	139
Figura 4.32 Distribución elemental del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.	140
Figura 4.33 Análisis químicos EDS en regiones identificadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.	141
Figura 4.34 Micrografías SEM de muestras corroídas y limpiadas químicamente. a) Aleación Ni-20Cr. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.....	142
Figura 4.35 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr a las cargas de 4 N y 12 N y distintas distancias de deslizamiento. a) y b) Velocidad de 15 mm/s. c) y d) Velocidad de 30 mm/s.....	144
Figura 4.36 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr a las cargas de 4 N y 12 N y distintas distancias de deslizamiento. a) y b) Velocidad de 15 mm/s. c) y d) Velocidad de 30 mm/s.....	147
Figura 4.37 Patrón de difracción de rayos X de los productos formado durante el proceso de desgaste de la aleación Ni-20Cr (4 N, 15 mm/s, 70 m).....	149
Figura 4.38 Patrón de difracción de rayos X de los productos formados durante el proceso de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr (4 N, 15 mm/s, 70 m).	149
Figura 4.39 Patrón de difracción de rayos X de la superficie desgastada de la aleación matriz Ni-20Cr (4 N, 30 ms/s, 680 m).	151
Figura 4.40 Patrón de difracción de rayos X de la superficie desgastada del compuesto TiC/Ni-20Cr (4 N, 30 ms/s, 680 m).	151
Figura 4.41 Micrografías de la superficie de desgaste de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.....	153
Figura 4.42 Morfología y análisis químico EDS de las zonas de desgaste de la aleación Ni-20Cr.....	154
Figura 4.43 Micrografías de la superficie de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30	

mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	156
Figura 4.44 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s; d) 680 m; 12 N, 30 mm/s, 680 m.	157
Figura 4.45 Micrografías de sección transversal de la aleación Ni-20Cr después del ensayo de desgaste recíprocante en seco. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	159
Figura 4.46 Micrografías de sección transversal del compuesto TiC/Ni-20Cr después del ensayo de desgaste recíprocante en seco. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	161
Figura 4.47 Micrografía electrónica y análisis EDS del residuo de desgaste generado en la aleación Ni-20Cr.....	162
Figura 4.48 Perfilometría de las huellas de desgaste en la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.....	164
Figura 4.49 Perfilometría de las huellas de desgaste en el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	167
Figura 4.50 Micrografías de las bolas de desgaste utilizadas en los ensayos con la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.....	171
Figura 4.51 Micrografías de las bolas de desgaste utilizadas en los ensayos con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	172
Figura 4.52 Análisis químico EDS de las bolas de desgaste utilizadas en la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	174

Figura 4.53 Análisis químico EDS de las bolas de desgaste utilizadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	175
Figura 4.54 Curvas de polarización obtenidas en los ensayos de tribocorrosión en la aleación 177	177
Figura 4.55 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado mediante curvas de polarización (CP). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.	182
Figura 4.56 Curvas de polarización obtenidas en los ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento.	185
Figura 4.57 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado mediante curvas de polarización (CP). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.	188
Figura 4.58 Micrografías de la superficie de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	190
Figura 4.59 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste por tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 12 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 340m; c) 12 N, 30 mm/s, 140 m; 12 N, 30 mm/s, 680 m.	192
Figura 4.60 Micrografías de la superficie de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	196
Figura 4.61 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste por tribocorrosión del compuesto TiC/ Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento:	

a) 12 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 340 m; c) 12 N, 30 mm/s, 140 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.	199
Figura 4.62 Perfilometría de las huellas de tribocorrosión con CP de la aleación Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 70 m, b) 12 N 15 mm/s 70 m, c) 4 N 15 mm/s 340 m, d) 12 N 15 mm/s 340 m, e) 4 N 30 mm/s 140 m, f) 12 N 30 mm/s 140 m, g) 4 N 30 mm/s 680 m y h) 12 N 30 mm/s 680 m.....	202
Figura 4.63 Perfilometría de las huellas de tribocorrosión con CP del compuesto TiC/Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 70 m, b) 12 N 15 mm/s 70 m, c) 4 N 15 mm/s 340 m, d) 12 N 15 mm/s 340 m, e) 4 N 30 mm/s 140 m, f) 12 N 30 mm/s 140 m, g) 4 N 30 mm/s 680 m y h) 12 N 30 mm/s 680 m.	208
Figura 4.64 Espectros de impedancia (Nyquist) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.	212
Figura 4.65 Diagrama de Bode (θ vs f) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.....	213
Figura 4.66 Diagramas de Bode ($ Z $ vs f) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.	214
Figura 4.67 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado por (EIE). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.....	216
Figura 4.68 Espectros de impedancia (Nyquist) del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.....	219
Figura 4.69 Diagramas de Bode (θ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.	220
Figura 4.70 Diagramas de Bode ($ Z $ vs f) del compuesto TiC/ Ni-20Cr en tribocorrosión.	221
Figura 4.71 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado por (EIE). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.	224
Figura 4.72 Perfilometría de la huella de tribocorrosión con (EIE). a) y b) Aleación Ni-20Cr. c) y d) Compósito TiC/Ni-20Cr. Ambos a: 4 N, 15 mm/s, 90 m, y 12 N, 30 mm/s, 680 m.	226
Figura 4.73 Aleación Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e)	

4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.....	230
Figura 4.74 Perfilometría de la huella de tribocorrosión limpia de la aleación Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 90 m, b) 12 N, 15 mm/s 90 m, c) 4 N 15 mm/s 360 m, d) 12 N 15 mm/s 360 m, e) 4 N 30 mm/s 175 m, f) 12 N 30 mm/s 175 m, g) 4 N 30 mm/s 715 m y h) 12 30 mm/s 715 m.	233
Figura 4.75 Compósito TiC/ Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.	235
Figura 4.76 Perfilometría de la huella de tribocorrosión limpia del compósito TiC/Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 90 m, b) 12 N, 15 mm/s 90 m, c) 4 N 15 mm/s 360 m, d) 12 N 15 mm/s 360 m, e) 4 N 30 mm/s 175 m, f) 12 N 30 mm/s 175 m, g) 4 N 30 mm/s 715 m y h) 12N 30 mm/s 715.....	238
Figura 4.77 Sección transversal de la aleación Ni-20Cr tras tribocorrosión. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m, h) 12 N, 30 mm/s, 715 m	242
Figura 4.78 Sección transversal del compósito TiC/ Ni-20Cr tras tribocorrosión. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m, h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.....	243
Figura 4.79 Micrografías SEM de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con la aleación Ni-20Cr en medio de agua de mar sintética. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.	245
Figura 4.80 Análisis EDS sobre la superficie de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 30 mm/s, 715 m; d) 12 N, 30 mm/s, 715 m.	247

Figura 4.81 Micrografías SEM de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.....	249
Figura 4.82 Análisis EDS sobre la superficie de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 30 mm/s, 715 m; d) 12 N, 30 mm/s, 715 m.	251

Índice de Tablas

Tabla 2.1 Corrosión de compósitos TiC/AZ91 [86].	42
Tabla 2.2 Resultados de curvas de polarización de los compósitos AA6063/TiC [87].	43
Tabla 3.1 Composición del electrolito de agua de mar sintética.	92
Tabla 3.2 Condiciones de tribocorrosión mediante la técnica de Curvas de Polarización (CP) de las muestras de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr.	99
Tabla 3.3 Condiciones de tribocorrosión mediante la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE) de las muestras de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr.	99
Tabla 4.1 Composición química de la aleación Ni-20Cr por espectroscopia de chispa.	101
Tabla 4.2 Densidad y porcentaje de porosidad de preformas de TiC sinterizadas.	107
Tabla 4.3 Aproximación cuantitativa de las fases presentes en el compuesto infiltrado TiC/Ni-20Cr.	114
Tabla 4.4 Propiedades elásticas de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr.	115
Tabla 4.5 Constante de correlación C a partir de los ensayos al corte (SPT) de las muestras testigo.	117
Tabla 4.6 Resistencia a la tracción de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr a partir de ensayos al corte por micropunzado de muestras pequeñas (SPT).	119
Tabla 4.7 Propiedades mecánicas de la aleación Ni-20Cr sin reforzar y del compuesto TiC/Ni-20Cr.	121
Tabla 4.8 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización (CP) para la aleación Ni-20Cr.	126
Tabla 4.9 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización para el compuesto TiC/Ni-20Cr.	128
Tabla 4.10 Datos de perfilometría de desgaste en la aleación Ni-20Cr.	165
Tabla 4.11 Datos de perfilometría de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr.	168
Tabla 4.12 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización obtenidas en ensayos de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr.	179
Tabla 4.13 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización obtenidas en ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr.	186

Tabla 4.14 Comparación entre desgaste en seco y tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr.	200
Tabla 4.15 Resultados de perfilometría en la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión (CP)..	203
Tabla 4.16 Resultados de perfilometría en el compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión (CP).	209
Tabla 4.17 COF en la aleación Ni-20Cr y compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.....	218
Tabla 4.18 Perfilometría de tribocorrosión en la aleación Ni-20Cr por la técnica (EIE).	227
Tabla 4.19 Perfilometría de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr por la técnica (EIE).	227
Tabla 4.20 Resultados de perfilometría de tribocorrosión en Ni-20Cr con limpieza química.	233
Tabla 4.21 Perfilometría de tribocorrosión en compuesto TiC/Ni-20Cr con limpieza química.	239

RESUMEN

El compuesto TiC/Ni-20Cr fabricado mediante la técnica de infiltración sin presión externa presentó una densidad de 5.9 g/cm^3 y porosidad residual del 2.1 %, se destaca una distribución homogénea del refuerzo de TiC en la matriz metálica Ni-20Cr, se detectó además fases presentes identificadas por DRX de Ti_2Ni y Cr_3C_2 .

Las técnicas electroquímicas utilizadas para los estudios de corrosión fueron Curvas de Polarización (CP) y Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE), de acuerdo a la técnica de CP se encontró que la aleación Ni-20Cr presentó un proceso de transferencia de masa con una densidad de corriente límite, indicando pasivación. Por su parte, el compuesto TiC/Ni-20Cr presentó un comportamiento mixto, lo que indica un proceso de transferencia de carga influenciado por un proceso de transferencia de masa. Esta información se complementó con los estudios de EIE en donde el compuesto se generó únicamente una constante de tiempo indicando transferencia de carga y en la aleación hubo formación de dos constantes de tiempo formación de película a bajas frecuencias y transferencia de carga a altas frecuencias comprobando así la formación de una capa pasiva uniforme.

Los estudios de desgaste realizados sobre ambos materiales indicaron que el coeficiente de fricción (COF) fue más bajo en el compuesto que en la aleación. La combinación de las partículas de refuerzo desprendidas y los productos de desgaste logran compactarse en la superficie protegiéndolo del daño causado por la carga aplicada. Sin embargo, al desprenderse se genera un proceso de desgaste de tres cuerpos causando así un desgaste abrasivo. La fricción generada por el desgaste propicia aumento en la temperatura de los materiales produciéndose óxidos como Cr_2O , CrO_2 , CrO , NiCr_2O_4 en la aleación y NiO y TiO , $\text{Ti}_4\text{Cr}_2\text{O}$, Ti_5O_9 y Ni_5TiO_7 en el compuesto. Al estudiar el efecto de tribocorrosión por CP se presenta un fenómeno similar como en corrosión, de densidad de corriente límite para la aleación, pero con constantes oscilaciones debido a la remoción y recuperación de la capa pasiva, por su parte en el compuesto se formó un proceso de transpasivación.

Palabras clave: Compósito TiC/Ni-20Cr, desgaste, tribocorrosión.

ABSTRACT

The TiC/Ni-20Cr composite manufactured using the infiltration technique without external metallic pressure presented a density of 5.9 g/cm^3 and residual porosity of 2.1%, a homogeneous distribution of the TiC reinforcement in the Ni-20Cr matrix is highlighted, and present phases identified by XRD of Ti_2Ni and Cr_3C_2 were also detected.

The electrochemical techniques used for corrosion studies were Polarization Curves (PC) and Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS), according to the PC technique it was found that the Ni-20Cr alloy presented a mass transfer process with a limit current density, indicating passivation. For its part, the TiC / Ni-20Cr composite presented a mixed behavior, indicating a charge transfer process influenced by a mass transfer process. This information was complemented with the EIS studies where the composite generated only one time constant indicating charge transfer in the alloy, there was formation of two-time constants film formation at low frequencies and charge transfer at high frequencies thus verifying the formation of a uniform passive layer.

Wear studies performed on both materials indicated that the coefficient of friction (COF) was lower in the composite than in the alloy. The combination of the detached reinforcement particles and the wear products manage to compact on the surface, protecting it from damage caused by the applied load. However, when they detach, a three-body wear process is generated, thus causing abrasive wear. The friction generated by wear promotes an increase in the temperature of the materials, producing oxides such as Cr_2O_3 , CrO_2 , CrO , NiCr_2O_4 in the alloy and NiO and TiO , $\text{Ti}_4\text{Cr}_2\text{O}_9$, Ti_5O_9 and Ni_5TiO_7 in the composite. When studying the tribocorrosion effect by CP, a similar phenomenon is presented as in corrosion, with a limiting current density for the alloy but with constant oscillations due to the removal and recovery of the passive layer. Meanwhile, a transpassivation process was formed in the composite.

Keywords: TiC/Ni-20Cr composite, wear, tribocorrosion.

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

Muchos componentes industriales, como cojinetes, bombas y piezas de trenes de laminación funcionan en entornos acuosos, a menudo corrosivos, donde el agua actúa deliberadamente como refrigerante o está presente como fluido de trabajo. La acción combinada de desgaste y corrosión, denominada tribocorrosión, puede significar una mayor pérdida de material. Por lo tanto, son deseables materiales que combinen las propiedades requeridas de corrosión, fricción y desgaste [1]. A nivel global se reconoce que al menos el 10% de piezas de ingeniería se degradan por fenómenos de corrosión, mientras que el 30% se debe a la abrasión, el 15% se debe a la adherencia y el 10% se debe al efecto sinérgico de la tribocorrosión [2]. Se reporta que el efecto del desgaste y la corrosión representa el 5% de las fallas de las máquinas en el sector industrial [3]. La pérdida conjunta de material se asocia con factores hidrodinámicos, mecánicos, metalúrgicos y químicos.

Las aleaciones a base de Ni se han diseñado como una solución viable para funcionar en un entorno acuoso. Además de sus excelentes propiedades mecánicas y buena estabilidad térmica, en muchos casos son químicamente inertes, con la ventaja adicional de una alta resistencia al desgaste [4–8]. Sus propiedades refractarias y su resistencia mecánica pueden aumentarse con la adición de una fase de refuerzo externa. Las partículas de TiC son un refuerzo muy demandado debido a su estabilidad térmica y química, baja densidad, moderado coeficiente de expansión térmica, y alta dureza y resistencia al desgaste [9–14]. Es un cerámico que muestra humectabilidad con el níquel y sus aleaciones [15–19], lo que facilita la síntesis de compósitos del sistema TiC-Ni por técnicas en estado líquido.

En general, los compósitos de matriz metálica reforzados con cerámicos particulados disminuyen la tasa de desgaste por fricción [20]. La ventaja de utilizar matrices de aleación base Ni es que se obtienen compósitos con alta resistencia a la corrosión química por picaduras y hendiduras, y con mayor resistencia al desgaste, ya que desarrollan de forma cíclica una capa protectora de óxido lubricante que reduce el daño por desgaste y por lo tanto una disminución en el coeficiente de fricción en un amplio rango de temperaturas [4–8]. En el fenómeno de tribocorrosión, el volumen de material desgastado suele ser mayor que el

producido por separado durante el desgaste en seco o la corrosión. También es posible una mayor pérdida de volumen en los materiales compósitos que en la matriz metálica no reforzada [21, 22]. Debido a su alta dureza y resistencia al desgaste, los compósitos de TiC/Ni se aplican como insertos en herramientas de corte [23]. Compósitos de TiC/Ni-Cr son refinados en su microestructura con la adición de Mo para aplicaciones en interconexiones de celdas combustible de óxido sólido de temperatura intermedia (IT-SOFC) [24]. La información disponible sobre el sistema TiC-Ni es escasa, por lo que representa un espacio de oportunidad en el diseño, síntesis, y caracterización de una propuesta de nuevos materiales.

Los compósitos se diseñan para maximizar sus propiedades. Factores clave son la distribución espacial del refuerzo en la matriz y una buena adherencia y mínima actividad en la interfaz matriz-refuerzo [25, 26]. Sin embargo, la presencia de partículas duras puede causar un impacto negativo en la corrosión de los compósitos cuando existe formación severa de productos interfaciales y/o intermetálicos por interacción matriz-refuerzo, lo que modifica el potencial de corrosión y promueve un mecanismo de degradación diferente al de la matriz no reforzada. Además de esto, en la acción del desgaste bajo carga, las interfaces formadas afectan la resistencia a la fractura del compósito [27–33]. De ahí la importancia de aplicar una técnica de procesamiento adecuada.

La investigación representa una continuación del estudio electroquímico de la corrosión del compósito TiC/Ni-20Cr realizado en el grupo de trabajo del Laboratorio de Materiales Compuestos [34], sin que existan mayores antecedentes del sistema de estudio. Una posibilidad de mejora es el control de los parámetros de síntesis para obtener materiales con una porosidad menor al 6% hasta ahora obtenido. Aunque la porosidad residual es una característica común asociada con los compósitos comerciales de matriz metálica, se requiere de una mínima porosidad. El método de fabricación es la infiltración líquida sin aplicación de presión. La técnica se destaca por ser de bajo costo y permitir la incorporación de un alto volumen de refuerzo. En la propuesta actual, además de investigar la temperatura y tiempo de infiltración para lograr una menor porosidad en el compósito, se amplía el estudio de la corrosión en medio salino, y se incorporan ensayos de desgaste en seco en un arreglo ball-on-disk con movimiento oscilante lineal, información que permite diseñar, implementar, y analizar el sistema de tribocorrosión investigado.

El objetivo del proyecto integral es estudiar la respuesta a la tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-Cr en un medio que contiene cloruros, investigando el efecto de las partículas de refuerzo sobre el grado y características de degradación de la matriz reforzada y no reforzada. El Capítulo 2 del Estado del Arte resume el uso y propiedades que brindan las aleaciones en base Ni y los cerámicos de TiC como constituyentes en materiales compósitos. También recopila información disponible sobre la respuesta a la tribocorrosión de compósitos de matriz metálica. Las técnicas experimentales de la síntesis, caracterización, desgaste en seco, corrosión y tribocorrosión, se describen en detalle en el Capítulo 3. En el Capítulo 4 de Resultados y Discusión se analiza el impacto aislado de la fase de refuerzo sobre el comportamiento al desgaste por deslizamiento en seco del compuesto y la respuesta al ataque electroquímico en medio salino, con el propósito de interpretar el efecto sinérgico del proceso de tribocorrosión estudiado.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo general

Fabricar y evaluar el comportamiento de tribocorrosión en agua de mar sintética de un material compuesto de matriz metálica de Ni-20Cr reforzado discontinuamente con 60% en volumen de partículas de refuerzo de carburo de titanio.

1.1.2 Objetivos específicos

- Obtener la aleación matriz de Ni-20Cr mediante un método de fusión por inducción al vacío y realizar su caracterización microestructural.
- Fabricar el compuesto TiC/Ni-20Cr reforzado con un 60% en volumen de partículas de TiC mediante una técnica de infiltración sin presión externa y llevar a cabo su caracterización microestructural.
- Evaluar la respuesta a la corrosión de la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr en agua de mar sintética aplicando las técnicas electroquímicas de potencial en circuito abierto, curvas de polarización y espectroscopia de impedancia electroquímica.
- Estudiar el comportamiento de desgaste de la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr mediante ensayos de deslizamiento en seco bajo un arreglo bola sobre disco.

- Evaluar el comportamiento frente a la tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr en contacto con agua de mar sintética, bajo la misma configuración experimental, y velocidad y carga aplicadas en el desgaste en seco.

1.2 Justificación

Dos de las formas de degradación más frecuentes de los materiales son el desgaste mecánico y el deterioro por contacto con medios corrosivos. El efecto sinérgico de tribocorrosión es un campo de investigación relativamente nuevo por lo que esta investigación generará información científica nueva sobre este material compuesto. La literatura sobre el fenómeno combinado de deterioro por corrosión y desgaste mecánico de las aleaciones de Ni-Cr es limitada, e inexistente cuando se utilizan como fase matriz en compósitos reforzados discontinuamente con partículas cerámicas. El trabajo está dirigido a investigar la degradación del compuesto TiC/Ni-20Cr por el efecto combinado de la corrosión y el desgaste por deslizamiento en un electrolito de agua de mar sintética. Las características del sistema abren la posibilidad de un material para aplicación en condiciones de desgaste en medios húmedos con cloruros, ofreciendo estabilidad dimensional y térmica.

1.3 Hipótesis

La condición de buena humectabilidad a elevada temperatura de las aleaciones de níquel en los carburos de metales de transición, y los aspectos fisicoquímicos asociados al desplazamiento de un líquido en un cuerpo poroso de capilares interconectados, favorecerán la infiltración espontánea de la aleación líquida Ni-20Cr en preformados porosos de TiC obteniendo compósitos TiC/Ni-20Cr con fuerte adherencia metal-cerámico y baja porosidad. Partiendo de preformas de partículas, el refuerzo de TiC se dispersará homogéneamente en los compósitos formando una microestructura de red metálica interconectada, pero con deformación plástica reducida en respuesta al soporte mecánico proporcionado por las partículas duras, consiguiendo una mayor resistencia al desgaste en condiciones de fricción en relación con la aleación no reforzada. Dado que la adición de Cr en aleaciones de Ni mejora su resistencia a la corrosión localizada en medios que contienen cloruros, el

compósito TiC/Ni-20Cr tendrá una baja respuesta de degradación al efecto combinado de corrosión y desgaste en un ambiente de solución salina.

1.4 Metas científicas

- Mediante el ajuste de los parámetros temperatura y tiempo se controlará el fenómeno fisicoquímico de capilaridad a elevada temperatura en la infiltración de compósitos TiC/Ni-20Cr con porosidad menor al 4%, disminuyendo el efecto de los poros residuales sobre los mecanismos de desgaste y resistencia a la corrosión electroquímica.
- A partir de la incorporación de la fase dura de TiC, modificar el mecanismo de deformación bajo carga de la matriz Ni-20Cr para reducir en un 50% la tasa de desgaste del compósito TiC/Ni-20Cr respecto a la aleación no reforzada.
- Revelar el mecanismo de degradación y transformaciones causadas por el efecto combinado de corrosión y desgaste en la tribocorrosión del compósito TiC/Ni-20Cr bajo acción reciprocante en un electrolito de agua de mar sintética.

Capítulo 2

REVISIÓN DEL ESTADO DEL ARTE

Por tratarse de materiales no tradicionales y de combinaciones metal-cerámico diversas, las investigaciones sobre la degradación física y química de los compósitos de matriz metálica son escasas comparadas con las realizadas sobre aleaciones metálicas. En consecuencia, la información disponible sobre el comportamiento a la tribocorrosión de los compósitos de matriz metálica es limitada. Este apartado sustenta el marco teórico y especifica conceptos a partir de los cuales se razonan posibles respuestas a los resultados de la investigación. Se comienza con información y avances sobre materiales compósitos basados en TiC o Ni, para llegar al sistema TiC/Ni-Cr. Se analiza el estado del arte sobre corrosión y desgaste de aleaciones de Ni reforzadas y el papel que desempeñan las partículas de refuerzo en los mecanismos de pérdida de material, abordando el efecto sinérgico de la degradación combinada por corrosión y desgaste en materiales compósitos.

Gracias a su capacidad de pasivación, las aleaciones a base de níquel presentan una elevada resistencia a la corrosión, incluso superior a la de los aceros inoxidable. Aleado con cromo, el níquel proporciona resistencia a la corrosión por picaduras, además de que el cromo forma precipitados de carburo en presencia de carbono, aumentando la resistencia al desgaste abrasivo y erosivo. Sin embargo, esto no es suficiente cuando las aleaciones están expuestas a medios con una alta concentración de iones de cloruro capaces de penetrar y destruir la capa de óxido porosa pasiva, especialmente cuando está débilmente adherida a la superficie, creando zonas susceptibles a la corrosión y fragilización [3,35]. Las aleaciones más estudiadas en ensayos tribocorrosivos son el acero inoxidable, las aleaciones de titanio y las aleaciones de Co-Cr-Mo, en electrolitos de NaCl, H₂SO₄ y soluciones fisiológicas simuladas [8,36–39]. No existe información en el sistema compuesto TiC/Ni-Cr. Las técnicas electroquímicas más comúnmente utilizadas para las pruebas de tribocorrosión son el potencial de circuito abierto, las curvas de polarización y la espectroscopia de impedancia electroquímica.

2.1 Materiales compósitos reforzados con partículas de TiC

El carburo de titanio es un cerámico de alta tecnología. Es capaz de aumentar la resistencia de los metales a alta temperatura, la dureza y la resistencia a la oxidación, además de ser buen conductor eléctrico entre los cerámicos. Entre los pocos trabajos sobre compósitos basados en Ni con TiC, León y col. [40] reportan el compósito TiC/Ni con un 60% de refuerzo en volumen y una porosidad de menos del 1.9%. El compósito fabricado por infiltración líquida mostró una distribución homogénea del refuerzo (Figura 2.1), lo que favoreció un comportamiento isotrópico que benefició el módulo elástico y la resistencia a la flexión. Uno de los principales aportes es la aplicación práctica del sistema TiC-Ni con buena humectabilidad, reportando buena adherencia matriz-refuerzo. No obstante, el TiC presentó un cambio en su morfología. Después de la infiltración, los ángulos y bordes de las partículas irregulares observaron alisamiento, aludiendo a un proceso de disolución-precipitación que dio paso a la formación de carburo secundario en la superficie de las partículas originales.

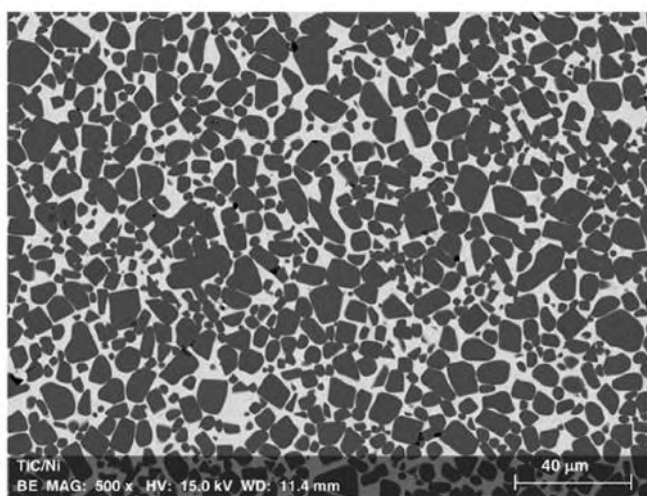


Figura 2.1 Microestructura del compósito TiC/Ni (60% volumen de TiC) según [40].

El alisamiento observado de las partículas de TiC es de interés práctico, ya que la forma y el tamaño de la partícula afectan las propiedades de los compósitos. Liu y col. [29] prepararon los compósitos TiB₂/Cu, TiC/Cu y TiC/Al mediante la técnica reacción en fusión (*melt reaction*) y el compósito SiC/Al por metalurgia de polvos. La Figura 2.2 muestra las

micrografías de los compósitos. Investigaron la concentración de esfuerzos mediante el método de análisis de elementos finitos, considerando partículas irregulares y esféricas en un volumen de refuerzo de 8%, 15% y 27.58%. Concluyen que la concentración de estrés se ve afectada por la morfología de las partículas, siendo las esquinas de las partículas y las zonas de la matriz cercanas al refuerzo las zonas más susceptibles a la acumulación de tensiones. Sugieren partículas más grandes para lograr una distribución de tensiones más homogénea

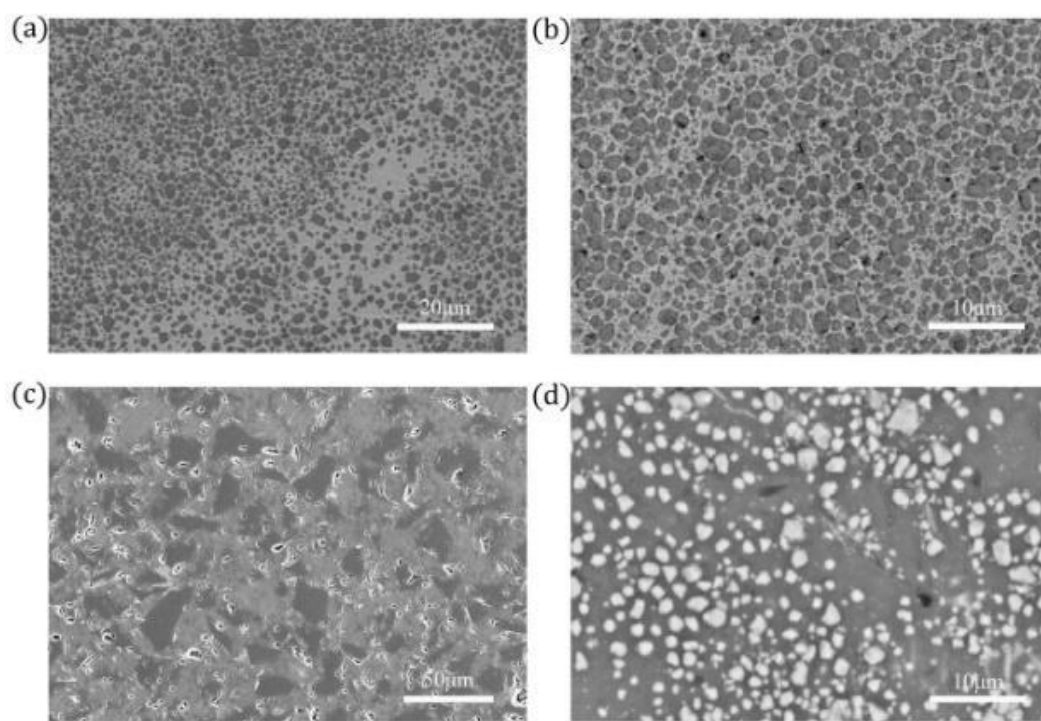


Figura 2.2 Compósitos investigados en el efecto de la forma y tamaño del refuerzo sobre las tensiones residuales del material. a) TiB₂/Cu, b) TiC/Cu, c) SiC/Al, d) TiC/Al, según [29].

Además del tamaño, distribución y porcentaje de partículas de refuerzo de TiC, la ruta de fabricación de los compósitos también impacta sobre las propiedades de los metales reforzados, y dependiendo de la ruta de fabricación, se definen las características del refuerzo con mayor efecto sobre las propiedades del material. Entre los compósitos más estudiados se encuentran las aleaciones de aluminio reforzado, siendo la agitación líquida una de las técnicas de fabricación más utilizadas [14, 41, 42]. Pandey y col. [41] fabricaron compósitos con partículas nanométricas de TiC en una aleación Al-6061 con ayuda de agitación ultrasónica, encontrando que las propiedades de desgaste del compuesto mejoraban

linealmente al aumentar el volumen de refuerzo y la carga aplicada. El mismo compuesto fue fabricado por Moses y col. [42] para un porcentaje en peso constante de 15% TiC, encontrando que la velocidad de agitación, el tiempo de agitación, y la temperatura de fundición afectan la dispersión de las partículas de TiC en el compuesto. La resistencia última a la tracción del compuesto AA6061/TiC fue alta cuando hubo una distribución homogénea de las partículas de TiC, pero baja para las muestras con mayor porosidad y formación de clústeres, ya que los poros actúan como áreas de concentración de esfuerzos e inicio de fracturas, mientras que los clústeres provocan crecimiento del daño bajo carga debido al débil enlace interfacial con la matriz. Para el compuesto AA7075-TiC [43], también se reporta un incremento en la dureza y la resistencia a la tracción con la cantidad de TiC incorporado. A su vez, el porcentaje de elongación disminuyó, mientras que la tasa de desgaste del compuesto fue reducida debido al aumento de la dureza y la disminución del área de contacto entre las superficies por la rugosidad provista por las partículas en la superficie del compuesto.

Otra ruta de procesamiento de compósitos reforzados con TiC es mediante tecnología de polvos [43, 44], materiales que se ven afectados en gran medida por el volumen y dispersión del refuerzo. Wang y col. [44] reportan que la resistencia a la tracción y el límite elástico del compuesto laminado 1060/Al-TiC/1060 aumentaron al tener un 0.5% en volumen de TiC. La dispersión homogénea de TiC en los límites de los granos causó un aumento en la resistencia al movimiento de dislocaciones cerca de las partículas. Un mayor contenido de TiC disminuyó la elongación debido a la aglomeración de partículas que provocan mayor porosidad en el compuesto obtenido por sinterización por chispa de plasma. Mehra y col. [45] encontraron que el límite elástico de un compuesto a base de magnesio sinterizado por auto propagación a elevada temperatura mejora con la adición del TiC. La carga aplicada al compuesto se transfiere a las partículas de TiC causando tensión interna entre la matriz y el refuerzo que provoca daños por agrietamiento localizados en las partículas. La fractura del compuesto mostró clivaje y hoyuelos. La falla del compuesto en la deformación por tracción es causada por desunión de la interfaz entre el refuerzo de TiC y la matriz de α -Mg, con inicio de fractura en la matriz.

Los compósitos reforzados con partículas de TiC son fabricados también mediante deposición láser [45, 46]. El volumen y el tamaño de las partículas de carburo y metal base codepositadas es de suma importancia. Wang y col. [48] reportan un aumento en la

resistencia a la tracción y una disminución en la elongación al aumentar el volumen de TiC en compósitos TiC/Ti6Al4V. Encontraron que los tamaños de partículas finas (25-45 μm) y medianas (45-75 μm) no causaban variaciones en las propiedades de resistencia a la tracción y elongación. Sin embargo, a medida que aumentaba el tamaño (75-100 μm), hubo un deterioro en las propiedades de tracción, lo que indica un mecanismo de fractura frágil con acentuación de la fractura a medida que aumentó el tamaño del TiC, seguido de daño a la matriz dúctil. AlMangour y col. [47] coinciden en que, en los compósitos depositados del sistema TiC/316L, cuanto mayor es el volumen de TiC mayor es la dureza del compósito debido al refinamiento de grano en la matriz, lo que provoca una disminución en la tasa de desgaste por deslizamiento. Reportan un menor desgaste en aquellos compósitos reforzados con partículas finas de TiC, ya que provocan una notable restricción a la deformación plástica de la matriz a partir de una dispersión homogénea de los carburos y una mayor densificación del compósito.

Una técnica alternativa de fabricación de estado sólido es el contacto por fricción, esta técnica permite obtener una estructura de grano más fina para lo cual las velocidades transversales y de rotación aplicadas fueron de 50 mm/ min y 1 000 rpm, e este proceso las barras metálicas en contacto dinámico se perforan en su superficie y colocan partículas cerámicas que quedan impregnadas en la matriz por efecto del rozamiento. En la fabricación de un compósito TiC/Cu, Sabbaghian y col. [49] mostraron que las partículas de TiC incrementan el número de sitios de nucleación en la recrystalización de las zonas bajo fricción. Una alta fracción de partículas de TiC suprime el crecimiento del grano y localiza las tensiones en las interfases TiC-Cu, lo que aumenta la dureza del compósito y reduce la tasa de desgaste. Las partículas de TiC evitaron el desgaste adhesivo y la delaminación severa del material. Singh y col. [50] coinciden en que, cuando se adicionan partículas de TiC en la fabricación de un compósito de matriz de magnesio mediante fricción, las partículas de TiC restringen el crecimiento de los núcleos durante la recrystalización, provocando un compósito con un tamaño de grano más fino y con mejores propiedades que la matriz no reforzada. El material compósito aumentó su resistencia a la tracción con un decremento en la elongación, mientras que la resistencia al desgaste mejoró con predominio del desgaste abrasivo al aumentar la carga y la velocidad de deslizamiento.

2.2 Materiales compósitos de matriz metálica base níquel

Las distintas rutas de fabricación de materiales compósitos proporcionan una microestructura única y característica para cada sistema matriz-refuerzo según su relación de fases. Los materiales compósitos de base níquel y sus aleaciones se obtienen mediante técnicas en estado líquido, tecnología de polvos y deposición. Es común la deposición de películas compósito de Ni aleadas con boro, fósforo y cobalto [49–51], reforzadas con partículas cerámicas homogéneamente dispersas para mejorar la conducta de las superficies a la corrosión y al desgaste. Un ejemplo es el compósito $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ni}$ electrodepositado sobre acero [54] utilizando nanopartículas de $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ como refuerzo. El compósito aumentó la dureza superficial al sustrato al tiempo que mejoró la resistencia a la corrosión química a la máxima intensidad de corriente de electrodeposición estudiada de 5 A/dm^2 . Otra forma de funcionalizar los compósitos es fabricando materiales compósitos con gradiente. Un ejemplo es el uso de la reactividad del Ni con el Al líquido en la obtención de compósitos reforzados con SiC, donde además de reducir la actividad del carburo con el Al líquido para evitar formar el perjudicial Al_4C_3 , hay formación in-situ de fases intermetálicas Al-Ni que refuerzan la matriz de aluminio. Compósitos con gradiente Al-Ni/SiC reforzados con 30% vol. de partículas de SiC fueron fabricados por León y col. [55] mediante infiltración al vacío de empacados de partículas de SiC metalizadas con Ni. Dependiendo de la longitud infiltrada, los compósitos tuvieron diferente dureza y respuesta al desgaste en seco dependiendo de la cantidad de Al_3Ni formado en la matriz.

Las propiedades termofísicas de los compósitos a base de Ni son objeto de estudio por la estabilidad térmica de los materiales a elevada temperatura. La fundición en molde de arena de aleaciones de níquel es una técnica empleada para producir compósitos híbridos con propiedades térmicas ajustadas a la necesidad. Kumaraswamy y col. [54, 55] encontraron que el coeficiente de expansión térmico (CET) de compósitos híbridos reforzados con 3-9 %peso Al_2O_3 + 9 %peso TiO_2 disminuyó al aumentar el contenido de Al_2O_3 , mientras que la conductividad térmica aumentó en las diferentes combinaciones de refuerzo a mayor contenido de la aleación matriz ASTM A494M (63.34–74% Ni, 26–33% Cu, 3.5% Fe, 1.25% Si, 1.5% Mg, 0.5% Co, 0.3% C, 0.03% S, 0.03% P). Los autores explican que, entre la matriz y el refuerzo existe la formación de microtúbulos, concluyendo que las propiedades térmicas

son afectadas por la temperatura, la relación y contenido de los refuerzos y la naturaleza de las interfaces formadas.

Procesos reactivos son utilizados en la fabricación de compósitos de matriz de Ni. Zhao y col. [58] fabricaron compósitos de TiC/Ni por sinterización reactiva sin presión a partir de polvos de Ti, C y Ni. Los polvos fueron mezclados mediante molienda mecánica y sinterizados a diferentes temperaturas. En una primera etapa a 1250 °C se formó TiC por reacción directa en estado sólido de Ti y C, mientras que átomos de Ni difundieron y agotaron el Ti, formando fases intermetálicas de Ti_2Ni , $NiTi$ y Ni_3Ti . Las partículas de Ni excedentes sinterizaron formando un esqueleto de Ni. En una segunda etapa a mayor temperatura se formó la fase líquida eutéctica Ni-Ti-C, observando la disolución-precipitación de TiC en la matriz de Ni dando paso a carburos de morfología regular y cubica, para una densificación final mayor al 98%.

En un trabajo posterior, Zhao y col. [59] reportan el aumento del tamaño de las partículas de TiC de 1.54 a 2.40 μm debido al mecanismo de disolución-reprecipitación del carburo. Concluyeron que los compósitos TiC/Ni presentan mejor resistencia a la oxidación a 800 °C cuando el tamaño de las partículas de TiC es más pequeño, pues la disminución del tamaño de partícula facilitó la formación de una película de óxido densa y continua en el compósito, útil para restringir la difusión de los átomos de O, Ti y Ni durante la oxidación a alta temperatura. En un proceso de infiltración reactiva in-situ, Qi y col. [60] obtuvieron compósitos TiC/Ni haciendo reaccionar polvos de Ti y grafito que formaron un esqueleto de cuellos y canales definidos, donde se infiltró Ni líquido que disolvió el C residual y parte del TiC reprecipitando como partículas de TiC de mayor tamaño.

Las superaleaciones a base de Ni se estudian como matrices en compósitos de elevada temperatura. Bakkar y col. [61] fabricaron un compósito de matriz de Inconel a 1650 °C con refuerzo de 25%, 50% y 70% en volumen de TiC. Reportan la formación de precipitados de $MoNi_4$, Cr_2Ni_3 y $MoCr$ que disminuyeron al aumentar el contenido de TiC el cual agota al Cr y Mo por formación de carburos con la descomposición del TiC. Observaron un aumento máximo de 45% en la dureza de la matriz para el compósito con 50% de TiC, para luego disminuir a mayor volumen del cerámico. Por su parte, Qi y col. [62] fabricaron el compósito SiC/Hastelloy (Ni-Mo-Cr) mediante infiltración sin presión externa. Durante la infiltración

incrementó el ángulo de contacto de la aleación con las partículas de SiC ocasionando que la infiltración se detuviera. Encontraron la formación de tres micro zonas en la matriz y severas reacciones interfaciales. Hubo formación de las nuevas fases de C, Ni_2Si , TiC y C_2MoTi , lo que indicó que el SiC fue disuelto, para lo cual el Si formó zonas ricas en SiO_2 , Ni_2Si y Cr_5Si_3 , mientras que el C precipitó en forma de grafito y reaccionó con el Ti en solución dando lugar a la formación de TiC y C_2MoTi . En otro estudio con superaleaciones, Zhen y col. [63] fabricaron compósitos de matriz $\text{Ni}_{15}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_3\text{Ti}_1\text{Al}$ mediante la técnica de sinterización por prensado en caliente adicionando los lubricantes sólidos de Ag, CaF_2 y MoS_2 . Observaron que al incrementar la temperatura se produjo la formación de óxidos en la superficie de la muestra, mientras que la resistencia al desgaste a elevada temperatura disminuyó porque disminuyó la dureza de las muestras reforzadas.

2.3 Compósitos del sistema TiC/Ni-Cr

Hay escasa información sobre el sistema compuesto TiC/Ni-Cr. Para comprender la química del sistema se necesita conocer el comportamiento del TiC sólido en contacto con el Ni líquido. En una investigación del sistema compuesto TiC/Ni mediante infiltración espontánea, León y col. [64] efectuaron un estudio termodinámico donde mostraron la viabilidad de que las partículas de TiC sean parcialmente disueltas en la matriz de Ni líquido a alta temperatura ($1515\text{ }^\circ\text{C}$). Los átomos de Ti y C del carburo disociado saturan el líquido formando una solución de Ni-Ti-C de la cual precipita nuevo TiC sobre la superficie del TiC no disuelto. El proceso se denomina disolución-precipitación y sucedió durante la infiltración. La disolución favoreció las condiciones de humectación del TiC por el Ni, lo que benefició el proceso de infiltración espontánea, mientras que, durante el enfriamiento, el primer sólido en precipitar lo hizo a $1315\text{ }^\circ\text{C}$.

León y col. [61, 62] investigaron sobre las propiedades mecánicas de resistencia a la tracción y las propiedades termofísicas del compuesto TiC/Ni-20Cr fabricado por infiltración capilar. Al igual que con la matriz de níquel, con la matriz líquida binaria Ni-20Cr se presentó el mecanismo de disolución-precipitación de TiC, junto con la formación de los intermetálicos Ni_3Ti y Cr_3C_2 . Se evaluó la resistencia a la tracción por la técnica alternativa de punzonado de muestras miniatura en láminas del material compuesto [65]. El alto

porcentaje de TiC (60% en peso) causó sitios de iniciación de grietas en el cerámico, con una resistencia máxima a la tracción en el compuesto de 326.6 MPa. Si bien el TiC proporcionó alta dureza al material, las partículas cerámicas y el Cr_3C_2 formado limitaron la deformación plástica de la matriz. Respecto a la caracterización termofísica [66], el compuesto tuvo un CET de $10.4 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, valor 35 % menor que la matriz no reforzada. A partir de ensayos de dilatometría en ciclos continuos de calentamiento-enfriamiento se observó histéresis debido al estrés residual térmico del proceso de relajación plástica limitada y el endurecimiento por deformación, sumado a la naturaleza híbrida del compuesto y sus interfaces metal-cerámico. La conductividad térmica del compuesto a la temperatura máxima estudiada de 800 $^\circ\text{C}$ fue de 30.3 W/m K.

El compuesto TiC/Ni-20Cr también ha sido fabricado por Qi y col. [24, 63] para aplicaciones como interconexiones de celdas combustible de óxido sólido de temperatura intermedia (IT-SOFC), materiales que requieren baja expansión térmica y resistividad eléctrica. Los compósitos fueron fabricados por infiltración sin presión. Para aumentar la contigüidad de TiC usaron sinterización y un método parcial in-situ con preformas porosas de mezclas de polvos de TiC, Ti y grafito. Las preformas fueron infiltradas con una matriz Hastelloy C-276 (Ni-15Cr-15Mo). La Figura 2.3 muestra la microestructura característica; observaron partículas de TiC distribuidas homogéneamente en la matriz, presentando una morfología compleja resultado de la “disolución-precipitación” del TiC. Los compósitos tuvieron una disminución del CET, así como la resistividad eléctrica que también disminuyó a medida que aumentó la formación de TiC in-situ. Para refinar el tamaño del TiC formado in-situ y aumentar su contigüidad, investigaron la adición de Mo [24], lo que resultó beneficioso al disminuir la expansión térmica y la resistividad eléctrica. Sin embargo, el aumento de dureza por disminución del tamaño de grano resultó perjudicial en la resistencia a la flexión.

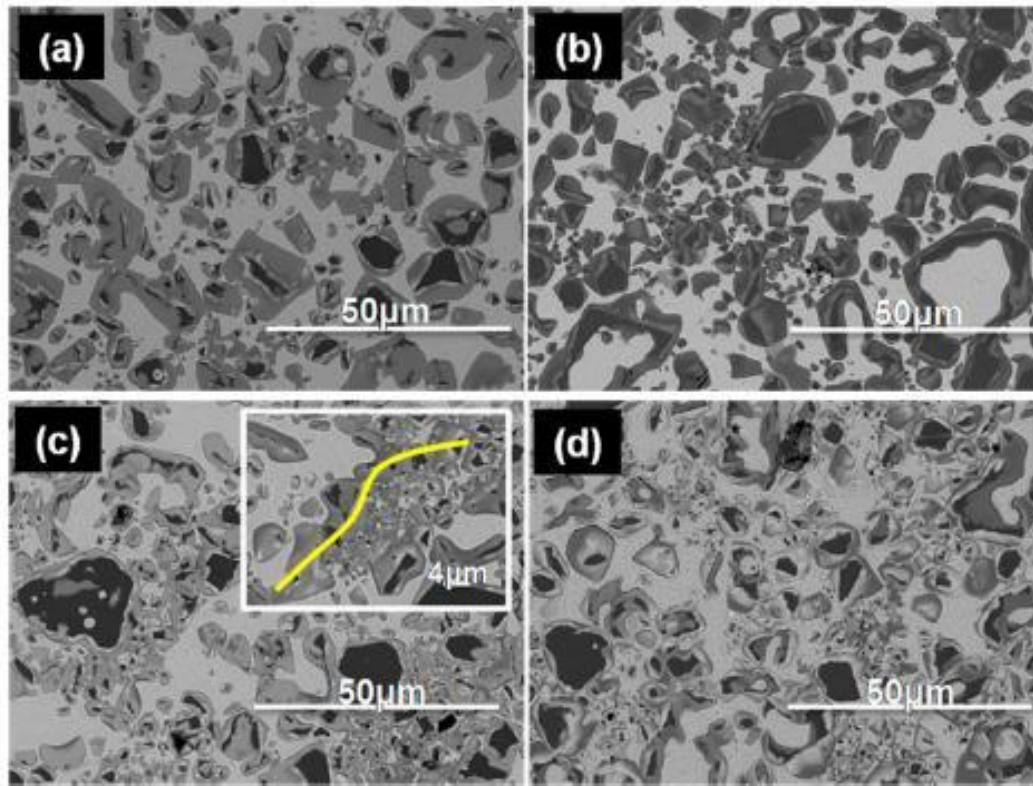


Figura 2.3 Compósitos infiltrados TiC/Ni–Cr en TiC formado in-situ. a) 10% de TiC y b) 20% de TiC, tratados por 10 minutos. c) 10% de TiC y d) 20% de TiC, tratados durante 20 min [67].

El estudio de la deposición de compósitos de matrices Ni-Cr reforzadas con partículas ha cobrado gran importancia. Gong y col. [68] fabricaron recubrimientos compósitos con 10 % y 20 % de partículas de TiC mediante la técnica de revestimiento de plasma sobre un sustrato de acero Q235, sobre el que se formaron las fases γ -Ni, TiC, Cr_{23}C_6 y α -Fe. La microestructura del recubrimiento fue compacta, sin presencia de grietas, poros ni inclusiones y mostró una buena combinación metalúrgica con el sustrato, con crecimiento epitaxial del recubrimiento. En el recubrimiento con 20 % de TiC hubo un aumento del tamaño de las partículas de carburo que mostró una morfología en forma de pétalos por un rápido enfriamiento. En la deposición también se reporta un mecanismo de disolución, donde el TiC se disocia parcialmente en Ti y C, formando núcleos nuevos o nucleación en partículas de TiC no fundido. El mismo recubrimiento con 10 % de TiC fue fabricado por Sun y col. [69], encontrando las mismas fases que [68], además de Cr_7C_3 y Fe_3C , con partículas de TiC dispersas en las regiones inter dendríticas.

Wu y col. [70] realizaron recubrimientos compósitos TiC/Ni con 30 % vol. de TiC mediante revestimiento láser de una matriz de 16Cr, 3.5B, 4.5Si, 0.8C, balance Ni, sobre un sustrato de acero 5CrMnMo. Las principales fases encontradas fueron TiC, γ -Ni, $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$, $(\text{Fe,Ni})_3\text{B}_6$, Ni_3Si y TiB. Observan crecimiento epitaxial y precipitación de TiC en la interfase con características frágiles, lo que causó baja resistencia a la tensión en la interfaz matriz/refuerzo, formación de grietas y desprendimiento del refuerzo. Zhao y col. [71] emplearon la misma técnica en la deposición de recubrimientos compósitos $\text{B}_4\text{C}/\text{TiC}/\text{Ni}_2\text{O}_4$. La matriz depositada fue 21Cr, 9Mo, 4Nb, 1.5Fe, 0.4Si sobre sustrato de acero 45 al medio carbón (0.42-0.5C). Para una composición 30 % TiC + 70 % Ni_2O_4 reportan la formación de las fases TiC, Ni-Cr-Fe, [Ni, Fe] y Ni-Cr-Nb-Mo, con una zona de unión libre de poros, grietas o delaminación. En un segundo compuesto de formulación 30 % B_4C + 5 % TiC + 65 % Ni_2O reportan las fases TiC, B_4C , Ni-Cr-Fe, grafito, TiB_2 y Fe_2B , donde las últimas tres fases se deben a reacción de TiC y B_4C , compuesto que tuvo gran cantidad de poros y grietas de morfología tortuosa.

2.4 Corrosión en aleaciones Ni-Cr

El níquel se puede alear con diferentes metales. La aleación de Ni con Cr da paso a una familia de aleaciones de ingeniería con buena resistencia a la corrosión. No todas las aleaciones son binarias, es común encontrar al Ni-Cr en aleación con uno o más elementos adicionales. Wu y col. [72] estudiaron el comportamiento a la corrosión de una aleación Fe-Ni-Cr de grano ultra-fino y la contraparte de grano grueso. Aplicaron curvas de polarización a una velocidad de barrido de 0.5 mV/s en una solución de 0.25 mol/L Na_2SO_4 +0.05 mol/L H_2SO_4 . El análisis microestructural del grano ultra-fino indicó la fase austenita, con un tamaño de grano de 215 ± 25 nm. El potencial de corrosión (E_{corr}) fue de -351 mV y el potencial de picadura (E_p) fue de -172 mV vs ESC, mientras que en la aleación de grano grueso se obtuvo un E_{corr} de -330 mV y un E_p -205 mV con respecto al electrodo saturado de calomel (ESC). La aleación con refinamiento de grano exhibió una disolución activa acelerada y una capacidad de pasivación reducida en comparación con la contraparte de grano grueso.

El contenido de Cr en las aleaciones binarias Ni-Cr desempeña un papel importante en la resistencia a la corrosión. Muchas de estas aleaciones son fabricadas como protección de superficies en forma de recubrimientos, con o sin refuerzos particulados, mediante diferentes rutas de deposición. Sheibani y col. [73] muestran el efecto de la composición al preparar recubrimientos de Cr (III) y Ni (II) por electrodeposición sobre sustratos de acero con bajo contenido de carbón, las cuales fueron corroídas en una solución 3.5% de NaCl. Los recubrimientos de Ni-50Cr, Ni-39.8Cr y Ni-20.7Cr (% peso) tuvieron potenciales de corrosión más positivos que el sustrato de acero, como se muestra en la Figura 2.4, lo que indica un comportamiento noble que implica una mayor resistencia a la corrosión en los recubrimientos Ni-Cr. La resistencia a la corrosión fue menor para los recubrimientos con 20.7% y 50% de Cr, comparado con el recubrimiento de 39.8% de Cr, derivado del equilibrio entre el contenido de Cr y la densidad de micro fisuras encontradas en este. Los diagramas de Nyquist indicaron sólo una constante de tiempo. El análisis de los circuitos eléctricos equivalentes mostró que el recubrimiento Ni-39.8Cr tiene el valor máximo de R_p y la resistencia a la corrosión más alta entre los recubrimientos, resultados consistentes con los resultados de polarización.

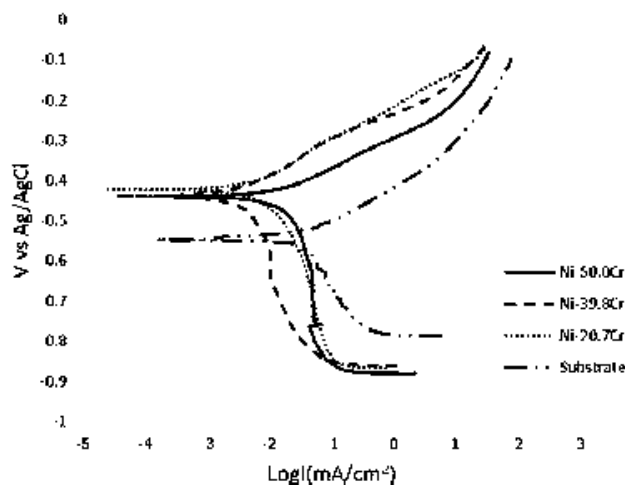


Figura 2.4 Comportamiento a la polarización de recubrimientos Ni-20.7Cr, Ni-39.8Cr, Ni-50Cr y del sustrato de acero bajo carbón en una solución al 3.5% NaCl, según [73].

En el evento de corrosión hay formación de películas pasivas de óxido que controlan la tasa de corrosión. Para el caso de superficies corroídas de Ni-Cr la composición de las

películas pasivas formadas depende del contenido de Cr en la aleación. Ter y col. [74] estudiaron las películas pasivantes formadas sobre muestras de Ni, Cr y las aleaciones Ni-Cr con 16%, 20%, 24% y 28% en peso en Cr. Encontraron que la resistencia a la polarización fue mayor en las películas formadas en Na_2SO_4 y envejecidas en NaCl, que para las películas pasivas formadas solo en NaCl. Concluyen que los iones Cl^- contribuyen al crecimiento de la película pasiva y están presentes en la película formada después de 24 h de inmersión en NaCl. Cuando la película se formó en la solución de sulfatos el Cl^- no penetró completamente la película pasiva. Las películas con mayor contenido de Cr tuvieron menor incorporación de Ni en la red de óxido de Cr_2O_3 .

2.5 Corrosión en compósitos de matriz metálica base níquel

La mayoría de los estudios sobre corrosión de compósitos de aleaciones base níquel se llevan a cabo en películas de compósitos reforzadas con partículas cerámicas, siendo común las matrices de Ni puro, Ni-Cr, Ni-Co y Ni-P. Afroukhteh y col. [75] evaluaron la corrosión de películas compósito Ni-P/nano-TiC en una solución al 3.5% de NaCl a temperatura ambiente. Los recubrimientos electrolíticos con 9-11% P se prepararon adicionando 0.1 g/L de TiC de 40 nm de tamaño y 2 ml/L de surfactante aniónico bajo agitación continua de 100 rpm a 90 ± 1 °C durante 2 h. Los espectros de impedancia mostraron un semicírculo único que implica una sola constante de tiempo debido a un proceso de transferencia de carga. La técnica de curvas de polarización mostró que el surfactante polietilenglicol confiere una microestructura Ni-P-TiC de mayor protección por pasivación del depósito. La resistencia a la corrosión alcanzó un máximo al aumentar el surfactante aniónico a más de 3 ml/L.

La codeposición de Co es común en aleaciones binarias de níquel. Bakhit y col. [76] estudiaron la corrosión de electrodepositos Ni-Co con 17% y 42% en peso de Co y del compósito Ni-Co/SiC. A partir de las curvas de polarización no se encontró tendencia a la pasivación en el rango de barrido aplicado. En las aleaciones binarias la menor velocidad de corrosión fue para el depósito con 17% de Co debido a un tamaño de grano moderado y una orientación preferencial predominante (111). La máxima cantidad de nanopartículas de SiC retenidas en los compósitos Ni-Co/SiC fue con la adición de 5 g/L y una densidad de corriente de 3 A/dm². Los recubrimientos mostraron una microestructura densa y sin poros. La mejor

resistencia a la corrosión fue para compósitos con 8.1% en volumen de SiC, lo que se atribuyó a la reducción del área de metal expuesta que obstruye el fenómeno de corrosión.

La capacidad de resistir la corrosión también depende del grado de cristalinidad y del tamaño de grano. Ma y col. [77] estudiaron electrodeósitos del compósito Ni-SiC obtenidos mediante las técnicas CD (corriente directa) y UPC (corriente de pulso ultrasónica). Los recubrimientos de UPC fueron compactos y de tamaño de grano más pequeño, lo que condujo a una mayor resistencia a la corrosión según los estudios de polarización cíclica. Para determinar el grado de afectación, las muestras fueron corroídas en un electrolito con 5% peso de NaCl durante 180 h, observando pequeñas picaduras en las películas de grano fino y un mayor daño en las películas de grano grueso. Los productos de corrosión fueron NiO y NiCl₂. El mecanismo propuesto es la formación de óxido NiO que reacciona parcialmente con iones Cl⁻ para formar NiCl₂, el cual se descompone formando Cl₂ que destruye la película sobre el recubrimiento de Ni-SiC generando defectos en la superficie.

Los recubrimientos a base de Ni-Cr son de interés en la funcionalización de superficies dada la resistencia a la corrosión y al desgaste que brindan [73, 78-80]. Lei y col. [81] estudiaron la corrosión de recubrimientos compósitos de aleación Ni25 y fibras de carbón sobre un acero inoxidable 1Cr13. Mediante pruebas electroquímicas, encontraron que en la rama anódica todos los recubrimientos presentan zonas de pasivación. La resistencia más alta a la polarización fue 4.4 veces mayor en los recubrimientos compósitos que en los recubrimientos a base de Ni, lo que indica que las fibras de carbono generan cambios microestructurales que mejora la resistencia a la corrosión, además de disminuir hasta en un 55% la tasa de desgaste al reducir el coeficiente de fricción mediante la formación de una capa lubricante durante el deslizamiento en seco.

2.6 Corrosión de compósitos reforzados con carburos

Los carburos covalentes y los carburos metálicos son compuestos cerámicos que, por su combinación de propiedades mecánicas y funcionales, constituyen fases de refuerzo en materiales compósitos. Entre las aplicaciones posibles de los sistemas metal-cerámico están aquellas de mejorar la resistencia a la degradación física y química de los metales

monolíticos. Las pruebas de corrosión química a las que son sometidos los compósitos reforzados con carburos son diversas.

Huang y col. [82] estudiaron la corrosión y desgaste de recubrimientos electrolíticos compuesto de matriz Ni-P reforzados con partículas de 16.3 %vol. ZrB_2 y 45.5 %vol. TiC depositados sobre sustratos de acero al carbón. Como se aprecia en la Figura 2.5, los recubrimientos se aplicaron en dos capas. Una capa interior de 10 μm de espesor de Ni para proteger contra daños por corrosión, y una capa exterior de los recubrimientos compósitos para mejorar el desgaste por contacto. Las muestras se sometieron a tratamiento térmico. De los ensayos de corrosión por exposición a niebla salina durante 1000 h, según la norma ASTM B117, se encontró corrosión por picadura en las muestras tratadas térmicamente debido a defectos que se forman en la transición de la fase amorfa Ni-P a una matriz cristalina de Ni con precipitados de Ni_3P . Las partículas de refuerzo de TiC mitigaron el impacto sobre la tasa de corrosión por el efecto amortiguador de reducir los defectos inducidos por la transición de fase.

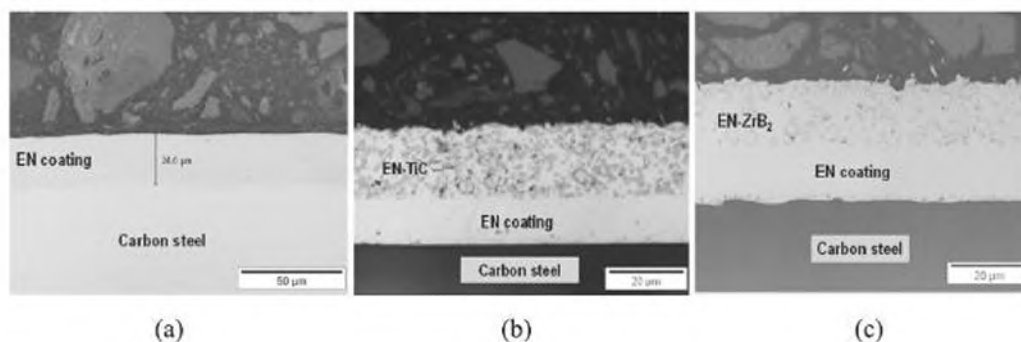


Figura 2.5 Imágenes de microscopía óptica de depósitos sobre el sustrato de acero. a) Ni electrolítico (EN); b) EN-TiC; c) EN- ZrB_2 [82].

El carburo más empleado en la formación de compósitos es el carburo de silicio. Gavgali y col. [83] estudiaron el efecto del contenido de refuerzo en la corrosión de compósitos Al-Si-Mg/SiC con 10% y 20% en volumen de partículas fabricados por compocasting y extrusión. La susceptibilidad a la corrosión fue medida en un electrolito de NaCl al 3.5% mediante la técnica de potencial a circuito abierto. Las curvas potenciodinámicas se registraron a una velocidad de polarización de 10 mV/min en condiciones aireadas y des aireadas con nitrógeno, como se muestra en la Figura 2.6.

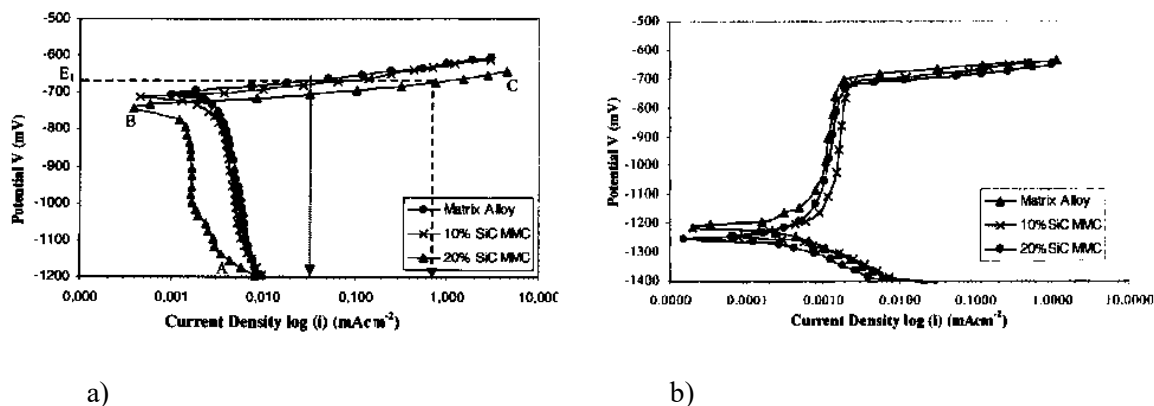


Figura 2.6 Curvas de polarización (CP) de una matriz Al-Si-Mg y sus compósitos con 10% y 20% en volumen de SiC. a) Condición aireada. b) Condición desaireada [83].

La resistencia a la corrosión de los compósitos Al-Si-Mg/SiC disminuyó al incrementar el contenido de partículas de SiC. En la solución aireada no hubo zonas de pasivación y el potencial de picadura fue similar al potencial de corrosión (E_{corr}). En la solución des aireada el potencial de picado aumentó y los materiales presentaron una región de pasivación a 500 mV. Las picaduras fueron de 150–175 μm en la aleación y de 100–125 μm y 75–50 μm en los compósitos con 10% y 20% de SiC, respectivamente. El aumento de SiC desplazó los potenciales a circuito abierto y los potenciales de corrosión y picadura hacia zonas más negativas, y la formación de la película de óxido desplazó los potenciales a valores más positivos. Cuanto mayor fue el contenido de refuerzo, mayor fue el volumen de grietas y discontinuidad de la película pasiva. Sin embargo, el tamaño de las picaduras fue menor pues la fase noble de SiC actúa como barrera al proceso corrosivo. Las fases intermetálicas formadas en la interface provocaron corrosión en la interface matriz/refuerzo.

Ananda y col. [84] estudiaron la corrosión de compósitos de Al-6061 reforzados con 2%, 4% y 6 % en peso de partículas de TiC, en soluciones de NaCl 0.1 N, 0.5 N y 1 N. Los compósitos de bajo refuerzo se prepararon por colada y agitación. Encontraron un desplazamiento del potencial de corrosión hacia zonas más positivas al incrementar el contenido de TiC, comprobando que el refuerzo cerámico aumenta la resistencia a la corrosión a pesar del acoplamiento galvánico entre el TiC y la matriz. Al aumentar la concentración del medio salino los potenciales de corrosión se desplazaron hacia zonas más negativas debido a la absorción de iones Cl^- que provocan la ruptura de la capa pasiva. A pesar de que hubo menor corrosión con el incremento de TiC, describen zonas de corrosión

por picadura en las interfaces formadas TiC-Al. Por lo tanto, a mayor cantidad de refuerzo en los compósitos menor fue la resistencia a la corrosión por picadura. Los análisis de rayos X de energía dispersiva mostraron la presencia de la formación de Al_4C_3 , en las micrografías mostradas en la Figura 2.7 muestran daños severos que revelan que la combinación de la formación de Al_4C_3 en la interfaz durante el proceso de fabricación y el refuerzo de TiC causa un material compósito más propenso a la corrosión por picadura.

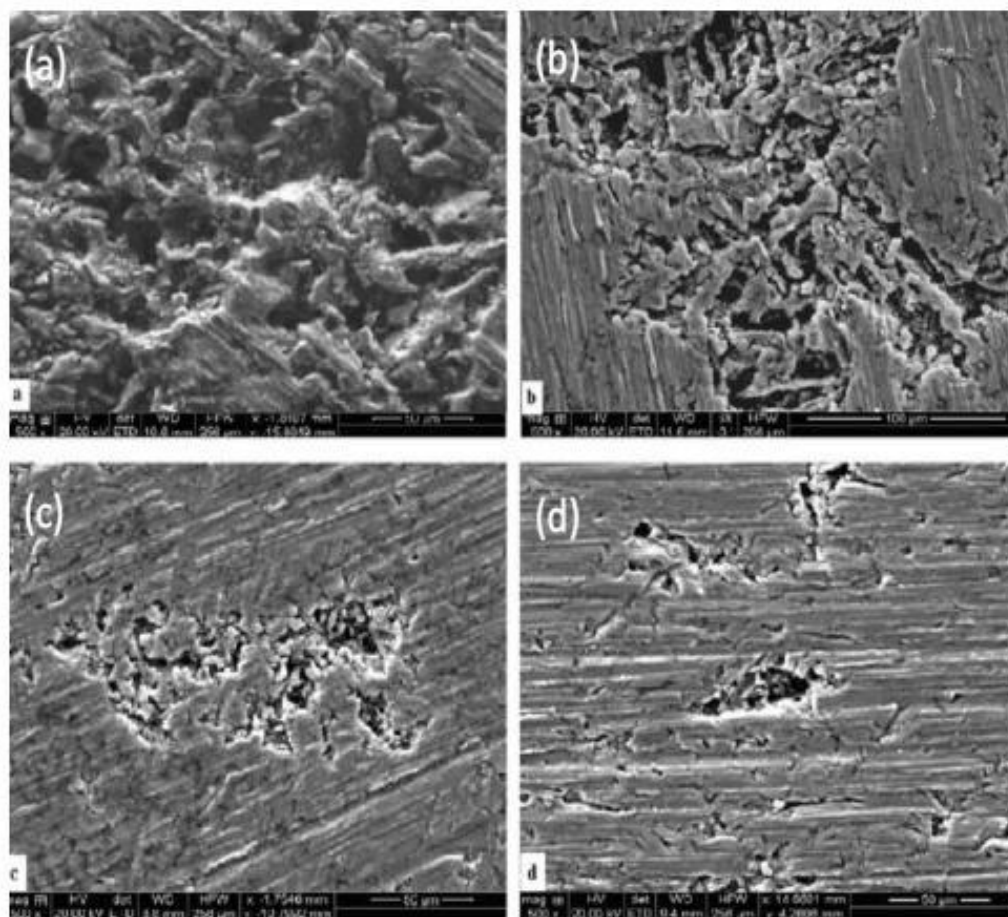


Figura 2.7 Micrografías de muestras corroídas en solución de NaCl. a) Al 6061; b) Al 6061-2% TiC; c) Al 6061-4% TiC; d) Al 6061-6% TiC [84].

Los compósitos Al/TiC pueden ser fabricados por rutas en estado sólido. Sherif y col. [85] estudiaron la corrosión en medio salino de nano compósitos Al/TiC preparados in-situ por prensado en caliente de mezclas 65% Al, 30% C, 5% Ti, consolidados a 900 °C, 1100 °C y 1300 °C. Realizaron pruebas de corrosión en una solución 3.5% de NaCl. La Figura 2.8 muestra las curvas de polarización potenciodinámicas obtenidas a las tres temperaturas de sinterización. La rama anódica representa la superficie de aluminio oxidado donde se forma

la capa pasiva de Al_2O_3 . La capa afectada por cloruro corrosivo se destruyó al aproximarse a zonas más negativas. El incremento en la temperatura de sinterización aumentó la densidad de corrosión (I_{corr}) y los potenciales en ambas ramas. El compuesto sinterizado a la mayor temperatura mostró la menor resistencia contra la corrosión uniforme, aunque no sufrió corrosión por picadura. Esto se debe a que el aumento de la temperatura de sinterización aumentó la difusión del Al metálico y, por lo tanto, disminuyó la resistencia a la corrosión de la superficie del compuesto. El efecto corrosivo se atribuyó a la fase matriz y no al refuerzo de TiC formado in-situ.

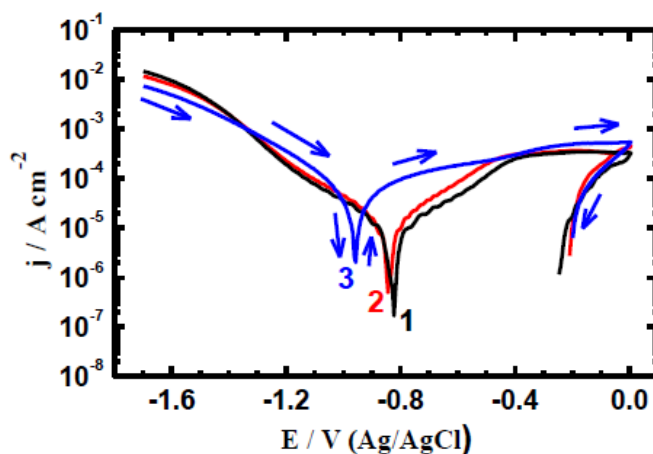


Figura 2.8 Curvas de polarización del compuesto Al/TiC después de 1 h de inmersión en una solución al 3.5% de NaCl. Sinterizadas a (1) 900 °C, (2) 1100 °C y (3) 1300 °C [85].

En otro estudio de la corrosión de compósitos fabricados mediante sinterización, Aydın y col. [86] investigaron la influencia del TiC en la corrosión de compósitos de matriz AZ91 con 10 %, 20 % y 30 % de TiC obtenidos por prensado en caliente. Reportan aglomeración de TiC y formación del intermetálico $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$. Las pruebas de corrosión potenciodinámica se realizaron en una solución de NaCl 1 M, además de efectuar pruebas de inmersión hasta las 12 h. Observaron mayor corrosión en los compósitos que en la aleación monolítica, aumentando la tasa de corrosión con el incremento de TiC (Tabla 2.1). Las interfaces formadas rompieron la continuidad de la capa pasiva, por lo que el material se volvió susceptible a la corrosión localizada tipo picadura, comenzando en regiones cercanas al refuerzo y volviéndose más profundas con el tiempo de exposición.

Tabla 2.1 Corrosión de compósitos TiC/AZ91 [86].

Material	Potencial a circuito abierto (V)	Icor (mA/cm ²)	Velocidad de corrosión (mm/año)
AZ91	-1.538	0.906	11.4
AZ91/10% peso de TiC	-1.560	1.117	14.0
AZ91/20% peso de TiC	-1.545	1.960	24.1
AZ91/30% peso de TiC	-1.537	3.507	43.3

Las aleaciones de aluminio con silicio y magnesio son recurrentes como matrices en compósitos con aplicaciones estructurales y funcionales. Saravanan y col. [87] fabricaron compósitos de aleación AA6063 reforzados con 3%, 6%, 9% y 12% en peso de TiC mediante colada por agitación. Los compósitos tuvieron porosidad menor al 4%. A mayor contenido de TiC hubo mayor aglomeración de partículas y formación del intermetálico Al_3Ti , además del producto interfacial Al_4C_3 . Realizaron pruebas de corrosión en una solución de NaCl al 3.5% mediante las técnicas de curvas de polarización y espectroscopía de impedancia electroquímica. Las muestras de aleación AA6063 y compósitos AA6063-TiC mostraron curvas de polarización anódica similares con potenciales de pasivación, pero la aleación base tuvo menor susceptibilidad a la corrosión por picaduras (Tabla 2.2). Concluyen que el aumento de TiC reduce significativamente la velocidad de corrosión debido a la presencia de los compuestos intermetálicos que actúan como zonas catódicas y mejoran la resistencia a la corrosión por picadura, resultados que coincidieron con lo observado por espectroscopía de impedancia electroquímica. Explican que la resistencia de la película de óxido superficial en los compósitos aumentó con el incremento de TiC.

Tabla 2.2 Resultados de curvas de polarización de los compósitos AA6063/TiC [87]

Muestra % peso TiC	Ecorr (mV vs ESC)	Icorr ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Velocidad de corrosión (mpy)
0%	-638.866	3.625	1637.16
3%	-859.024	2.161	947.95
6%	-875.665	1.440	616.28
9%	-941.553	0.627	259.55

Las aleaciones Al-Cu también son de interés como matrices en compósitos particulados. Álvarez y col. [88] realizaron pruebas electroquímicas en un compósito infiltrado TiC/Al-Cu con 60% volumen de TiC, bajo condiciones de flujo estático en agua de mar sintética. El potencial de corrosión para la matriz sin refuerzo fue de -0.69 V, siendo ligeramente más electronegativo que para el compósito con potencial de -0.675 V. Del estudio de las curvas de polarización a un barrido de 0.001 V/s en el rango de potencial de +0.5 V a -0.5 V, a tiempos de exposición de 0 h, 12 h y 24 h, se reporta un proceso de corrosión mixta. Señalan que, en la aleación pura y en las zonas de matriz continua en el compósito, el producto de corrosión es una película pasiva de óxido de aluminio. El mecanismo de corrosión de la aleación y el compósito observado fue una celda de aireación diferencial, donde puede haber corrosión por picaduras o grietas. El compósito presentó la mayor velocidad de corrosión, lo que se atribuye a corrosión por hendidura inducida por el TiC. La Figura 2.9 muestra las características morfológicas de las muestras corroídas de aleación y compósito después de 72 h de exposición, observando corrosión localizada, especialmente del tipo picadura.

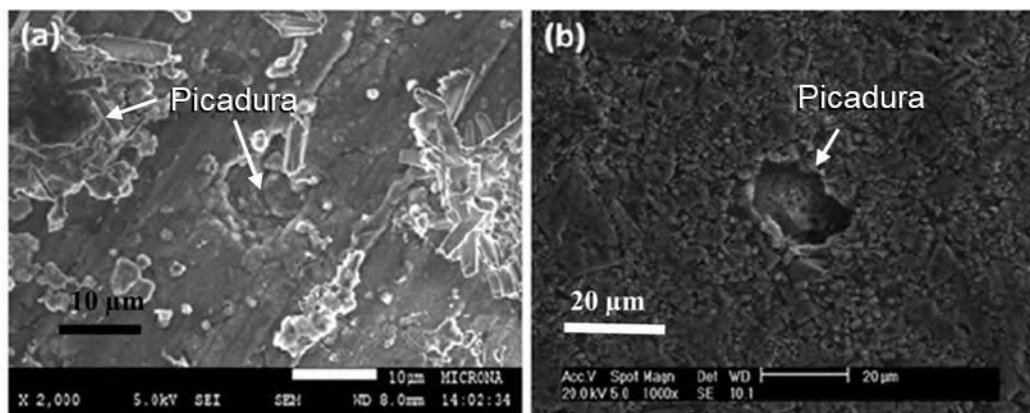


Figura 2.9 Corrosión tipo picadura en un medio de agua de mar sintética. a) Aleación Al-Cu. b) Compósito TiC/Al-Cu [88].

Cabrera y col. [89] realizaron estudios de corrosión por ruido electroquímico y curvas de polarización en medio de agua de mar sintética a la unión disímil por soldadura fuerte de un compósito TiC/Cu a cobre metálico usando una aleación cobre-plata como material de aporte. Se reportó la difusión de Ag en las contrapartes de Cu y compósito unidos, lo que resultó en un excelente grado de adhesión. La evaluación a la corrosión se llevó a cabo a 0 h, 12 h y 24 h. La técnica de ruido electroquímico reportó un comportamiento de corrosión similar en cupones de Cu puro y en la matriz de cobre en el compósito. El refuerzo de TiC y la presencia de Ag no afectaron de forma considerable la resistencia a la corrosión del Cu. Las curvas de polarización de la unión TiC/Cu||Ag-Cu||Cu mostraron tres zonas: 1) una región de disolución activa; 2) una región de transición activo-pasiva; y 3) una región de corriente límite. Se encontró que a medida que aumentaba el potencial se formaba una película de pasivación en la región anódica a -225 mV y, posteriormente, se producía un proceso de transferencia de carga. En la rama catódica se observó un comportamiento de transferencia de masa, que se debió a la difusión del oxígeno sobre la superficie del metal. La Figura 2.10 muestra dos tipos de corrosión: corrosión por picadura (Figura 2.10 a) debido a la formación y ruptura de la película de productos de corrosión (Cu_2O) en la superficie, y corrosión por hendidura (Figura 2.10 b) generada en la interfaz metal-cerámico.

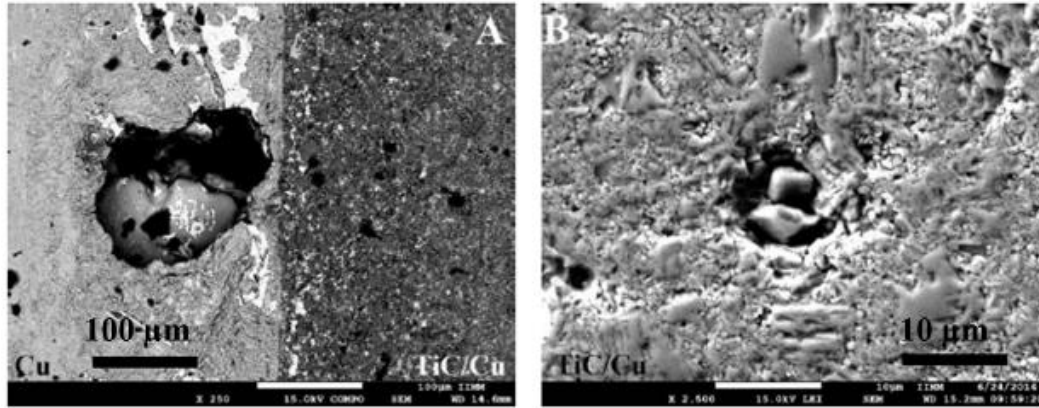


Figura 2.10 a) Zona corroída en la interfaz de unión disímil de Cu a compuesto TiC/Cu. b) Zona corroída en el lado del compuesto TiC/Cu [89].

Srivastava y col. [90] investigaron el efecto del refuerzo *in-situ* de TiC sobre la corrosión de compósitos con 5% y 10% de TiC en una matriz de acero austenítico Hadfield sumergidos en una solución de NaCl al 3.5% en peso. Encontraron que la velocidad de corrosión fue mayor en los compósitos debido al ataque localizado en la interfaz metal-cerámico. Observaron un desplazamiento del potencial de corrosión hacia zonas más negativas en el caso del compuesto reforzado con 10% de TiC (Figura 2.11). Explican que cuanto mayor es el volumen de partículas de TiC, mayor es el número de sitios catódicos, lo que disminuye el área anódica y conduce a un aumento en la velocidad de corrosión. Encontraron la formación de celdas galvánicas entre la austenita y la ferrita, presentando corrosión localizada. Las picaduras fueron cubiertas por los productos de corrosión y ocasionaron grietas sobre la superficie de los materiales.

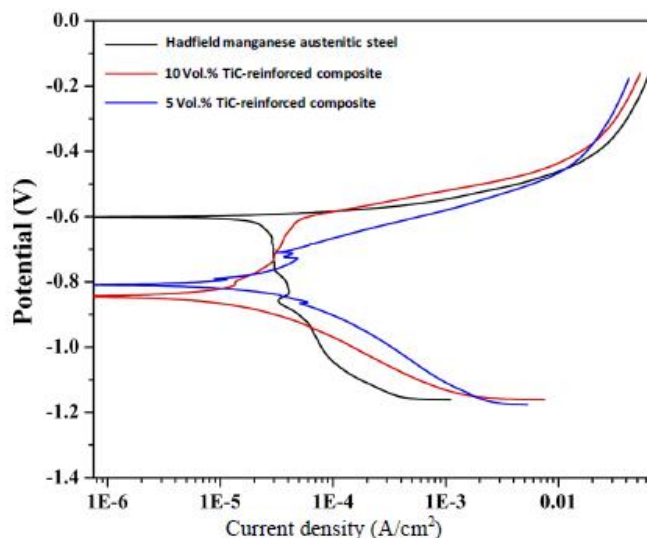


Figura 2.11 Curvas de polarización de los compósitos de matriz de acero austenítico Hadfield reforzados con 5% y 10% vol. de TiC [90].

2.7 Corrosión en compósitos del sistema TiC/Ni

Como se ha dicho, las partículas de refuerzo cerámico incrustadas en matrices metálicas pueden provocar una disminución o incluso un aumento de la tasa de corrosión de la matriz no reforzada, lo que depende del sistema metal-cerámico, de las interfaces formadas y de las posibles fases precipitadas en el material. El caso particular del compuesto TiC/Ni es un sistema poco explorado, y aun menos investigado en su comportamiento frente a la corrosión. A partir de la limitada información disponible, además de usar Ni puro, también se utilizan matrices de Ni-Cr y Cu-Ni. Algunos de estos trabajos son del propio grupo de investigación del Laboratorio de Materiales Compuestos.

Yang y col. [91] y Zhang y col. [92] investigaron la conducta a la corrosión de recubrimientos de compósitos base níquel reforzados con TiC. Las películas compósito TiC/Ni por deposición electroquímica fueron reforzadas con micropartículas de 2 μm o nanopartículas de 200 nm de TiC y expuestas en solución de NaCl al 3.5% [91]. Las partículas nanométricas generaron recubrimientos de menor tamaño de grano, lo que dio paso a una capa pasiva continua, promovida por mayor difusión atómica en las fronteras de grano, lo que también generó una mejor adherencia del óxido. Las curvas de potencial de circuito abierto de la Figura 2.12 muestran que los recubrimientos con partículas de 2 μm de TiC tuvieron menor potencial que el recubrimiento de Ni puro, mientras que las nanopartículas

de TiC de 200 nm provocaron un efecto opuesto al aumentar el potencial, reduciendo la tendencia a la corrosión del níquel. Las interfaces de Ni con las nanopartículas de TiC formaron zonas de naturaleza más anódica que el níquel, originando corrosión galvánica por la diferencia de potencial. En el recubrimiento con micropartículas el TiC formó microceldas galvánicas que aceleraron la corrosión al mantenerse en contacto con el electrolito.

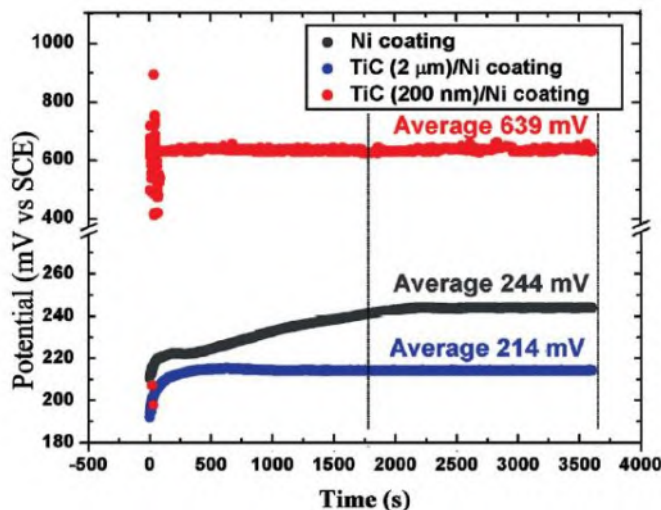


Figura 2.12 Potencial a circuito abierto de los recubrimientos de Ni y TiC/Ni con micro y nano partículas de TiC a una velocidad de barrido de 0.1mV/s [91] .

Por su parte, Zhang y col. [92] fabricaron compósitos anisotrópicos de aleación Inconel 718 reforzados con 20% en peso de TiC poligonal mediante fusión selectiva por láser. La Figura 2.13 muestra un arreglo de micrografías donde se aprecia la respuesta a la corrosión en una solución 3.5% en peso de NaCl. El plano que mostró una mejor distribución de las partículas de refuerzo en los límites de grano fue el YZ, además de ser más denso y con menos poros, lo que produjo una menor corrosión intergranular. La distribución homogénea de las partículas de refuerzo favoreció un tamaño de grano pequeño que disminuye la absorción de iones Cl^- , promoviendo la formación de una capa estable pasiva de Cr_2O_3 que redujo la corrosión. Por el contrario, el plano XY mostró un aumento en la corrosión micro galvánica debido a la presencia de una mayor cantidad de poros y a que la aglomeración de partículas duras originó una capa de óxido inestable. La resistencia a la corrosión de los planos fue $\text{YZ} > \text{XZ} > \text{XY}$. Los poros tienden a ser zonas de iniciación a la

corrosión ya que experimentan una menor concentración de oxígeno, lo que provoca que las reacciones de corrosión tengan lugar en medio ácido [93]. Concluyen que la incorporación de TiC como refuerzo reduce la formación de grietas, incrementando la densificación de los compósitos. Por lo tanto, los compósitos mejoraron su resistencia a la corrosión en comparación con la matriz no reforzada.

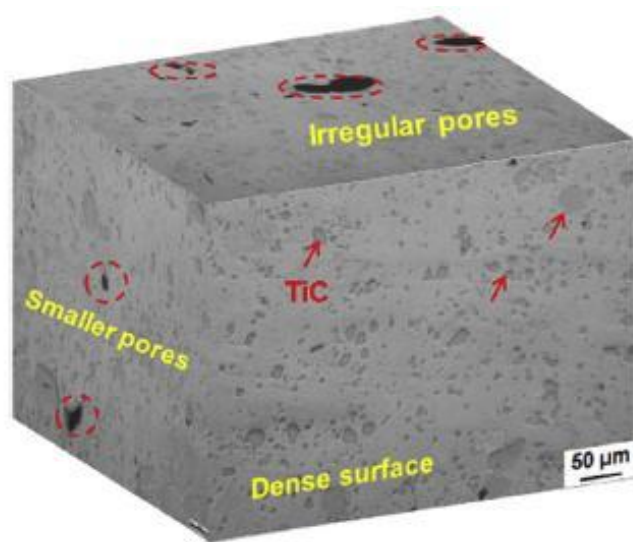


Figura 2.13 Imágenes metalográficas por microscopía óptica de los planos corroídos del compósito por fusión láser de Inconel 718/TiC en contacto con una solución al 3.5% en peso de NaCl [92].

La mayoría de la información disponible de compósitos TiC/Ni se deriva de procesos de fabricación por rutas en estado líquido. Bakkar y col. [61] fabricaron compósitos de Inconel 625 reforzados con 25%, 50% y 70% de TiC mediante infiltración a presión, habiendo la formación de intermetálicos de MoNi_4 , Cr_2Ni_3 y MoCr , además de carburos de Cr y de Mo. Evaluaron el comportamiento a la corrosión de los compósitos expuestos en una solución 3 % m/v de NaCl por la técnica de curvas de polarización. Encontraron que el TiC desplaza los potenciales E_{corr} hacia zonas ligeramente más nobles debido al acoplamiento galvánico entre el Ni y el TiC por la alta conductividad eléctrica del cerámico. La presencia de TiC afectó negativamente la pasividad de la aleación Inconel 625. Los compósitos reforzados con 25 % y 50 % de TiC mostraron pasivación o pseudo-pasivación, mientras que el compósito con 70 % TiC tuvo un comportamiento muy activo debido a la discontinuidad

de la película pasiva formada pero también por el efecto galvánico del alto contenido de TiC en Ni. La incorporación de TiC disminuyó la resistencia a la corrosión, sin embargo, el efecto fue insignificante al contenido bajo de 25% de TiC [61].

Debido a la condición de buena humectabilidad del TiC con aleaciones metálicas de Al, Cu y Ni, es posible la obtención de compósitos por infiltración de las aleaciones líquidas en preformados porosos de carburo. Ejemplo son los compósitos TiC/Ni [94], TiC/Ni-Cr [34] y TiC/Cu-Ni [95], ambos sintetizados en el equipo de trabajo del Laboratorio de Materiales Compuestos del IIMM, y evaluados en su resistencia a la corrosión. Para el caso del compósito TiC/Ni se investigó la corrosión en medio salino mediante la técnica de curvas de polarización [94]. Se encontró que la velocidad de corrosión de Ni puro fue menor que la del compósito TiC/Ni con 60% de refuerzo, pues la incorporación de la fase cerámica ocasionó corrosión localizada de tipo hendidura bajo un mecanismo de corrosión por celda de aireación diferencial. La velocidad de corrosión fue similar a los tiempos de 0 h, 6 h y 12 h, pero se mantuvo creciente en el compósito a 24 h de exposición. Mientras que en la muestra de Ni puro se forma una capa pasiva, en el compósito TiC/Ni la película no fue continua. La Figura 2.14 muestra la corrosión localizada tipo hendidura para el compósito, un efecto potenciado por la presencia de poros residuales que causan sitios intersticiales entre el Ni y el TiC que se convierten en sitios preferenciales para el inicio del proceso de corrosión.

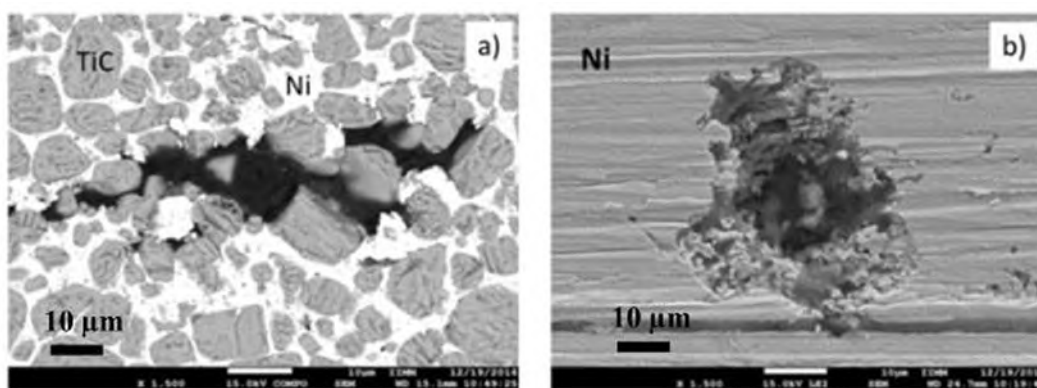


Figura 2.14 a) Corrosión por picadura en níquel sin reforzar expuesto en solución salina. b) Corrosión localizada del tipo hendidura en el compósito reforzado TiC/Ni [94].

El mismo compuesto infiltrado TiC/Ni, con porosidad final de 1.4% de poros cerrados, fue evaluado a la corrosión en agua de mar sintética mediante la técnica de ruido electroquímico [96]. Se reportó un potencial de corrosión de -225 mV vs ESC, alcanzando la estabilidad en un tiempo de 20 minutos. La velocidad de corrosión disminuyó a medida que incrementó el tiempo de exposición en el electrolito, presentándose corrosión de tipo localizada al contacto con los aniones agresivos de Cl^- . La Figura 2.15 muestra nódulos de corrosión aislados en los compósitos. Eventualmente, se produjo corrosión uniforme con la formación de óxido en la superficie metálica.

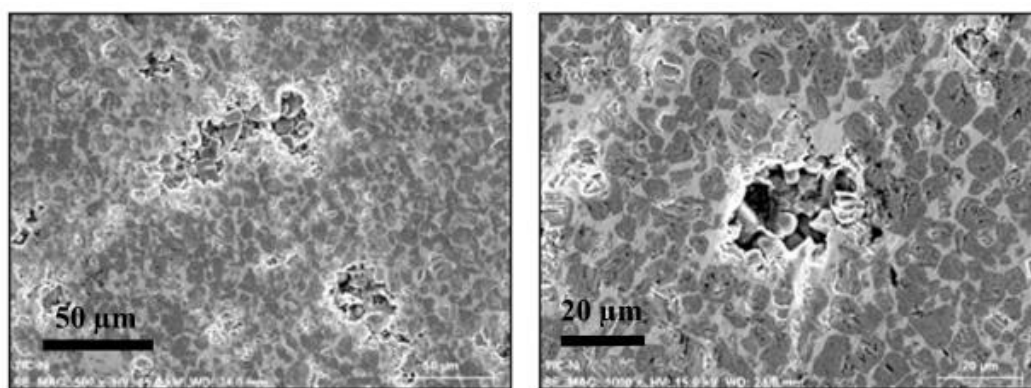


Figura 2.15 Imágenes por microscopia electrónica de la corrosión localizada en el compuesto TiC/Ni expuesto en agua de mar sintética [94].

En la síntesis de compósitos con aleaciones binarias Ni-Cr, González y col. [34] sintetizaron y evaluaron la conducta frente a la corrosión en agua de mar sintética de una aleación de Ni-20Cr y su compuesto TiC/Ni-20Cr con 60% vol. de partículas de TiC. En este caso los compósitos presentaron hasta 6.49% de porosidad residual. Aplicaron la técnica electroquímica de curvas de polarización para tiempos de exposición de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h a una velocidad de barrido de 60 mV/min en un rango de polarización de ± 500 mV. En la corrosión de la aleación Ni-20Cr sin reforzar la rama anódica mostró una densidad de corriente límite, seguido de un proceso de transferencia de masa influenciado por la transferencia de carga formando una capa pasiva que se fracturó y repasivó para los tiempos de 0 h, 6 h y 12 h. En el caso del compuesto TiC/Ni-20Cr las curvas de polarización mostraron un comportamiento similar, donde en el tiempo de 24 h ya no se apreció pasivación. La Figura 2.16 muestra que la tasa de corrosión fue mayor para el compuesto, lo que se atribuye

a la irrupción de la continuidad de la capa de óxido pasiva por las partículas de refuerzo de TiC inerte, y a la porosidad residual que ocasiona corrosión por picaduras y corrosión por hendidura mediante un mecanismo de celda de aireación diferencial que forman la matriz de metal y el refuerzo cerámico, siendo más evidente a las 12 h de exposición.

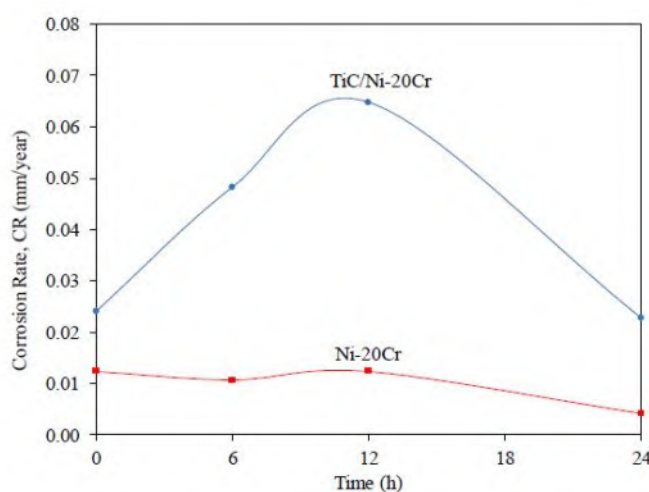


Figura 2.16 Tasa de corrosión la aleación sin refuerzo Ni-20Cr y de su compuesto TiC/Ni-20Cr en electrolito de agua de mar sintética de la aleación [34].

Las aleaciones de cuproníquel mantienen la resistencia a la corrosión y mejoran las capacidades conductoras del níquel. Téllez y col. [95] fabricaron compósitos TiC/Cu-Ni con un contenido de 55% vol. de TiC y matrices de cuproníquel con 10 % y 20 % de Ni. Los compósitos TiC/Cu-10Ni y TiC/Cu-20Ni con porosidad residual de 1.8 % y refuerzo homogéneamente disperso presentaron buena adherencia matriz-refuerzo. Se evaluó la resistencia a la corrosión en agua de mar sintética mediante curvas de polarización y espectroscopía de impedancia. La Figura 2.17a muestra la velocidad de corrosión por CP para ambos compósitos. Un mayor contenido de Ni significó mayor resistencia a la corrosión. La tasa de corrosión disminuyó con el tiempo de exposición debido al crecimiento de una densa capa de productos de corrosión que protegió del daño de los iones Cl^- , que a su vez motivaron un aumento en la densidad de corriente por un mecanismo de celda de aireación diferencial que causó corrosión por picaduras y hendiduras. De la técnica de impedancia se obtuvo que la velocidad de corrosión del compuesto TiC/Cu-20Ni aumentó abruptamente con

el tiempo de exposición, mientras que para el compuesto TiC/Cu-10Ni hubo mayor velocidad de corrosión desde el primer momento, manteniéndose aproximadamente constante con el tiempo (Figura 2.17b). Explican que, al haber una mayor cantidad de níquel en la matriz del compuesto TiC/Cu-20Ni, se produce la formación de pares galvánicos. Debido a la diferencia de potenciales, el Cu presenta inicialmente un comportamiento anódico, pero, a medida que aumenta el tiempo de exposición, el Ni afecta la capa pasiva, cambiando la conducta del Cu a un comportamiento catódico.

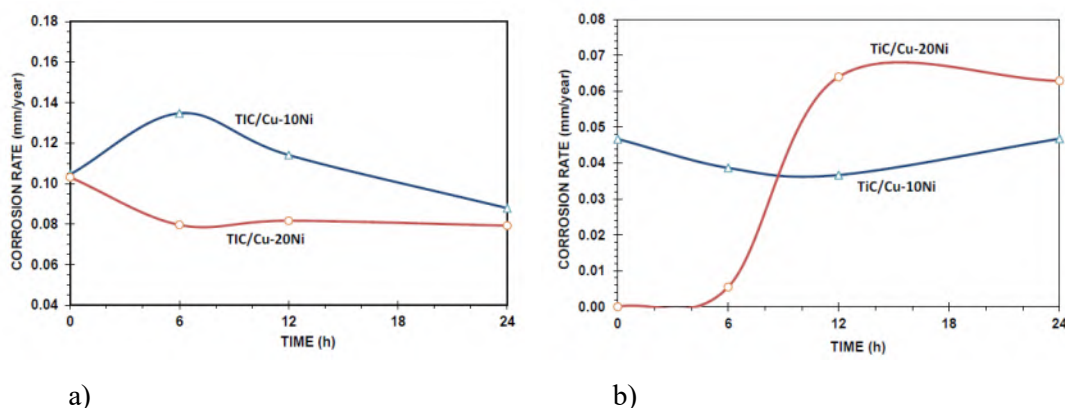


Figura 2.17 Velocidad de corrosión de los compósitos TiC/Cu-10Ni y TiC/Cu-20Ni. a) Técnica de Curvas de Polarización. b) Técnica de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica [95].

2.8 Desgaste por fricción de aleaciones base níquel

Además de la degradación química, la pérdida de material por fricción entre superficies en movimiento es motivo de interés en los materiales base níquel. Como en otras superficies metálicas, los mecanismos de desgaste del níquel están afectados por factores como la formación de tribopelículas de reacción, el texturizado de la superficie para eliminación del producto de desgaste, la oxidación durante el ensayo, los tratamientos térmicos en las muestras o el uso de las aleaciones en forma de recubrimientos.

Krell y col. [97] prepararon y estudiaron la conducta al desgaste de tres aleaciones Cr-Ni con 20%, 30% y 40% de níquel, en condiciones de recocido y envejecido. El desgaste por deslizamiento se investigó en una configuración de bola sobre disco empleando como contra cuerpo bolas de alúmina. Reportan la formación de surcos por un mecanismo de micro cortes. Las aleaciones con mayor contenido de Ni mostraron mejor comportamiento ante el

desgaste por deslizamiento a alta temperatura debido a la formación de capas estables mecánicamente mezcladas (MML). Los productos de desgaste liberados actuaron como partículas abrasivas participando en la creación de canales en la superficie y de la formación de la capa densa y firmemente adherida. La formación de los surcos y la ausencia de astillas indicó que las tribocapas fueron dominadas por procesos de micro canales. Las superficies con apariencia de escamas y microgrietas denotaron un mecanismo de desgaste por micro-fatiga [97].

La textura de la superficie de desgaste desempeña un papel importante en la definición de los mecanismos de desgaste de un tribosistema. Hay investigaciones donde se introduce una textura definida para elucidar su efecto en la degradación de las superficies, como el trabajo realizado por Lu y col. [98] donde generaron texturizados con láser para entender los efectos de micro hoyuelos, micro canales y micro rejillas en el desgaste de una aleación Fe-Cr-Ni. Efectuaron ensayos de fricción por deslizamiento recíprocante en un arreglo de bola sobre disco a una carga de 2 N en desplazamiento de 5 mm a frecuencia de oscilación de 5 Hz durante 15 minutos con bola contraparte de Si_3N_4 . Encontraron que la formación de óxidos durante el desgaste contribuyó a la disminución del coeficiente de fricción. Las muestras de referencia, sin formación de textura previa, presentaron un alto coeficiente de fricción debido a que el producto de desgaste formado pasa a ser parte del sistema de desgaste, teniendo evidencia de adhesión y delaminación. Por el contrario, las superficies texturizadas evitaron que los residuos de desgaste cayeran sobre la superficie desgastada al ser atrapados en los huecos generados, de tal manera que la tasa de desgaste de las muestras de micro hoyuelos, micro canales y micro rejillas se redujo en un 18 %, 37 % y 57 % respectivamente. Las superficies texturizadas aliviaron la condición de discontinuidades geométricas, reduciendo la concentración de tensiones con una distribución más uniforme durante el proceso de deslizamiento por fricción, reduciendo el desgaste adhesivo y la delaminación de material.

A través de tratamientos térmicos de las aleaciones puede modificarse el comportamiento al desgaste. Zhang y col. [99] llevaron a cabo pruebas de desgaste por fricción “fretting” durante 30 min sobre láminas de la aleación níquel-cromo Inconel 600 bajo carga normal de 100 N, amplitud de desplazamiento tangencial de 45 μm y frecuencia de 20 Hz. El par de desgaste fueron bolas de acero inoxidable 304 de 10 mm de diámetro y

dureza de 25 HRC. La aleación Inconel 600 se trató térmicamente con recocido seguido de envejecido a 800 °C. En las muestras envejecidas hubo formación de zonas laminares con alto contenido de oxígeno, además de microgrietas y delaminación. El aumento de precipitación de carburos aumentó el volumen de desgaste por fricción. Se encontraron franjas de deformación y dislocaciones enredadas en las huellas de desgaste que, al interaccionar con los carburos redujeron la plasticidad, dando como resultado la aparición de más micro fisuras y aumento del desgaste. Los mecanismos de desgaste fueron una combinación de desgaste abrasivo, desgaste oxidativo y delaminación del espesor del producto de desgaste formado sobre la superficie.

Li y col. [100] también estudiaron la aleación Inconel 600 por fretting a condiciones de carga, frecuencia y tiempo similares a [99], pero a amplitudes de desplazamiento de 30 a 150 μm en un intervalo de 30 μm . La contraparte de desgaste fueron bolas de acero GCr15 con una microdureza de 700 HV y un diámetro de 10 mm. Al aumentar la amplitud del desplazamiento el volumen de desgaste aumentó, transitando de un modo de fricción por adhesión a uno de deslizamiento total. La huella de desgaste cambió de geometría redonda a elipsoidal alargada debido a que el empuje de la esfera provoca en los extremos de los bordes una alta tensión cortante y plasticidad localizada. En consecuencia, el mecanismo de desgaste se transformó en una combinación de desgaste por oxidación y delaminación. Análisis EDS indicaron una relación directa del contenido de oxígeno con el aumento de la amplitud de la huella, desarrollando una superficie completamente cubierta por la densa capa del tercer cuerpo formado. Las muestras a baja amplitud no mostraron presencia de microgrietas, mientras que al aumentar la amplitud las microgrietas aparecieron con frecuencia. El rápido aumento de volumen perdido se debió a una combinación de desgaste por oxidación y por delaminación.

La oxidación durante un ensayo de desgaste resulta en fases oxidadas que actúan como lubricantes disminuyendo el coeficiente de fricción, o bien, provocan un sistema de desgaste de tres cuerpos más abrasivo. Gao y col. [101] estudiaron los mecanismos de desgaste de la aleación Inconel 625, los análisis EDS realizados en las muestras ensayadas presentaron zonas con alto contenido de oxígeno y disminución del níquel y cromo, explican el fenómeno de rápida oxidación dado que los fragmentos de desgaste quedan atrapados entre el tribopar el cual llega a romperse en partículas más finas y dado el aumento de su área

superficial alcanzan una oxidación más rápida al continuar con el movimiento de reciprocante del ensayo, otros factores que se suman a la rápida oxidación son el aumento de temperatura debido a la fricción generada, alta densidad de defectos y energía superficial inducida por contactos de deslizamiento. La generación de los productos de desgaste oxidados puede actuar como un tercer cuerpo en el sistema de desgaste que ayuda a disminuir el volumen de material perdido y por tanto disminuir la tasa de desgaste, por lo que los mecanismos de desgaste encontrados en este estudio fueron abrasión y adhesión acompañados de desgaste por oxidación. Los límites de grano proveen canales para la iniciación y propagación de grietas durante el deslizamiento

En otra investigación sobre superficies modificadas, Kumar y col. [102] evaluaron el desgaste por fretting de una aleación Ni-Cr-Fe 718 sometida a deformación plástica severa por desgaste mecánico de la superficie. En la aleación tratada se formó una capa nanocrystalina rugosa que incrementó la dureza, caracterizada por mayores esfuerzos residuales de compresión en la superficie. Las pruebas de desgaste por fretting en muestras deformadas durante 30 y 60 min y en muestras no tratadas, se llevaron a cabo a cinco cargas normales desde 1.96 N a 19.6 N, a una frecuencia de 5 Hz, desplazamiento de 50 μm y 25000 ciclos. El contra cuerpo fue una bola de alúmina de 10 mm de diámetro. Encontraron que la disminución de dislocaciones en zonas cercanas a la superficie evitó que los granos de tamaño nanométrico fueran desprendidos durante el desgaste en forma de fragmentos. El estrés del contacto y la fricción causaron un crecimiento de grano superficial por la migración de los límites de grano, rotación de los granos y por la temperatura del recocido. Las muestras bajo el tratamiento a 30 min y 60 min presentaron mayor dureza y menor tamaño de cristalita, así como un alto estrés al contacto y menor resistencia a la deformación plástica. Estos factores actuaron de manera sinérgica conduciendo a una alta tasa de desgaste con formación de microfisuras y fracturas frágiles en la superficie.

Estudios de desgaste sobre recubrimientos base níquel revelaron diferencias en el coeficiente de fricción según su composición química. Wang y col. [103] prepararon un recubrimiento de NiCo sobre un sustrato Inconel 718 mediante revestimiento con láser pulsado. La dureza del recubrimiento fue de 427 HV, esto es, un 21.1 % superior a la del sustrato Inconel 718. Las pruebas de desgaste se realizaron a temperatura ambiente en un arreglo reciprocante con bolas de acero GCr15, bajo una carga aplicada de 10 N, una amplitud

de 10 mm, frecuencia de 20 Hz y tiempo de deslizamiento de 15 min. El sustrato con baja dureza presentó fluctuaciones del COF por la deformación plástica sufrida durante el proceso de fricción, mostrando formación gradual de fracturas y liberación de fragmentos de desgaste, lo que desarrolló un nuevo estado de desgaste bajo la acción de los escombros. La huella de desgaste en el sustrato contenía una pequeña cantidad de partículas convexas fundidas, donde las principales formas de desgaste fueron el desgaste abrasivo y el desgaste adhesivo. En el caso del recubrimiento NiCo, la cantidad de partículas convexas en la superficie de la huella de desgaste fue significativamente menor, mostrando un mecanismo típico de desgaste abrasivo. El coeficiente de fricción promedio del recubrimiento fue menor que el del sustrato dada su mayor dureza.

Las aleaciones cuproníquel también han sido estudiadas al desgaste. Yan y col. [104] estudiaron el comportamiento de desgaste por deslizamiento de materiales altamente deformados, específicamente películas columnares de Cu-2Al, Cu-4Al, Cu-6Al y Cu-10Ni mediante pulverización catódica con magnetrón. Las pruebas de desgaste se realizaron por deslizamiento friccionante mediante nano indentación con una punta de diamante esférica de 10 μm de radio y un ángulo de cono de 60°. Las pruebas de rayado a carga constante de 5 mN se realizaron a una velocidad de 10 $\mu\text{m/s}$ y longitud total de 100 μm moviendo la etapa de nano posicionamiento hacia adelante y hacia atrás. La dureza de las aleaciones Cu-Al aumentó con el contenido de Al. La dureza del Cu-10Ni en peso fue la misma que la del Cu-6Al. La resistencia al desgaste, en orden ascendente, fue Cu-2Al, Cu-4Al, Cu-6Al y Cu-10Ni. Esto sugiere que la respuesta al desgaste de las aleaciones totalmente deformadas de Cu depende principalmente de la composición química. Las propiedades de desgaste mejoradas y la estabilidad microestructural de las aleaciones Cu-Al pueden atribuirse a la disminución de la energía de falla de apilamiento. En general, la aleación Cu-Ni mostró las mejores propiedades tribológicas.

2.9 Desgaste de materiales compósitos de matriz base níquel

La conducta al desgaste de compósitos a base de níquel ha sido investigada con la incorporación de diferentes refuerzos. Lei y col. [105] fabricaron compósitos Grafeno-Níquel (G-Ni) por una técnica de formación in-situ de grafeno mediante sinterización en H_2/Ar a

1000 °C de compactos de polvos de Ni y sacarosa. Las muestras fueron evaluadas al desgaste en ensayos reciprocantes con configuración ball-on-disk a una carga normal de 5 N y una velocidad de deslizamiento de 9 mm/s. Encontraron que el grafeno formado in-situ tuvo un efecto favorable de autolubricación cuando se encontraba en un contenido de 0.99% en peso, sin embargo no mejoró la resistencia al desgaste del compuesto G-Ni debido a un desgaste abrasivo y delaminación severa. Un efecto del grafeno fue proteger a la matriz de níquel de oxidarse a expensas de su oxidación durante la fricción por deslizamiento, mientras que en la interfaz de fricción se transformó a una estructura de grafeno amorfa desordenada que promovió la acción autolubrificante.

A diferencia del níquel puro, los compósitos de grafeno muestran alta dureza, bajo coeficiente de fricción y resistencia al desgaste debido a la alta resistencia y el alto módulo del grafeno. Por estas características es común la aplicación de recubrimientos compósitos de níquel con relleno de grafeno. Chen y col. [106] depositaron un compósito Ni-G sobre discos de acero AISI 45 a los cuales efectuaron pruebas de desgaste a una carga normal de 3 N y una velocidad constante de 0.1 m/s empleando como contraparte una bola cerámica de 4 mm de diámetro de Si_3N_4 . Encontraron un aumento de la microdureza con el incremento de la cantidad de grafeno, lo que adjudican al tamaño de grano más fino que proporciona un obstáculo para el movimiento de las dislocaciones, dando así mayor resistencia al flujo plástico y mayor dureza. De las pruebas de desgaste observaron una disminución del coeficiente de fricción con el aumento de la cantidad de grafeno co-depositado. El coeficiente de fricción de los recubrimientos que se prepararon a partir de baños que contenían 0.1 g/l y 0.2 g/l de grafeno fue mayor que para el Ni puro (0.7), pero a la máxima adición de grafeno en el baño de deposición de 0.4 g/l se obtuvo un coeficiente de 0.6. Concluyen que la cantidad de grafeno debe ser superior a 0.3 g/l para reducir de forma eficaz la fricción.

Siddaiah y col. [107] depositaron recubrimientos de Ni y Ni-Grafeno sobre un sustrato de acero 1045. Reportan que el los fragmentos resultantes del desgaste del recubrimiento de Ni consiste de pequeños granos refinados que dieron paso a la formación de partículas esféricas submicrónicas cuya morfología facilitó su expulsión del sistema sin generar mayor desgaste. En el recubrimiento de Ni-Grafeno los productos de desgaste formado fueron de tamaño aún menor en el rango de submicrónico a nanométrico debido a la mínima fricción adhesiva por la baja energía superficial de grafeno, lo que impidió la

incrustación de partículas de desgaste en la tribo-interfaz generando una buena lubricación. Resultados similares fueron obtenidos por Xiang y col. [108] quienes depositaron recubrimientos Ni-grafeno sobre un sustrato de acero inoxidable AISI 304. Coinciden que en los recubrimientos compósitos Ni-grafeno el desgaste por fricción en la interfaz deslizante es suprimido por el grafeno presente, observando surcos de desgaste de menor profundidad en el recubrimiento Ni-grafeno que para el Ni puro dado que la superficie desgastada presenta deformación plástica relacionada a efectos de rodamiento y lubricación del grafeno.

En el caso de la conducta al desgaste de recubrimientos compósitos Grafito/TiC/Ni depositados sobre sustratos de acero al carbón 45, Cai y col. [109] encontraron que el TiC incrementa la resistencia al desgaste, a la vez que el grafito contribuye a la reducción del coeficiente de fricción. Notaron que un exceso de grafito implica mayor pérdida de material por fenómenos de adhesión y oxidación del recubrimiento. Los recubrimientos compósitos exhibieron excelentes propiedades integradas de antifricción y resistencia al desgaste. Bajo una carga baja, los mecanismos de desgaste fueron principalmente deformación multiplástica con ligero desgaste abrasivo, que cambiaron gradualmente a una mezcla de deformación multiplástica, delaminación y desgaste por microcorte con el aumento de la fracción de grafito. La deformación multiplástica se causó debido al constante rayado que se produjo en la superficie del recubrimiento, esta deformación provocó una disminución en la tenacidad y capacidad de deformación plástica. A medida que aumentó la carga, los principales mecanismos de desgaste cambiaron de forma gradual de microfisuras, microcorte y desgaste adhesivo a microcorte y microfractura al aumentar la fracción de grafito. Observaron que la estructura del revestimiento del compuesto no es lo suficientemente densa para resistir a la deformación lo que ocasionó que la huella de desgaste fuera más ancha que para Ni puro.

En un trabajo complementario los mismos autores [110] encontraron que en el recubrimiento con níquel se generó deformación multiplástica y microgrietas en la huella de desgaste extendiéndose hasta la superficie inferior generando de esta forma desgaste adhesivo y deformación multiplástica. Por el contrario, una capa blanda transferida abundante en grafito y óxido férrico se desarrolla sobre la superficie desgastada del revestimiento compuesto, lo que redujo en gran medida el coeficiente de fricción y la pérdida por desgaste. El principal mecanismo de desgaste generado en el recubrimiento compuesto fue delaminación por fatiga de la capa transferida.

Liu y col. [20] fabricaron compósitos NiCr-Al₂O₃ mediante prensado en caliente a vacío a temperatura de 1300 °C. Usaron mezclas de polvos de Ni (80 % peso) y Cr (20 % peso) con diferentes cantidades del refuerzo Al₂O₃ (20, 30, 40, 50 y 60 %) sometidos a molienda de alta energía. Los compósitos fueron desgastados en un tribómetro de alta temperatura bajo una configuración ball-on-disc empleando discos del compósito y bolas contraparte de alúmina de 3 mm de diámetro. La velocidad fue de 0.1 m/s a carga normal de 10 N y duración de 60 min a las temperaturas de 200, 400, 800 y 1000 °C. Las tasas de desgaste de los compósitos disminuyeron con la temperatura alcanzando un valor mínimo a 800 °C, lo que se atribuyó a la formación de la capa oxidada lubricante en la región del tribocontacto. Los compósitos con 40% de refuerzo presentaron buena resistencia al desgaste en el rango de temperatura ambiente a 800 °C. A bajos contenidos de Al₂O₃ la resistencia al desgaste fue muy pobre debido a la destrucción de la fase Ni(Cr) seguida del desprendimiento de pequeñas partículas del refuerzo de Al₂O₃ durante el deslizamiento, mientras que los que contenían un porcentaje de refuerzo mayor al 40 % fallaron como resultado de la fractura de los granos después de un múltiple raspado de la superficie.

León y col. [55] fabricaron y evaluaron el desgaste de un compósito con gradiente Al-Ni/SiC reforzado con 30 % vol. de partículas de SiC. Las partículas cerámicas fueron metalizadas mediante niquelado electrolítico obteniendo partículas compósito Ni-SiC con 29.3 % peso de Ni en la superficie. Empacados de partículas fueron infiltrados con aluminio líquido en probetas de cuarzo por acción de vacío. El metal ascendió, fluyó y disolvió parcialmente el níquel de las superficies a lo largo de la dirección de infiltración, de tal manera que se formó un compósito con gradiente en la composición de la matriz Al-Ni formada in-situ, habiendo presencia de fases de Al y Al₃Ni principalmente. La corriente de aluminio se enriqueció de níquel cerca de la parte superior, zona hacia donde ocurrió de forma gradual la precipitación de fases ricas en níquel. El comportamiento de desgaste en función de la longitud de infiltración se evaluó en un arreglo pin-on-disc contra un acero M2 a cargas de 103 N y 145 N, y velocidades de deslizamiento de 0.3 m/s y 0.9 m/s. Observaron que la tasa de desgaste disminuyó de la zona rica en aluminio hasta la zona rica en níquel debido a la aparición de compuestos intermetálicos duros de Al-Ni. Cuanto mayor fue la carga aplicada, mayor fue la pérdida por desgaste; por el contrario, cuanto mayor fue la velocidad de desgaste, menor fue el desgaste. El modo de desgaste fue por desgaste adhesivo

con una zona plásticamente deformada y reacción triboquímica con formación de aglomerados en una mezcla de la contraparte de acero y el compuesto Al-Ni/SiC.

2.10 Desgaste de materiales compósitos reforzados con TiC

El carburo de titanio (TiC) es un cerámico que llama la atención como material de refuerzo de materiales metal-cerámico pues provee de alta dureza y extrema resistencia al desgaste [82, 107]. Como cualquier material sujeto a desgaste por acción friccionante, el desgaste en los compósitos reforzados con TiC es afectado por los parámetros: carga aplicada, velocidad de deslizamiento y distancia de deslizamiento, y por supuesto, del volumen de refuerzo. En general, se reporta que el TiC disminuye considerablemente la tasa de desgaste de compósitos reforzados discontinuamente respecto a las matrices metálicas sin reforzar.

Aydin y col. [86] estudiaron el comportamiento tribológico por deslizamiento en seco de compósitos de magnesio AZ91 reforzados con 10 %, 20 % y 30 % en peso de TiC en un arreglo de bola contra disco bajo cargas de 5, 10, 20 y 30 N usando bolas contraparte de acero AISI 52100. Encontraron que al aumentar la carga disminuyó la tasa de desgaste, habiendo mayor resistencia con el incremento de refuerzo y la mínima resistencia para la aleación sin reforzar (Figura 2.18). Explican que el aumento en la resistencia al desgaste se debe a la resistencia de las partículas de TiC además que limitan la deformación plástica de la matriz. Del análisis de las huellas encontraron que el desgaste abrasivo es el mecanismo dominante para todas las muestras debido a la presencia de ranuras paralelas a la dirección de deslizamiento, donde fue evidente el daño en la muestra con menor porcentaje de refuerzo bajo ambas cargas.

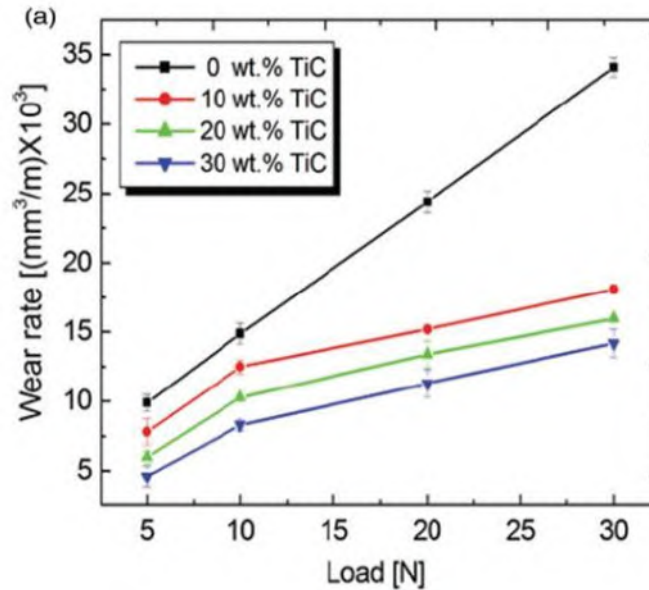


Figura 2.18 Tasa de desgaste de los compósitos de matriz AZ91 con diferente porcentaje de refuerzo de TiC a diferentes cargas aplicadas [86].

Contrario a lo observado en el sistema AZ91/TiC [86], Lekatou y col. [112] reportaron mayor desgaste al aumentar la cantidad de refuerzo en un compuesto de matriz de aluminio Al1050 con 0.7 % y 1 % en volumen de partículas submicrónicas de TiC. El compuesto fue fabricado por fundición con agitación, observando la formación del intermetálico Al_3Ti en forma de aglomerados de partículas finas de morfología redondeada localizados cerca de los límites de grano. Los compósitos fueron evaluados al desgaste en seco utilizando un arreglo ball-on-disk bajo una carga de 1 N y velocidad de deslizamiento de 10 cm/s. Encontraron que al aumentar la cantidad de refuerzo hubo mayor pérdida de volumen por desgaste. Explican tres posibles causas por las cuales las partículas cerámicas retardan la deformación plástica: la reducción de la carga en la matriz; la disminución del área de contacto en la superficie de la matriz; y la mayor estabilidad térmica de la matriz. Agregan la posibilidad de que, al tener un mayor tamaño de partícula se propicie mayor daño por agrietamiento. Observaron una morfología de huellas de desgaste con valles y crestas (Figura 2.19) donde las partículas cerámicas y los intermetálicos restringieron el flujo plástico. Debido a la fricción se produjo calentamiento y formación de capas de óxido de Al y de Ti y agrietamiento de partículas de refuerzo que provocaron desprendimientos durante el deslizamiento, lo que causó formación de surcos finos y densos en la huella de desgaste.

Formulan un mecanismo de desgaste en cuatro etapas: deformación plástica de la matriz que conduce a una morfología repetida de “valle-cresta” de la superficie de desgaste; formación de capas superficiales de óxido a base de alúmina; formación de grietas debido a la fricción, fatiga y fragilidad de las capas superficiales de óxido; formación de ranuras finas a lo largo de la dirección de deslizamiento. El modo de desgaste fue caracterizado como leve.

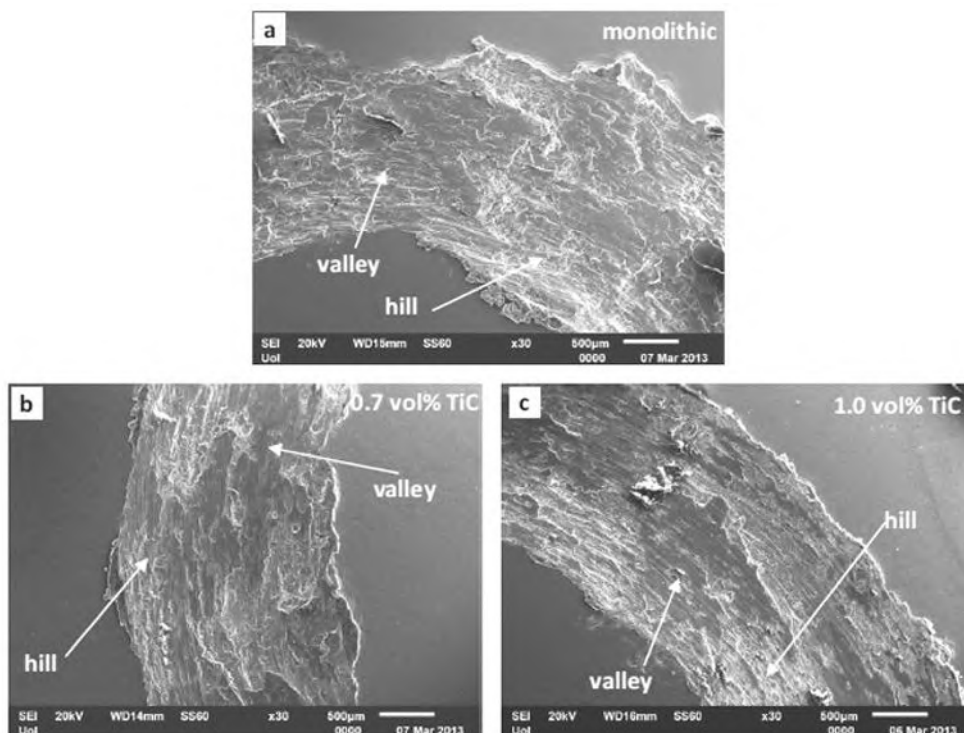


Figura 2.19 Morfología de las huellas de desgaste de la aleación (a) y los compósitos (b,c) [112].

El fenómeno de desprendimiento de partículas duras de TiC por reblandecimiento de la matriz bajo fricción observado por Lekatou y col. [112] ha sido también reportado en otros sistemas compósitos. Samal y col. [113] señalan que el ablandamiento microtérmico en la superficie de desgaste de un compuesto de matriz metálica AA5052 reforzado con partículas de TiC redujo la unión metal-cerámico causando desprendimiento de partículas duras y mayor deformación, y por tanto mayor pérdida de material por desgaste. Sin embargo, el efecto es diferente entre compósitos según sea la adhesión entre la combinación de matriz y refuerzo. Reportaron deformación plástica de la aleación AA5052 con acumulación de

material a lo largo de la dirección de deslizamiento, lo que posteriormente causó delaminación. La capa de material transferida por la delaminación condujo a la formación de productos de desgaste en forma de hojuelas. El incremento de 0.7 % a 1 % del refuerzo TiC favoreció canales de desgaste de menor profundidad debido al aumento en la dureza del compuesto y a la reducción de penetración en la superficie deslizante, causando desgaste abrasivo. Observaron además que los productos de desgaste desprendidos en el compuesto eran de menor tamaño que los productos de desgaste de la aleación.

Es claro que diferentes contenidos de refuerzo pueden derivar en diferentes tasas y mecanismos de desgaste. Farías y col. [114] estudiaron el desgaste en una configuración reciprocante de bola deslizante en compósitos TiC/Ti con porcentajes de 0 %, 3 %, 10 % y 30 % vol. de TiC preparados por sinterización por chispa de plasma. El compuesto con 10 % de TiC mostró la tasa de desgaste más baja. Para la muestra con bajo contenido de TiC (3 % vol.), se identificó desgaste adhesivo con deformación plástica severa. En este caso los productos de desgaste fueron de menor tamaño lo que generó que el material fuera expulsado de la matriz por lo que presentó la mayor tasa de desgaste. La muestra con contenido medio de TiC (10 % vol.) mostró una capa mixta mecánica. La formación de tribocapas fue posible por la reacción de oxidación de las partículas finas de desgaste con el ambiente. Algunas partículas finas en la interfase fueron compactadas y sinterizadas, observando que la presencia de partículas finas de TiC en los productos de desgaste proveyó de buena adhesión y unión mecánica de la tribocapa. El compuesto con alto contenido de TiC (30 % vol.) mostró abrasión como el principal mecanismo de desgaste. Las partículas de TiC evitaron la deformación plástica debido a la capacidad de carga durante el deslizamiento, siendo abrasión el principal mecanismo de desgaste a causa de la gran cantidad de partículas eliminadas.

La condición de mayor desgaste en una matriz sin reforzar se guarda sin importar el arreglo experimental empleado. Radhika y col. [115] fabricaron el compuesto de matriz de aluminio LM25 reforzado con 10 % peso de partículas de TiC mediante fundición con agitación. La técnica de desgaste fue de pin sobre disco, donde muestras del compuesto se desgastaron contra la cara de un disco de acero contraparte (EN-32, dureza HRC65) a un diámetro de pista de 90 mm. La tasa de desgaste aumentó linealmente al aumentar la carga aplicada, disminuyó con el aumento de la velocidad y varió de forma no lineal con la distancia

de deslizamiento. El aumento de la velocidad protegió la superficie de la eliminación de material mediante la formación de una capa mezclada mecánicamente. Notaron que al aumentar la distancia total de deslizamiento se perdió mayor material, quedando partículas de refuerzo expuestas sobre la matriz del compuesto, que al entrar en contacto con la contraparte redujeron el área de contacto con la matriz ayudando a lograr mayor protección al desgaste. El refuerzo de TiC en el compuesto retrasa la transición del desgaste a severo y exhibe una mayor resistencia al desgaste.

Otra variable en la resistencia al desgaste de un material es la temperatura a la cual se ensayan los materiales. Degnan y col. [116] investigaron el comportamiento de desgaste por deslizamiento recíprocante en seco a temperatura ambiente, 250 °C y 500 °C para compósitos particulados de matriz de acero con refuerzo de TiC procesados mediante la adición directa de polvo al acero fundido. La contraparte de desgaste fue una superficie de hierro fundido blanco. Reportaron dos regímenes de desgaste: desgaste leve caracterizado por generación de óxido y bajas tasas de desgaste, y; desgaste severo caracterizado por contacto metálico en las superficies de fricción y altas tasas de desgaste. A temperatura ambiente, la matriz sin reforzar y el compuesto exhibieron un marcado aumento en la tasa de desgaste. La transición a un régimen de desgaste más severo ocurrió a una carga significativamente mayor para el caso del compuesto. Sin embargo, por encima de esta carga de transición, el material reforzado exhibió tasas de desgaste similares a las de su contraparte no reforzada. A la temperatura de prueba de 250 °C, se observó que la transición al régimen de desgaste más severo se producía con una carga sustancialmente mayor para el acero. A 500 °C, el desgaste en la interfaz estuvo dominado por la oxidación y ambos materiales exhibieron un desgaste leve.

En una investigación con un compuesto de alto contenido en refuerzo de TiC, como el estudiado en el presente trabajo, León y col. [117] estudiaron el comportamiento de desgaste por deslizamiento en seco del compuesto Ni/TiC con 60% en volumen de TiC y dureza de 49 HRC preparado mediante infiltración líquida. El desgaste del compuesto se investigó en condiciones de deslizamiento de dos cuerpos utilizando un dispositivo pin-on-ring con un anillo contracara de acero duro M2 aplicando cargas normales de 103 N y 154 N, con velocidades de deslizamiento de 0.6 m/s y 0.9 m/s y una distancia de deslizamiento de 2000 m. Reportan un aumento en la tasa de desgaste al aumentar la carga aplicada y la

distancia de deslizamiento, mientras que el desgaste fue menor a mayor velocidad de deslizamiento. La primera parte del proceso de desgaste se caracterizó por un mecanismo de reacción triboquímica por oxidación de la matriz. Del análisis microscópico de las superficies desgastadas se tuvo que a mayor carga y menor velocidad el mecanismo dominante fue de desgaste por adherencia, mostrando una cantidad significativa de material desplazado plásticamente hacia el margen de la pista de desgaste. Las partículas de TiC expuestas en la superficie compuesta redujeron la carga sobre la matriz, disminuyendo la tasa de desgaste del material dúctil. Sin embargo, a altas cargas hubo fractura parcial de partículas, ocasionando una alta concentración de estrés que generó desestabilización en la superficie y el desprendimiento de las partículas cerámicas, las cuales se incorporaron al proceso de desgaste como material abrasivo. La Figura 2.20 presenta imágenes de muestras del compuesto Ni/TiC desgastadas. La presencia de oxígeno en los análisis químicos EDS corresponde a la formación de la película de óxidos en la superficie. Las zonas planas en las huellas de desgaste fueron características en las muestras ensayadas a baja carga, que corresponden principalmente a Ni de la matriz (Figura 2.20 a-b). Las zonas de material desplazado al borde de las huellas a mayor carga (Figura 2.20 c-d) contiene además elementos del material transferido desde el disco contraparte.

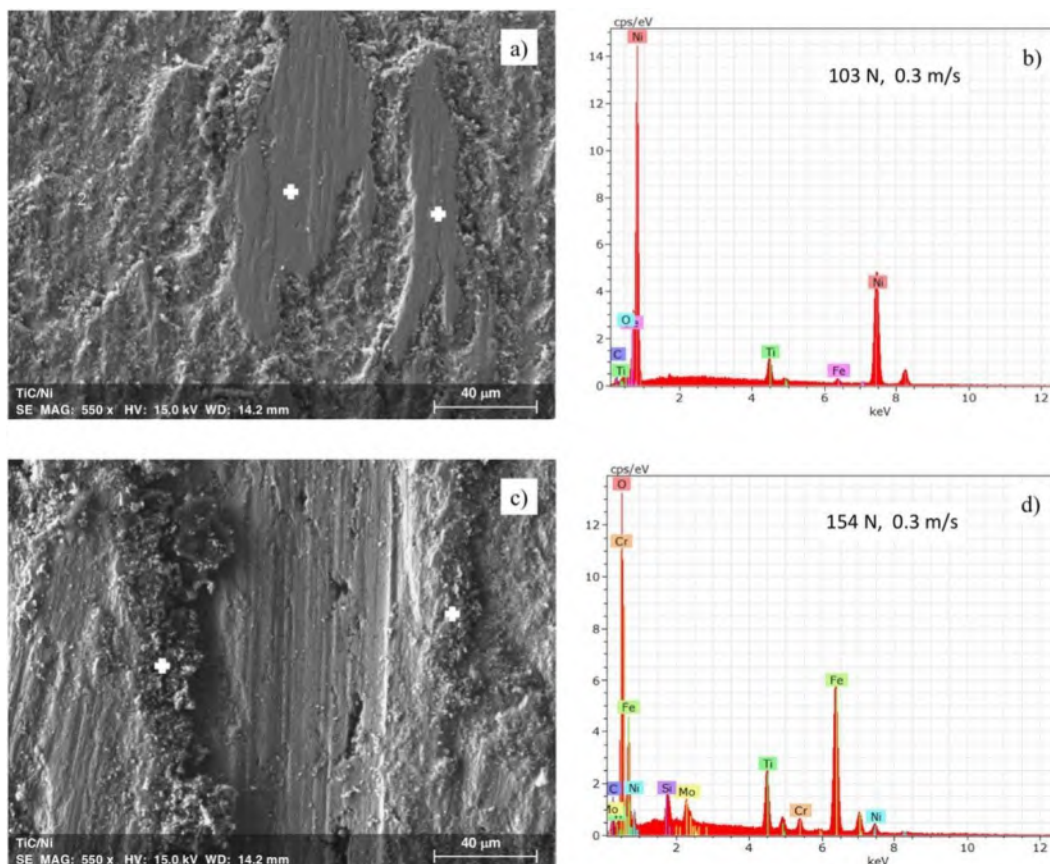


Figura 2.20 Superficie de muestras desgastadas y análisis EDS del compuesto Ni/TiC. a) y b) Carga de 103 N. c) y d) Carga de 154 N. Velocidad de deslizamiento de 0.3 m/s [117].

En otros casos el coeficiente de fricción puede ser mayor al inicio de desgaste y posteriormente alcanzar un punto estable como explica Selvakumar y col. [118] en el compuesto Ti/TiB, explican que este comportamiento se debe a los productos de desgaste desprendidos el cual queda atrapado en la zona de desgaste formando una protección al desgaste, y posteriormente es eliminado del sistema, durante el deslizamiento ocurrió deformación por plasticidad además de transferencia adhesiva y desgaste oxidativo, asimismo que al incrementar el contenido de TiB el volumen de material perdido y la tasa de desgaste disminuyeron. Los compósitos mostraron canales y grietas debido a la deformación plástica y fragmentación severa. Se formaron grietas perpendiculares a las huellas de desgaste cuando el porcentaje de TiB fue de 17.6 %. La abrasión mecánica provoca calor e incorporación de oxígeno sobre las muestras lo que generó la formación de tribocapas que al alcanzar el espesor necesario llega a su límite máximo de soportar esfuerzos cortantes por fricción o por carga aplicada y se desprende lo cual ocasiona aumento en la tasa de desgaste.

2.11 Tribocorrosión

La tribocorrosión ha sido definida por Landolt y col. [119] como la transformación irreversible de un material que resulta de las interacciones fisicoquímicas y mecánicas simultáneas que ocurren en un contacto tribológico. De tal manera que, en un sistema de tribocorrosión, la tasa de degradación total puede ser diferente a la suma de las tasas individuales de corrosión y de desgaste. Para Stemp y col. [120] la tribocorrosión es un proceso de degradación de la interacción entre el desgaste mecánico y la corrosión. El desgaste mecánico durante el proceso de tribocorrosión puede eliminar o dañar la capa pasiva, exponiendo así el material subyacente a los agentes corrosivos. Esto significa que el metal se vuelve más susceptible a la corrosión, ya que pierde su primera línea de defensa contra los procesos corrosivos. Además, el desgaste mecánico puede promover la formación de nuevos sitios de corrosión al exponer áreas frescas de metal.

Las buenas propiedades de resistencia a la corrosión del níquel y sus aleaciones y su respuesta favorable de resistencia al desgaste y estabilidad térmica con el aumento de la temperatura bajo una acción friccionante, resultan de interés para investigar su respuesta al efecto sinérgico de la tribocorrosión en diferentes medios electrolíticos. Sagaró y col. [3] compararon la tribocorrosión de las aleaciones de níquel Hastelloy C-276 e Inconel 625. Investigaron el comportamiento a la corrosión estática y a la tribocorrosión en una solución de HCl al 5%. Los ensayos de tribocorrosión se llevaron a cabo en un arreglo tipo block-on-ring con una carga normal de 40 N a 0.07 m/s durante 3 h. Las muestras fueron limpiadas y pesadas cada 30 min. La aleación que mayor resistencia tuvo a la corrosión estática fue el Hastelloy C-276, seguido del Inconel 625, en respuesta a su capacidad de pasivación. El tipo de corrosión fue por picadura provocado por la presencia de iones cloruro. Respecto a los ensayos de tribocorrosión, relacionaron las zonas de desgaste con un mecanismo de endurecimiento por deformación plástica durante el deslizamiento, además de que el material desplazado cubrió las picaduras protegiendo al material de la corrosión, lo que provocó un cambio en la fricción.

Los parámetros de interés en la tribocorrosión de materiales mediante pruebas de polarización potencioestática son el potencial de corrosión (E_{corr}), el potencial de picadura (E_{pit}) y la densidad de corriente (I_{corr}), como muestran Yi y col. [121] en un estudio sobre la

tribocorrosión de las aleaciones Inconel 600, Inconel 625 e Incoloy 825 en solución salina-arenosa al 3.5 % peso de NaCl con 2 % peso de partículas de arena sílice que causan impacto en la superficie. Encontraron que la (I_{corr}) del Inconel 625 y el Inconel 825 fueron menores que para el Inconel 600, lo que indica una mejor resistencia a la corrosión uniforme, mientras que el Incoloy 825 presentó el mayor (E_{pit}) por lo que tuvo mayor resistencia a la picadura. Durante las pruebas, la película pasiva sufrió ruptura por el impacto de las partículas de arena suspendidas. No obstante, el óxido creció de forma continua repasivando la superficie de las aleaciones. Un aumento en la velocidad de flujo evitó la restauración de la película pasiva debido a la alta frecuencia de impactos y mayor energía cinética en el sistema, conduciendo a capas pasivas porosas de limitado efecto protector, lo que causó un aumento de la (I_{corr}) en los materiales.

La provisión de resistencia química de las aleaciones Inconel en soluciones corrosivas y oxidantes incluye estudios en ambiente de agua. Chen y col. [122] comparan el comportamiento a la tribocorrosión en agua destilada y en agua de mar sintética del Inconel 625 en un arreglo experimental de anillo de acero inoxidable sobre bloque. Reportaron la pasivación entre los potenciales de -0.5 a 0.8 V. Encontraron que a 0.8 V las curvas de polarización reflejan traspasivación, es decir, hubo un aumento de la corriente atribuido a la oxidación del agua. Reportan que el coeficiente de fricción fue mayor en agua destilada, pero el desgaste fue mayor en agua de mar sintética. La mayor velocidad de corrosión en el medio salino fue a causa de la sinergia entre la concentración de sal y el oxígeno disuelto. Li y col. [123] también investigaron el comportamiento de corrosión por fricción en un ambiente acuoso pero para la aleación Inconel 690 utilizando una configuración de bola de acero inoxidable 304 sobre placa del metal mediante fretting. De las curvas de polarización explican la falta de pasivación efectiva debido a un evento cíclico de formación y ruptura de la película pasiva a causa del desgaste por fricción, conducta electroquímica que se muestra en la Figura 2.21. La ruptura del óxido ocasiona liberación y disolución de iones de Fe y Ni de la aleación quienes saturan el electrolito, lo que aumentó y mantuvo estable la corriente, permitiendo la regeneración de la capa pasiva. Sin embargo, al momento de la ruptura de la película pasiva las muestras presentaron mayor desgaste por fricción.

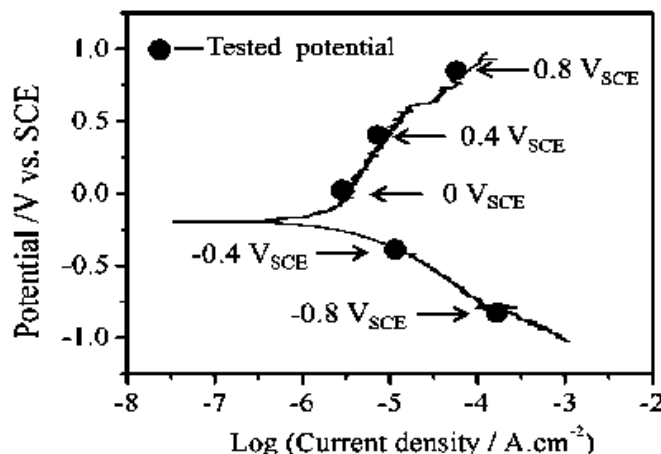


Figura 2.21 Curva de polarización de la corrosión por fricción de Inconel 690 en agua [123].

Chen y col. [124] estudiaron el comportamiento a la tribocorrosión de una aleación Monel K500 (30 %Cu, 3 %Al, 0.1 %C, 0.6 %Ti, 1 %Fe, balance Ni) deslizándose contra un pin de Al_2O_3 de superficie plana en agua de mar sintética. La aleación se maquinó para obtener muestras de desgaste en anillo de 54 mm de diámetro exterior. Del estudio de potencial a circuito abierto (Figura 2.22a) se observó una caída brusca del potencial de corrosión a valores más negativos al inicio de la tribocorrosión, comportamiento típico de la remoción de la película formada en materiales metálicos que tienden a pasivarse. Cuando el desgaste se detuvo, el potencial volvió a valores más electropositivos con un valor cercano a -0.25 V, indicando repasivación. La Figura 2.22b compara las curvas potencioestáticas de polarización en estado estático y bajo el ensayo de desgaste. El potencial de corrosión bajo tribocorrosión se desplazó a un potencial más bajo y más activo en aproximadamente 0.2 V en comparación con la curva de corrosión estática, de conformidad con la forma del resultado del potencial de circuito abierto. Las oscilaciones observadas en la curva de tribocorrosión cerca al potencial de corrosión las adjudicaron a ruido y al mismo tiempo a la interacción de daño y recuperación de la película pasiva.

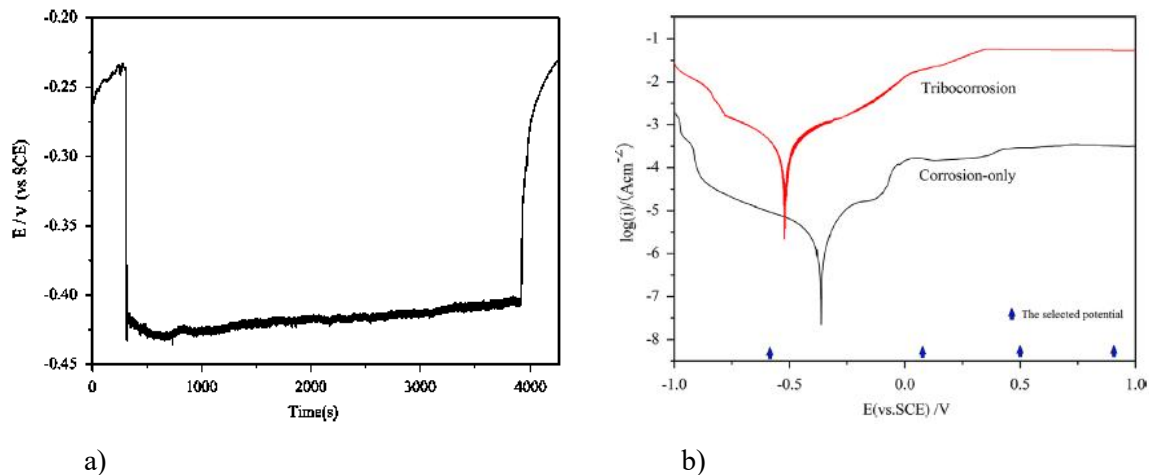


Figura 2.22 a) Evolución del potencial a circuito abierto de Monel K500 en la tribocorrosión en agua de mar sintética. b) Curvas de polarización en condiciones de corrosión y tribocorrosión [8].

De la tribocorrosión de aleaciones $\text{CoCr}_2\text{FeNiMo}_x$ ($x=0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$), Fu y col. [125] coinciden en que el desgaste por fricción promueve una caída súbita de los potenciales de corrosión, concluyendo que el desgaste origina mayor corrosión. De la examinación microscópica encontraron canales en dirección paralela al deslizamiento debido a desgaste abrasivo, además de delaminación, donde el material desprendido y los productos de desgaste oxidados se adhirieron a la superficie. Zhang y col. [126] coinciden que, durante la tribocorrosión, en este caso de una aleación níquel-aluminio, el desgaste provoca fractura de la capa pasiva, por lo que hubo un cambio brusco de potencial hacia zonas catódicas además que los acoplamientos galvánicos macroscópicos formados contribuyeron al aumento de la velocidad de corrosión. El incremento de la carga aplicada llevó a que el potencial de picadura cambiara positivamente, reduciendo la susceptibilidad de la corrosión. El aumento de picaduras generó pérdida de área en la superficie de contacto con la contraparte del desgaste lo que ayudó a mantener un bajo coeficiente de fricción.

Los cambios y oscilaciones en el potencial a circuito abierto (OCP) y COF suceden independientemente del electrolito empleado. Buciumeanu y col. [127] estudiaron la tribocorrosión de aleaciones biomédicas CoCrMo inmersas en saliva artificial en un arreglo reciprocante contra una bola de alúmina a carga normal de 1 N. Observaron oscilaciones del COF por la presencia de restos de desgaste en las superficies en contacto, oscilaciones que fueron menos intensas durante la etapa inicial y aumentan después. De manera similar, hubo

variación del OCP inducida por el efecto abrasivo de los residuos que destruyen periódicamente la película pasiva sobre la superficie de la pista de desgaste. No obstante, a circuito abierto el CoCrMo mostró capacidad de recuperación de su película pasiva. El principal mecanismo de desgaste de las aleaciones de CoCrMo prensadas en caliente fue una combinación de desgaste abrasivo y adhesivo.

La literatura coincide en que la carga aplicada durante la tribocorrosión de aleaciones metálicas genera exfoliación de la capa de óxidos formada, conduciendo al contacto directo con el electrolito y, por consiguiente, se acelera el proceso de corrosión. De la tribocorrosión de aleaciones CoCr en diferentes medios, Escudero y col. [128] concluyen que el desgaste constante activa reacciones mecano-químicas que promueven la formación y eliminación permanente de productos de reacción químico/electroquímico. Chen y col. [8] sugieren que en el proceso de deterioro el óxido formado en la superficie desgastada primero se divide en fragmentos en forma de franjas y en dirección paralela al desgaste; después hay formación de grietas que los dividen en partes más pequeñas; finalmente los microfragmentos se eliminan y se forma una película de óxido nueva. En la tribocorrosión de la aleación 60NiTi, Yan y col. [129] exponen un mecanismo donde primero ocurre la formación de la capa pasiva por contacto con el electrolito; al aplicar carga se inician y propagan micro-grietas que se extienden a la interfaz causando delaminación; entonces, la superficie desnuda expuesta al electrolito agrava el daño por corrosión. La contribución de la pérdida de material la proponen en el orden de: corrosión inducida por desgaste > desgaste puro > desgaste inducido por corrosión > corrosión pura.

En los procesos tribocorrosivos es de considerar el impacto del contacto intercaras y los productos formados en función de la rugosidad de la superficie. Chen y col. [8] explican que la deformación plástica y el incremento de la densidad de defectos puntuales durante el desgaste causan asperezas en la superficie, lo que a su vez conduce a la formación de nuevas superficies activas que incrementan la corrosión. La corrosión incentiva la aparición de grietas, y estas a extender la superficie desgastada durante los ensayos tribocorrosión. Otro fenómeno recurrente en la tribocorrosión es que, ante el desgaste constante hay aumento de la corriente por la exposición de superficies nuevas, pero al finalizar el proceso de desgaste, la corriente desciende a valores aun menores que al inicio de las pruebas. Espallargas y col. [130] explican que dicho comportamiento se debe a que durante el desgaste hay zonas

aledañas a la huella de desgaste en las que la capa pasiva sigue creciendo. En tal caso el desgaste químico depende de las propiedades mecánicas del metal pasivo y de su comportamiento de oxidación anódica.

Al igual que para aplicaciones de corrosión estática o desgaste en seco, los recubrimientos a base de Ni son de interés en su comportamiento a la tribocorrosión, tal es el caso de los estudios efectuados en recubrimientos electrodepositados Ni-P [131] y Ni-Co [132]. Reportes sobre la tribocorrosión de recubrimientos Ni-P en una configuración de bola de Si_3N_4 sobre discos de acero 45 recubiertos con Ni-P, y bajo acción de carga normal de 5 N en modo de deslizamiento recíprocante en solución al 3.5 % de Nalco [131], indican una menor tasa de desgaste en comparación con la condición de desgaste en seco debido a la lubricidad de la solución. Durante la tribocorrosión, el desgaste hace que la superficie de la aleación quede expuesta al electrolito y la repasivación da como resultado un aumento de OCP. La ligera disminución en el valor de OCP y el coeficiente de fricción estable, indican que la corrosión juega un papel principal en el efecto desgaste-corrosión. En el caso de los recubrimientos Ni-Co [132] la tribocorrosión se evaluó en un tribómetro recíprocante de bola de alúmina sobre placa a 4.5 N de carga, empleando sustratos de acero AISI 1045 recubiertos con Ni-Co, arreglo sumergido en una solución de NaOH al 10 % p/p a pH 13.2. Se observó la caída de potencial debido al deslizamiento que destruyó y reformó la película pasiva. La fluctuación de potencial en la región inestable del deslizamiento se asoció a una competencia entre la depasivación mecánica y altas tasas de pasivación electroquímica. El mecanismo de desgaste dominante de los recubrimientos de Ni-Co durante las pruebas de tribocorrosión fue por desgaste abrasivo.

2.12 Tribocorrosión en compósitos metal-cerámico

Debido a la presencia de las fases disímiles constituyentes, metal y cerámica, además de la zona interfacial metal-cerámico formada, y los posibles defectos de fabricación, los mecanismos de tribocorrosión en los compósitos de matriz metálica reforzados con cerámicos dispersos son más complejos [21, 128]. Como se describe a continuación, es posible que la resistencia al desgaste en seco o a la corrosión estática puedan ser mayores en una determinada aleación metálica que en el material compuesto que constituyen. Sin embargo, en lo general, bajo el efecto sinérgico de corrosión-desgaste en un medio húmedo, es mayor la resistencia a la tribocorrosión en los compósitos.

En un estudio de tribocorrosión de compósitos $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al6061}$ fabricados por fundición agitada, Fang y col. [21] encontraron que la tasa de desgaste bajo carga no fue afectada de forma significativa por la presencia de una solución acuosa de NaCl al 3.5% en peso. El arreglo de desgaste fue el de una contraparte de bloque de alúmina sobre anillos de compósitos reforzados con 10 %, 15 % y 20 % de partículas de Al_2O_3 . La polarización anódica se realizó a potencial de corrosión de 0.5 V a 0.1 V, bajo cargas de desgaste de 5 N, 10 N, 15 N y 20 N durante una hora, a las velocidades de 100 rpm, 300 rpm y 500 rpm. Los resultados revelaron que la tasa de desgaste del Al-6061 monolítico, ya fuera en seco o en corrosión por desgaste, se redujo con la incorporación de las partículas de Al_2O_3 reforzantes. Conforme mayor fue la cantidad de refuerzo los potenciales de corrosión se desplazaron a zonas más nobles, mientras que al aumentar la velocidad de rotación la corrosión fue más intensa al disponer de menor tiempo para formar una nueva capa de óxido que lo protegiera del daño. Aunque la incorporación de refuerzo en los compósitos fue perjudicial para su resistencia a la corrosión estática, la influencia sobre la corrosión por desgaste fue favorable. La Figura 2.23 muestra micrografías de la matriz y los compósitos después de la tribocorrosión a cargas de 5 N y 15 N, en la aleación (Figura 2.23 a) se muestran surcos con material extruido a los lados de este, en los compósitos las partículas de Al_2O_3 sobresalen de la matriz, debido a que la abrasión de la película pasiva sobre la matriz deja de soportar a las partículas de refuerzo lo que lleva a su posterior desprendimiento. Por lo que las superficies presentan remoción de productos de corrosión bajo un mecanismo de abrasión. En los compósitos las partículas cerámicas redujeron la deformación plástica de la matriz, pero

también hubo partículas desprendidas que dejaron cavidades induciendo corrosión localizada por picadura.

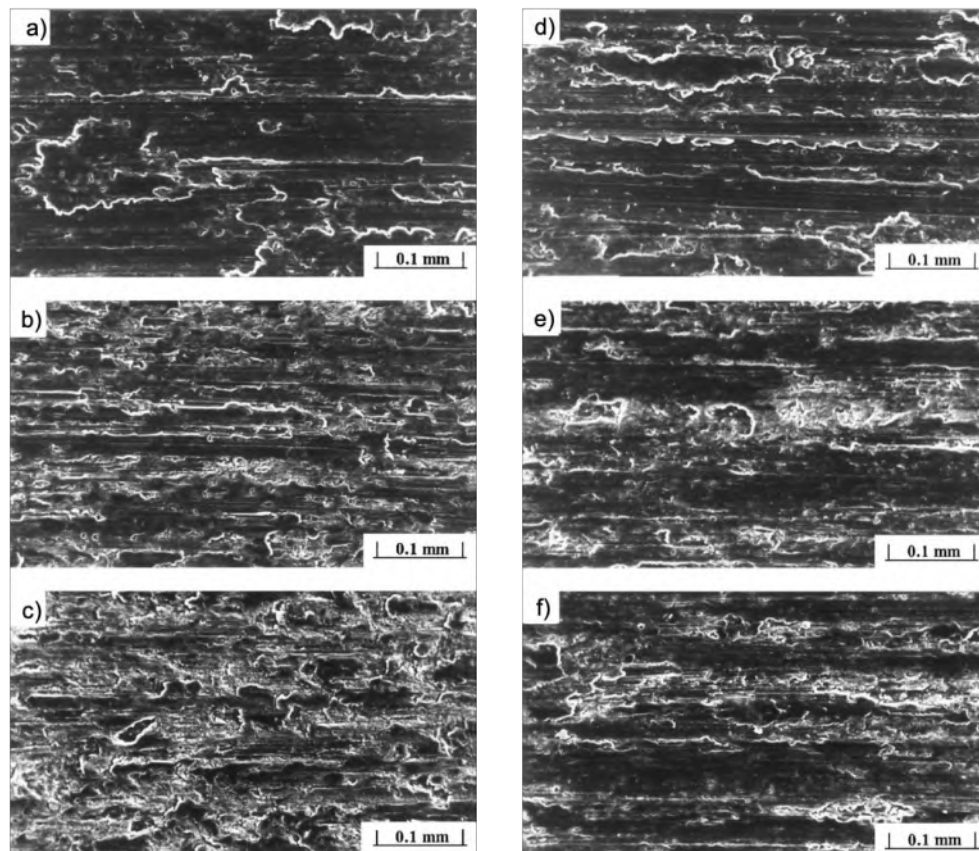


Figura 2.23 Superficies después del desgaste por tribocorrosión a) Al 6061; b) Al/10-Al₂O₃; c) Al/15-Al₂O₃ con carga aplicada de 5 N. d) Al 6061; e) Al/10-Al₂O₃; f) Al/15-Al₂O₃ con carga aplicada de 15N [21].

Otro compuesto obtenido por fundición centrífuga y sometido a tribocorrosión fue el material Al/SiC estudiado por Velhinho y col. [133], quienes investigaron el comportamiento de desgaste en medio acuoso de discos del compuesto Al/SiC contra pines de hierro fundido nodular en un arreglo pin-on-disk invertido. Las pruebas se realizaron a temperatura ambiente a una distancia total de deslizamiento de 50 000 m, a velocidad de 0.3 m/s y carga normal de 5 N. Los resultados mostraron que la lubricación con agua aumentó significativamente el desgaste de los compósitos Al/SiC al facilitar la extracción de partículas de SiC, impidiendo la función de anclaje y soporte de la carga por los refuerzos. Contrario a lo reportado por Fang

y col. [21], un aumento de la fracción de refuerzo condujo a un peor rendimiento de desgaste en condiciones de lubricación. La respuesta a potencial de circuito abierto del par tribológico se correlacionó con los eventos de formación/destrucción de las tribocapas.

Una práctica común en los estudios de tribocorrosión de materiales compósitos es investigar la evolución del potencial de circuito abierto (OCP) a tres etapas: (1) estabilización del OCP antes del deslizamiento; (2) variación de OCP durante el deslizamiento; (3) estabilización de OCP posterior al deslizamiento. Mindivan y col. [134] estudiaron la tribocorrosión del compuesto Al/B₄C con 30% en volumen de carburo en una solución de NaCl al 3.5% en peso bajo una configuración reciprocante contra una bola de Al₂O₃ bajo carga aplicada de 5 N. Como muestra la Figura 2.24, al ensayar la matriz de Al puro el OCP cayó dramáticamente al inicio de la acción del desgaste debido al daño que sufrió la capa nativa de óxido por el esfuerzo cortante de la bola de desgaste. Reportan corrosión galvánica por las diferencias en potencial cátodo/ánodo. La exposición del Al activo en la pista de deslizamiento causó la caída del OCP. Al terminar el deslizamiento, el OCP incrementó progresivamente por repasivación de la pista de desgaste, pero sin alcanzar el valor inicial.

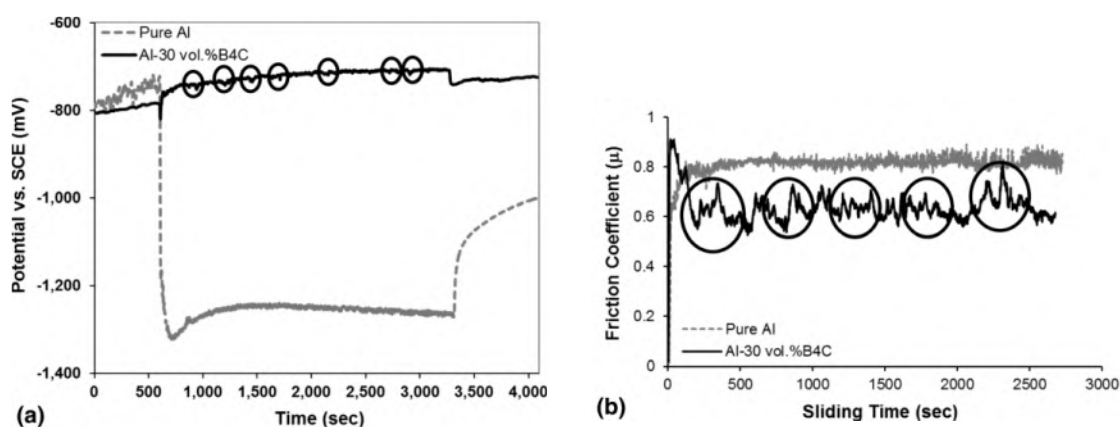


Figura 2.24 Monitoreo de: a) OCP y b) COF para Al puro y el compuesto Al-B₄C con 30% en volumen de refuerzo durante pruebas de tribocorrosión en NaCl al 3.5 % [134].

En el caso del compuesto, de manera contraria, el OCP aumentó ligeramente con el deslizamiento además de mostrar fluctuaciones en un valor característico hasta el final del desgaste. Al terminar el deslizamiento, el OCP disminuyó aproximadamente hasta el valor

inicial. Respecto a la señal por desgaste del compuesto reportan fluctuaciones repentinas del COF en ciertos intervalos de tiempo. El COF del Al puro fue más alto que el del compuesto, alcanzando un régimen de estado estacionario con comportamiento de fricción estable. La reducción del COF del compuesto la atribuyeron a las partículas duras de B_4C que previenen un contacto directo de la bola de alúmina con la matriz blanda de Al. El compuesto exhibió una reducción de 98% de pérdida de volumen por desgaste en húmedo en comparación con el Al puro, indicando una mejor resistencia al desgaste por tribocorrosión.

Fluctuaciones en los valores de potenciometría son reportados también por Cobbinah y col. [135] en la tribocorrosión de nano compósitos Al-SiC con refuerzo entre 15% y 40 % en peso de partículas. Los compósitos se evaluaron en una solución de NaCl al 3.5% en peso utilizando un tribómetro de bola sobre disco con bolas de acero inoxidable 316L de 6 mm de diámetro. El cambio de los valores de potenciometría a la región catódica de la curva indicó la eliminación de las capas pasivas formadas y la exposición de las nuevas superficies subyacentes al ambiente externo agresivo. La presencia de un mayor volumen del refuerzo SiC y los escombros de desgaste transferidos desde las bolas de acero contraparte formaron tribocapas modificadas lo suficientemente adherentes y duras para resistir la degradación por los efectos sinérgicos del desgaste y la corrosión. El aumento del COF en los nano compósitos de Al-SiC en comparación con la aleación de Al (Figura 2.25) fue asociado con la interacción de la bola contraparte y el refuerzo duro de SiC que sobresalía en la superficie durante el deslizamiento. La acción colectiva del SiC que aumenta la capacidad de carga en los compósitos y la barrera inerte de película formada en las áreas desgastadas, permitieron la mejora del comportamiento de tribocorrosión de los compósitos.

Silva y col. [136] también reportan un proceso de activación y pasivación durante la tribocorrosión del compuesto híbrido Ti-TiB-TiN_x en una solución de 9 g/l NaCl en un arreglo reciprocante con bola contraparte de alúmina. Encontraron pasivación y depasivación por la formación de una capa de óxidos bajo la acción de una carga baja de 1 N. Sin embargo, al aumentar la carga a 10 N no se formó la capa oxidada debido al alto esfuerzo cortante de la bola contraparte, y por lo tanto, hubo mayor pérdida de material. Describen a las partículas cerámicas de refuerzo como una barrera inerte que brinda un incremento en la resistencia a la corrosión de los compósitos.

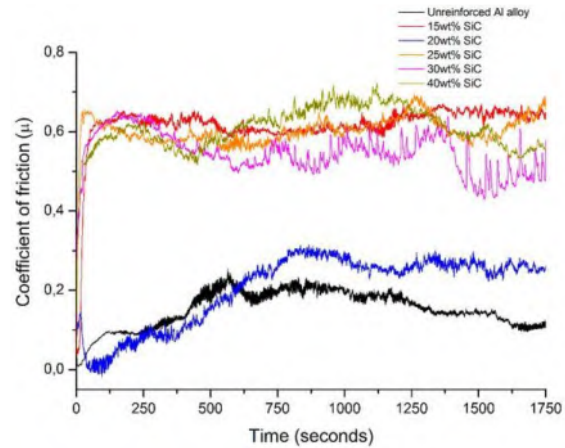
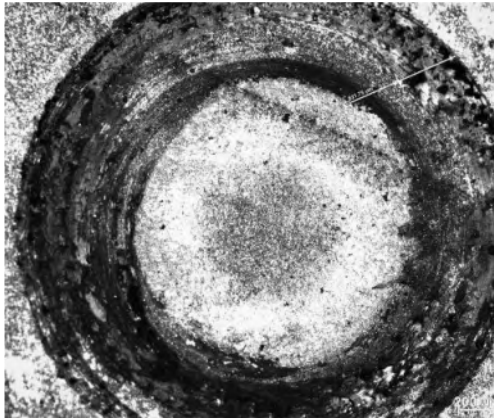


Figura 2.25 Imagen óptica de la superficie tribocorroída del compuesto Al/SiC con 40% de refuerzo; y COF de los compósitos bajo potencial de circuito abierto durante el período de deslizamiento en la solución de NaCl al 3.5% en peso [135].

Toptan y col. [2] proponen un mecanismo de desgaste en la tribocorrosión de un compuesto Al–Si–Cu–Mg reforzado con 15 % y 19 % de partículas de B_4C bajo un arreglo ball-on-plate a deslizamiento recíprocante con longitud de carrera de 5 mm, frecuencia de 1 Hz, fuerza normal de 3N y un tiempo total de deslizamiento de 600 s. El mecanismo propuesto es con base en las mediciones electroquímicas de desgaste y la caracterización de las superficies desgastadas en una solución 0.05 M de NaCl. La Figura 2.26 muestra la evolución del OCP, la densidad de corriente y el COF respecto al tiempo, antes, durante y después del deslizamiento para la aleación no reforzada y los compósitos. La tendencia de las señales observadas en los momentos de deslizamiento o no-deslizamiento fueron similares a las expuestas por [129–131]. Cuando comenzó el deslizamiento en los compósitos aumentó ligeramente el OCP. Después del deslizamiento los valores de OCP se estabilizaron cerca de los valores originales a un tiempo de recuperación menor que la aleación base Al–Si–Cu–Mg. Los autores registraron caídas repentinas en los valores de densidad de corriente de los compósitos durante el deslizamiento, con una conducta relativamente estable durante la segunda mitad del deslizamiento. Después de deslizarse, los valores se recuperaron rápidamente cerca de los valores iniciales tanto en la aleación no reforzada como en los compósitos.

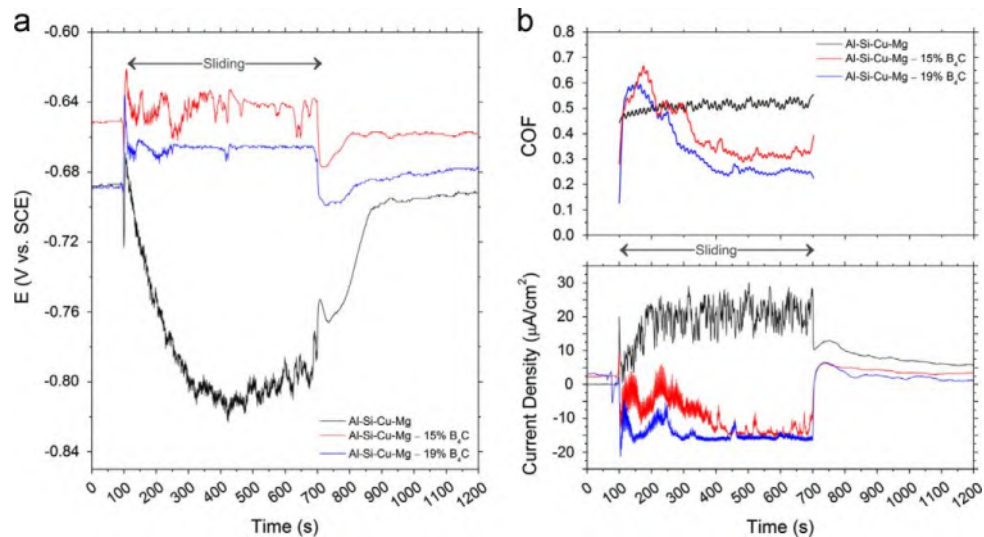


Figura 2.26 Evolución del OCP (a) y de la densidad de corriente y COF (b), durante el deslizamiento de compósitos Al-Si-Cu-Mg/B₄C en una solución 0.05 M de NaCl [2].

Con base en los resultados, Toptan y col. [2] proponen que durante la tribocorrosión la bola contraparte se deslizaba principalmente sobre las partículas de B₄C, lo que protegió a la matriz de daños severos por desgaste. Observaron que los restos de desgaste se acumularon en las superficies desgastadas quedando atrapados entre las partículas de refuerzo. Por tanto, la tendencia a la corrosión y la velocidad de corrosión disminuyeron en los compósitos reforzados durante el deslizamiento en la solución de NaCl 0.05 M. La Figura 2.27 presenta un esquema del mecanismo de tribocorrosión propuesto del sistema compósito Al-Si-Cu-Mg/B₄C para la configuración de desgaste recíproco contra bola de alúmina.

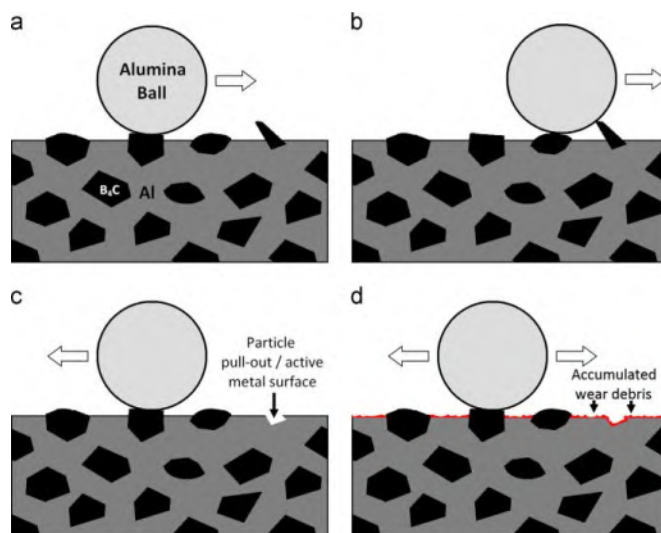


Figura 2.27 Esquema del mecanismo de tribocorrosión sugerido en [2]. a) Deslizamiento inicial y contacto entre superficies. b) Contraparte hace contacto con partículas de refuerzo que sobresalen. c) Extracción de partículas de refuerzo y exposición de metal activo con la solución. d) Superficie de la matriz se cubre por los residuos de desgaste acumulados.

El aleante del níquel en la matriz del compuesto investigado en este trabajo es cromo en una proporción del 20 % peso. De la literatura se tiene que, entre los compósitos de matriz de aleaciones con cromo investigados a la tribocorrosión resaltan aquellos con aplicaciones biomédicas, tal es el caso del compuesto de matriz CoCrMo reforzado con Al_2O_3 [137]. Se reporta que el potencial a circuito abierto de un compuesto con 10 % volumen de Al_2O_3 fue ligeramente mayor que el de un compuesto con 5 % volumen de refuerzo, y a su vez, mayores que la matriz metálica sin reforzar cuando fueron evaluaron a la tribocorrosión a temperatura corporal en una solución de NaCl. Sin embargo, los compósitos no se beneficiaron frente a la respuesta tribológica debido a una débil unión entre la interfase y la matriz. Otros biocompósitos estudiados con la aleación CoCrMo son aquellos con relleno de hidroxiapatita [138]. La presencia de la hidroxiapatita no mostró alteraciones significativas respecto a la aleación debido a que los productos de desgaste formados causaron un efecto lubricante representado por un bajo COF. En ambos trabajos se monitoreó el potencial a circuito abierto antes, durante y posterior al desgaste. Durante el deslizamiento en húmedo el potencial se desplazó a potenciales más electronegativos, y al término del desgaste, los valores se restablecieron debido a la recuperación de la capa pasiva.

La originalidad del actual trabajo de Tesis, además de aportar nuevo conocimiento sobre la relación entre el desgaste, la corrosión y la tribocorrosión en sistemas compósitos metal-cerámico, es investigar la conducta a la tribocorrosión del compósito TiC/Ni20Cr diseñado y sintetizado por infiltración capilar especialmente para esta investigación. Los resultados y análisis contribuyen a la ciencia básica, con un sentido práctico, en cómo sucede la degradación química y física de un nuevo material compósito. La información en la literatura sobre la tribocorrosión de compósitos base Ni y Cr es limitada. Casi todos los reportes sobre la tribocorrosión de compósitos de níquel son en depósitos compósitos de aleaciones de níquel [1, 134–138].

Bratu y col. [1] exponen la tribocorrosión del compósito electrodepositado Ni/SiC en una solución 0.5 M de Na_2SO_4 . El electrolito es de baja capacidad corrosiva y características lubricantes. El arreglo de desgaste fue de fretting con una bola de alúmina en deslizamiento lineal de 200 μm bajo carga normal de 1 N, 2 N y 5 N. Observaron fluctuaciones en el COF que atribuyeron a la eliminación intermitente (depasivación) y acumulación de una película de óxido (repasivación), y la influencia de un tercer cuerpo generado por fricción. El proceso de pasivación-depasivación y una buena distribución de las partículas de SiC de 30 μm de tamaño fue benéfico sobre la actividad electroquímica. En muestras con aglomeración de SiC se encontró una superficie de mayor actividad y con mayor pérdida de material al haber lagunas de níquel sin refuerzo en la superficie. Por el contrario, los recubrimientos con distribución uniforme tuvieron buena resistencia al desgaste y a la corrosión y casi ningún volumen de pérdida por desgaste a un número bajo de ciclos de fricción. Esto en consecuencia a la presencia de las partículas duras de SiC de alta resistencia al desgaste.

Por su parte, Dănilă y col. [139] revelan que los recubrimientos compósitos de Ni/nano-TiC exhiben un menor coeficiente de fricción, mayor nanodureza y mejor resistencia al desgaste por fricción en condiciones húmedas en comparación con recubrimientos de Ni puro. Las pruebas de rozamiento recíprocante se realizaron contra bolas de alúmina de 10 mm de diámetro aplicando fuerzas normales de 1 N, 2 N y 5 N en una solución de composición 5.72 g/L LiOH y 0.4485 g/L H_3BO_3 , con un pH de 8.3 que simula el agua primaria de los reactores a presión en las centrales nucleares. La presencia de nanopartículas de TiC en la matriz de níquel provocó un aumento de la rugosidad superficial, reduciendo el contacto directo entre la matriz metálica y la superficie abrasiva de las bolas de alúmina,

como se reportó para los micro recubrimientos compósitos de Ni/SiC en [1]. La mejora de la resistencia al desgaste por fricción se comprobó por los coeficientes de fricción más bajos (Figura 2.28) y pistas de desgaste de menor tamaño que para el Ni puro. Durante la corrosión por fricción hubo fluctuación del potencial, lo que se atribuyó a los procesos de despasivación y repasivación en el área de la huella de desgaste.

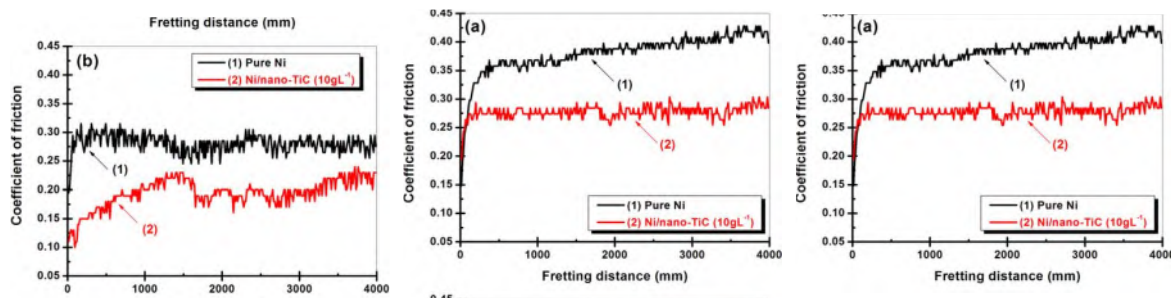


Figura 2.28 Evolución del COF de recubrimientos de Ni puro y recubrimientos compósitos de Ni/nano-TiC durante pruebas de desgaste por fricción en condiciones húmedas a 1 Hz, 200 μ m, 10000 ciclos para las fuerzas normales de a) 1 N, b) 2 N y c) 5 N [139].

Los recubrimientos compósitos de matriz de níquel que han sido investigados a la tribocorrosión son solo algunas de las aleaciones base níquel depositadas sin relleno. Los cerámicos que se co-depositan tienen tamaño desde nanométrico hasta unidades de micras, e incluyen partículas de óxidos cerámicos y no-óxidos cerámicos [135–138]. Las técnicas de deposición son principalmente la electrodeposición, con o sin aplicación de corriente, y deposición láser. Los sustratos sobre los que se depositan los compósitos son aceros aleados, pues ofrecen características mecánicas apropiadas para no influir en la evaluación de las propiedades bajo carga de los recubrimientos. Las partículas de refuerzo, además de incrementar la dureza de la matriz de níquel depositada, afectan también la rugosidad de la superficie, lo que impacta en la fracción del área de matriz metálica que hace contacto con la contraparte abrasiva en la intercara. Las mediciones electroquímicas in-situ que combinan a la evolución del desgaste, son normalmente, potencial a circuito abierto y curvas potencioestáticas de polarización. Los arreglos de desgaste son casi siempre del tipo pin-on-disk en configuración lineal recíprocante o de pista circular, con pines o bolas contrapartes de cerámica o de aceros, en electrolitos salinos, ácidos y neutros.

En la tribocorrosión de un recubrimiento compósito de Ni-WC [140] inmerso en una solución de LiOH y H_3BO_3 se reporta una rápida recuperación del potencial de corrosión posterior al deslizamiento durante el freeting, resaltando que el potencial a circuito abierto se recuperó a un valor aún más electropositivo que como lo era previo al deslizamiento. La adición de las partículas de WC resultó beneficiosa para la resistencia a la tribocorrosión. El COF disminuyó respecto a los ensayos en seco debido a que el electrolito actuó como lubricante. En un recubrimiento compósito Ni/ ZrO_2 [141] también se reporta el beneficio de la modificación estructural ocasionada por la incorporación de partículas dispersas de ZrO_2 de 10 μm de tamaño, lo que indujo un tamaño de grano más fino en la matriz de níquel. El grano fino en la matriz implicó la restricción del movimiento de dislocaciones, y por tanto, menor daño por efecto del desgaste y mayor resistencia a la tribocorrosión evaluada en una solución 0.5 M de K_2SO_4 , bajo carga de 10 N con pin de alúmina. La introducción de la fase de refuerzo más dura en la matriz dúctil redujo la ductilidad de la matriz en la región de contacto y, en consecuencia, se redujo el desgaste de la matriz. La Figura 2.29 muestra una imagen de la pista de desgaste después de la fricción continua con el pin de alúmina. Los estudios por perfilometría permiten en todos los casos medir el volumen removido de material, y así determinar la tasa de desgaste en los recubrimientos compósitos.

En otro trabajo, el recubrimiento compósito de matriz Ni-Ti, también reforzado por co-deposición de partículas de ZrO_2 en una cantidad de 5 % y tamaño de 5-50 μm [142], presentó segregación de los límites de grano lo que mejoró la resistencia a la tribocorrosión en una solución 1 M de H_2SO_4 . Se reporta una evidente disminución del COF respecto a la matriz no reforzada. Las curvas de polarización revelaron pasivación y traspasivación debido al crecimiento de óxidos formados sobre las superficies en contacto bajo un arreglo pin-on-disk con bolas contraparte de WC de 10 mm de diámetro. Así mismo, un recubrimiento a base de níquel reforzado con 20 % de nanopartículas de SiC de 20 nm de tamaño [143] mostró también un efecto de depasivación-repasivación al inicio y al final del deslizamiento con una bola contraparte de alúmina durante la tribocorrosión en una solución 0.5 M de Na_2SO_4 . El efecto fue influenciado por el desprendimiento de la película de óxidos formada, lo que causó una caída del potencial asociada al incremento de la corriente.

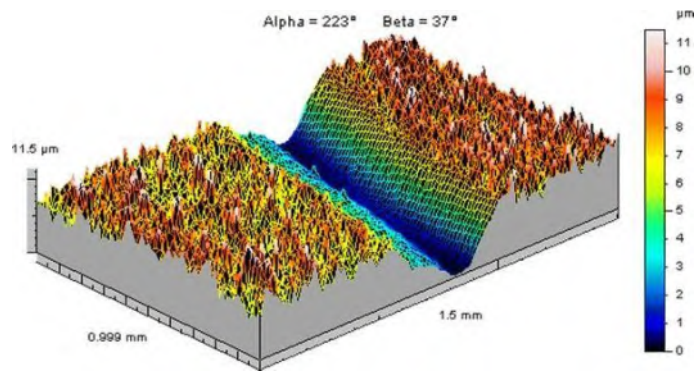


Figura 2.29 Imagen 3D micro topográfica del área de la pista de desgaste después de la fricción continua en húmedo sobre un recubrimiento compuesto de ZrO₂-Ni [141].

Es de interés tecnológico mejorar la resistencia de los compósitos cerámico-metal a la corrosión y el desgaste para las aplicaciones de perforación oceánica. Lou y col [144] compararon el comportamiento a la corrosión en medio salino de compósitos de TiC preparados por tecnología de polvos empleando Ni y Co como matrices aglutinantes. Encontraron que el compósito TiC-Ni tienen una mejor resistencia al desgaste/corrosión pero menor propiedad de tribocorrosión. El sistema TiC-Ni mantuvo densidades de corriente de corrosión más bajas en la condición de corrosión pura, debido a una baja tendencia a la corrosión galvánica, además de tener menores coeficiente de fricción (COF) y pérdidas por desgaste bajo desgaste puro, con pobre adherencia entre las interfaces deslizantes y tenacidad mejorada a la fractura del compósito. No obstante, bajo la condición sinérgica de corrosión-desgaste, el sistema TiC-Co tuvo menor pérdida de material debido a una rápida acumulación de tribocapas de óxido que mejoraron la dureza de la superficie y facilitó la formación de la capa de transferencia disminuyendo el desgaste acelerado por la corrosión.

Capítulo 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

La sección describe la ruta de síntesis y las técnicas de caracterización física y microestructural del compuesto TiC/Ni-20Cr, además de las condiciones de estudio de los ensayos de corrosión, desgaste y tribocorrosión, un diseño experimental que pretende verificar científicamente la proposición formulada.

3.1 Fabricación del compuesto TiC/Ni-20Cr

El proceso de fabricación del compuesto TiC/Ni-20Cr consistió de tres etapas. La primera fue la elaboración de la aleación binaria Ni-20Cr; la segunda, la preparación de preformas porosas de TiC por compactación y presinterización; y la tercera, la infiltración líquida de las preformas de TiC.

3.1.1 Preparación y caracterización de la aleación matriz

La aleación binaria de Ni-Cr se produjo en el Laboratorio de Fundición del IIMM. Los metales precursores de níquel y cromo fueron cuidadosamente pesados en una proporción de 80% de níquel y 20% de cromo, utilizando materiales de grado electrolítico de alta pureza. La mezcla metálica se colocó en un crisol de zirconia dentro de un horno de fusión por inducción al vacío *CONSARC INDUCTOTHERM VIP-I* de 50 kW, con una capacidad de 10 kg. El proceso de fundición implicó calentar la muestra durante 20 minutos hasta alcanzar la temperatura máxima de 1700 °C, con un tiempo de residencia de 3 minutos bajo atmósfera de argón. Este ambiente controlado aseguró condiciones óptimas para la fusión homogénea de la aleación, garantizando la calidad y la consistencia del producto final.

La caracterización microestructural de la aleación se llevó a cabo utilizando varias técnicas de análisis. Primero, se empleó la difracción de rayos X en un equipo *D8 ADVANCE BRUKER*, utilizando radiación monocromática $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$), a una aceleración de voltaje de 40 KeV y una intensidad de corriente de 20 mA. Se realizó un barrido en un rango

de 30 ° a 100 ° para determinar el grado de cristalinidad y las fases presentes en la aleación. Posteriormente, la aleación fue examinada mediante microscopia electrónica de barrido utilizando un microscopio de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*, y se llevó a cabo el microanálisis químico mediante espectroscopia de rayos X de energía dispersiva utilizando el analizador EDS acoplado *BRUKER X FLASH 6130*. Para determinar la composición precisa de la pieza fundida, se realizaron análisis cuantitativos utilizando la técnica de análisis de chispa con un espectrómetro de emisión óptica *Q4 TASMAN BRUKER*. Además, la temperatura de fusión de la aleación se determinó mediante la técnica de análisis térmico diferencial en un equipo simultáneo *TGA/DTA/DSC SDT Q600 TA INSTRUMENTS*, bajo atmósfera de argón. Se realizó un ciclo de calentamiento desde 25 °C hasta 1500 °C a una velocidad de 10 °C/min. Estas técnicas proporcionaron una caracterización detallada de la estructura y composición de la aleación.

3.1.2 Preparación y caracterización de preformas porosas de TiC

El material de refuerzo utilizado en los compósitos fue polvo cerámico de TiC, adquirido de *Aldrich Chemistry*, con una granulometría de malla –325 y una pureza del 98%. Estos polvos fueron sometidos a varias técnicas de caracterización para evaluar sus propiedades. Primero, se llevó a cabo la caracterización por difracción de rayos X en un equipo *D8 ADVANCE BRUKER*, realizando un barrido en el rango de 2θ de 20 ° a 100 °, utilizando radiación monocromática $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$), a una aceleración de voltaje de 40 KeV y una intensidad de corriente de 20 mA. Esta técnica permitió identificar las fases presentes en los polvos de TiC. Luego, se realizó un estudio morfológico utilizando microscopia electrónica en el equipo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*, lo que proporcionó información detallada sobre la forma y la estructura de las partículas. Para determinar el tamaño medio y la distribución de tamaños de partícula, se empleó un analizador de partículas *HORIBA CAPA 300*. Finalmente, la densidad de los polvos se determinó utilizando el principio de Arquímedes mediante la técnica de desplazamiento de gas, utilizando un picnómetro de helio *MICROMERITICS ACCUPYC 1330*. Este proceso permitió obtener información sobre la densidad aparente de los polvos cerámicos de TiC.

Se fabricaron preformas verdes de TiC mediante compactación axial en frío. El proceso comenzó midiendo el tamaño de partícula de las partículas de TiC, que fue de $D_{50}=4.24\ \mu\text{m}$. Esta distribución de tamaños favoreció la compactación sin necesidad de ligantes. Los polvos se dispusieron dentro de un dado de acero grado herramienta con una cavidad de geometría rectangular. Se aseguró un lecho uniforme de polvos dentro del dado y luego se aplicó una carga de 3 toneladas utilizando una prensa hidráulica *CARVER* de 20 toneladas de capacidad. Esto resultó en la formación de barras con dimensiones de $1\times 1\times 6.5\ \text{cm}^3$. La carga aplicada de 3 toneladas se seleccionó con base en un estudio de compresibilidad cuyo objetivo principal fue obtener barras con un nivel de porosidad total cercano al 40 %. Esta carga específica se eligió para garantizar una porosidad controlada con canales abiertos, lo que permite la infiltración eficiente del metal líquido en las preformas. Este factor es determinante para influir en la resistencia a la degradación física y química del compuesto analizado.

Las preformas verdes de TiC fueron sometidas a un proceso de presinterización en un horno horizontal *LINDERBERG/BLUE* a $1250\ ^\circ\text{C}$ durante 1 hora, en atmósfera dinámica de argón con una pureza del 99.9%. Este ambiente inerte se utilizó para evitar la oxidación del cerámico durante el proceso. Las muestras se colocaron dentro del horno sobre soportes de grafito, y el ciclo de sinterizado empleado se muestra en la Figura 3.1.

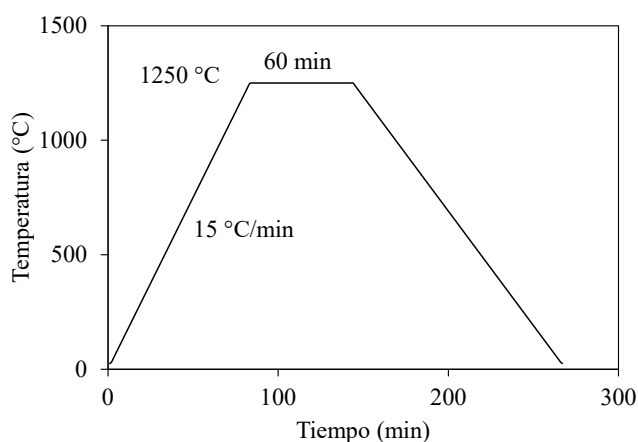


Figura 3.1 Ciclo térmico de sinterización de las barras de TiC.

Es importante destacar que el objetivo de la presinterización no era eliminar la porosidad del cuerpo, sino fortalecer la red porosa mediante la difusión localizada en los puntos de contacto entre partículas. Este proceso se diseñó para incrementar la resistencia mecánica de la preforma, minimizando el riesgo de fracturas durante el ascenso del metal líquido a través de los canales porosos en la etapa de infiltración. Así, se garantizó una estructura más robusta y estable para el posterior proceso de infiltración capilar.

La densidad aparente de las preformas de TiC se determinó utilizando la técnica del picnómetro de helio (*MICROMERITICS ACCUPYC 1330*). A partir de la relación de la densidad aparente y la densidad teórica del TiC, que es de 4.93 g/cm^3 [145], se calculó el volumen de porosidad. La morfología de los poros interconectados en las preformas de TiC fue examinada mediante microscopía electrónica de barrido en modo de electrones secundarios (*JEOL FE-SEM JSM-7600F*), complementando el estudio microestructural con análisis de difracción de rayos X (*D8 ADVANCE BRUKER*) en un rango de barrido de 2θ de 2 a 100° .

3.1.3 Infiltración de compósitos TiC/Ni-20Cr

Los compósitos TiC/Ni-20Cr fueron fabricados mediante la técnica de infiltración capilar. Este proceso implicó la infiltración de una aleación fundida de Ni-20Cr, sin la aplicación de presión externa, en los cuerpos porosos de TiC a una temperatura de 1450°C durante un tiempo de permanencia de 10 minutos, como se ilustra en el ciclo térmico de la Figura 3.2. El procedimiento consistió en colocar las barras de TiC presinterizadas en posición vertical dentro de un crisol de grafito que contenía fragmentos de la aleación Ni-20Cr en una proporción adecuada. Una vez que el metal se fundió, el líquido pudo llenar y reemplazar los canales porosos de la preforma. Para llevar a cabo este proceso, se utilizó un horno vertical de *CARBOLITE GERO* con control de atmósfera dinámica de argón de alta pureza (99.9%).

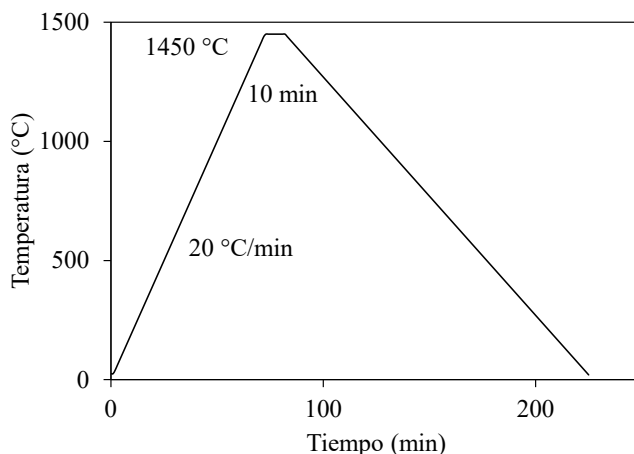


Figura 3.2 Ciclo térmico de infiltración de los compósitos TiC/Ni-20Cr.

3.2 Caracterización física y microestructural del compósito TiC/Ni-20Cr

3.2.1 Microscopía electrónica y difracción de rayos X

El compósito TiC/Ni-20Cr fue caracterizado microestructuralmente con el propósito de relacionar la microestructura con sus propiedades físicas, y con la respuesta a los ensayos de corrosión estática, desgaste en seco y tribocorrosión. Muestras de compósito fueron examinadas por difracción de rayos X en el rango de barrido 2θ de 20–130 ° utilizando un difractómetro *D8 ADVANCE BRUKER* bajo radiación monocromática $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.54056$ Å), aceleración de voltaje 40 KeV y una intensidad de corriente de 20 mA. Para el análisis, se prepararon cortes transversales respecto del frente de infiltración mediante corte de precisión con una cortadora de diamante *BUEHLER-ISOMET*. Las probetas fueron acabadas superficialmente por desbaste con papel de carburo de silicio con granulometría de 180 a 1200 y pulidas a espejo en paño usando suspensiones de diamante de granulometría 9 μm , 3 μm y 1 μm , sucesivamente. Las mismas muestras se examinaron en un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F* en los modos de electrones secundarios y electrones retro dispersados. Se realizaron microanálisis químicos puntuales, análisis de composición química de barrido lineal (*line-scan*) y mapeos de distribución de elementos con el espectrómetro de energía dispersiva EDS acoplado *BRUKER X FLASH 6130*.

3.2.2 Densidad, porosidad, dureza y módulo elástico

La densidad en bulto del compósito se determinó calculando la relación masa/volumen, utilizando mediciones exactas de las dimensiones y el peso de las muestras mediante un calibrador Bernier y una balanza analítica digital. La porosidad total se determinó a partir del cociente de la densidad real del compósito y la densidad del material denso y libre de poros, estimada a partir de la regla de las mezclas. Además, se empleó el método de Arquímedes según la norma ASTM C 20-00 [146] para determinar la porosidad aparente del compósito. Este método implica sumergir la muestra en un líquido de densidad conocida y medir el desplazamiento del líquido, lo que permitió realizar un segundo cálculo de la densidad en bulto del compósito.

La dureza de la aleación matriz Ni-20Cr y del compósito TiC/Ni-20Cr se midió en muestras de aproximadamente 1x1 cm² de sección transversal, las cuales fueron preparadas con un acabado espejo para garantizar una superficie uniforme. La medición se llevó a cabo utilizando un micro durómetro MITUTOYO HM, aplicando una carga de 100 g en el caso de la aleación y 1 kg sobre el compósito, durante un período de 10 segundos, siguiendo los procedimientos establecidos por la norma ASTM E384-17 [147]. Se realizaron un total de siete mediciones por muestra, con un mínimo de cinco muestras para cada material, con el fin de obtener un valor medio estadísticamente significativo y representativo de la dureza del material. Por otro lado, el módulo elástico del compósito se midió en las barras infiltradas utilizando una técnica no destructiva basada en la excitación por impulsos. Esto se llevó a cabo utilizando un equipo *GRINDOSONIC MK5 (J.W. LEMMENS N.V)*, conforme a la norma ASTM E1876-01 [148]. Este método permite determinar de manera precisa el módulo elástico del compósito, lo que proporciona información importante sobre sus propiedades mecánicas y su comportamiento estructural.

3.2.3 Resistencia a la tracción por ensayos al corte en muestras pequeñas (SPT)

La resistencia mecánica a la tracción de la matriz sin reforzar y del material compósito se determinó mediante una técnica alternativa de resistencia al corte, destacada por su eficiencia y la ventaja de requerir pequeñas cantidades de muestra, como se documenta en la sección del estado del arte. La resistencia al corte mediante punzonado de muestra pequeña (*shear*

punch test, SPT) se evaluó en una máquina universal de ensayos mecánicos *Zwick Roell Z100*, adaptada con la matricería de punzonado requerida. El aditamento consistió en un indentador cilíndrico milimétrico de acero, con una longitud de 5 mm en punta plana y un diámetro de 3 mm. El portamuestras y el punzón están fabricados de acero M2 tratado térmicamente, con una dureza final de 65 HRC.

Las probetas analizadas consistieron en láminas delgadas con una sección transversal de 10x10 mm² y un espesor aproximado de 0.3 mm. Las superficies de las muestras se prepararon mediante desbaste con papel de carburo de silicio de granulometría 600. Como muestras testigo se utilizaron láminas de níquel electrolítico (99.9 %), cobre electrolítico (99.9 %) y acero AISI 1018, todas con las mismas dimensiones que las muestras problema. Para cada material, se ensayaron al menos seis muestras.

Los ensayos se llevaron a cabo a una velocidad de desplazamiento de 0.1 mm/min. Durante el ensayo, un punzón impactó y penetró la muestra, provocando el desplazamiento hacia abajo de un disco de corte de aproximadamente 3 mm de diámetro hasta su desprendimiento. Las muestras testigo permitieron calibrar la técnica mediante la obtención de una constante de correlación que armoniza la resistencia al corte calculada con la resistencia a la tracción de los materiales. Esto permitió que, al medir la resistencia máxima de corte efectiva de las muestras problema y aplicar la constante de correlación calculada, se convirtieran los resultados de resistencia al corte por SPT en resistencia a la tracción. Los detalles de los cálculos se presentan en la sección de resultados.

Posterior a los ensayos, se realizó un análisis de fractura de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr utilizando microscopía electrónica de barrido en un microscopio de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*.

3.3 Resistencia a la corrosión electroquímica

Se investigó la respuesta a la corrosión electroquímica del compuesto TiC/Ni-20Cr en un electrolito de agua de mar sintética, y se comparó con la de la matriz de Ni-20Cr y los metales puros Ni y Cr en condiciones estándar de temperatura y presión. Para ello, se emplearon las técnicas de curvas de polarización e impedancia electroquímica. Inicialmente, se llevaron a cabo mediciones de potencial en circuito abierto para cada material con el fin de determinar

su tiempo de estabilización y potencial de corrosión. Estas mediciones proporcionaron información clave sobre el comportamiento inicial de los materiales frente a la corrosión en el electrolito.

3.3.1 Preparación de los electrodos y el electrolito

Se prepararon electrodos de trabajo utilizando cortes transversales de las barras de compuesto TiC/Ni-20Cr y de un bloque de la aleación de la matriz Ni-20Cr. Estos electrodos, con un área expuesta de $1 \times 1 \text{ cm}^2$, se unieron a un alambre de cobre conductor y se aislaron del ambiente sellando la junta con resina epoxi. Para asegurar una preparación adecuada de las superficies de las muestras, estas se sometieron a un proceso de desbastado con papel de carburo de silicio de granos 180, 240, 400, 600, 1000 y 1200, seguido de un pulido a espejo con pastas de diamante de $9 \text{ }\mu\text{m}$, $3 \text{ }\mu\text{m}$ y $1 \text{ }\mu\text{m}$. Este acabado superficial garantizó una superficie lisa y libre de partículas, con una rugosidad a escala micrométrica que proporcionó un perfil de anclaje para los productos de corrosión formados.

El electrolito utilizado fue agua de mar sintética, preparada según la norma ASTM D-1141 [149], con la composición química mostrada en la Tabla 3.1. Para su preparación, se agregaron únicamente las seis primeras sales de la lista, una práctica habitual en trabajos de corrosión electroquímica que emplean el medio salino del agua de mar sintética. En la configuración de la celda, se utilizó un electrodo de calomel saturado como electrodo de referencia, mientras que el electrodo auxiliar fue un electrodo de platino. Esta disposición aseguró condiciones controladas y reproducibles para las mediciones electroquímicas de corrosión.

Tabla 3.1 Composición del electrolito de agua de mar sintética.

Componente	Concentración (g/l)
NaCl	24.53
MgCl ₂	5.20
Na ₂ SO ₄	4.09
CaCl ₂	1.16
KCl	0.695
NaHCO ₃	0.201
KBr	0.101
H ₃ BO ₃	0.027
SrCl ₂	0.025
NaF	0.003
Ba(NO ₃) ₂	0.0000994
Mn(NO ₂) ₂	0.0000340
Cu(NO ₃) ₂	0.0000308
Zn(NO ₃) ₂	0.0000096
Pb(NO ₃) ₂	0.0000066
AgNO ₃	0.00000049

3.3.2 Potencial de corrosión (*E_{corr}*)

Las pruebas de potencial de corrosión se realizaron utilizando un potenciostato/galvanostato *Princeton Applied Research VersaSTAT 4*, junto con el software *VersaStudio* para el análisis de los resultados. La configuración de la celda de corrosión consistió en un sistema de tres electrodos, que incluía un electrodo de referencia (ER) de calomel saturado, un electrodo auxiliar (EA) de platino y un electrodo de trabajo (ET). Las pruebas se llevaron a cabo por duplicado para verificar la reproducibilidad de los resultados en las condiciones atmosféricas de la ciudad de Morelia, México, que se encuentra a una altitud de 1920 metros sobre el nivel del mar. Se realizaron mediciones del potencial de corrosión de las muestras en los tiempos de exposición de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h para seguir la evolución de la corrosión con el tiempo y evaluar la estabilidad de los materiales frente a este fenómeno corrosivo.

3.3.3 Curvas de polarización (CP)

Se determinaron las curvas de polarización para cada combinación de electrodo y electrolito una vez que el potencial del electrodo de circuito abierto alcanzó un valor de estado estacionario. Esta técnica se llevó a cabo bajo condiciones de polarización de ± 500 mV con respecto al potencial de corrosión (E_{corr}), utilizando una velocidad de barrido de 60 mV/min. El objetivo de estas mediciones fue evaluar la respuesta electroquímica de los materiales en diferentes condiciones de polarización y obtener información sobre su comportamiento frente a la corrosión en el electrolito utilizado.

3.3.4 Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE)

La evaluación de la respuesta a la corrosión de los electrodos de trabajo mediante el método electroquímico de espectroscopia de impedancia electroquímica (EIE) se llevó a cabo utilizando un rango de frecuencia que comenzó en 10000 Hz y finalizó en 0.01 Hz. Durante estas pruebas, se aplicó una amplitud de perturbación constante de 10 mV. Para garantizar una cobertura adecuada del rango de frecuencia, se registraron siete puntos por cada década de frecuencia. Este enfoque permitió obtener una representación completa de la respuesta electroquímica del sistema en diferentes frecuencias.

3.3.5 Caracterización de las muestras corroídas

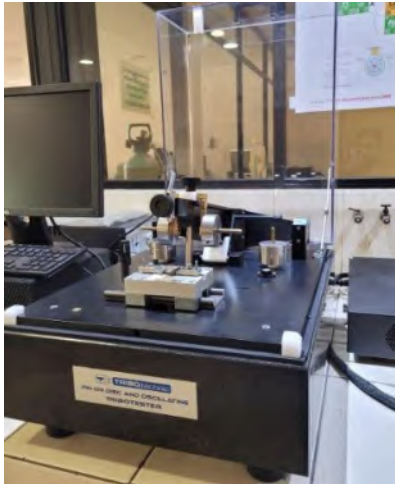
Las muestras corroídas fueron sometidas a una caracterización exhaustiva utilizando varios métodos analíticos. En primer lugar, se realizaron estudios de difracción de rayos X utilizando un equipo *D8 ADVANCE BRUKER*. Se empleó radiación monocromática $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=1.54056 \text{ \AA}$) con una aceleración de voltaje de 40 KeV y una intensidad de corriente de 20 mA. Se realizó un barrido de 10° a 60° para identificar los óxidos formados como resultado de la corrosión de los materiales. Además, se llevó a cabo la caracterización de la superficie de las muestras utilizando microscopía electrónica de barrido con un microscopio de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*. Esto permitió un examen detallado de la morfología de la superficie y cualquier cambio estructural inducido por la corrosión. Para complementar el análisis de la superficie, se realizó un microanálisis químico mediante espectroscopia de

rayos X de energía dispersiva con un analizador *BRUKER X FLASH 6130* acoplado al microscopio electrónico de barrido. Esto proporcionó información sobre la composición química de las regiones específicas de la muestra.

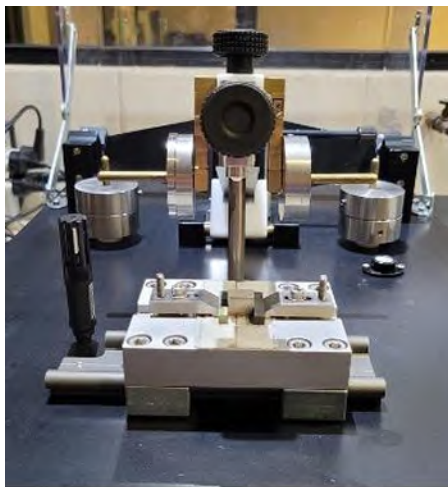
El examen microscópico se realizó con dos formas de preparación de las muestras. En primer lugar, se analizó la superficie de las muestras después de los ensayos de corrosión electroquímica para comprender los efectos de la corrosión en la morfología de la superficie. En segundo lugar, se analizaron las muestras después de un proceso de limpieza química de las superficies corroídas, siguiendo la norma ASTM G1-03 [150]. El objetivo fue examinar las superficies libres de productos de corrosión y/o restos de sales adheridas provenientes del electrolito, lo cual permite definir el mecanismo de corrosión con mayor precisión.

3.4 Ensayos de desgaste por deslizamiento en seco

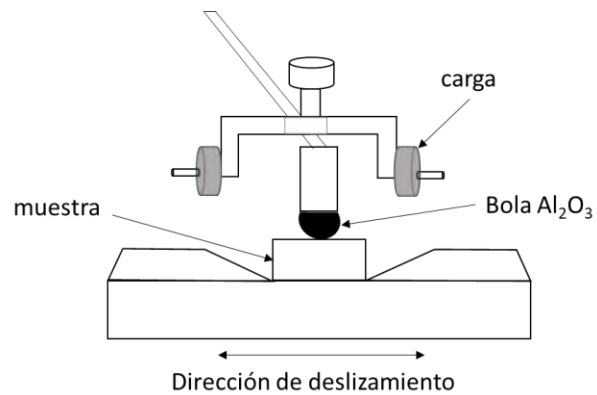
La técnica de desgaste empleada fue un arreglo de bola sobre disco, conocido como ball-on-disk, con movimiento lineal reciprocante. Este ensayo se llevó a cabo utilizando un tribómetro *Pin-on Disc and Oscillating TRIBOtester*, de *Tribotechnic*, como se muestra en la Figura 3.3. El tribómetro está montado sobre una superficie plana que garantiza bajas vibraciones durante las pruebas. Para posicionar la muestra de prueba, se ajustan las mordazas regulables mediante tornillos. Las muestras de desgaste consistieron en probetas de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr, con dimensiones de 1x1x1 cm³. Estas muestras fueron preparadas en una de sus caras mediante desbastado con papel de carburo de silicio de diferentes granulometrías (240, 400, 600, 1000 y 1200), seguido de un pulido a espejo con pastas de diamante de 9 µm, 3 µm y 1 µm. Es crucial que las muestras tengan caras paralelas para asegurar una distribución uniforme de la carga a lo largo de la huella de desgaste. Antes del análisis, las muestras se limpiaron meticulosamente con acetona para eliminar cualquier residuo de grasa e impurezas, siguiendo la norma ASTM G99-95 [151].



a)



b)



c)

Figura 3.3 a) Tribómetro *Pin-on Disc and Oscillating TRIBOtester*. b) Acercamiento a celda de desgaste. C) Esquema del arreglo de celda de desgaste en seco.

Las condiciones de desgaste incluyeron cargas normales de 4 N y 12 N, combinadas con velocidades de deslizamiento de 15 mm/s y 30 mm/s. La distancia total de deslizamiento se estableció en 70 m, 140 m, 340 m y 680 m. Como material contraparte se emplearon bolas de alúmina con un diámetro de 6 mm, rugosidad superficial $<0.1 \mu\text{m}$, dureza de 1500 HV y módulo elástico de 350 GPa (*RedHill Precision Specialty Balls*, 99.5 %). El desplazamiento recíprocante se aplicó sobre una distancia lineal de 5 mm. Todos los ensayos se realizaron por duplicado para garantizar la reproducibilidad de los resultados.

3.4.1 Caracterización de superficies de desgaste y contraparte

Las superficies desgastadas de las muestras de la aleación de Ni-20Cr, el compuesto TiC/Ni-20Cr y las bolas de alúmina de contraparte fueron caracterizadas mediante microscopía electrónica de barrido con un microscopio de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*, el cual estaba equipado con un analizador EDS *BRUKER X FLASH 6130* para microanálisis químico por espectroscopia de rayos X de energía dispersiva. Este análisis permitió examinar la morfología de las superficies desgastadas y determinar la composición química de los elementos presentes en ellas.

Además, las muestras de desgaste fueron sometidas a difracción de rayos X utilizando un difractómetro *D8 ADVANCE Bruker* en un rango de barrido de 2θ de 15° a 75° . Se utilizó una configuración en geometría de haces paralelos con radiación monocromática $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$), a una aceleración de voltaje de 40 KeV y una intensidad de corriente de 20 mA. Esta técnica resulta útil en el análisis de películas delgadas y facilita la detección de óxidos formados en la superficie de las muestras. Los fragmentos de desgaste del material desprendido del sistema tribológico también fueron recolectados y analizados. Estos fragmentos fueron examinados mediante microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X para determinar sus características morfológicas, composición elemental y fases presentes. Este análisis proporciona información valiosa para definir el mecanismo de desgaste y comprender los procesos involucrados en la interacción entre las superficies en contacto.

El coeficiente de fricción (COF) se obtuvo automáticamente del tribómetro mediante el software *TRIBOtester V4.6*, utilizando la fuerza normal y la fuerza de fricción entre las superficies en contacto.

Para determinar el volumen desgastado con precisión, se utilizaron técnicas de perfilometría óptica con un perfilómetro *Nanovea PS50*. Esta tecnología de no contacto se basa en la luz cromática confocal, que emplea longitudes de onda de luz para medir con precisión la altura física y así caracterizar la textura y las características de la superficie. Las muestras desgastadas de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr, sometidas a diferentes cargas y velocidades, fueron exploradas a lo largo de la huella de desgaste en un área de $6 \times 2 \text{ mm}^2$, con un paso de $10 \text{ }\mu\text{m}$. Esto permitió generar un mapa de altura que reveló

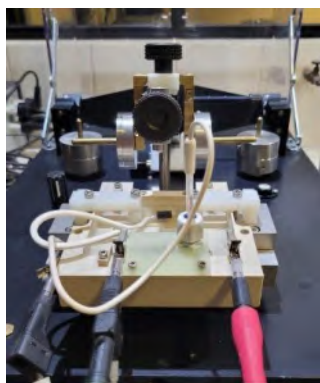
los detalles de la superficie desgastada. Las imágenes de las huellas de desgaste fueron procesadas utilizando el software *Nanovea PS50* para calcular el volumen de material perdido. La tasa de desgaste R ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) se calculó utilizando la ecuación de Archard [152] en función del volumen desgastado V (mm^3), la fuerza normal aplicada W (N) y la distancia recorrida L (m) (Ec. 3.2).

$$R = \frac{V}{W \cdot L} \quad (\text{Ec. 3.2})$$

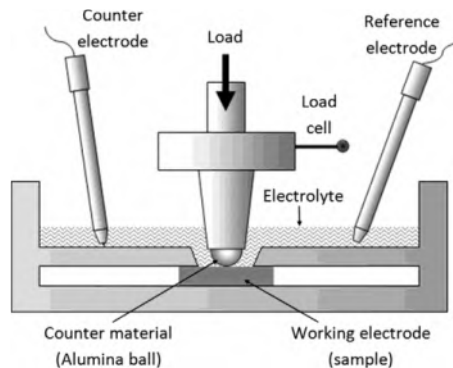
3.5 Ensayos de tribocorrosión

Al igual que en las pruebas de desgaste por deslizamiento en seco, las pruebas de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr se llevaron a cabo utilizando el tribómetro *Pin-on Disc and Oscillating TRIBOtester*, *Tribotechnic*. Para estas pruebas, el equipo fue equipado con la celda de tribocorrosión *Cell for Oscillating TRIBOtester*, tal como se muestra en la imagen de la Figura 3.4. De manera similar a las pruebas de desgaste en seco, el material contraparte utilizado en las pruebas de tribocorrosión fueron bolas de alúmina de 6 mm de diámetro. Las bolas contraparte tenían una rugosidad de superficie inferior a $0.1 \mu\text{m}$, una dureza de 1500 HV y un módulo elástico de 350 GPa (*RedHill Precision Specialty Balls*, 99.5%).

La celda se conectó a un potencióstato/galvanostato *VersaSTAT 4* para registrar los datos electroquímicos. De acuerdo con la norma ASTM G119-09 [153], las mediciones se realizaron utilizando técnicas electroquímicas de circuito abierto para determinar el potencial de corrosión (E_{corr}), curvas de polarización (CP) y espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE). Simultáneamente, los datos electroquímicos se registraron con el software *VersaStudio*, mientras que los datos de desgaste se recopilaron utilizando el software *TRIBOtester V4.6*. Este último permitió obtener las curvas del coeficiente de fricción en un arreglo reciprocante sumergido en agua de mar sintética, bajo la configuración ball-on-disk, a lo largo de una huella lineal de 5 mm.



a)



b)

Figura 3.4 a) Celda de tribocorrosión Cell for Oscillating TRIBOtester montada en tribómetro. b) Esquema de celda de tribocorrosión como reporta la literatura [2].

3.5.1 Respuesta a la tribocorrosión por Curvas de Polarización (CP)

La celda electroquímica para tribocorrosión vino equipada de fábrica con un electrodo de referencia (ER) de Ag/AgCl y un electrodo auxiliar (EA) de platino, los cuales estaban previamente ensamblados. Para completar el arreglo, solo se necesitaba montar y conectar el electrodo de trabajo (ET), que en este caso correspondía a la aleación Ni-20Cr o al compuesto TiC/Ni-20Cr. El electrolito utilizado fue agua de mar sintética. Durante las pruebas de polarización, se aplicaron condiciones de ± 500 mV con respecto al potencial de corrosión (E_{corr}) para ambas muestras, utilizando una velocidad de barrido de 60 mV/min. Se investigaron dos cargas de trabajo, 4 N y 12 N, junto con dos velocidades de deslizamiento, 15 mm/s y 30 mm/s. Dado que los ensayos de corrosión estática revelaron que las tasas de corrosión mínima y máxima se observaron a los tiempos de exposición de 0 h y 6 h, respectivamente, la respuesta a la tribocorrosión se evaluó únicamente para estos dos tiempos. Aquí, el tiempo 0 h corresponde al tiempo de estabilización en circuito abierto, que fue de 1 h. En la Tabla 3.2 se muestra la distancia de deslizamiento para cada combinación de tiempo y velocidad de ensayo de tribocorrosión de las muestras de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr, obtenidas mediante la técnica de curvas de polarización.

Tabla 3.2 Condiciones de tribocorrosión mediante la técnica de Curvas de Polarización (CP) de las muestras de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr

V (mm/s)	t (h)	Distancia (m)
15	0	70
	6	340
30	0	140
	6	680

3.5.2 Respuesta a la tribocorrosión por EIE

La respuesta a la tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr mediante la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE) se evaluó en la celda de tribocorrosión mencionada. Se configuró la técnica con una frecuencia inicial de 10000 Hz y final de 0.01 Hz, utilizando una amplitud de perturbación de 10 mV. Se registraron siete puntos por cada década de frecuencia. El tiempo de adquisición de los datos electroquímicos por EIE se extendió hasta los 32 min. Por lo tanto, los tiempos de prueba de tribocorrosión EIE de 0 h y 6 h se ampliaron en 32 min adicionales para capturar completamente la respuesta electroquímica durante esos periodos de tiempo. Las distancias de deslizamiento ajustadas a las velocidades y tiempos aplicados se detallan en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 Condiciones de tribocorrosión mediante la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica (EIE) de las muestras de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr

V (mm/s)	t (h)	Distancia (m)
15	0	90
	6	360
30	0	175
	6	715

3.5.3 Caracterización de las muestras tribocorroidas

Las muestras desgastadas de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr, obtenidas del proceso de tribocorrosión, se sometieron a diversas técnicas de caracterización con el fin de determinar el volumen de material perdido y comprender los mecanismos que regulan la degradación

debido al efecto combinado de corrosión y desgaste en contacto con la solución salina. Siguiendo un enfoque similar al utilizado para las muestras de los ensayos de desgaste en seco, se llevaron a cabo estudios de perfilometría utilizando un perfilómetro óptico Nanovea PS50. Se analizaron áreas de $6 \times 4 \text{ mm}^2$ mediante un barrido con un paso de $10 \text{ }\mu\text{m}$ para determinar con precisión el volumen de material perdido.

Con el fin de caracterizar morfológicamente la degradación causada por los efectos sinérgicos de corrosión y desgaste por deslizamiento, y de identificar los posibles productos de tribocorrosión o depósitos salinos, se examinaron las superficies de las muestras tribocorroidas y las bolas de alúmina contraparte utilizando un microscopio de emisión de campo *JEOL FE-SEM JSM-7600F*. Se llevaron a cabo microanálisis químicos mediante espectroscopia de rayos X de energía dispersiva con el analizador EDS acoplado *BRUKER X FLASH 6130*. Además, se examinaron las superficies libres de productos formados o adheridos, para lo cual se aplicó un procedimiento de limpieza química superficial, según la norma ASTM G1-03 [150].

Se examinó la deformación de la subsuperficie de las muestras tribocorroidas bajo diversas condiciones de carga. Para ello, se realizaron cortes transversales a lo largo de la huella de desgaste. Las muestras fueron preparadas metalográficamente utilizando papel de carburo de silicio de granos 240, 400, 600, 1000 y 1200, y posteriormente pulidas a espejo sobre un paño suave utilizando pastas de diamante de $9 \text{ }\mu\text{m}$, $3 \text{ }\mu\text{m}$ y $1 \text{ }\mu\text{m}$. Finalmente, las muestras fueron observadas al microscopio electrónico de barrido.

Capítulo 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización de materiales precursores

4.1.1 Aleación Ni-20Cr

La Tabla 4.1 presenta los resultados de la composición química obtenidos mediante espectroscopia de chispa para la aleación binaria Ni-Cr preparada por fundición al vacío. Se encontró que la composición se aproximó significativamente a la composición de diseño Ni-20Cr, con un 19.6 % en peso de cromo. De acuerdo con el resultado experimental y utilizando la regla de las mezclas, la densidad de la aleación fue de 8.51 g/cm³.

Se llevó a cabo un estudio de calorimetría diferencial de barrido en una atmósfera controlada de argón para determinar la temperatura de fusión de la aleación. La Figura 4.1 muestra el perfil de flujo de calor y su derivada respecto de la temperatura. La curva verde representa el flujo de calor específico (W/g), en el eje de las ordenadas del lado izquierdo. La curva azul corresponde a la derivada del flujo de calor, mostrada en el eje de las ordenadas del lado derecho. Según los resultados, la temperatura inicial del evento endotérmico se registró a 1417.2 °C, con una energía de fusión asociada de 144.4 J/g. La temperatura pico de fusión fue de 1426.9 °C. Esta temperatura coincide con la reportada en la literatura [149–151], de 1425 °C, obtenida del diagrama binario Ni-Cr para una aleación con 20 % en peso de Cr, correspondiente a una zona de solubilidad total.

Tabla 4.1 Composición química de la aleación Ni-20Cr por espectroscopia de chispa.

	Ni	Cr
% en peso	80.04	19.48
% en peso normalizado	80.4	19.6
% atómico normalizado	78.4	21.6

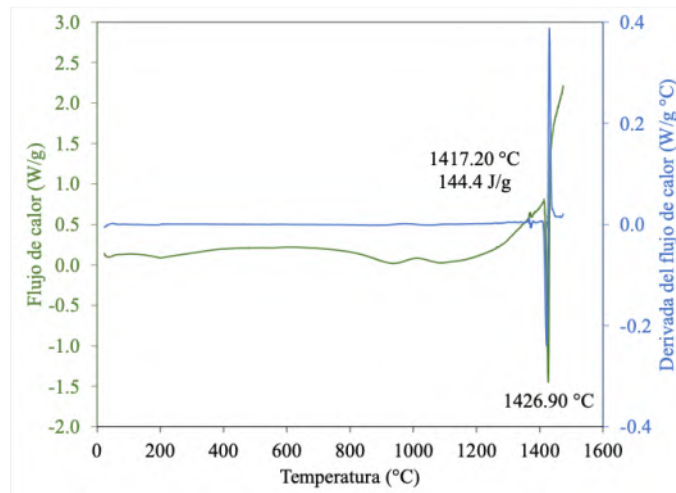


Figura 4.1 Análisis térmico por calorimetría de barrido (DSC) de la aleación Ni-20Cr.

La Figura 4.2 presenta el perfil de rayos X de la aleación Ni-20Cr fabricada. Las reflexiones coinciden con la tarjeta PDF 04-019-8411 para los picos de solución sólida 80Ni-20Cr sin presencia de segundas fases. La indexación del material policristalino muestra como picos principales las reflexiones en los planos (210), (211) y (222) de la fase γ -(Ni).

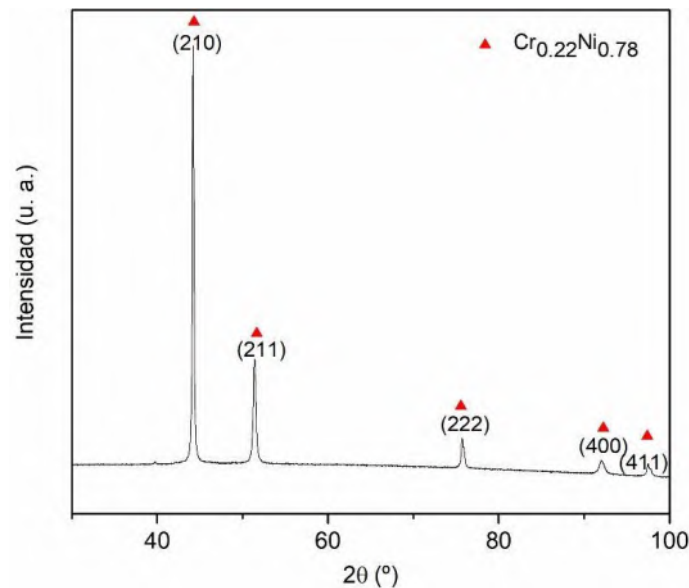


Figura 4.2 Difractograma de rayos X de la aleación Ni-20Cr.

Se llevaron a cabo mapeos de distribución de elementos mediante análisis químicos EDS en diversas secciones de la superficie de la aleación Ni-20Cr. La Figura 4.3 muestra un análisis representativo que revela la distribución homogénea de los componentes Ni y Cr. Esto revela la formación de solución sólida. No se observó segregación de elementos.

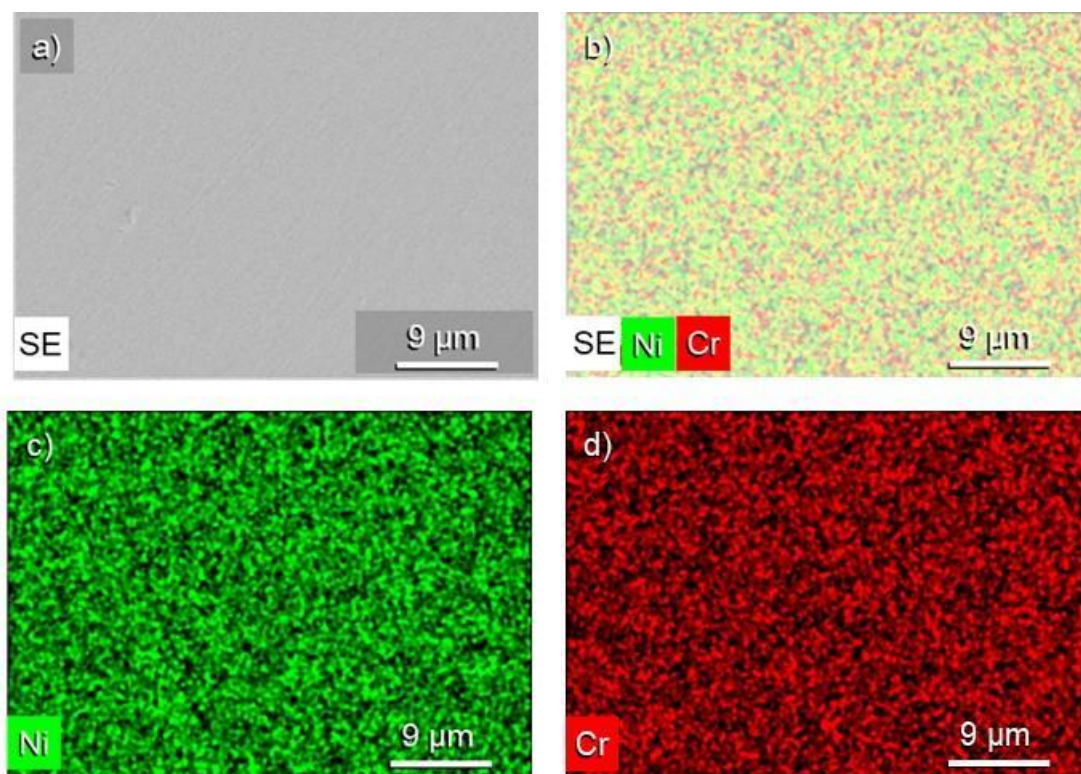


Figura 4.3 Mapeo de la distribución de los elementos Ni y Cr en una región de la aleación Ni-20Cr. a) Imagen SEM; b) distribución de Ni y Cr; c) distribución de Ni; d) distribución de Cr.

Se llevó a cabo un estudio de simulación termodinámica con el programa *Jmat* [157] del proceso de fabricación por fundición de la aleación binaria Ni-Cr con 20 % en peso de cromo a partir de sus componentes elementales. Como muestra el gráfico de los cálculos en equilibrio de la Figura 4.4a, a partir de la aleación líquida hay formación de la fase γ -(Ni) a 1410 °C. El diagrama de fases Ni-Cr de la Figura 4.4b, revela que durante el enfriamiento la fase γ -(Ni) no permanece estable. Según el gráfico de la Figura 4.4a, a partir de aproximadamente 500 °C se forma la fase Ni_2Cr . La microestructura recién fundida de la aleación Ni-20Cr se descompone en una fase matriz relativamente homogénea de γ -Ni con

precipitados γ' -Ni₂Cr debido a la sobresaturación de níquel. Los hallazgos son consistentes con los análisis de rayos X y los resultados de mapeos de distribución elemental realizados.

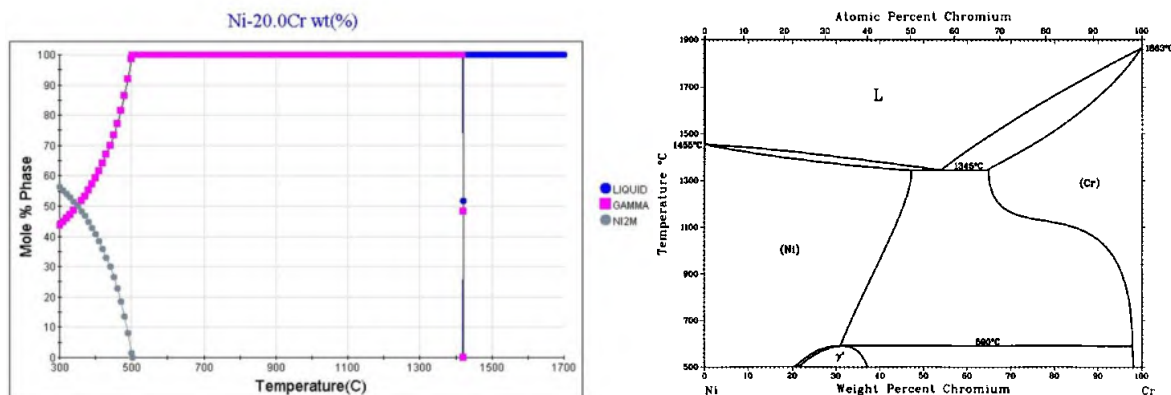


Figura 4.4 a) Simulación obtenida con Jmat b) Diagrama binario Ni-Cr [158].

4.1.2 Partículas de refuerzo de TiC

La Figura 4.5 presenta el difractograma de rayos X de los polvos de TiC. Los picos fueron indexados utilizando la tarjeta PDF 00-032-1383 y corresponden exclusivamente a la fase TiC, con picos principales en los planos (200), (111) y (220). Aunque el proveedor de los polvos de TiC indica una pureza del 98%, no se detectó la presencia ninguna otra fase.

La Figura 4.6 muestra micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido de las partículas cerámicas de TiC. Se observa que las partículas presentan una morfología irregular y una superficie relativamente lisa, sin evidencia de porosidad. La forma angular y la dispersión de tamaños de las partículas son características típicas de materiales cerámicos sometidos a procesos de molienda mecánica para reducir su tamaño. Además, se nota que las partículas más finas tienden a adherirse a las de mayor tamaño debido a las fuerzas de atracción electrostática generadas por la fricción entre las superficies. No obstante, este fenómeno no presenta inconvenientes significativos en la preparación de las preformas en verde, como se explicará más adelante.

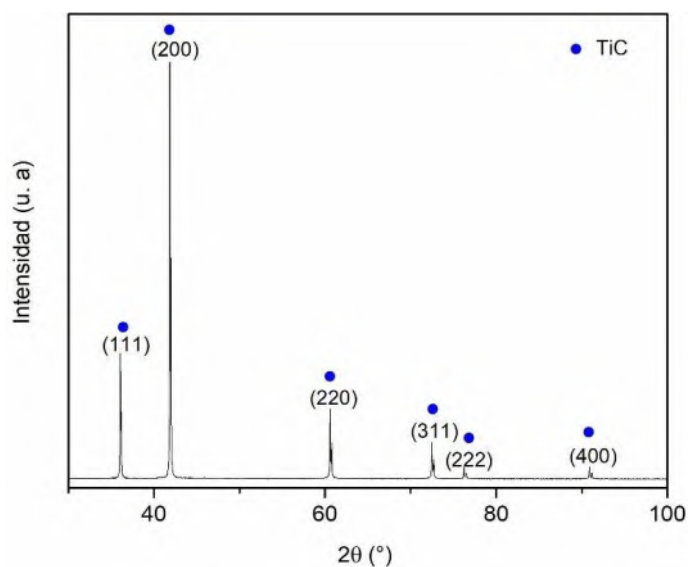


Figura 4.5 Difractograma de rayos X de los polvos de TiC.

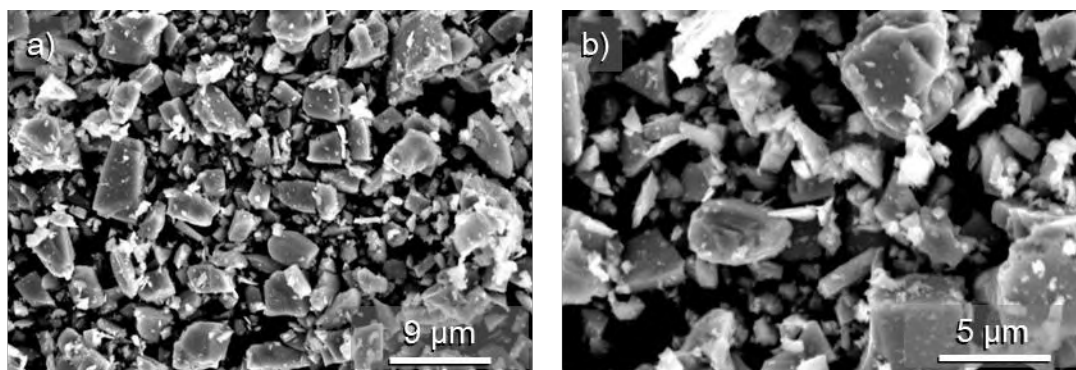


Figura 4.6 Micrografías SEM de las partículas de TiC a diferentes aumentos. a) 2500 x, b) 5000 x.

El tamaño y la distribución de tamaño de las partículas de TiC se determinaron utilizando una técnica de sedimentación y haz de luz, para lo cual los polvos fueron dispersados en agua. Se obtuvo una distribución de tamaño en el rango de 0.25 μm a 3.75 μm , con un tamaño medio de $D_{50}=1.4 \mu\text{m}$. Este tamaño de partícula coincide con el rango observado en las imágenes de microscopia de la Figura 4.6. La Figura 4.7 presenta el histograma de distribución acumulativa del tamaño de partícula del TiC. La amplia distribución de tamaños, que abarca desde 0.2 μm a 3.8 μm , es una ventaja para el proceso de compactación, ya que facilita la densificación del compacto en verde sin necesidad de utilizar ligantes. Además, la presencia de partículas de varios tamaños permite mecanismos de

reacomodo bajo la acción de carga, lo cual es crucial en la etapa inicial de densificación del compacto de TiC.

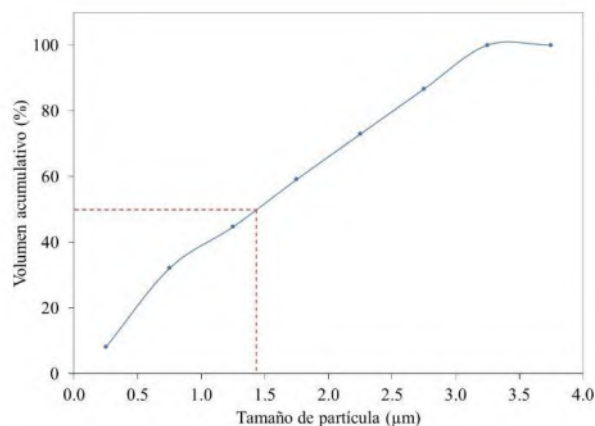


Figura 4.7 Distribución acumulativa de tamaño de partícula de los polvos de TiC.

4.1.3 Preformas sinterizadas de TiC

Para examinar las características de la microestructura porosa, la Figura 4.8 presenta micrografías de preformas fracturadas de TiC. En estas micrografías se observa la presencia de porosidad abierta e interconectada, características esenciales para permitir el paso de la aleación fundida durante el proceso de infiltración. Además, las piezas sinterizadas mostraron un aumento en su resistencia debido a los puntos de adhesión en los contactos entre partículas. La Tabla 4.2 muestra los resultados promedio de la densidad y el porcentaje de porosidad de cuatro preformas de TiC, con una densidad media de 2.88 g/cm^3 . La disminución de la densidad aparente de las preformas porosas, en comparación con la densidad teórica del cerámico denso TiC de 4.93 g/cm^3 [145], resultó en un volumen de porosidad del 41.2 %. Este valor coincide aproximadamente con el cuarenta por ciento estimado por las curvas de compactación en el diseño del material.

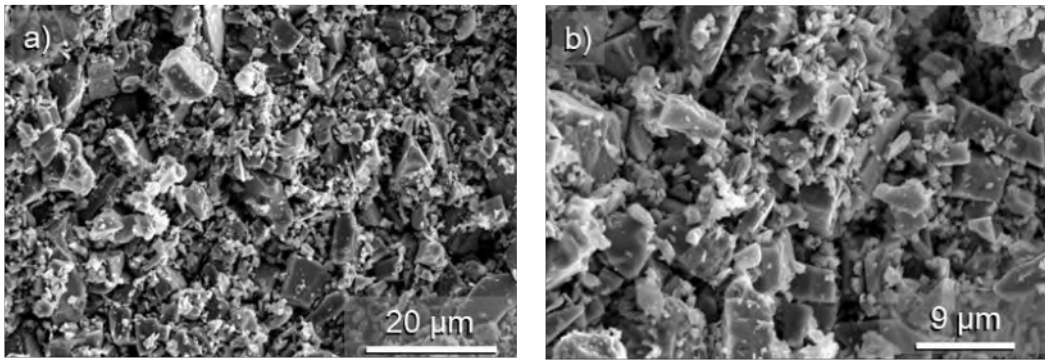


Figura 4.8 Fractura de barra sinterizada de TiC mostrando los canales porosos a) 1500 x, b) 2500 x.

Tabla 4.2 Densidad y porcentaje de porosidad de preformas de TiC sinterizadas

Preforma	Densidad (g/cm ³)	Porosidad (%)
1	2.92	41.4
2	2.86	41.1
3	2.82	41.1
4	2.93	41.2
Promedio	2.88 ± 0.05	41.2 ± 0.14

4.2 Características micro estructurales del compuesto TiC/Ni-20Cr

4.2.1 Difracción de rayos X y microscopía electrónica del compuesto TiC/Ni-20Cr

En la Figura 4.9 se muestra el difractograma del compuesto fabricado TiC/Ni-20Cr. Las reflexiones características de la matriz binaria Ni-20Cr fueron identificadas utilizando la tarjeta PDF 04-019-8411, mientras que el refuerzo policristalino de TiC fue identificado con la tarjeta PDF 00-003-1213. Los picos principales de cada fase corresponden a los observados en los difractogramas individuales de los materiales precursores (Figuras 4.2 y 4.5). Además, se identificó la formación de la fase de carburo Cr_3C_2 , utilizando la tarjeta PDF 00-001-1186. Esta fase se encuentra embebida en la aleación matriz, como se mostrará posteriormente.

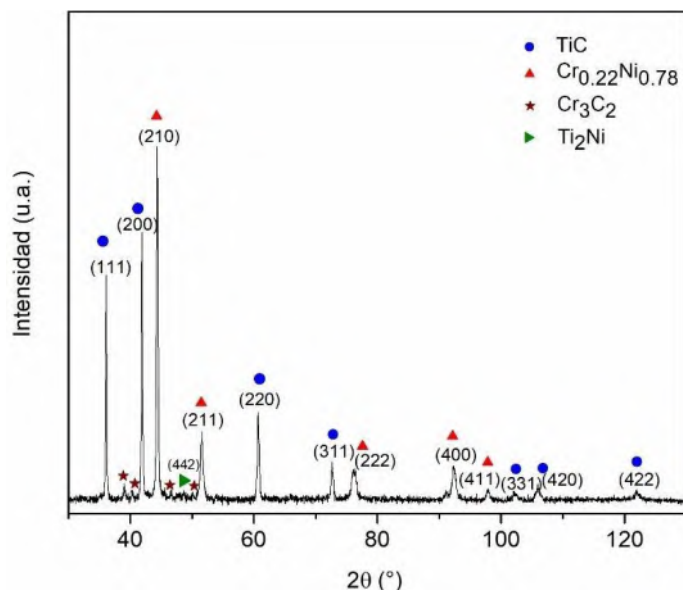


Figura 4.9 Difractograma de rayos X del compuesto TiC/Ni-20Cr.

El carburo de cromo se forma mediante un fenómeno de disolución-precipitación similar al observado en [64] para compósitos TiC/Ni infiltrados a 1515 °C, así como en compósitos por infiltración de preformados de TiC-Ti-grafito con una aleación Hastelloy C-276 (Ni-15Cr-15Mo) [24, 63]. En el caso del sistema TiC-Ni reportado [64], el precipitado que se forma durante el enfriamiento de la disolución Ni-Ti-C, resultante de la disolución de los puntos de alta energía de las partículas de carburo de titanio en el níquel líquido, fue TiC secundario. En el compuesto actual TiC/Ni-20Cr, la presencia de cromo en la aleación promueve que parte del carbono en la solución Ni-Cr-Ti-C, formada por la disolución parcial de las superficies de las partículas de TiC, reaccione preferentemente con el cromo en solución formando precipitados de la fase Cr_3C_2 . Simultáneamente, parte del titanio libre en la solución Ni-Cr-Ti-C reacciona con el níquel para formar la fase Ti_2Ni , apenas visible en el difractograma, identificada con la tarjeta PDF 04-007-1531 a un ángulo 2θ de 48.198°.

La Figura 4.10 muestra una micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido del compuesto TiC/Ni-20Cr fabricado. Se observa la distribución homogénea de las partículas de TiC dentro de la matriz de la aleación binaria Ni-20Cr. También se puede apreciar la fase de carburo Cr_3C_2 formada, inmersa dentro de la matriz, principalmente en la periferia de las partículas de TiC, aunque en algunas regiones presenta una forma columnar. Es importante destacar la diferencia en la morfología de las partículas de refuerzo dentro del

compósito con respecto a las observadas en las preformas sinterizadas (Figura 4.7). Mientras que las partículas originales de TiC tenían forma irregular, con aristas y formas angulares, las partículas de TiC en el compósito son redondeadas, sin bordes ni formas puntiagudas.

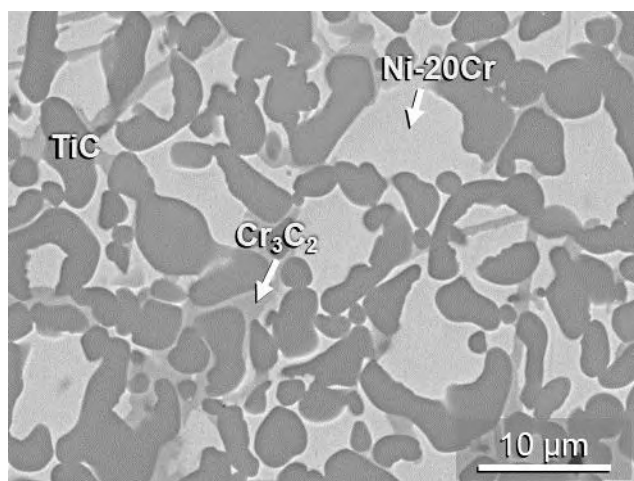


Figura 4.10 Micrografía por SEM del compósito infiltrado TiC/Ni-20Cr.

Varios estudios sobre sistemas compósito TiC/Ni [40, 59, 68, 70, 159] y TiC/SUS431 [10] coinciden en que las partículas de TiC adquieren una forma redondeada tras la infiltración. Este fenómeno se atribuye al proceso de disolución-precipitación que ocurre durante la infiltración, cuando el cuerpo del cerámico poroso entra en contacto con la aleación líquida sobrecalentada. Los estudios sugieren que las partículas de TiC pueden experimentar cambios en su proporción Ti/C, así como en su forma y tamaño a lo largo de la dirección de infiltración. Este proceso se explica como un mecanismo donde las partículas de TiC se disuelven en el líquido, saturando la solución con Ti y C, seguido de la precipitación de partículas de TiC con una mayor proporción C/Ti [19]. Otro estudio [58] reporta que esta disolución es posible debido a la formación de una composición eutéctica a 1277 °C en el sistema ternario Ni-Ti-C. En este sistema, el TiC se disuelve en el níquel y posteriormente reprecipita sobre la superficie de los carburos originales, resultando en compósitos uniformes con partículas de morfología regular.

Además de los microanálisis puntuales para identificar las fases presentes en el compósito TiC/Ni-20Cr, se realizaron análisis de composición química a lo largo de una línea

trazada, como se muestra en la Figura 4.11. La Figura 4.11a destaca que la línea atraviesa tres zonas con composiciones diferentes. La Figura 4.11b muestra la variación de la composición elemental a lo largo de esta línea. Las zonas más claras en la micrografía, ubicadas en los extremos de la línea trazada, contienen principalmente Ni y Cr, lo que corresponde a la matriz metálica Ni-Cr. Las regiones de color gris oscuro muestran una alta presencia de Ti y C, asociadas con las partículas de refuerzo de TiC. La zona de color gris claro en la región media de la partícula contiene Cr junto con Ti en menor proporción, además de C y trazas mínimas de Ni. Estos análisis, combinados con la identificación de fases por difracción de rayos X, indican que la región media corresponde a la fase precipitada de Cr_3C_2 , posiblemente acompañada de una pequeña cantidad de la fase Ti_2Ni .

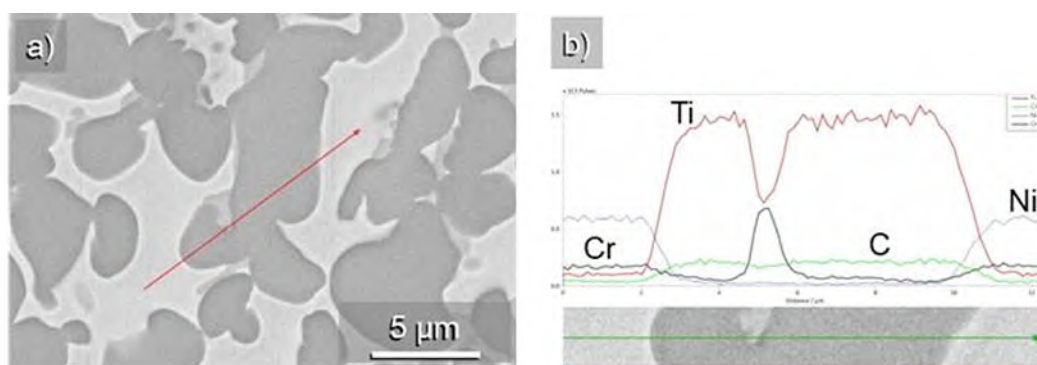


Figura 4.11 Composición a lo largo de una línea en el compuesto TiC/Ni-20Cr.

La Figura 4.12 presenta el mapeo de distribución elemental de Ti, C, Cr y Ni en la región del compuesto TiC/Ni-20Cr mostrada en la Figura 4.10. Se observa que los elementos Ti y C (Figuras 4.12b y 4.12c) convergen espacialmente en las áreas correspondientes a las partículas de refuerzo de TiC. La concentración predominante de Ni se localiza en las zonas ocupadas por la matriz (Figura 4.12d), asociada consistentemente con la presencia de Cr, lo que corresponde a la solución sólida de la aleación Ni-Cr.

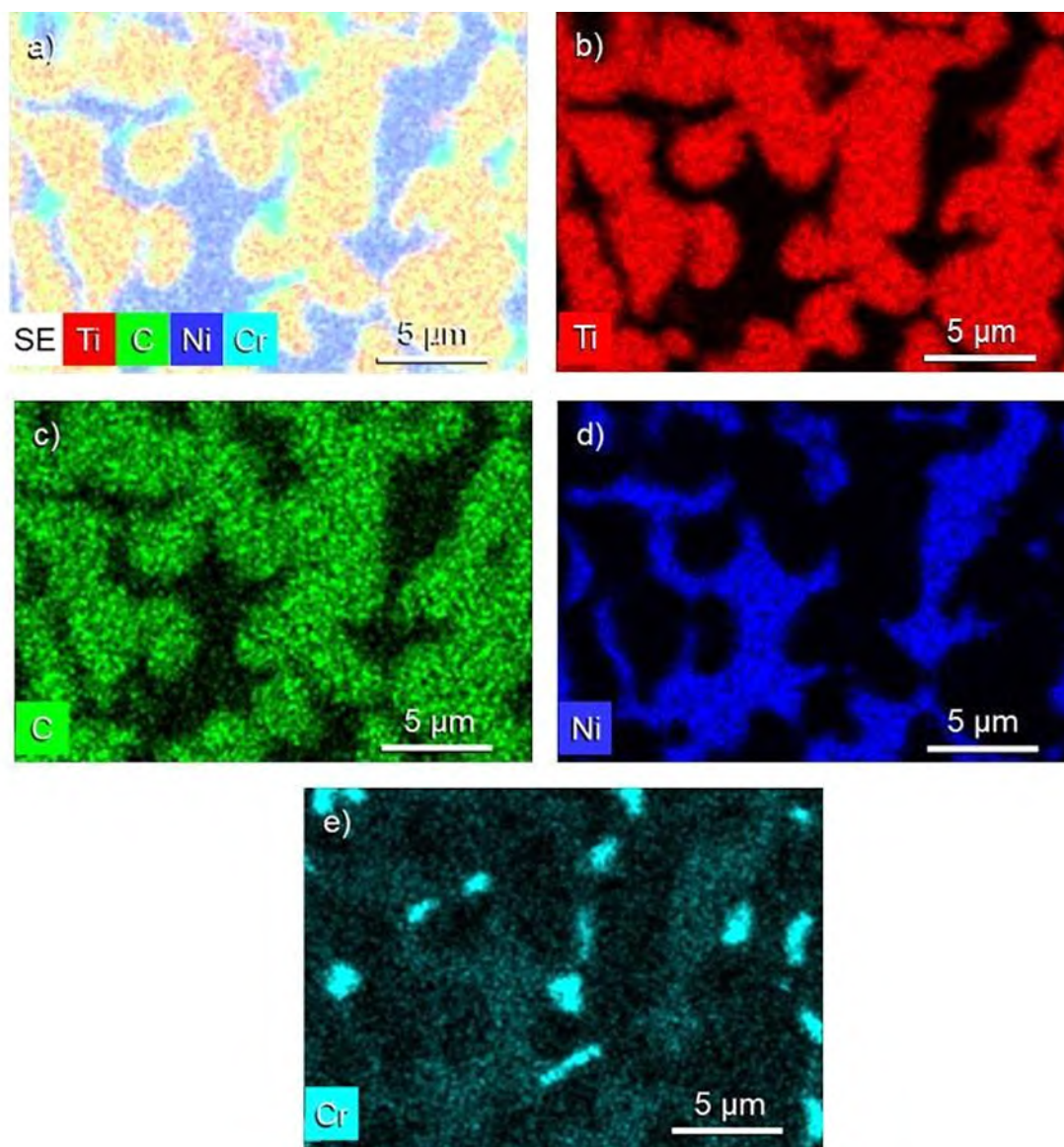
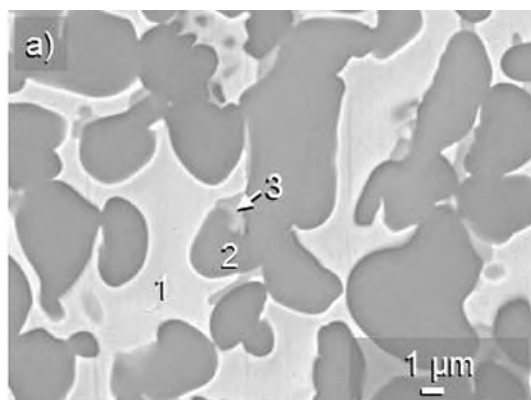


Figura 4.12 Mapeo de la distribución de elementos en una región del compuesto TiC/Ni-20Cr. a) Distribución multi-elemental; b) Ti; c) C; d) Ni; e) Cr.

En la Figura 4.12e, se identifican áreas con alta concentración de Cr, las cuales coinciden específicamente con la presencia de C. Esta coincidencia sugiere que dichas áreas corresponden a la precipitación de carburos de cromo. Es evidente que los carburos de cromo no se distribuyen de manera uniforme en la matriz, sino que tienden a precipitar en las proximidades de las partículas de TiC, indicando una interacción preferencial en estas regiones.

Como complemento, se llevaron a cabo microanálisis químicos puntuales mediante espectroscopía de rayos X de energía dispersiva (EDS) para caracterizar las fases observadas. La imagen de electrones retrodispersados presentada en la Figura 4.13 señala tres posiciones específicas donde se realizaron los análisis. En la tabla adjunta se detalla la composición química correspondiente a cada una de estas posiciones. El microanálisis de la zona (1) corresponde a la fase matriz Ni-Cr. Según la literatura, los elementos Ti y C no permanecen en solución durante el enfriamiento. En el contexto del fenómeno de solución-precipitación, se sabe que estos elementos son expulsados de la solución de níquel líquido para formar TiC secundario, el cual precipita preferentemente sobre las superficies de las partículas originales de carburo [24, 40, 63]. Las pequeñas cantidades de Ti y C detectadas en la zona (1) podrían deberse a la presencia de partículas de TiC situadas debajo de la superficie, dentro del volumen excitado por la fuente de energía del haz incidente. Al normalizar los elementos Ni y Cr al 100 % en la aleación de la matriz, se determinó que esta es una aleación Ni-Cr con aproximadamente un 9.5 % en peso de cromo.



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
C	4.81	26.87	18.24
Ti	3.87	67.73	7.29
Cr	9.68	3.60	66.42
Ni	81.64	1.80	6.36
O			1.69

Figura 4.13 Análisis químicos EDS de las fases observadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr.

El microanálisis de la zona (2) corresponde a la fase de TiC, que son las partículas de refuerzo dispersas en la matriz metálica. De manera similar a la zona (1), se detectaron pequeñas cantidades de Ni y Cr que no corresponden al carburo de titanio, y que podrían ser residuos desplazados sobre la superficie durante la preparación metalográfica de la muestra. En el caso del microanálisis EDS de la zona (3), el resultado corresponde a los precipitados de Cr_3C_2 formados por el proceso de solución-precipitación. Las partículas de refuerzo parcialmente disueltas en su superficie son la fuente del C que reacciona con el Cr de la

aleación, empobreciéndola en cromo y formando precipitados de Cr_3C_2 . Como se observa de la imagen en la Figura 4.13 y en los mapeos químicos realizados (Figura 4.12), estos precipitados se forman preferentemente en la vecindad de las partículas de TiC . Además, se detectaron pequeñas cantidades de Ti y Ni en el análisis puntual, que podrían provenir de la matriz y el refuerzo circundantes, o bien, como se mostró en el mapeo elemental, podrían indicar la presencia mínima de la fase Ti_2Ni revelada por difracción de rayos X (Figura 4.9).

4.2.2 Densidad y porosidad de los compósitos

La densidad teórica del compuesto diseñado TiC/Ni-20Cr , con un 60 % de volumen de partículas cerámicas, es de 6.38 g/cm^3 . Sin embargo, la densidad experimental, determinada a partir de las dimensiones y masa de las barras infiltradas, fue de $5.99 \text{ g/cm}^3 \pm 0.04$. Este valor es un 29.6 % menor que la densidad de 8.51 g/cm^3 de la aleación sin reforzar, lo cual se atribuye a la adición de la fase más ligera de TiC . Además de fortalecer mecánicamente la aleación, la fase de refuerzo reduce significativamente el peso del componente.

La porosidad de los compósitos TiC/Ni-20Cr se midió utilizando el método de Arquímedes, obteniéndose una porosidad residual del 2.1 % en volumen. Esta porosidad residual depende principalmente de las variables de tiempo y temperatura durante la infiltración de las preformas cerámicas, ya que estas influyen en las propiedades fisicoquímicas de la aleación líquida Ni-20Cr y en la humectabilidad del sistema metal-cerámico. Los resultados muestran que la temperatura de infiltración de 1475°C y un tiempo de exposición de 10 minutos permitieron obtener compósitos con una porosidad significativamente menor que la reportada por González et al. [156], quienes observaron una porosidad final del 6.49 % para el mismo sistema compuesto. Esta baja porosidad residual es esencial para garantizar una buena resistencia a la corrosión y a la tribocorrosión, ya que previene la filtración superficial del electrolito durante los ensayos de degradación química.

Con base en un volumen de 6.5 cm^3 para las barras de los compósitos infiltrados, las densidades experimentales del compuesto (5.99 g/cm^3) y de la aleación matriz (8.51 g/cm^3), el contenido en peso de cromo en la aleación infiltrada Ni-20Cr (19.6 %), y considerando que la cantidad de Ti_2Ni formada fue mínima según la caracterización microestructural, se realizaron cálculos estequiométricos para estimar el volumen de las fases principales en el

compósito. Los análisis EDS resumidos en la Figura 4.13 revelaron que la fase matriz en el compósito infiltrado redujo su contenido de Cr a un 9.5 % en peso, debido a la reacción del Cr con el C presente en la solución Ni-Cr-C-Ti, como resultado de la disolución parcial del TiC. A partir de la cantidad de Cr que reaccionó y considerando la estequiometría del Cr_3C_2 , se calcularon la masa de carburo de cromo formado y la cantidad final de TiC en el compósito. La Tabla 4.3 presenta la composición aproximada de las fases presentes en el compósito TiC/Ni-20Cr, derivada de los análisis químicos y los cálculos estequiométricos.

Tabla 4.3 Aproximación cuantitativa de las fases presentes en el compósito infiltrado TiC/Ni-20Cr.

Fase	% volumen
Refuerzo TiC	53.0
Matriz Ni-Cr	38.5 (9.5 % peso Cr)
Precipitados Cr_3C_2	6.4
Porosidad	2.1

4.3 Propiedades físicas y mecánicas

4.3.1 Dureza

Con base en las pruebas de dureza Vickers realizadas a los materiales, se obtuvo una dureza de 158 HV para la aleación Ni-20Cr, y una dureza de 892 HV para el compósito TiC/Ni-20Cr. Esto representa un aumento del 464 % respecto a la aleación sin reforzar. Este incremento significativo se debe a la formación de la fase dura de Cr_3C_2 y a la presencia de partículas de TiC distribuidas homogéneamente en el material, las cuales restringen la deformación de la matriz durante la indentación del ensayo. Estudios previos también han reportado aumentos significativos del sistema TiC/Ni en comparación con la matriz sin reforzar. Por ejemplo, Qi y col. [160] obtuvieron una dureza de 577 HV en un compósito reforzado con un 60 % en volumen de partículas de TiC en una matriz de aleación C-276 (Ni-15Cr-15Mo) cuya dureza inicial era de 304 HV. Asimismo, León y col. [64] reportaron una dureza de 788 HV para el compósito TiC/Ni con un 60 % en volumen de refuerzo. Estos resultados indican que la presencia de Cr favorece la formación de precipitados de carburo

de cromo y de interfases fuertes entre la matriz y el refuerzo, lo que provoca un aumento en la dureza del compuesto.

4.3.2 Módulo elástico

El módulo elástico del compuesto TiC/Ni-20Cr se evaluó mediante una técnica de ensayos no destructivos basada en la excitación por impulsos, utilizando un equipo *Grindosonic*. En la Tabla 4.4 se presentan los valores del módulo de flexión, módulo de torsión y módulo elástico tanto de la aleación Ni-20Cr como del compuesto TiC/Ni-20Cr.

Para la aleación sin reforzar, se obtuvo un módulo elástico de 202.7 GPa, ligeramente inferior al valor de 220 GPa reportado en la literatura para este tipo de aleación [161]. En el caso del compuesto TiC/Ni-20Cr, el módulo elástico determinado fue de 253.2 GPa, evidenciando un aumento significativo respecto a la aleación base. Cabe destacar que González et al. [156] reportaron un módulo elástico de 318.2 GPa para el mismo sistema compuesto, lo que podría atribuirse a diferencias en las condiciones de procesamiento. Estos resultados confirman que la incorporación de partículas de TiC incrementa notablemente la rigidez del material, mejorando su capacidad para resistir deformaciones elásticas bajo carga. Esta propiedad es particularmente relevante en aplicaciones que demandan alta resistencia mecánica, como los ensayos de desgaste en seco a los que fueron sometidos los compósitos infiltrados.

Tabla 4.4 Propiedades elásticas de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr.

Material	Módulo de flexión (KHz)	Módulo de torsión (KHz)	Módulo elástico (GPa)	Poisson
Ni-20Cr	22.4	22.3	202.7	0.3
TiC/Ni-20Cr	27.6	27.8	253.2	0.3

4.3.3 Resistencia a la tracción por ensayos al corte en muestras pequeñas

La resistencia a la tracción de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr se evaluó mediante un método alternativo utilizando la técnica de micropunzado de muestra pequeña

(Shear Punch Test, SPT). Para ello, fue necesario determinar previamente la constante de correlación (C), la cual permite relacionar la resistencia a la tracción con la resistencia al corte obtenida de las muestras testigo. Los materiales de referencia empleados para este propósito fueron cobre electrolítico (99.9 %), acero AISI 1018 y níquel electrolítico (99.9 %).

En la Figura 4.14 se presentan las curvas de carga aplicada vs. desplazamiento del punzón correspondientes a las probetas testigo. Estas curvas se graficaron a la misma escala para facilitar una comparación adecuada.

Las curvas muestran un comportamiento análogo al de una curva de tracción típica para materiales metálicos. Este comportamiento incluye una región elástica lineal, un punto de límite elástico, una región de deformación plástica y un punto de carga máxima. Para garantizar la confiabilidad de los resultados, se ensayaron al menos seis probetas de cada material, obteniendo una alta reproducibilidad en los datos.

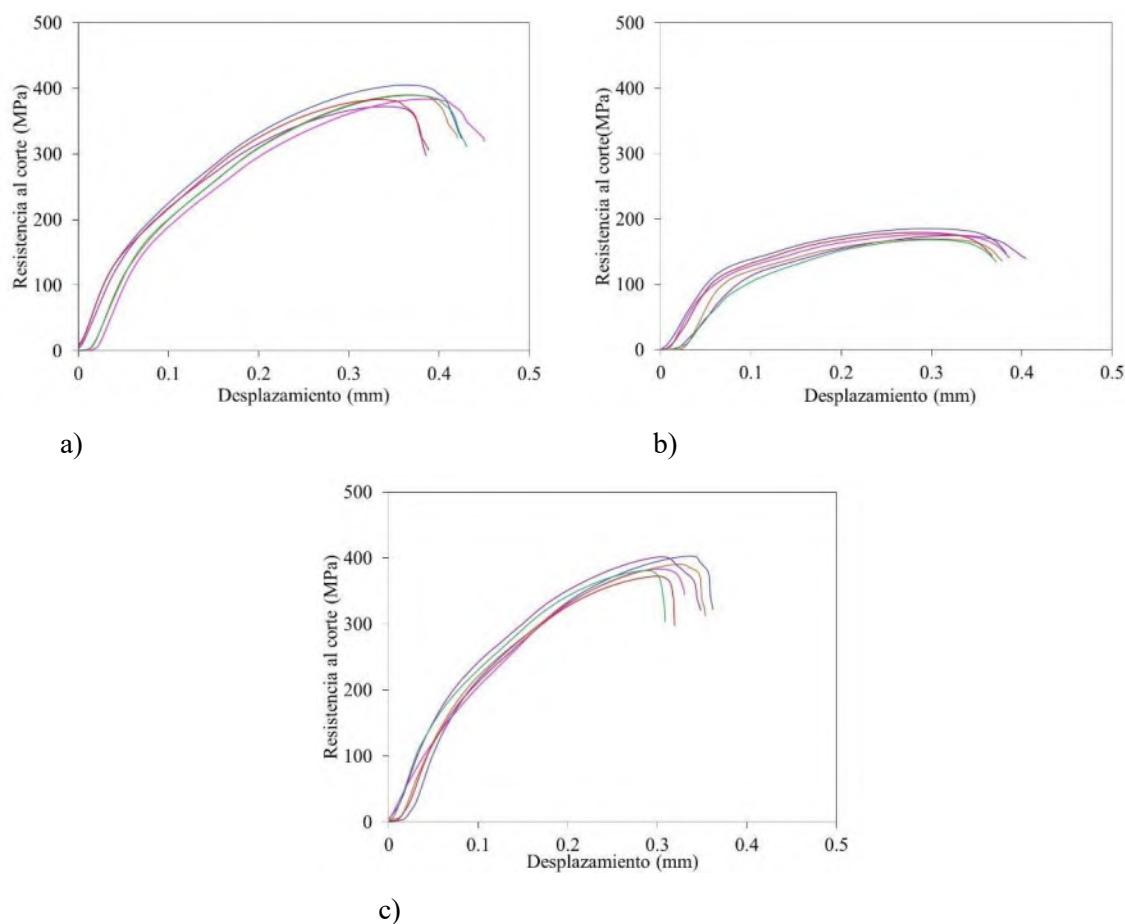


Figura 4.14 Curvas (SPT) de resistencia al corte vs. desplazamiento para los materiales testigo. a) Ni, b) Cu, c) Acero AISI 1018.

De los ensayos de corte, se registró la carga máxima (P_{sm}) correspondiente a cada experimento. A partir de esta información, y considerando el radio (r) y el espesor (t) de cada muestra, se calculó la resistencia máxima de corte efectiva (τ_{sm}) utilizando la relación matemática del lado izquierdo de la Ecuación (4.1). Posteriormente, empleando la expresión del lado derecho de la ecuación y los valores de resistencia a la tracción (τ) reportados en la literatura para los testigos: 515 MPa para el Ni [162], 210 MPa para el Cu [163] y 440 MPa para el acero 1018 [164], se determinó la constante de correlación C correspondiente a cada probeta ensayada. Los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4.5.

$$\tau_{sm} = \frac{P_{sm}}{2\pi r t} = C\tau \quad \text{Ec. (4.1)}$$

Tabla 4.5 Constante de correlación C a partir de los ensayos al corte (SPT) de las muestras testigo.

Material testigo	Espesor (t) (mm)	Carga (P_{sm}) (N)	Resistencia al corte (τ_{sm}) (MPa)	Constante de correlación (C)
Ni	0.28	1079.85	372.2	0.7228
	0.30	1412.50	383.8	0.7451
	0.31	1300.90	405.0	0.7865
	0.28	1132.91	390.5	0.7583
	0.29	1171.44	389.9	0.7570
	0.28	1111.27	383.1	0.7438
Cu	0.29	526.37	175.2	0.8342
	0.29	530.75	176.6	0.8411
	0.28	537.76	185.4	0.8827
	0.3	529.24	170.3	0.8108
	0.26	454.58	168.8	0.8036
	0.27	501.69	179.3	0.8540
Acero 1018	0.26	1081.28	401.4	0.9122
	0.22	874.43	383.6	0.8719
	0.29	1210.45	402.9	0.9156
	0.31	1255.44	390.9	0.8883
	0.27	1067.09	381.5	0.8669
	0.28	1080.68	372.5	0.8466
$C =$				0.8245
Desviación estándar:				0.0611

A partir del análisis estadístico se determinó una constante de correlación $C=0.8245$, con una desviación estándar de 0.0611. Estos resultados confirman la existencia de una relación confiable entre la resistencia a la tracción y la resistencia al corte, validando así el uso del método de micropunzado para evaluar las propiedades mecánicas de los materiales estudiados. En la Figura 4.15 se presentan los gráficos de carga aplicada vs. desplazamiento del punzón para las probetas de la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr. Los datos muestran nuevamente una alta reproducibilidad en las curvas obtenidas. El comportamiento de las curvas de la aleación matriz Ni-20Cr, mostrado en la Figura 4.15a, es similar al de los materiales metálicos testigo (Figura 4.14). Aunque el rango de desplazamiento es comparable, las curvas de la aleación Ni-20Cr presentan mayor linealidad, lo que indica una menor deformación plástica en comparación con los materiales testigo.

Por otro lado, las curvas del compuesto TiC/Ni-20Cr (Figura 4.15b) reflejan un comportamiento más frágil y una disminución en la resistencia al corte respecto de la aleación no reforzada. Este fenómeno se atribuye a la reducción de ductilidad de la matriz metálica, provocada por la incorporación de partículas de refuerzo de TiC y la precipitación de carburos Cr_3C_2 . Adicionalmente, se observan irregularidades o "brincos" en las curvas del compuesto, posiblemente causados por la fractura o desprendimiento de partículas de TiC y precipitados Cr_3C_2 bajo la acción de cizalla. Como se discutió previamente, estas partículas incrementaron significativamente el módulo elástico y la dureza de la aleación reforzada, limitando su capacidad de deformación plástica.

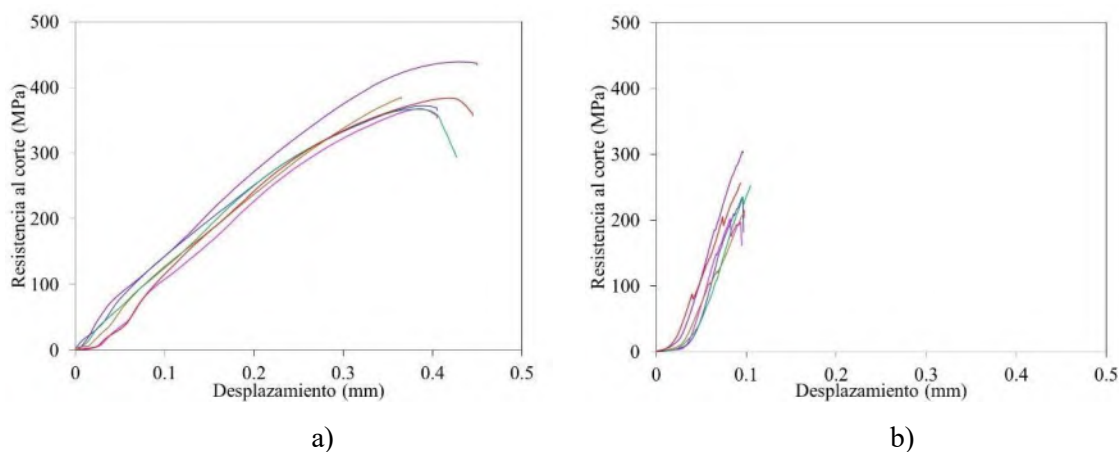


Figura 4.15 Curvas (SPT) de resistencia al corte vs. desplazamiento para las muestras problema a) Matriz Ni-20Cr sin reforzar. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.

Con la constante de correlación calculada ($C=0.8245$) a partir de las muestras testigo y las resistencias máximas de corte efectiva (τ_{sm}) de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr obtenidas de las pruebas de corte, se aplicó la expresión de la Ecuación (4.1) para convertir los resultados de resistencia al corte a resistencia a la tracción (τ) para ambos materiales. La Tabla 4.6 resume los valores de resistencia de cada probeta ensayada y el promedio estadístico, encontrando una resistencia a la tracción de 468.1 MPa para la aleación Ni-20Cr, y de 296.3 MPa para el compuesto TiC/Ni-20Cr. La resistencia a la tracción del compuesto resultó menor que la de la aleación sin refuerzo debido a la fragilización causada por el elevado contenido de refuerzo de carburo de titanio y la precipitación de los carburos de cromo. Estos factores limitan la capacidad de deformación plástica del material, reduciendo su resistencia a la tracción en comparación con la aleación matriz.

Tabla 4.6 Resistencia a la tracción de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr a partir de ensayos al corte por micropunzado de muestras pequeñas (SPT).

Material	Espesor (t) (mm)	Carga (P_{sm}) (N)	Resistencia al corte (τ_{sm}) (MPa)	Resistencia a la tracción (τ) (MPa)
Ni-20Cr	0.30	1364.74	439.1	532.5
	0.27	1029.60	368.1	446.4
	0.27	1041.37	372.3	451.5
	0.31	1235.89	384.8	466.7
	0.29	1102.86	367.1	445.2
	0.31	1234.27	384.3	466.1
<i>Resistencia =</i>				468.0
Desviación estándar				32.9
TiC/Ni-20Cr	0.30	946.44	304.5	369.3
	0.27	567.10	202.7	245.7
	0.30	730.30	235.0	285.0
	0.30	669.17	215.3	261.1
	0.27	704.99	252.0	305.6
	0.28	743.55	256.3	310.9
<i>Resistencia =</i>				296.3 MPa
Desviación estándar				43.6

Las Figuras 4.16a y 4.16c son imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido a baja magnificación que muestran los discos extraídos mediante acción cizallante durante las pruebas de corte de las probetas de la aleación Ni-20Cr sin reforzar y del compuesto TiC/Ni-20Cr, respectivamente. Las flechas en las micrografías indican la dirección de la aplicación de la carga del punzón y el desplazamiento.

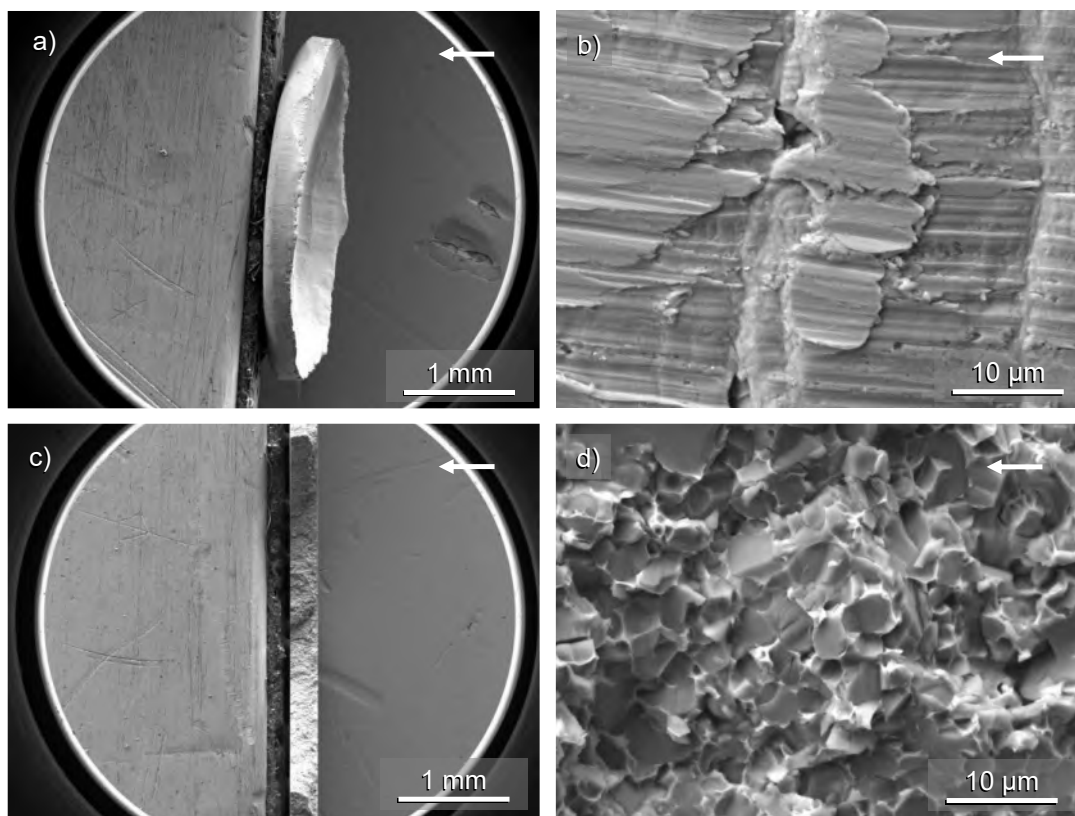


Figura 4.16 Imágenes por microscopía electrónica de muestras ensayadas al corte (SPT). a) Disco expulsado de la aleación Ni-20Cr vista de canto. b) Detalle de superficie al corte Ni-20Cr. c) Disco expulsado del compuesto TiC/Ni-20Cr. d) Detalle de superficie al corte del compuesto.

En el caso de la aleación Ni-20Cr, se obtuvo un disco íntegro y sin fractura. Se observa pandeamiento de la muestra, deformación del perímetro y formación de labios en el disco debido a la acción cortante, características indicativas del comportamiento plástico de la aleación (Fig., 4.16a). En contraste, en todas las probetas ensayadas del compuesto, los discos extraídos presentaron una o más trayectorias de fractura, resultando en discos fragmentados con fractura parcialmente frágil (Fig. 4.16c).

Las imágenes a alta magnificación del disco de aleación Ni-20Cr extraído mostraron la formación de estrías en la cara perimetral, paralelas a la dirección de desplazamiento, debido al rozamiento contra la parte interior del dado portamuestras, lo que evidencia su capacidad de deformación plástica (Fig. 4.16b). Por el contrario, las muestras del compuesto TiC/Ni-20Cr no presentaron estrías debido a la menor deformación del monolito (Fig. 4.16d). La fractografía revela algunos hilos de deformación plástica de la matriz, pero una considerable cantidad de partículas fracturadas del refuerzo de TiC. Además, la fase dura de Cr_3C_2 formada durante la infiltración también mostró fractura intragranular. Sin embargo, se observó escaso desprendimiento de partículas de TiC, lo que confirma una buena unión entre la matriz y el refuerzo, atribuible en parte a la formación y ubicación de Cr_3C_2 en la vecindad de las partículas iniciales de TiC.

Ambas fases de carburo contribuyen a una limitada deformación plástica del compuesto, que, según los cálculos reportados en la Tabla 4.3, representan en conjunto casi el 60 % en volumen del material. Las observaciones indican que el mecanismo de falla del compuesto TiC/Ni-20Cr se puede describir por la deformación de la matriz metálica Ni-Cr, la fractura de las partículas de refuerzo de TiC y de Cr_3C_2 durante el desplazamiento, y la posterior propagación de grietas en el espesor anular hasta la fractura final. La Tabla 4.7 resume las propiedades mecánicas determinadas para la aleación sin reforzar y para el compuesto infiltrado.

Tabla 4.7 Propiedades mecánicas de la aleación Ni-20Cr sin reforzar y del compuesto TiC/Ni-20Cr.

Material	Densidad (g/cm^3)	Dureza (HV)	Módulo elástico (GPa)	Resistencia a la tracción (MPa)
Ni-20Cr	8.51	158	202.7	468.0
TiC/Ni- 20Cr	5.99	892	253.2	296.3

4.4 Corrosión electroquímica

La resistencia a la corrosión de las aleaciones níquel-cromo (Ni-Cr) está determinada por la formación de una delgada capa pasiva de óxidos en su superficie. Esta capa actúa como una barrera protectora, bloqueando e interfiriendo en los procesos de corrosión. Sin embargo, su fragilidad puede hacerla susceptible a fracturas, lo que incrementa el riesgo de formas localizadas de corrosión, como la corrosión por picadura y la corrosión por hendidura [165]. Los óxidos de níquel y cromo que conforman esta capa pasiva son esenciales para la protección del material, pero su eficacia puede verse comprometida si su morfología es irregular. En tales casos, los iones agresivos de cloruro (Cl^-) pueden penetrar en las primeras etapas del proceso de polarización, debilitando la capa protectora y facilitando la corrosión.

Estudios previos sobre compósitos reforzados con partículas discontinuas, como TiB_2 en aleaciones ligeras, han demostrado que el efecto galvánico entre las partículas de refuerzo y la matriz es insignificante [156, 157]. Este comportamiento se atribuye a la baja reactividad de las partículas y a la capacidad de la matriz para formar una capa pasiva estable. En los compósitos basados en matrices Ni-Cr, se espera un fenómeno similar debido a la alta propensión de estas aleaciones a la pasivación. Esta característica minimiza significativamente las posibilidades de corrosión galvánica en compósitos de matriz Ni-Cr, reforzando su idoneidad para aplicaciones en ambientes corrosivos.

4.4.1 Potencial a circuito abierto

La estabilidad del potencial a circuito abierto es crucial para garantizar una evaluación precisa de los parámetros obtenidos mediante técnicas electroquímicas. Para ello, es necesario que las variaciones en el potencial no superen los 50 mV durante las mediciones. La Figura 4.17 presenta las curvas de potencial de corrosión para la aleación Ni-20Cr y el compósito TiC/Ni-20Cr, evaluadas en tiempos de exposición de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h. Todos los ensayos se realizaron bajo condiciones de flujo estático, presión y temperatura ambiente.

En el caso de la aleación Ni-20Cr (Figura 4.17a), el potencial a circuito abierto permaneció estable dentro de los márgenes aceptables a lo largo de los diferentes tiempos de exposición. Esto sugiere que la formación de la capa pasiva de óxidos en la superficie de la aleación es uniforme y resistente a las condiciones evaluadas.

Por otro lado, el compuesto TiC/Ni-20Cr (Figura 4.17b) mostró un comportamiento distinto. Durante los primeros minutos de exposición, se observó una rápida disminución del potencial a circuito abierto, particularmente a las 6 h. Este fenómeno se atribuye a las discontinuidades en la matriz metálica causadas por las partículas de TiC, las cuales interrumpen la formación de una capa continua de óxido, incrementando la reactividad superficial. Sin embargo, para tiempos de exposición más prolongados, como 12 h y 24 h, el potencial mostró una tendencia a estabilizarse, lo que indica que el sistema alcanza un equilibrio en la interacción entre las partículas de refuerzo y la matriz metálica.

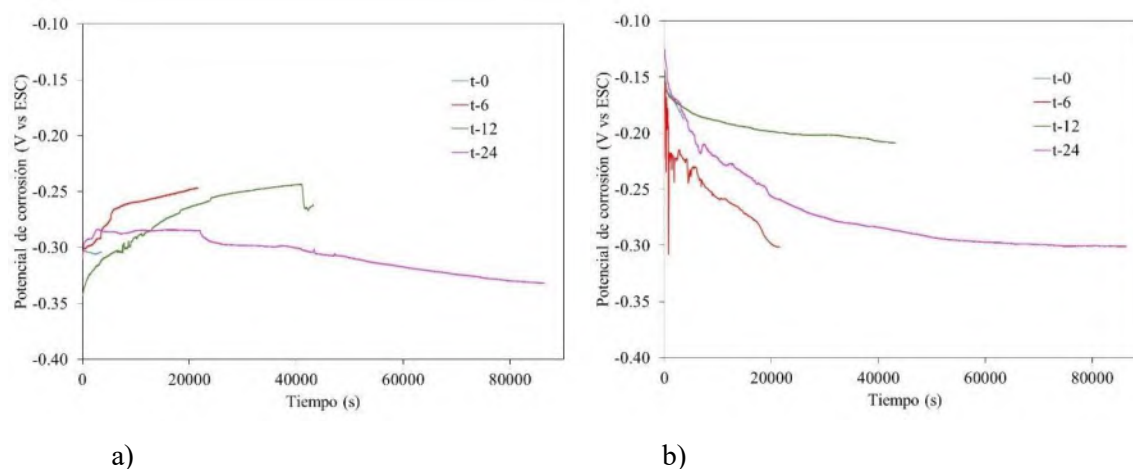


Figura 4.17 Potencial de corrosión a 0 h, 6 h, 12 h y 24 h de exposición. a) Aleación Ni-20Cr. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.

La Figura 4.18 muestra el comportamiento del potencial a circuito abierto (OCP) de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones de carga de 12 N y una velocidad de deslizamiento de 30 mm/s. El objetivo de este experimento fue determinar el tiempo necesario para que la superficie de la aleación se estabilizara bajo los efectos de tribocorrosión. Los resultados indican que después de 3600 segundos (1 hora) de exposición al electrolito, no se observaron variaciones significativas en el voltaje de la aleación Ni-20Cr. Este comportamiento sugiere que la superficie de la aleación alcanzó una estabilización dentro del tiempo evaluado. En consecuencia, se estableció que una hora de exposición corresponde al tiempo inicial (t-0) para los estudios posteriores de polarización (CP) y espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS), tanto en condiciones de corrosión pura como en ensayos de tribocorrosión.

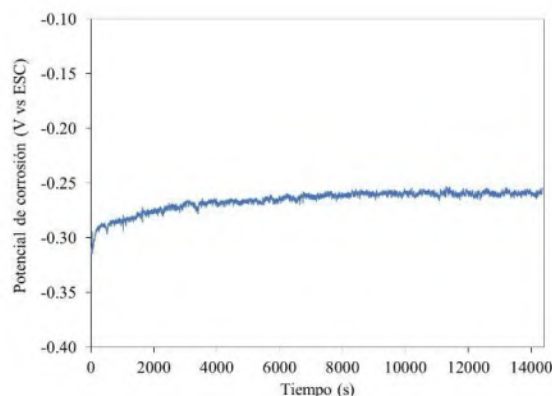


Figura 4.18 Medición del potencial de corrosión de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones de desgaste en agua de mar sintética.

4.4.2 Curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr

La Figura 4.19 presenta las curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr sin reforzar, evaluadas a los tiempos de exposición de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h. Estas curvas permiten analizar el comportamiento electroquímico de la aleación en un electrolito con alta concentración de iones Cl^- , destacando el impacto significativo de estos iones en los mecanismos de formación y disolución de la capa pasiva de óxidos.

A las seis horas de exposición (t-6), se observa un ligero desplazamiento del potencial de corrosión hacia valores más electronegativos. Este fenómeno se atribuye al incremento en el rango de potenciales debido a la disolución activa del níquel en la aleación, como sugieren estudios previos [94]. En la rama anódica de las curvas de polarización, se observa un proceso de transferencia de masa en los tiempos de exposición de 0 h y 6 h, caracterizado por una densidad de corriente límite. Esto indica que, en las etapas iniciales, la disolución del material está controlada por la difusión de especies reactivas hacia la superficie de la aleación. Para los tiempos de exposición de 12 h y 24 h, el proceso anódico muestra un comportamiento mixto, lo que sugiere un mecanismo más complejo, influenciado por un proceso de transferencia de carga combinado con un proceso de transferencia de masa. Este comportamiento está asociado con la formación de la capa pasiva y posibles cambios en la composición de los productos de corrosión.

En la rama catódica, correspondiente a la reacción de reducción, se observa un proceso de transferencia de carga que está influenciado por la difusión de oxígeno desde la solución hacia la superficie de la aleación.

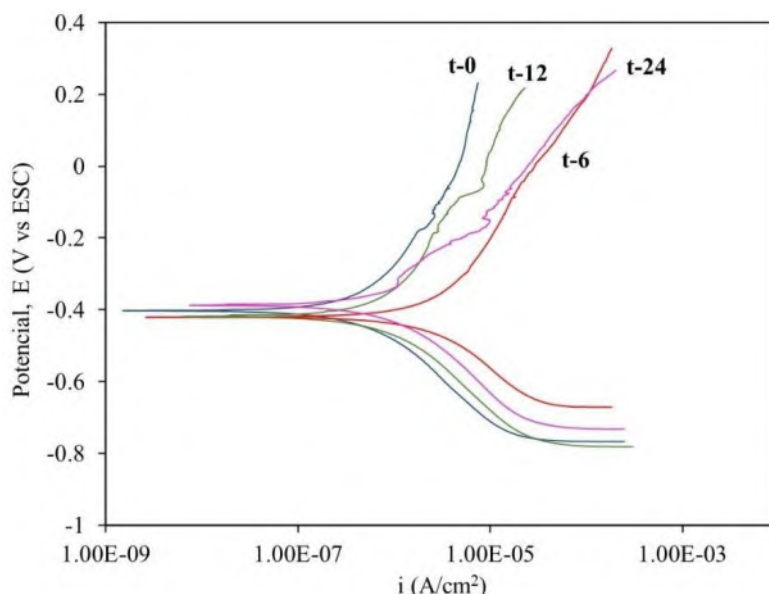


Figura 4.19 Curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr a 0 h, 6 h, 12 h y 24 h de exposición.

La Tabla 4.8 presenta los parámetros electroquímicos obtenidos de las curvas de polarización para la aleación Ni-20Cr. A partir de las pendientes catódicas y anódicas, se calculó la constante de Stern y Gary, así como la velocidad de corrosión (V_{corr}). Se observó un aumento en la V_{corr} al pasar de t-0 a t-6, lo que indica la falta de pasivación de la superficie del metal después de seis horas de exposición. Este comportamiento se atribuye a la penetración de iones Cl^- , que aceleran el proceso de corrosión al comprometer la capa pasiva de óxidos. A pesar de este incremento, la velocidad de corrosión sigue siendo baja en comparación con el níquel puro, como reportaron González y col. [156], lo que resalta la mayor resistencia a la corrosión de la aleación Ni-Cr.

Con el aumento del tiempo de exposición a 12 h y 24 h, se observó una disminución en la V_{corr} . Este fenómeno sugiere un proceso de pasivación progresivo debido a la formación de una capa protectora de productos de corrosión que reduce la interacción del metal con el

electrolito. En un estudio anterior [34], se reportaron velocidades de corrosión en medio salino para un lote diferente de muestras de aleación Ni-20Cr. Dicho estudio mostró que las curvas de polarización alcanzaron zonas de pasivación en los tiempos de exposición de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h, seguidas de la ruptura de la película protectora y una posterior repasivación, con excepción del tiempo t-24.

Los resultados actuales muestran una tendencia similar a la reportada en el estudio anterior. A las 24 h de exposición, la menor V_{corr} observada para la aleación Ni-20Cr, en comparación con los tiempos de 6 h y 12 h, se atribuye a la formación de una capa densa de productos de corrosión que actúa como barrera protectora sobre la superficie del metal. En la reacción catódica, se identificó un proceso de transferencia de carga influenciado por la difusión de oxígeno desde el electrolito hacia la superficie metálica. Este proceso contribuye a la estabilización de la capa pasiva y a la reducción de la velocidad de corrosión en tiempos prolongados de exposición.

Tabla 4.8 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización (CP) para la aleación Ni-20Cr.

Tiempo (h)	b_a (V/dec i)	b_c (V/dec i)	B	i_{corr} (A/cm ²)	V_{corr} (mm/año)
0	0.6841	0.2887	0.0881	8.57E-07	0.0097
6	0.2910	0.2019	0.0518	2.53E-06	0.0287
12	0.6885	0.2768	0.0857	1.34E-06	0.0152
24	0.3002	0.2492	0.0591	1.17E-06	0.0132

4.4.3 Curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr

Las curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr se obtuvieron bajo las mismas condiciones y tiempos de exposición que las correspondientes a la matriz Ni-20Cr sin reforzar. La Figura 4.20 muestra que el potencial de corrosión del compuesto disminuyó progresivamente con el aumento del tiempo de exposición en el electrolito de trabajo. En la rama anódica de las curvas, se observó un comportamiento mixto, caracterizado por la interacción de un proceso de transferencia de masa y un proceso de transferencia de carga. En la reacción de reducción, se identificó un proceso influenciado por la transferencia de masa, atribuible al transporte de oxígeno desde la solución hacia la superficie del material.

En un estudio previo sobre la corrosión de la aleación Inconel 625 y sus compósitos con 25 %, 50 % y 70 % en volumen de TiC, Bakkar y col. [61] reportaron la presencia de un acoplamiento galvánico entre el Inconel y las partículas conductoras de TiC. De manera similar a lo observado en los compósitos TiC/Ni-20Cr, concluyeron que la incorporación de TiC redujo la resistencia a la corrosión de la aleación Inconel 625. Además, destacaron que la resistencia a la corrosión disminuyó significativamente con contenidos elevados de TiC, debido a los efectos galvánicos entre la matriz y el material cerámico. Estos efectos causaron discontinuidades en la capa pasiva, agravadas por la presencia de poros generados durante el proceso de fabricación de los compósitos.

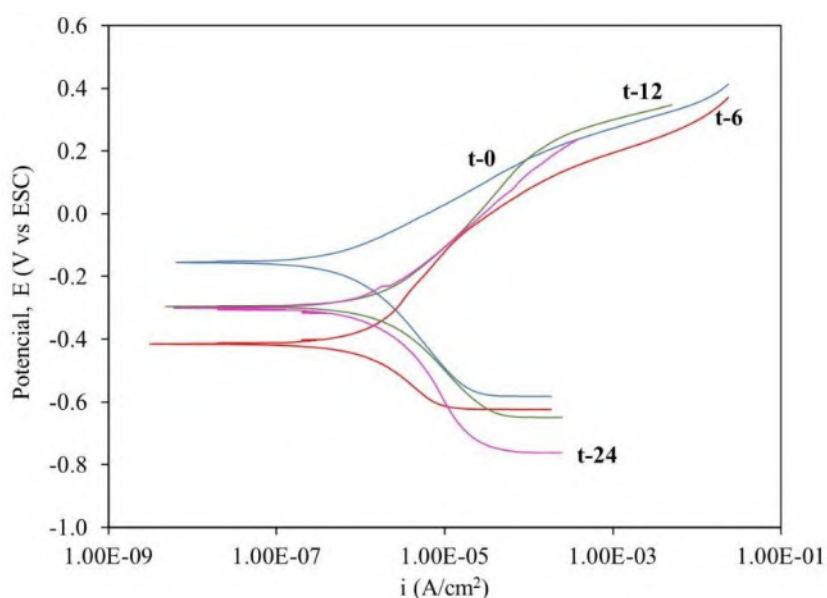


Figura 4.20 Curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr.

En la Tabla 4.9 se presentan los datos de las pendientes anódicas y catódicas del compuesto TiC/Ni-20Cr. El análisis cuantitativo reveló que, al igual que en la aleación Ni-20Cr sin reforzar, la velocidad de corrosión mostró un incremento a las 6 horas de exposición. Sin embargo, en el compuesto, la V_{corr} se mantuvo aproximadamente constante a las 12 horas.

Una característica distintiva de los metales reforzados con partículas es la presencia de discontinuidades superficiales generadas por los cerámicos dispersos. Estas, junto con las interfaces formadas, crean zonas con diferentes potenciales electroquímicos. En el caso del

compósito TiC/Ni-20Cr, los precipitados de carburo Cr_3C_2 aumentaron el número de interfases entre las fases de carburo y la matriz, intensificando las variaciones en el potencial electroquímico.

A las 24 horas de exposición, se observó una disminución en la V_{corr} , atribuible a la pasivación de la superficie. La formación de una capa densa de productos de corrosión logró impedir de manera efectiva el paso de los iones Cl^- hacia la subsuperficie del material, proporcionando protección frente a la corrosión.

La tendencia observada en la velocidad de corrosión es consistente con un estudio previo de la autora [34] sobre compósitos similares TiC/Ni-20Cr, en el cual el volumen de porosidad fue del 6.49 %. En contraste, los compósitos actuales, con una porosidad reducida al 2.1 %, mostraron una V_{corr} más baja. Esto se atribuye a una menor capilaridad del electrolito en la superficie corroída, lo que resultó en una menor área expuesta a la corrosión.

Tabla 4.9 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización para el compósito TiC/Ni-20Cr.

TiC/Ni-20Cr					
Tiempo (h)	b_a (V/dec i)	b_c (V/dec i)	B	i_{corr} (A/cm ²)	V_{corr} (mm/año)
0	0.1680	0.2525	0.0438	6.93E-07	0.0110
6	0.6494	0.3942	0.1065	2.77E-06	0.0442
12	0.3396	0.3488	0.0747	2.77E-06	0.0441
24	0.1829	0.2242	0.0437	1.03E-06	0.0165

4.4.4 Espectroscopia de impedancia electroquímica en la aleación Ni-20Cr

La espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS), es una técnica clave para el estudio de los fenómenos interfaciales y la cinética de la interacción entre materiales pasivos y soluciones electrolíticas, complementando de manera significativa el análisis electroquímico [168]. La Figura 4.21 muestra el diagrama de Nyquist correspondiente a la aleación Ni-20Cr para diferentes tiempos de inmersión.

En el diagrama se identificaron dos constantes de tiempo en todas las muestras analizadas para los cuatro tiempos de exposición estudiados. Se observó un incremento en la

impedancia (resistencia en corriente alterna) al pasar del tiempo $t=0$ a $t=6$, comportamiento atribuido a la formación de productos de corrosión tras seis horas de exposición. Estos productos actúan como una barrera protectora, disminuyendo la acción corrosiva de los iones Cl^- presentes en el electrolito de agua de mar.

Sin embargo, se evidenció una disminución de la impedancia en los tiempos de 12 h y 24 h, lo cual se asocia con la ruptura de la capa pasiva previamente formada. Este fenómeno conduce a una reducción en la resistencia y a un incremento en la velocidad de corrosión. Cabe destacar que los semicírculos observados en los diagramas de Nyquist son incompletos. Según Zhang y col. [168], este comportamiento es característico de materiales corroídos que generan capas pasivas.

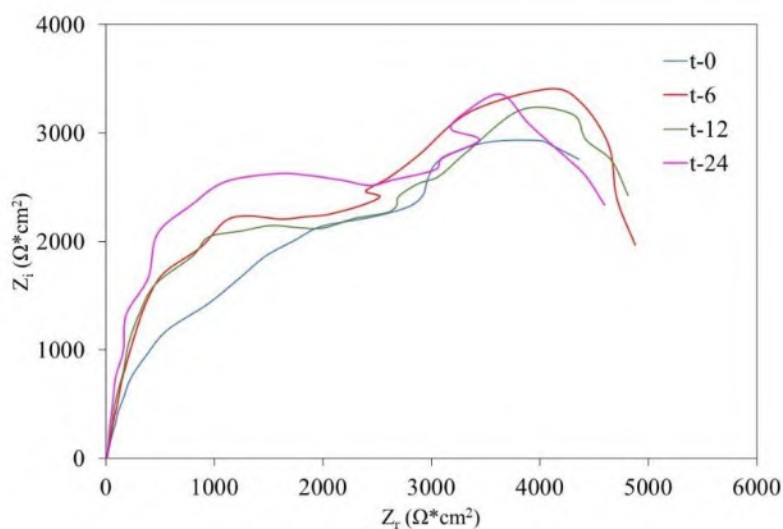


Figura 4.21 Diagrama de Nyquist de la aleación Ni-20Cr a tiempos de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h.

La Figura 4.22 muestra el diagrama de Bode del ángulo de fase vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr. Se identificaron dos constantes de tiempo en todos los tiempos de exposición en agua de mar sintética, lo que sugiere la coexistencia de un proceso de transferencia de carga a bajas frecuencias y la formación de una película protectora a altas frecuencias.

Estos resultados difieren de los reportados por Razaghi y col. [169] en recubrimientos Ni-Cr con contenidos de 9 %, 13 %, 19 % y 20 % en peso de Cr. En dichos estudios, los autores observaron la formación de un solo semicírculo en los diagramas de Nyquist y Bode.

Los semicírculos se presentaron a frecuencias más bajas en recubrimientos con mayores contenidos de cromo, lo que indica exclusivamente un proceso de transferencia de carga.

La Figura 4.23 presenta el diagrama de Bode de $|Z|$ vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr. Se observó un ligero aumento en la impedancia al pasar de 0 h a 6 h, lo que sugiere una mayor estabilidad superficial tras seis horas de exposición. No obstante, para los tiempos de exposición de 12 h y 24 h, la impedancia disminuyó nuevamente, lo que indica una reducción en la resistencia a la corrosión con el incremento del tiempo de exposición en el electrolito.

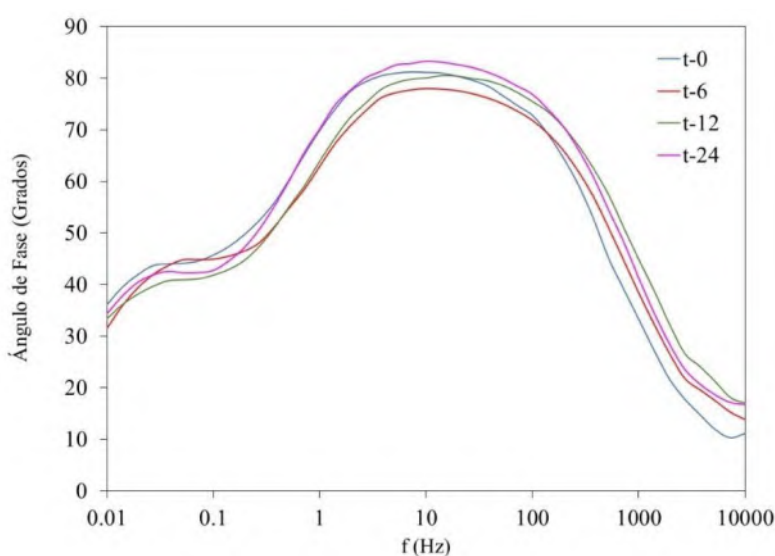


Figura 4.22 Diagrama de Bode θ vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr.

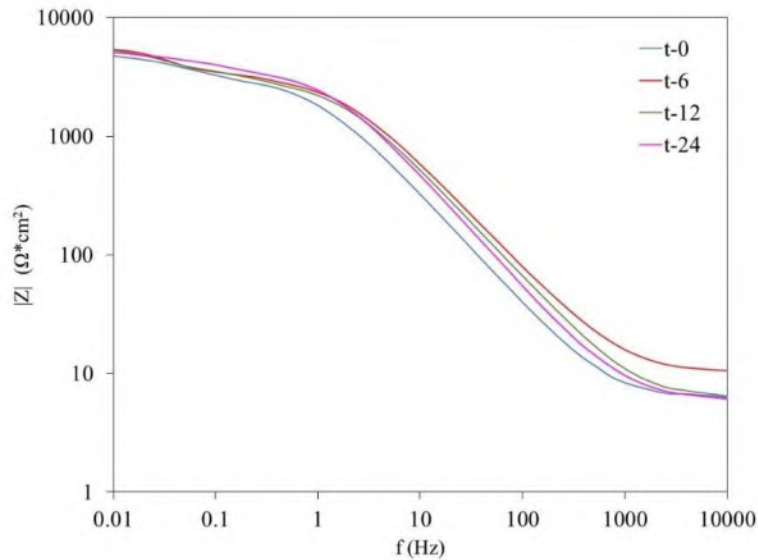


Figura 4.23 Diagramas de Bode $|Z|$ vs frecuencia para la aleación Ni-20Cr.

4.4.5 Espectroscopia de impedancia electroquímica del compuesto TiC/Ni-20Cr

Se realizaron estudios de espectroscopia de impedancia en el compuesto TiC/Ni-20Cr a los mismos tiempos de exposición (0 h, 6 h, 12 h y 24 h) que en la aleación matriz, utilizando agua de mar sintética como electrolito.

El diagrama de Nyquist para el compuesto TiC/Ni-20Cr, presentado en la Figura 4.24, revela la formación de un único semicírculo en contraste con la aleación Ni-20Cr sin reforzar, donde se identificaron dos constantes de tiempo (Figura 4.22). Esta única constante de tiempo sugiere un proceso dominante de corrosión por transferencia de carga, sin evidencia de formación de una película pasiva como en la aleación matriz. Este comportamiento se atribuye a la interrupción de la continuidad de la barrera protectora por las partículas de TiC presentes en el compuesto, lo que reduce la efectividad de la capa de productos de reacción formada en la superficie.

Inicialmente, a t-0, se observó una menor impedancia, lo que indica una menor resistencia y una mayor velocidad de corrosión. A los tiempos de 6 h, 12 h y 24 h, la impedancia aumentó de manera notable, reflejando una mayor resistencia a la corrosión debido a la formación progresiva de productos de corrosión que protegen parcialmente la superficie.

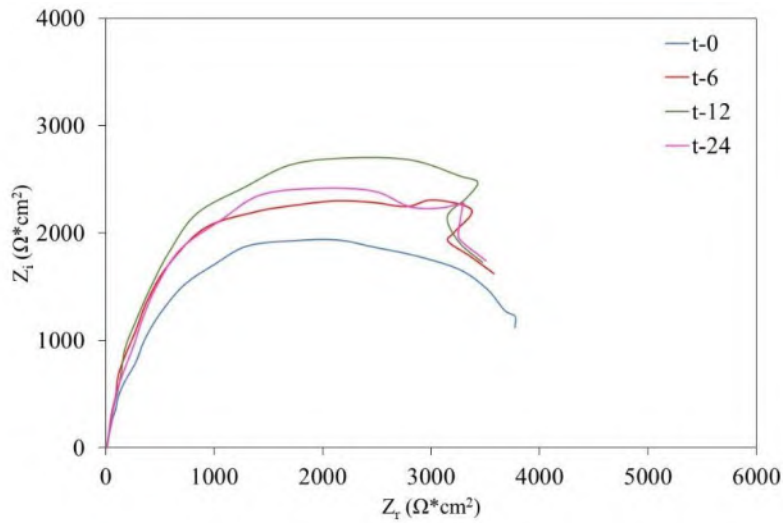


Figura 4.24 Diagrama de Nyquist del compuesto TiC/Ni-20Cr a tiempos de 0 h, 6 h, 12 h y 24 h.

El diagrama de Bode del ángulo de fase vs la frecuencia, mostrado en la Figura 4.25, indica una única constante de tiempo para todos los tiempos de exposición en el electrolito. Este resultado sugiere un proceso predominante de transferencia de carga, en contraste con la aleación Ni-20Cr sin reforzar, que presentó dos constantes de tiempo debido a la formación de una película protectora a bajas frecuencias. La presencia de partículas de TiC y carburos precipitados Cr_3C_2 en el compuesto impide la formación de una capa homogénea y continua de productos de corrosión, diferenciándolo de la aleación matriz.

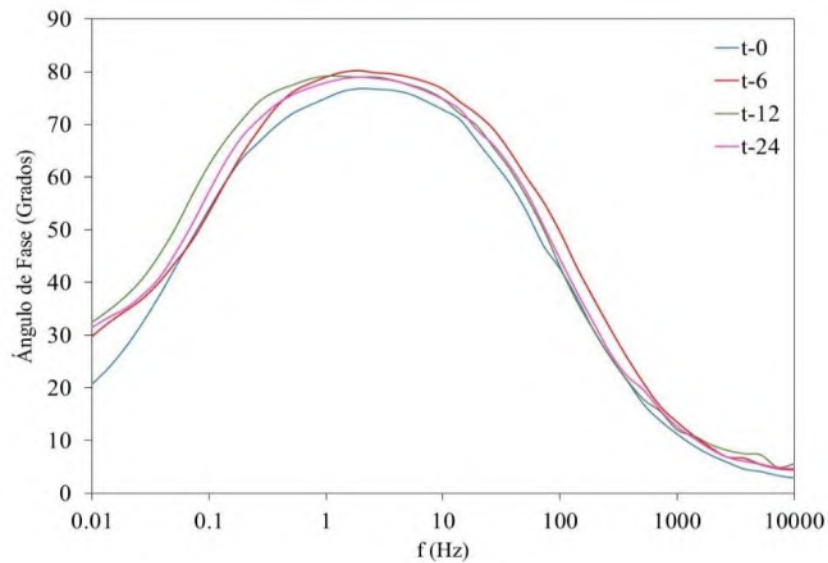


Figura 4.25 Diagrama de Bode (θ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr.

En estudios previos realizados por la autora [156] sobre un sistema compuesto TiC/Ni-20Cr con una mayor porosidad residual (6.49 %), se identificaron dos constantes de tiempo: un proceso de formación de película a alta frecuencia y un proceso de transferencia de carga a baja frecuencia. La diferencia principal con el compuesto actual (2.1 % de porosidad) radica en el menor volumen de poros, lo que reduce la interacción entre la superficie y el electrolito. Resultados similares fueron reportados por Duran y col. [170] en compósitos de níquel puro con TiC, donde se observaron dos constantes de tiempo únicamente a tiempos prolongados (12 h y 24 h).

La Figura 4.26 presenta el diagrama de Bode ($|Z|$ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr. Se aprecia un ligero incremento en la impedancia a los tiempos de 12 h y 24 h, sugiriendo la formación de una película pasivadora que ofrece cierta protección frente a la corrosión. Sin embargo, a las 6 h, se observa una disminución notable en la impedancia, atribuida a una menor resistencia a la corrosión y una mayor velocidad de degradación electroquímica del material.

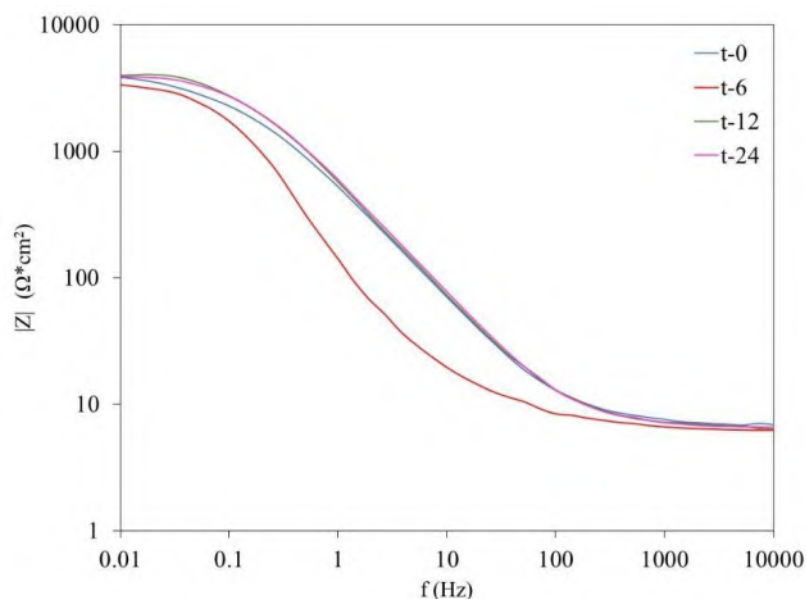


Figura 4.26 Diagramas de Bode ($|Z|$ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr.

Dado que la matriz del compuesto está compuesta por la aleación binaria Ni-Cr con un contenido predominante de níquel (80 % en peso), y considerando que el níquel es más

electronegativo en el par galvánico Ni-Cr, las reacciones de corrosión para la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr se describen mediante las siguientes ecuaciones:

Reacciones de corrosión del níquel:

Reacción de oxidación:



Reacción de reducción:



Reacciones de corrosión del cromo:

Reacción de oxidación:



Reacción de reducción:



4.5 Caracterización de las muestras corroídas Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr

4.5.1 Difracción de rayos X de muestras corroídas

Se realizaron estudios de difracción de rayos X utilizando la técnica de haz paralelo en un rango de 2θ de 10° a 60° . Esta técnica, altamente sensible a la superficie, permitió identificar las fases formadas por la interacción de las muestras con el electrolito de agua de mar sintética.

En la Figura 4.27 se presenta el difractograma de la aleación Ni-20Cr después de la corrosión. Se identificaron tres picos característicos: la reflexión a 31.878° , correspondiente al plano (002) del óxido de níquel con estequiometría $Ni_{1.334}O_2$, identificado con la tarjeta PDF 01-079-4635; el pico más intenso a 44.142° , asociado al plano (331) del óxido de cromo Cr_2O_3 , identificado con la tarjeta PDF 00-015-0718; y la reflexión a 51.596° , correspondiente al plano (112) del óxido de níquel con estequiometría Ni_2O_3 , identificado con la tarjeta PDF 00-014-0481. Los productos de corrosión detectados consisten en fases oxidadas de níquel y cromo, como era de esperarse. Dentro del rango de detección de la técnica, no se observaron cloruros ni precipitación de sales.

La Figura 4.28 muestra el difractograma de la muestra corroída del compuesto TiC/Ni-20Cr. A diferencia de la aleación sin refuerzo, no se detectaron óxidos significativos. Según la Tabla 4.3, la matriz Ni-Cr representa solo el 38.5 % en volumen del compuesto, lo que reduce en dos tercios la superficie metálica expuesta a la corrosión. Además, el alto contenido de partículas de refuerzo (53 % TiC y 6.4 % Cr_3C_2) dificulta el crecimiento de una película continua de óxidos.

En el difractograma de la Figura 4.28, dentro del mismo rango de análisis (10° – 60°), se identificaron hasta nueve reflexiones correspondientes a cinco fases diferentes. Se detectó el óxido $\text{Ni}_{1.334}\text{O}_2$ en el plano (002) a un ángulo de 31.878° , identificado con la tarjeta PDF 01-079-4635. La fase Ti_2Ni , formada durante el proceso de infiltración y no como producto de corrosión, presentó reflexiones en los planos (311) y (222) a ángulos de 26.088° y 22.195° , respectivamente, utilizando la tarjeta PDF 04-007-1531. También se identificaron partículas de refuerzo de TiC, con reflexiones en los planos (111) y (200) a ángulos de 35.892° y 41.785° , identificadas con la tarjeta PDF 00-003-1213. Asimismo, se detectó el carburo Cr_3C_2 , con reflexiones en los planos (211), (320) y (420) a los ángulos de 39.135° , 40.227° y 45.547° , respectivamente, utilizando la tarjeta PDF 00-003-0935. El pico más intenso corresponde al plano (111) de la matriz Ni-Cr, identificado con la tarjeta PDF 04-019-8411. La indexación del difractograma muestra que, debido a la menor fracción de metal expuesta y la presencia de fases de carburo que evitan la película pasiva, las reflexiones de las fases oxidadas son menos prominentes en comparación con la aleación sin refuerzo.

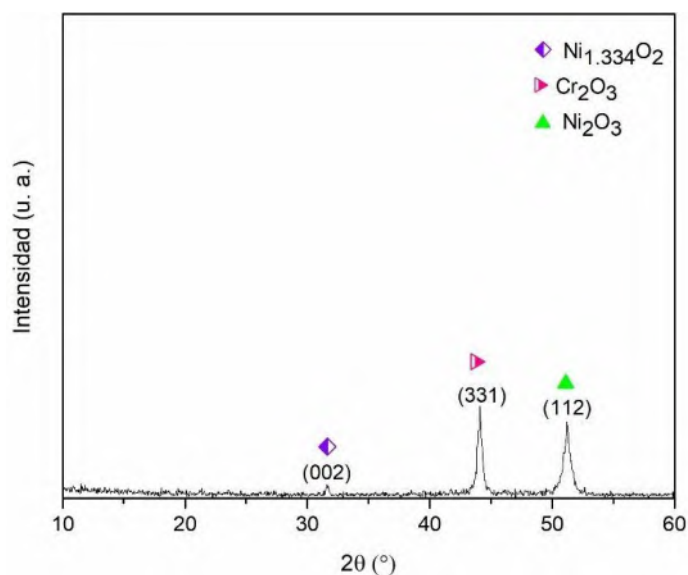


Figura 4.27 Difracción de rayos X de la aleación Ni-20Cr corroída.

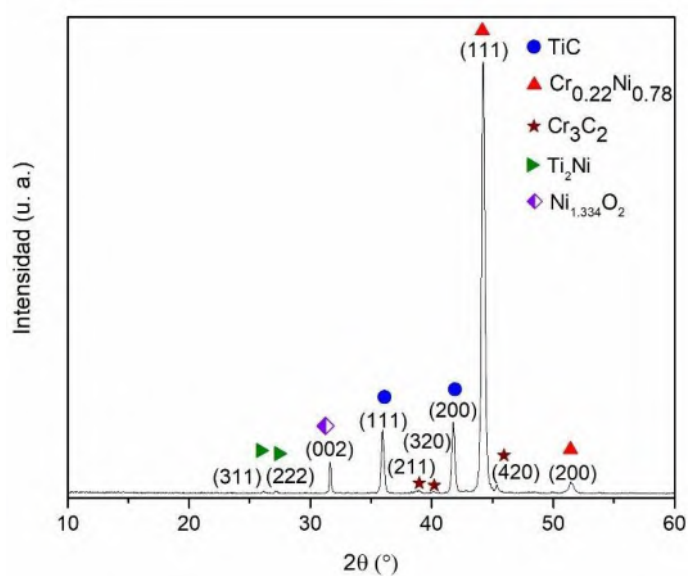


Figura 4.28 Difracción de rayos X del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.

4.5.2 Microscopia electrónica de barrido en muestras corroídas

La Figura 4.29 muestra imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de las superficies corroídas de (a) la aleación Ni-20Cr y (b) el compuesto TiC/Ni-20Cr, después de 72 horas de inmersión en el electrolito de agua de mar sintética. En ambas muestras, se observa una capa de corrosión formada por productos de corrosión. Sin embargo, los productos de corrosión son más prominentes en la muestra de aleación Ni-20Cr en

comparación con el compuesto TiC/Ni-20Cr. Esto se debe a que las partículas de refuerzo de TiC y Cr_3C_2 en el compuesto limitan el crecimiento y la continuidad de la película pasiva.

En la imagen del compuesto TiC/Ni-20Cr (Fig. 4.29b), se observa que el tamaño de las partículas de los productos de corrosión depositados es aproximadamente de 10 μm . Estas partículas tienen una forma acicular y convergen en sitios aislados, dejando islas sin depósitos que posiblemente correspondan a regiones de la fase cerámica. Este patrón de crecimiento sugiere que las partículas duras actuaron como barreras que impidieron el crecimiento uniforme de los óxidos. En contraste, en la aleación Ni-20Cr (Fig. 4.29a), los depósitos son más grandes, elongados, con bordes redondeados, densos y continuos, con longitudes de decenas de micras.

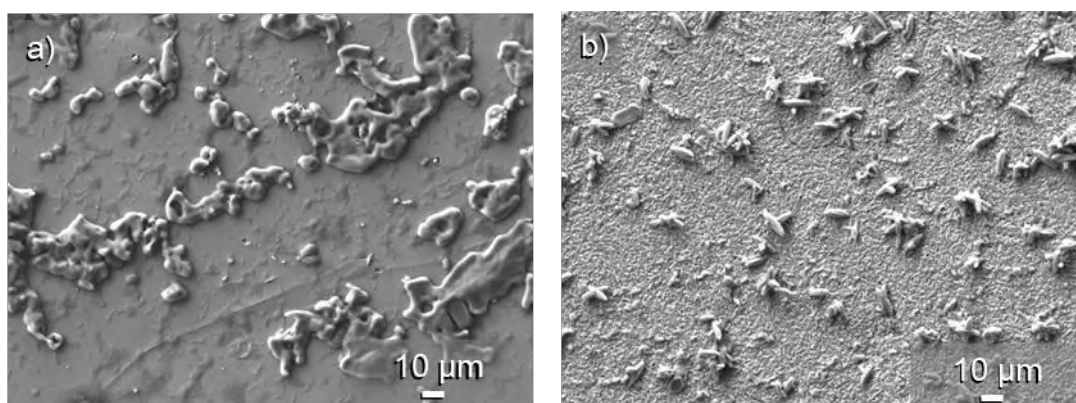


Figura 4.29 Micrografías SEM con productos de corrosión de a) Ni-20Cr y b) TiC/Ni-20Cr.

4.5.3 Distribución elemental de los productos de corrosión en la aleación Ni-20Cr

En la Figura 4.30 se presenta un mapeo de distribución elemental en la superficie de la aleación Ni-20Cr corroída. Se observa una distribución homogénea y espacialmente coincidente de los elementos níquel (Fig. 4.30c) y cromo (Fig. 4.30d), que constituyen la matriz de aleación Ni-Cr. La presencia de cloro (Fig. 4.30e) se debe a la formación de productos clorados y depósitos salinos provenientes del electrolito de agua de mar sintética.

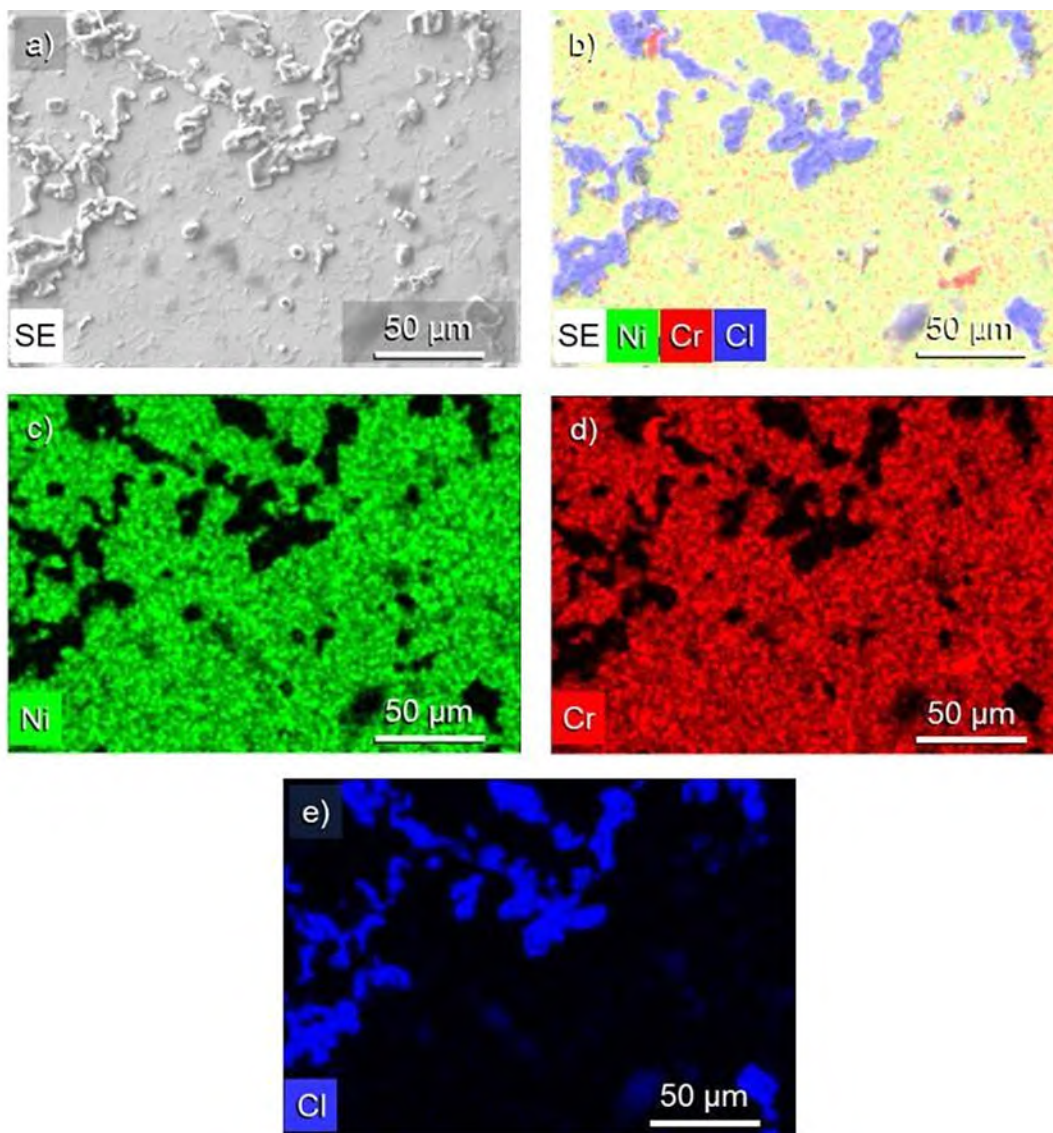
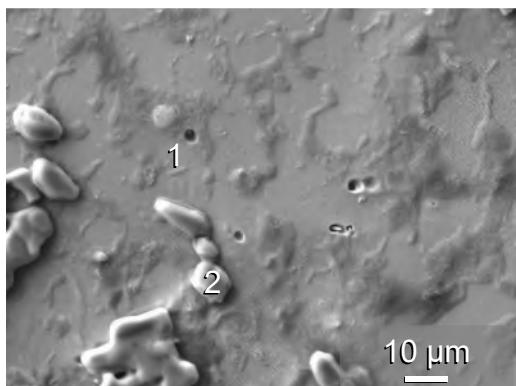


Figura 4.30 Distribución elemental en la aleación Ni-20Cr corroída.

La Figura 4.31 muestra el análisis químico puntual EDS realizado en la superficie plana y en los depósitos formados sobre ella. Los resultados del análisis se detallan en la tabla adjunta. En la zona (1), que corresponde a la región libre de depósitos, la composición elemental revela únicamente la presencia de níquel y cromo. Es complicado detectar la señal del oxígeno, especialmente en películas delgadas y compactas de óxidos que pueden formarse en cantidades reducidas.

Por otro lado, en la zona (2), donde se observan depósitos significativos, además de níquel y cromo de la aleación, se detecta una cantidad considerable de oxígeno. Esto sugiere

la presencia de óxidos metálicos como $\text{Ni}_{1.334}\text{O}_2$, Cr_2O_3 y Ni_2O_3 , previamente identificados por difracción de rayos X (Figura 4.27). También se identifica la presencia de cloro y magnesio, probablemente provenientes del electrolito de agua de mar sintética. Es posible que se hayan depositado cloruros desde el agua de mar sintética, o posiblemente algún compuesto complejo formado por los componentes base de la aleación con la incorporación de cloro.



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
Ni	75.5	16.3
Cr	24.5	41.2
O	-	39.4
Mg	-	0.9
Cl	-	2.2

Figura 4.31 Análisis químicos EDS en regiones identificadas de la aleación Ni-20Cr corroída.

4.5.4 Distribución elemental de los productos de corrosión en el compuesto TiC/Ni-20Cr

La Figura 4.32 presenta un mapeo de distribución elemental en el compuesto TiC/Ni-20Cr corroído. En la micrografía se observa una superficie degradada. La distribución espacial de titanio (Fig. 4.32c) coincide con la presencia de carbono (Fig. 4.32d) correspondiente al refuerzo TiC. Además, se observa que el cromo (Fig. 4.32d) coincide con el carbono en la posición del carburo precipitado Cr_3C_2 . El níquel (Fig. 4.32e) ocupa la posición de la matriz junto con el elemento cromo. A pesar de la morfología degradada del compuesto, fue difícil identificar productos de corrosión.

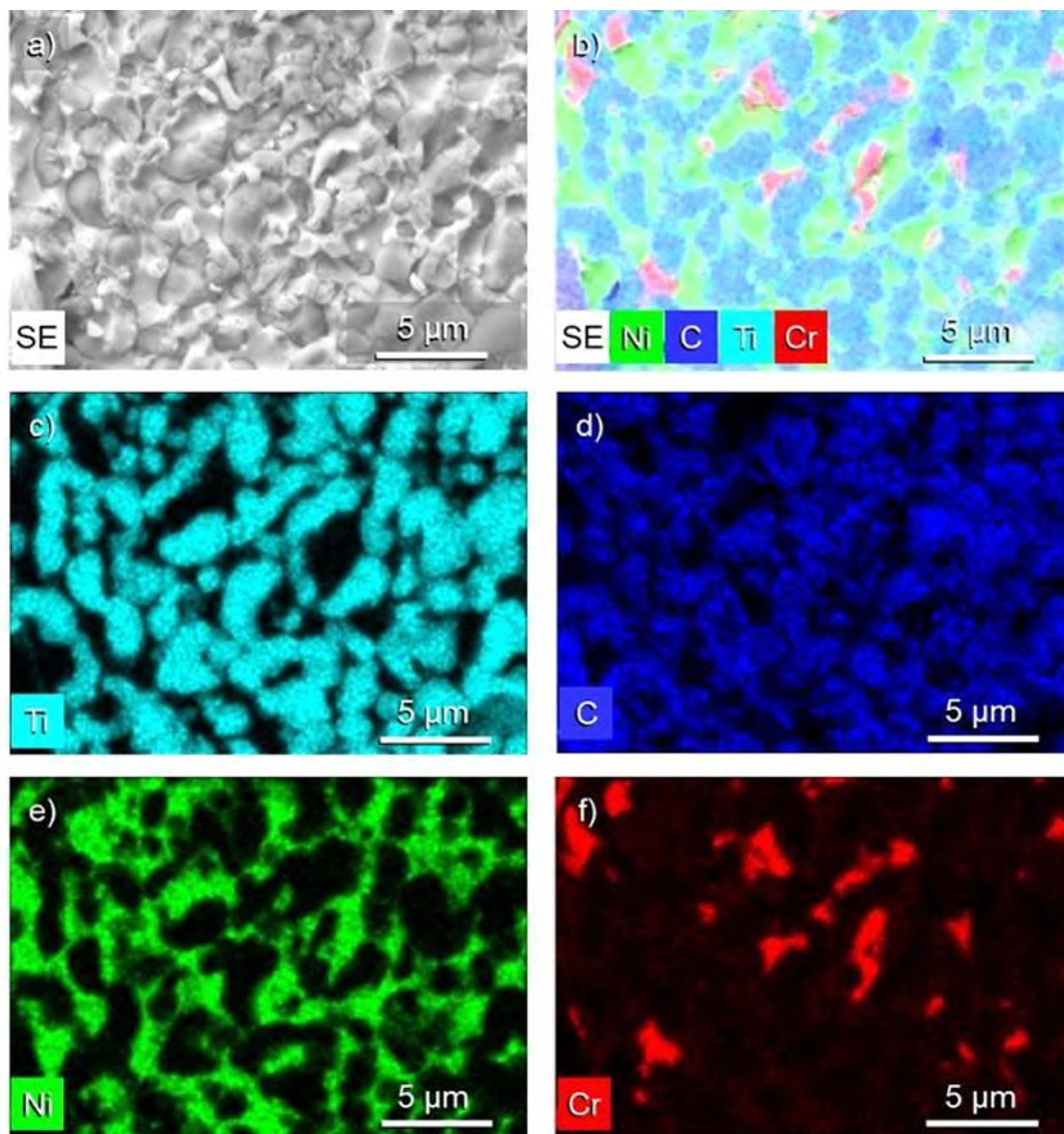
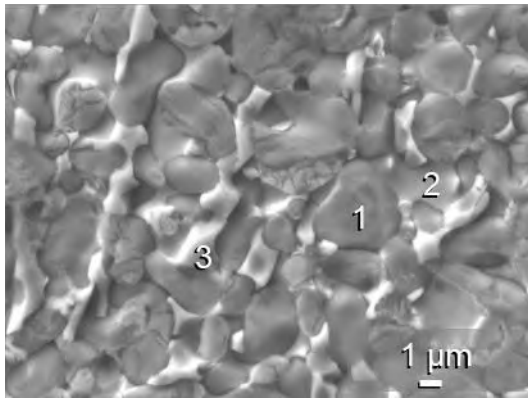


Figura 4.32 Distribución elemental del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.

La Figura 4.33 muestra una micrografía a mayor magnificación del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído por inmersión durante 72 h en agua de mar sintética, junto con el análisis químico EDS de las zonas identificadas. La zona (1) corresponde a las partículas de refuerzo de TiC. La zona (2) es una región con presencia de níquel y cromo de la matriz, además de carbono y titanio provenientes de las partículas cerámicas circundantes. También se observa la presencia de oxígeno y magnesio, lo que indica que podría haber ocurrido una reacción parcial de la matriz metálica debido a efectos corrosivos. La zona (3), rica en cromo y carbono, debe corresponder a la fase de Cr_3C_2 precipitada, aunque existe la posibilidad de una mínima oxidación debido al oxígeno elemental presente.



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
C	26.5	6.9	24.0
Ti	67.0	5.1	5.0
Cr	4.1	8.5	62.8
Ni	2.4	75.6	5.2
O	-	2.1	3.0
Mg	-	1.8	-

Figura 4.33 Análisis químicos EDS en regiones identificadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr corroído.

4.5.5 Caracterización microestructural de muestras corroídas con limpieza química

Las muestras corroídas de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr fueron sometidas a limpieza química según la norma ASTM G1 [171], después de ser inmersas durante 72 h en agua de mar sintética. El objetivo fue eliminar los productos superficiales formados y/o depósitos para observar, mediante microscopía electrónica de barrido, la degradación experimentada por el material base. La Figura 4.34a muestra la aleación Ni-20Cr corroída. Se observa daño localizado tipo picadura, un proceso electroquímico de óxido-reducción facilitado por los iones Cl^- del electrolito, que disuelven la capa protectora. Las picaduras formadas fueron menores a 10 μm de diámetro y profundidad, distribuidas aleatoriamente en toda la superficie de la aleación sin reforzar.

Por otro lado, la Figura 4.34b presenta las características del compuesto TiC/Ni-20Cr corroído, donde se encontraron evidencias de corrosión localizada por picadura y hendidura. Las picaduras resultaron en un mecanismo de corrosión de celda de aireación diferencial. La matriz del compuesto mostró daños por picaduras de menor tamaño que las observadas en la aleación sin reforzar, lo cual generó áreas expuestas de las superficies cerámicas circundantes, exacerbando la corrosión por hendidura. La presencia de ambos tipos de corrosión localizada indica que la corrosión en el compuesto fue más severa que en la aleación sin reforzar, lo cual concuerda con los resultados cualitativos y cuantitativos obtenidos mediante técnicas electroquímicas aplicadas previamente.

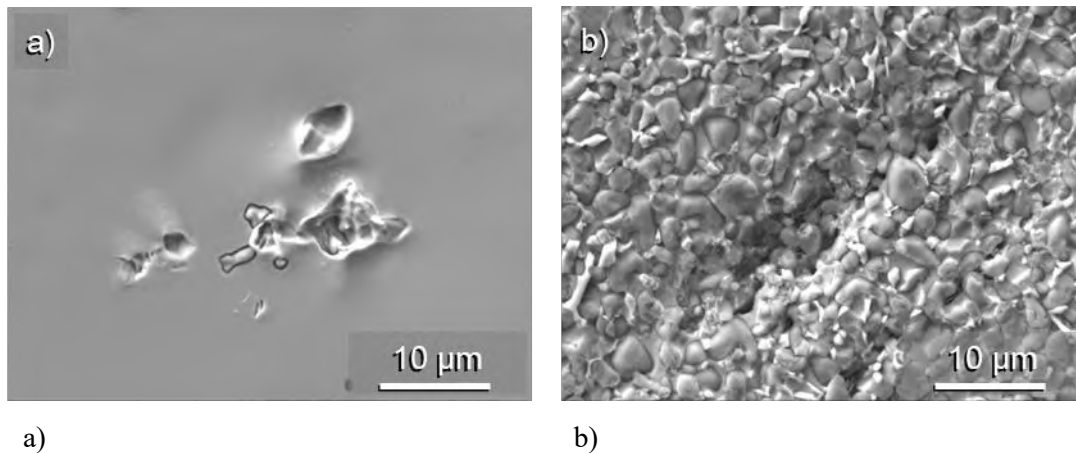


Figura 4.34 Micrografías SEM de muestras corroídas y limpiadas químicamente. a) Aleación Ni-20Cr. b) Compósito TiC/Ni-20Cr.

4.6 Ensayos de desgaste por deslizamiento en seco

4.6.1 Comportamiento al desgaste de la aleación Ni-20Cr

En los ensayos de desgaste por deslizamiento en seco, se evaluaron el comportamiento de la aleación Ni-20Cr y del compósito TiC/Ni-20Cr mediante el análisis del coeficiente de fricción (COF) bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento. Las distancias de deslizamiento estudiadas fueron 70 m, 140 m, 340 m y 680 m.

La Figura 4.35 presenta los perfiles del COF de la aleación Ni-20Cr. A una velocidad de deslizamiento de 15 mm/s (Fig. 4.35a), el COF presenta un aumento inicial pronunciado durante los primeros metros, seguido de una estabilización por encima del nivel base. Este comportamiento inicial se atribuye a la adhesión superficial y a la eliminación de residuos [172], mientras que la estabilización indica la formación de una capa de óxidos y productos de desgaste. Se observan oscilaciones periódicas en el COF a lo largo de la distancia recorrida. Estas son más frecuentes y pronunciadas bajo una carga de 4 N, lo que sugiere un mecanismo stick-slip caracterizado por alternancia entre adherencia y deslizamiento, influyendo en la fuerza de fricción. A una carga de 12 N, aunque se generan más residuos, la mayor presión compacta de manera más efectiva la superficie, reduciendo la aspereza y las oscilaciones.

La Figura 4.35b ilustra el comportamiento del COF a la misma velocidad de 15 mm/s, pero a una distancia total de 340 m. Los valores del COF son comparables entre ambas cargas.

Sin embargo, se observan picos periódicos asociados con la fractura intermitente de la capa de óxidos formada. Estos picos son más evidentes después de los primeros 100 metros de deslizamiento, donde se producen fracturas severas que generan efectos abrasivos debido a los óxidos desprendidos en la superficie.

En las Figuras 4.35c y 4.35d se presentan los perfiles del COF de las muestras Ni-20Cr evaluadas a una velocidad de deslizamiento mayor de 30 mm/s. En el caso de la aleación desgastada a 140 m (Fig. 4.35c), no se observan oscilaciones significativas en el COF, aunque aparecen perturbaciones en forma de valles y crestas. Estas se atribuyen a la abrasión y liberación de residuos, que eventualmente son compactados, mientras el COF se mantiene relativamente constante a lo largo de la distancia.

En contraste, la muestra deslizada durante 680 m (Fig. 4.35d) presenta un COF más alto y una superficie más inestable, con oscilaciones constantes, especialmente bajo una carga de 4 N. Esto sugiere una alternancia más frecuente entre adhesión y deslizamiento. A la misma distancia, el COF del ensayo a 12 N indica que los residuos compactados generan una superficie más deslizante. En este caso, el COF muestra menor oscilación debido a una adherencia limitada entre las contrapartes, aunque presenta crestas agudas y pronunciadas por la fractura continua de la capa de productos de desgaste renovada. La literatura respalda que cargas mayores generan superficies más lisas en materiales plásticamente deformables [173], lo que mejora las condiciones de lubricación, protege contra un desgaste adicional y resulta en un menor COF. Este fenómeno se atribuye a la compactación de los residuos sobre la superficie.

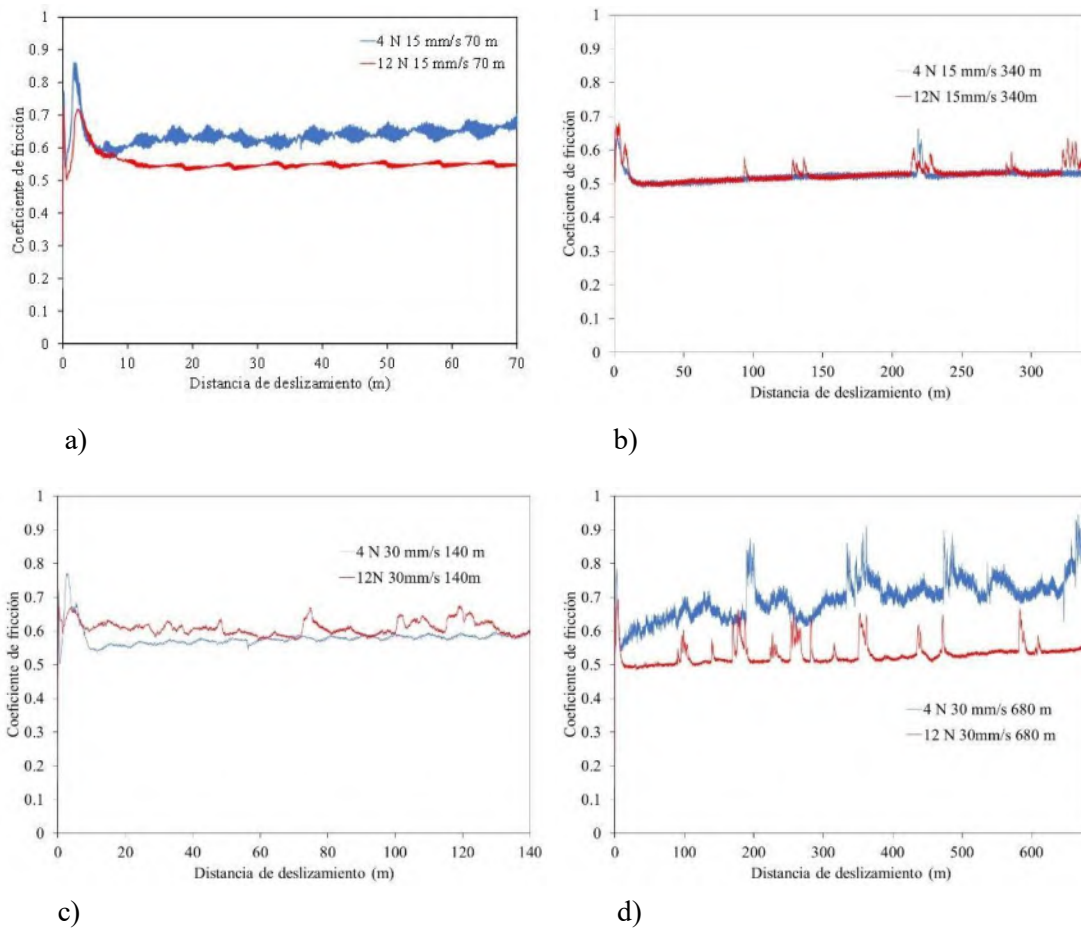


Figura 4.35 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr a las cargas de 4 N y 12 N y distintas distancias de deslizamiento. a) y b) Velocidad de 15 mm/s. c) y d) Velocidad de 30 mm/s.

4.6.2 Comportamiento al desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr

La Figura 4.36 presenta los gráficos del coeficiente de fricción (COF) del compuesto TiC/Ni-20Cr. El comportamiento del COF, para cada combinación de distancia y velocidad de deslizamiento, fue similar entre las cargas de 4 N y 12 N, con diferencias mínimas entre las curvas. A diferencia de la aleación Ni-20Cr sin reforzar (Fig. 4.35), el incremento inicial del COF en los compósitos TiC/Ni-20Cr fue menos pronunciado, mostrando un crecimiento parabólico hasta alcanzar valores máximos promedio de 0.5. Este comportamiento sugiere un contacto inicial menos abrasivo, atribuible al alto contenido ($\sim 60\%$ en volumen) de fase dura (TiC y Cr_2C_3) dispersa en la matriz. Esta característica reduce la deformación plástica y la transferencia de material metálico hacia la bola de alúmina contraparte.

En condiciones de desgaste a una distancia total de 70 m y velocidad de 15 mm/s, el COF del compuesto fue menor bajo la carga de 12 N, debido a la compactación de los residuos desprendidos sobre la superficie (Fig. 4.36a). Por otro lado, bajo una carga de 4 N, se observó una oscilación del COF a lo largo de la distancia recorrida, aunque con menor amplitud que en la aleación sin reforzar. Esto indica una mitigación del fenómeno de alternancia adherencia-deslizamiento (stick-slip), lo que explica por qué el COF de los compósitos fue menor que el de la aleación.

A una distancia total de 340 m y la misma velocidad de 15 mm/s, el COF mostró picos abruptos más intensos bajo la carga de 12 N (Fig. 4.36b). Esto sugiere la fractura y remoción periódica de la capa de óxidos formada, acompañada de abrasión. En el caso del compuesto, esta película no es uniforme sobre la huella de desgaste, debido a la discontinuidad causada por las partículas duras de carburos dispersas. Los picos más intensos a 12 N se atribuyen a la fractura y desprendimiento de óxido, así como a la posible generación de fragmentos de TiC. Estas partículas contribuyen al desgaste por un mecanismo de tres cuerpos, incrementando momentáneamente el COF antes de que los residuos sean eliminados o compactados bajo la carga aplicada.

En condiciones de desgaste a una velocidad de deslizamiento de 30 mm/s y carga baja de 4 N (Fig. 4.36c y 4.36d), el COF mostró un incremento parabólico inicial, seguido de una disminución gradual de aproximadamente 0.1 unidades, hasta estabilizarse en un valor constante. Este comportamiento no fue observado bajo la carga de 12 N. Se concluye que la mayor velocidad de 30 mm/s favorece una mayor deformación plástica de la matriz bajo la carga de 4 N, lo que induce un mecanismo de desgaste por adherencia, particularmente al inicio del ensayo. Bajo una carga de 12 N, se observó compactación de los residuos, aunque con fragmentos de carburo, lo que explica la ausencia de disminución del COF debido a la rugosidad parcial de la superficie.

En contraste, las muestras sometidas a una distancia de 680 m y velocidad de 30 mm/s (Fig. 4.35d) mostraron un COF más alto y una superficie más inestable, con oscilaciones constantes, especialmente bajo la carga de 4 N. Esto sugiere una alternancia más frecuente entre adhesión y deslizamiento. Aunque las oscilaciones fueron menos pronunciadas bajo la

carga de 12 N, se observaron picos súbitos asociados a la ruptura y desprendimiento de la película formada.

A partir de los gráficos en las Figuras 4.35 y 4.36, se concluyen las siguientes diferencias entre el COF de la aleación Ni-20Cr sin reforzar y el compuesto TiC/Ni-20Cr:

- 1) El COF de los compósitos fue menor en todos los casos, destacando la contribución de la fase dura para reducir la deformación plástica de la superficie desgastada.
- 2) La presencia de TiC disminuyó el fenómeno de adhesión de la matriz al par de desgaste, favoreciendo el desprendimiento de partículas que se incorporan como residuos al sistema de desgaste [174].
- 3) En general, bajo una carga de 12 N, se observó una mayor compactación de residuos en la superficie, lo que resultó en menor rugosidad y oscilación del COF.
- 4) Las oscilaciones del COF, asociadas al fenómeno stick-slip, fueron menores a mayor velocidad de deslizamiento (30 mm/s) y también en los materiales compuestos debido a la presencia de fase dura.
- 5) A la distancia máxima de deslizamiento de 680 m, el COF de los compósitos fue menos inestable que el de la aleación sin reforzar, a pesar del mecanismo de desgaste por tres cuerpos, causado por la microfractura de la fase cerámica. Los residuos duros generados pueden desplazarse entre las superficies, como ocurre en metal-cerámicos [175].

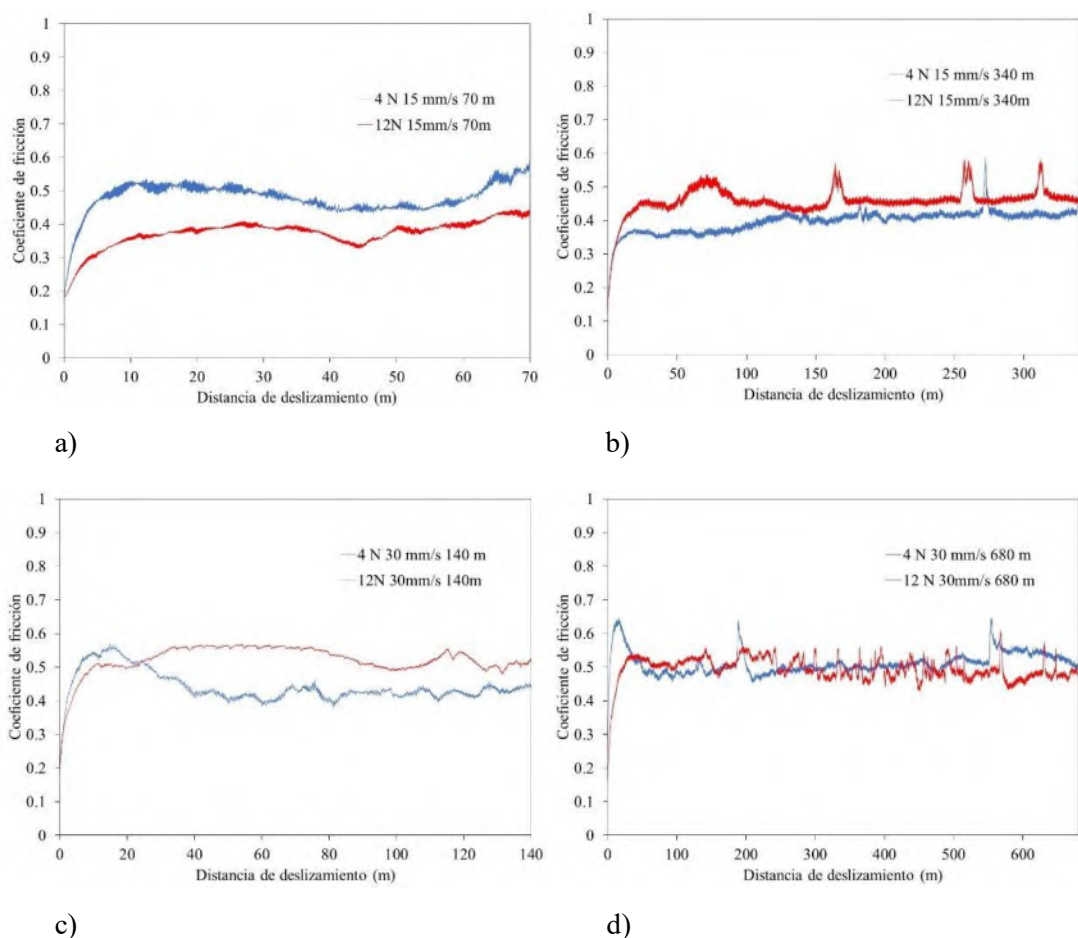


Figura 4.36 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr a las cargas de 4 N y 12 N y distintas distancias de deslizamiento. a) y b) Velocidad de 15 mm/s. c) y d) Velocidad de 30 mm/s.

4.7 Caracterización micro estructural de las muestras ensayadas al desgaste en seco

4.7.1 Difracción de rayos X de los productos de desgaste y de muestras ensayadas

Las Figuras 4.37 y 4.38 muestran los patrones de difracción de rayos X de los productos de desgaste obtenidos durante los ensayos de desgaste de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr, respectivamente. Dado que los fragmentos de desgaste generados en cada ensayo son insignificantes, las muestras analizadas corresponden a todos los residuos recolectados bajo las diferentes condiciones experimentales. Los análisis confirman la formación de diferentes óxidos de níquel y de cromo, generados por oxidación de la matriz metálica durante el proceso de desgaste. La fricción a la que fue sometida la aleación provocó

un aumento de temperatura en la superficie de la muestra, favoreciendo la formación de estos compuestos.

Para los productos de desgaste de la aleación Ni-20Cr (Fig. 4.37), el pico más intenso del difractograma corresponde a la aleación base, el cual se superpone con otros picos que corresponden a los óxidos formados durante el proceso de desgaste. Las fases identificadas incluyen: Cr_2O_3 (PDF 00-015-0718), NiCr_2O_4 (PDF 00-023-0432), NiO (PDF 00-044-1159), Ni_2O_3 (PDF 00-014-0481), NiO_2 (PDF 04-012-2212) y $\text{Cr}_{0.3}\text{Ni}_{0.7}\text{O}_{0.65}$ (PDF 04-011-9040). Además del pico principal, estas fases también se identificaron en otras reflexiones del difractograma, aunque con menor intensidad. Esto evidencia la coexistencia de múltiples óxidos en los productos generados durante el desgaste.

La Figura 4.38 muestra el patrón de difracción de rayos X de los productos de desgaste recolectados del compuesto TiC/Ni-20Cr. El patrón presenta un nivel significativo de ruido, atribuido al uso de un portamuestras de silicio y a la cantidad insuficiente de muestra recolectada, lo que limitó la obtención de resultados más claros. A pesar de estas limitaciones, se identificó una zona de pico correspondiente a las fases NiO (PDF 00-044-1159), NiCr_2O_4 (PDF 00-023-0432) y $\text{Cr}_{0.3}\text{Ni}_{0.7}\text{O}_{0.65}$ (PDF 04-011-9040). Estas fases oxidadas coinciden con las observadas en los productos generados durante el desgaste de la aleación Ni-20Cr. Sin embargo, no se detectaron residuos de la fase cerámica de refuerzo, lo que podría deberse a su baja proporción en el material recolectado o a su ausencia en la región analizada.

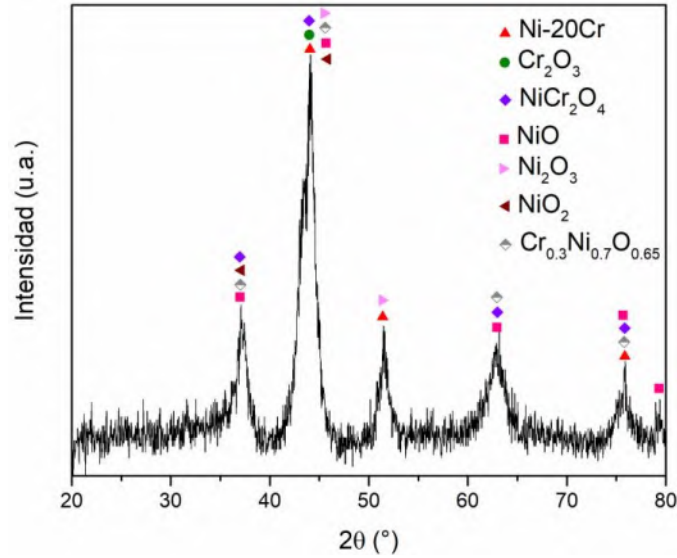


Figura 4.37 Patrón de difracción de rayos X de los productos formado durante el proceso de desgaste de la aleación Ni-20Cr (4 N, 15 mm/s, 70 m).

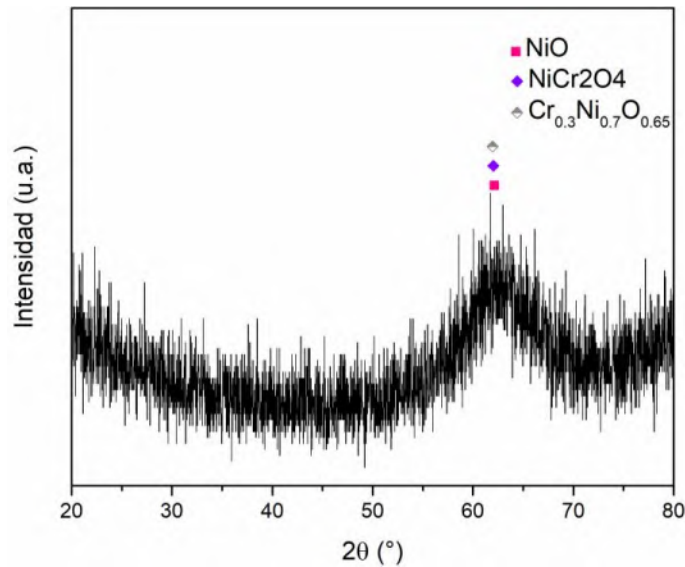


Figura 4.38 Patrón de difracción de rayos X de los productos formados durante el proceso de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr (4 N, 15 mm/s, 70 m).

Las Figuras 4.39 y 4.40 presentan los patrones de difracción de rayos X correspondientes a las superficies desgastadas de las muestras Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr, respectivamente, luego de ser sometidas a las condiciones más exigentes del diseño experimental: 12 N de carga, 30 mm/s de velocidad y 680 m de deslizamiento total. El patrón de difracción de rayos X de la superficie de desgaste de la aleación Ni-20Cr (Fig. 4.39) presenta tres picos intensos que corresponden a la fase de matriz metálica Ni-20Cr (PDF 04-

019-8411), los cuales se superponen con picos de óxidos de níquel y cromo, identificados como Cr_2O_3 , NiCr_2O_4 y NiO (PDF 00-044-1159). Además, se observaron otros picos de menor intensidad asociados con CrO_2 (PDF 00-043-1040) y CrO (PDF 01-074-6646), los cuales son posibles por la oxidación preferencial del níquel y el cromo presentes en la aleación base que actúa como matriz para las partículas de refuerzo de TiC.

Por otro lado, en la Figura 4.40 se muestra el patrón de difracción de rayos X de la superficie desgastada del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo las condiciones más severas de carga y velocidad de deslizamiento. Los picos más intensos corresponden al refuerzo de TiC (PDF 01-082-5778) y a la matriz metálica Ni-20Cr (PDF 04-019-8411). Como resultado de la presencia del TiC en el material compuesto, se detectó la formación de óxidos de titanio, tales como TiO (PDF 00-029-1361) y Ti_5O_9 (PDF 04-005-4465). Además, se identificó un óxido mixto de titanio y cromo, $\text{Ti}_4\text{Cr}_2\text{O}$ (PDF 04-010-9345), y un compuesto óxido mixto Ni_5TiO_7 (PDF 00-031-0917) producto del efecto mecánico de desgaste en la atmósfera oxidante.

El proceso de formación de óxidos durante los ensayos de desgaste es un fenómeno común debido al aumento de temperatura en la superficie del material causado por la fricción. Prácticamente, las fases de óxidos observados en los fragmentos formados corresponden con las fases oxidadas observadas en las superficies desgastadas. Los difractogramas obtenidos complementan las observaciones realizadas mediante análisis químicos EDS, confirmando la presencia de óxidos que se incorporan al sistema de desgaste en tres cuerpos en los productos de desgaste. Sin embargo, no se detectó la presencia de fragmentos de TiC ni residuos de carburos de cromo, previamente reportado como producto del proceso de disolución-precipitación de partículas primarias de TiC durante la infiltración de los compósitos. Esto sugiere una fuerte integración de los carburos de cromo a la matriz metálica, lo que contribuye a las propiedades de resistencia al desgaste del material.

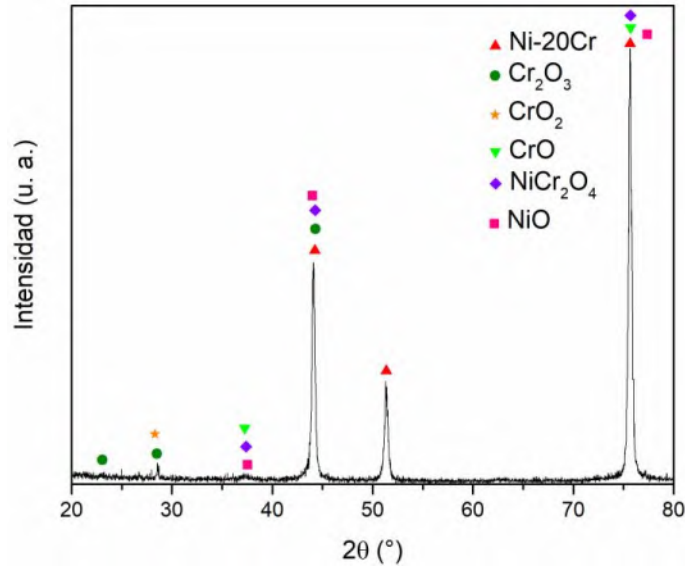


Figura 4.39 Patrón de difracción de rayos X de la superficie desgastada de la aleación matriz Ni-20Cr (4 N, 30 ms/s, 680 m).

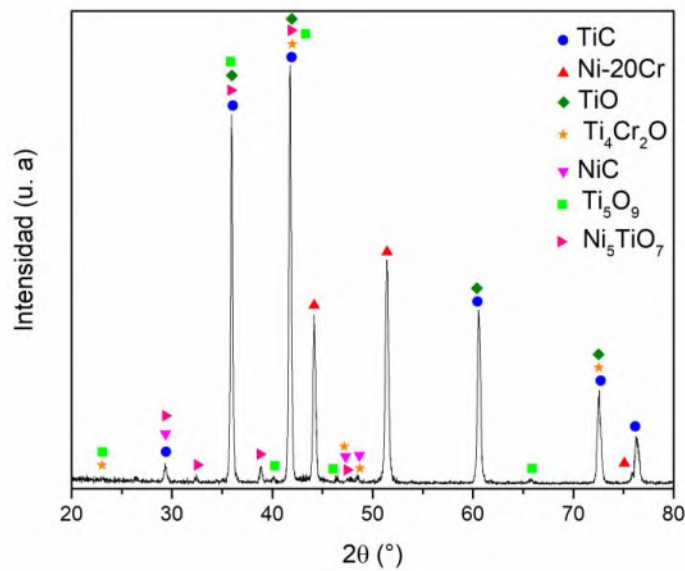


Figura 4.40 Patrón de difracción de rayos X de la superficie desgastada del compuesto TiC/Ni-20Cr (4 N, 30 ms/s, 680 m).

4.7.2 Análisis de las superficies desgastadas de aleación Ni-20Cr

La Figura 4.41 presenta micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido de la aleación Ni-20Cr, en las que se identifican diversas morfologías en la huella de desgaste. Las micrografías mostradas en las Figuras 4.41 (a), (c), (e) y (g), ubicadas en el lado izquierdo, corresponden a muestras ensayadas bajo la menor carga aplicada de 4 N. En estas

se observa la formación de una película de óxido sobre la superficie, caracterizada por la presencia de microgrietas, sin evidencia de generación de fragmentos finos ni eliminación completa de la tribocapa a las distintas velocidades de ensayo. En contraste, las micrografías de las Figuras 4.41 (b), (d), (f) y (h), del lado derecho, representan las muestras sometidas a la mayor carga aplicada de 12 N. En estas se observa la compactación de fragmentos finos de la capa oxidada, acompañada de una eliminación parcial de la tribocapa.

No obstante, la muestra sometida a la carga baja de 4 N (Fig. 4.41g), en combinación con una mayor velocidad de 30 mm/s y una distancia de deslizamiento de 680 m, evidencia una eliminación parcial de la película agrietada. En estas condiciones, el daño superficial es más severo, manifestándose en forma de rasgaduras en la capa oxidada. Este comportamiento es similar al observado bajo la misma velocidad y distancia de deslizamiento, pero con una carga superior de 12 N (Fig. 4.41h).

La Figura 4.42 presenta imágenes de las mismas superficies desgastadas a mayor magnificación. Las micrografías de las Fig. 4.42a y 4.42b corresponden a muestras ensayadas a una velocidad de 15 mm/s y una distancia de deslizamiento de 70 m, bajo cargas de 4 N y 12 N, respectivamente. Los análisis EDS confirmaron la presencia de fases oxidadas de níquel y cromo en todas las regiones analizadas, tanto en la tribocapa formada como en los residuos compactados. Estas fases se atribuyen al aumento de temperatura superficial inducido por la fricción. Las zonas con menor contenido de oxígeno mostraron composiciones cercanas a la aleación Ni-Cr, lo que sugiere desprendimiento de material desde la aleación matriz. En conjunto, todas las películas formadas en las superficies desgastadas son coherentes con los resultados obtenidos mediante difracción de rayos X, presentados en la Figura 4.39, donde se confirmó la formación de fases oxidadas como Cr_2O_3 , NiCr_2O_4 , NiO , CrO_2 y CrO .

En las Fig. 4.42c y 4.42d, correspondientes a una velocidad de 30 mm/s, distancia de 680 m y cargas de 4 N y 12 N, se observaron residuos compactados y partículas de óxidos fragmentados. A mayor carga, la superficie mostró un aspecto granular, atribuible a la fragmentación y compactación de residuos generados durante el desgaste.

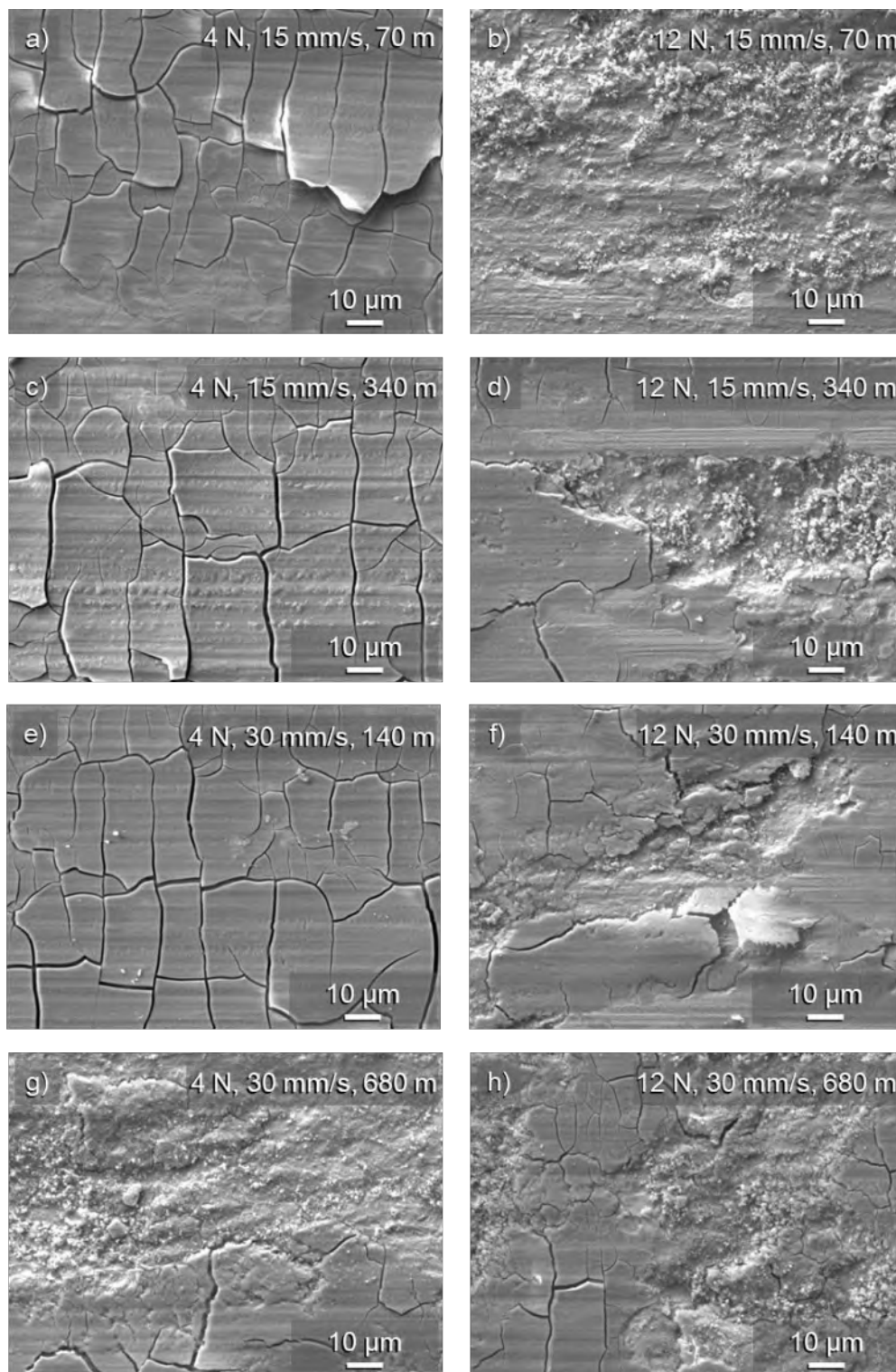


Figura 4.41 Micrografías de la superficie de desgaste de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m

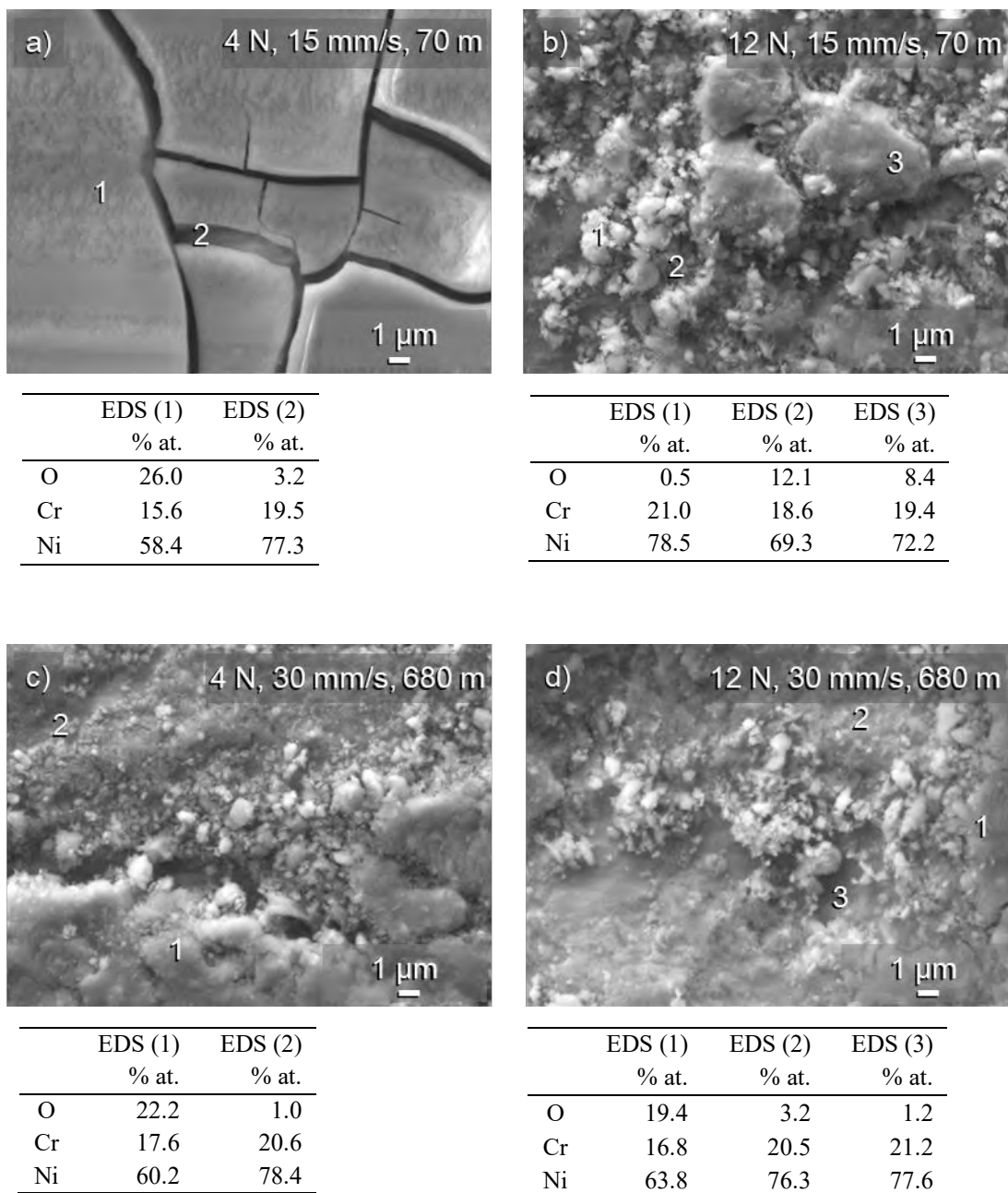


Figura 4.42 Morfología y análisis químico EDS de las zonas de desgaste de la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

4.7.3 Análisis de las superficies desgastadas del compuesto TiC/Ni-20Cr

La Figura 4.43 presenta micrografías de la huella de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr. A una velocidad de deslizamiento de 15 mm/s y distancia de 70 m (Figs. 4.43a y 4.43b), se observó la formación de una tribopelícula microagrietada, atribuida a la deformación plástica

y a la oxidación progresiva de la matriz metálica. Con una carga de 12 N (b), se observó una mayor compactación de los residuos, aunque el agrietamiento de la tribopelícula fue más pronunciado. Al aumentar la distancia de deslizamiento a 340 m (Figs. 4.43c y 4.43d), se evidenció un proceso cíclico de formación y desprendimiento de la película. Este fenómeno fue más severo bajo una carga de 12 N (d), mostrando un mayor nivel de rasgado superficial.

A la mayor velocidad de deslizamiento de 30 mm/s (Fig. 4.43e-h), las partículas de TiC limitaron la deformación plástica de la matriz metálica. Sin embargo, no lograron evitar el desprendimiento de la capa oxidada. Se detectó una remoción parcial de la matriz metálica y el desprendimiento de partículas de TiC debido a los esfuerzos inducidos. Gul et al. [176] reportaron que, en recubrimientos compósitos SiC/Ni, el aumento de la velocidad reduce la formación de microgrietas por oxidación superficial. En el presente trabajo, se observó que el incremento de la velocidad de deslizamiento intensifica el mecanismo oxidativo, probablemente debido al aumento de la temperatura superficial. Este fenómeno resultó en huellas de desgaste más profundas, con partículas cerámicas contribuyendo a un sistema de abrasión de tres cuerpos. Adicionalmente, se evidenció un daño aparente por fatiga en la superficie, acentuado por la carga cíclica de 12 N.

La Fig. 4.44 muestra imágenes SEM a alta magnificación obtenidas de las muestras desgastadas, a la menor y mayor distancia de deslizamiento. Las imágenes a) y b) representan una velocidad de 15 mm/s, mientras que las figuras c) y d) corresponden a 30 mm/s. Al igual que en la aleación Ni-20Cr, los análisis EDS realizados confirmaron la formación de óxidos de níquel y cromo como resultado de la fricción y el aumento de temperatura entre la bola de desgaste y la superficie ensayada. También se identificaron restos de óxido de aluminio, provenientes de la abrasión de la contraparte de alúmina utilizada en los ensayos.

En la Fig. 4.44a, se observan los carburos de cromo formados durante el proceso de infiltración (zona 1), rodeando al refuerzo de TiC. Las áreas libres de oxígeno (zona 3) corresponden a partículas de TiC. En la Figura 4.44b, obtenida bajo una carga de 12 N, se identifican partículas de TiC (zona 1) envueltas por la tribopelícula formada por óxidos de níquel y cromo. Este comportamiento se repitió en las muestras sometidas a la mayor velocidad de deslizamiento de 30 mm/s (Fig. 4.44c y 4.44d). En ambos casos, el aumento de la carga resultó en un mayor agrietamiento de la película de óxido formada.

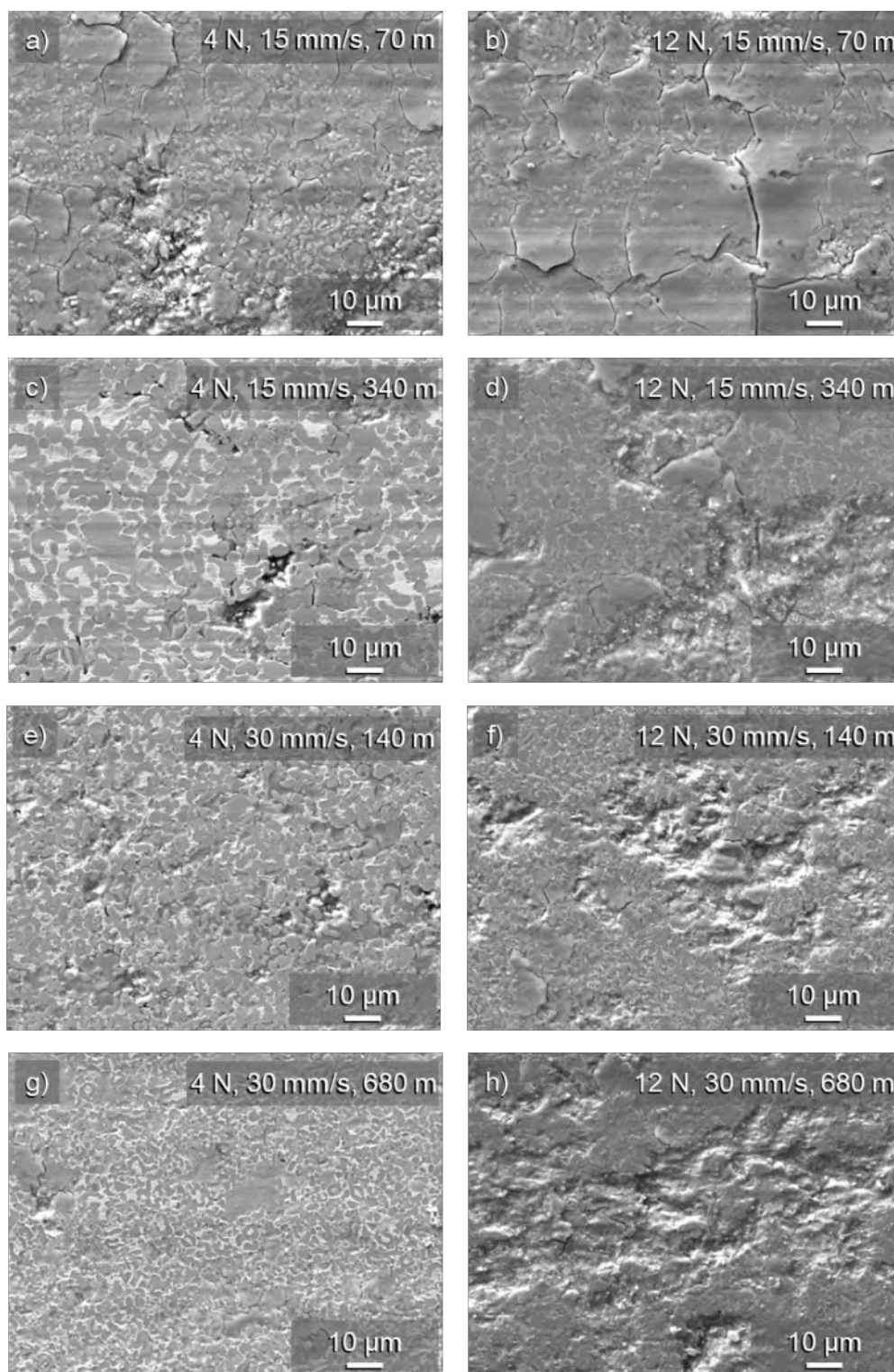
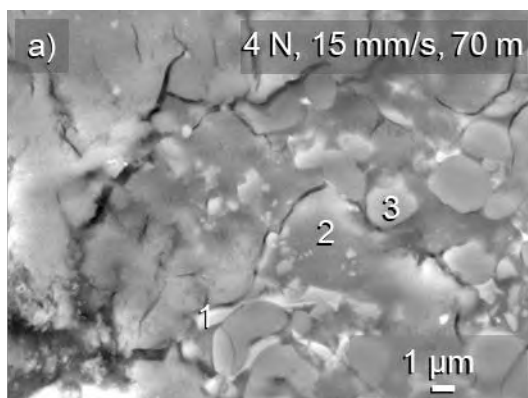
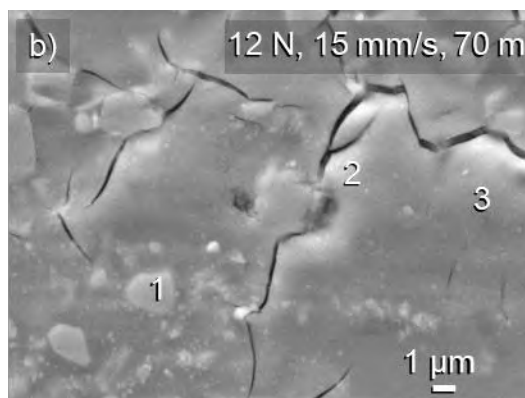


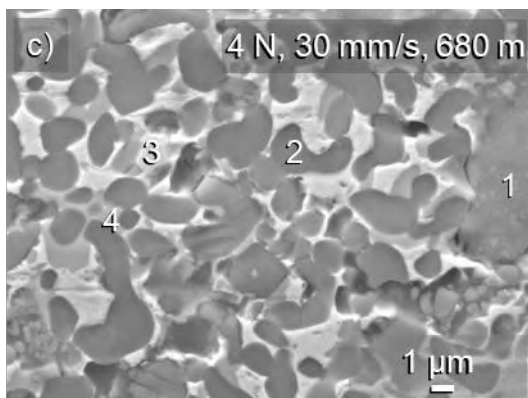
Figura 4.43 Micrografías de la superficie de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.



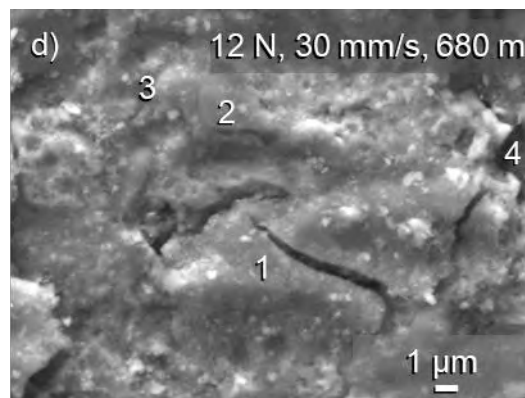
	EDS (1)	EDS (2)	EDS (3)
	% at.	% at.	% at.
Ti	13.2	49.8	82.9
C	6.6	2.9	9.4
Cr	73.8	11.2	6.5
Ni	3.9	16.1	1.2
O	2.5	19.4	-
Al	-	0.6	-



	EDS (1)	EDS (2)	EDS (3)
	% at.	% at.	% at.
Ti	85.3	16.3	42.9
C	8.9	3.4	3.6
Cr	4.7	62.9	9.0
Ni	1.1	8.8	24.4
O	-	8.2	19.0
Al	-	0.4	1.1



	EDS (1)	EDS (2)	EDS (3)	EDS (4)
	% at.	% at.	% at.	% at.
Ti	28.8	81.6	3.8	11.6
C	3.1	9.5	1.3	6.8
Cr	8.6	5.7	8.8	77.7
Ni	36.9	3.2	86.1	3.9
O	18.2	-	-	-
Al	4.4	-	-	-



	EDS (1)	EDS (2)	EDS (3)	EDS (4)
	% at.	% at.	% at.	% at.
Ti	27.5	82.4	34.7	56.1
C	2.7	9.7	6.0	26.5
Cr	8.5	5.8	47.6	5.8
Ni	39.1	2.1	7.4	8.1
O	19.9	-	4.3	3.5
Al	2.3	-	-	-

Figura 4.44 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s; d) 680 m; 12 N, 30 mm/s, 680 m.

4.7.4 Análisis de sub-superficies y productos de desgaste

La Figura 4.45 muestra las micrografías de sección transversal de las muestras desgastadas de la aleación Ni-20Cr, en las que se observan las características morfológicas de las subsuperficies afectadas, en dirección transversal al movimiento de deslizamiento cíclico bajo carga aplicada mediante la bola contraparte. Las micrografías 4.45a y 4.45b corresponden a ensayos realizados a baja velocidad de deslizamiento (15 mm/s) y corta distancia total de deslizamiento (70 m), mientras que las imágenes 4.45c y 4.45d muestran las subsuperficies evaluadas a velocidad máxima de 30 mm/s y distancia extendida de deslizamiento (680 m). En todos los casos analizados no se observó inflexión severa o penetración evidente en la subsuperficie atribuible a la acción reciprocante. Sin embargo, se identificaron variaciones morfológicas en la película superficial bajo diferentes condiciones tribológicas.

A baja velocidad (15 mm/s) y distancia corta (70 m) con una carga de 4 N, la subsuperficie presenta un perfil ligeramente ondulado, característico de deformación plástica inducida por el contacto repetitivo. En esta condición se identificaron indicios de adhesión superficial y transferencia de material, los cuales contribuyeron a una deformación localizada de la superficie de la aleación. Cuando se incrementó la carga a 12 N, manteniendo la misma velocidad y distancia, se observó una mayor compactación superficial, con morfología más irregular, lo que sugiere remoción de material y desprendimiento parcial de la película superficial.

En los ensayos realizados a alta velocidad (30 mm/s) y distancia intermedia (140 m), aún bajo carga baja de 4 N, la subsuperficie experimentó deformación plástica continua, atribuible a un mecanismo de desgaste adhesivo. Sin embargo, al combinar la velocidad máxima con la carga más alta (12 N) y una distancia prolongada de deslizamiento de 680 m, se detectó una mayor pérdida de material, corroborada posteriormente mediante análisis de perfilometría. Bajo esta condición más severa, aparecen grietas transversales a la dirección del deslizamiento, lo que indica fragilización progresiva de la superficie. Esta respuesta se puede asociar a la pérdida de ductilidad superficial inducida por la combinación de alta carga, velocidad y distancia de deslizamiento, favoreciendo mecanismos de agrietamiento por fatiga superficial en la zona endurecida por deformación previa.

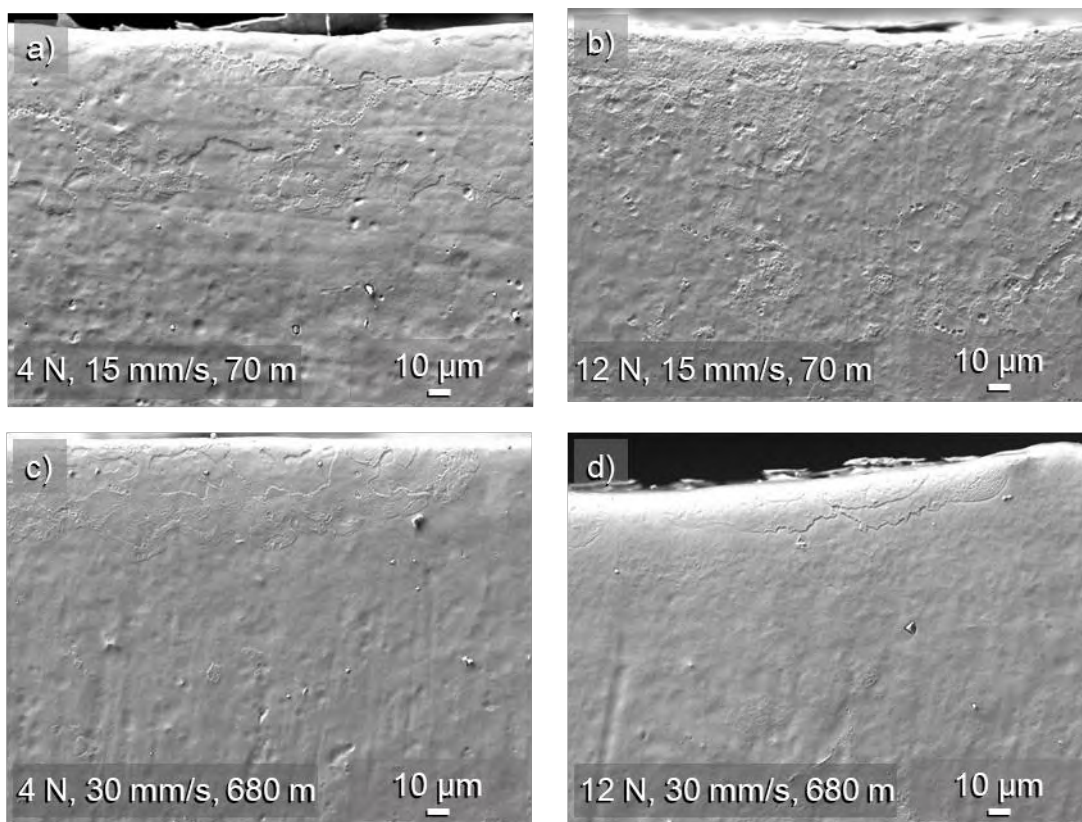


Figura 4.45 Micrografías de sección transversal de la aleación Ni-20Cr después del ensayo de desgaste recíprocante en seco. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

La Figura 4.46 muestra las micrografías de sección transversal del compuesto TiC/Ni-20Cr después del ensayo de desgaste en seco. La parte superior de las imágenes corresponde al contacto con la bola de desgaste. Se observan algunos poros a lo largo de la distancia de infiltración, los cuales no están asociados directamente al fenómeno de desgaste.

A diferencia de lo observado en la aleación Ni-20Cr sin refuerzo, el compuesto no presenta evidencia de deformación plástica ni de procesos adhesivos posteriores al desgaste, independientemente de las combinaciones tribológicas aplicadas de carga, velocidad y distancia de deslizamiento, lo que revela un cambio en el mecanismo de desgaste dominante. Las partículas de TiC actuaron como elementos de refuerzo estructural, impidiendo la deformación de la aleación. La homogeneidad de distribución del refuerzo y su contenido volumétrico contribuye a mantener la integridad superficial durante el deslizamiento recíproco.

Este resultado contrasta con lo reportado en materiales con carburos precipitados o formados in situ que muestran agrietamiento en zonas cercanas a la superficie desgastada [177]. Por ejemplo, Cortés y col. [178] documentaron que durante ensayos de desgaste en aceros con alto contenido de cromo, los carburos formados se agrietaban bajo esfuerzo, tras inducir deformación plástica en la matriz, lo que facilitaba la separación y pérdida de material en forma de fragmentos de desgaste. De forma similar, Bedolla y col. [179] observaron que partículas abrasivas expuestas a esfuerzos tangenciales intensificaban el agrietamiento y desprendimiento de los carburos, favoreciendo una mayor tasa de desgaste.

En contraste, en el compuesto TiC/Ni-20Cr desarrollado en este trabajo, no se detectaron grietas en las partículas de TiC ni deformación aparente de la matriz metálica, lo que evidencia una alta resistencia al desgaste. Este comportamiento indica que el modo de disipación de energía mecánica cambia del régimen dúctil-adhesivo (en la aleación) a un régimen más estable, controlado por la interacción cerámica-metálica, lo cual mejora la resistencia al desgaste y reduce la formación de fragmentos de desgaste metálicos. Un comportamiento análogo fue reportado en el grupo de trabajo por Téllez y col. [172] para un compuesto de matriz Cu-Ni con 55 % vol. de TiC, en el que tampoco se observó deformación en la fase metálica, destacando la influencia del refuerzo cerámico en el mecanismo de desgaste, en concordancia con los resultados del presente estudio.

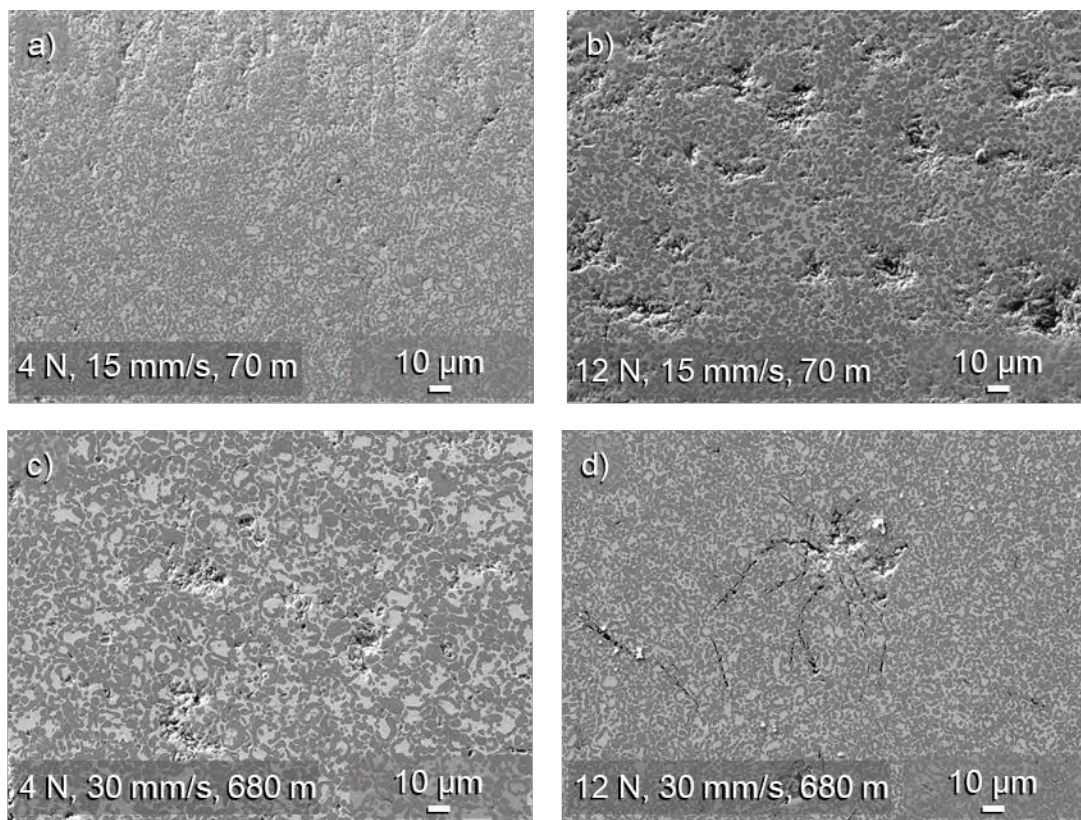
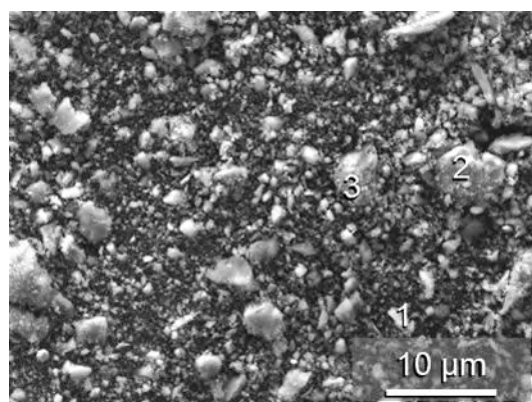


Figura 4.46 Micrografías de sección transversal del compuesto TiC/Ni-20Cr después del ensayo de desgaste reciprocante en seco. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

En la Figura 4.47 se muestra una imagen de los productos recolectados posterior al desgaste en seco de la aleación Ni-20Cr, observándose en su mayoría partículas finas, menores a una micra, de morfología irregular. Las regiones numeradas (1, 2 y 3) indican los puntos donde se realizaron los análisis de composición química mediante espectroscopía de dispersión de energía (EDS), cuyos resultados se describen en la tabla anexa a la figura. Los resultados revelan una presencia significativa de oxígeno (entre 10.9% y 47.4% at.), junto con níquel (24.1% – 64.2% at.) y cromo (7.6% – 20.1% at.), lo cual respalda la formación de óxidos metálicos durante el contacto tribológico. En uno de los espectros también se detectó una cantidad considerable de carbono (24.4% at.), posiblemente asociado a contaminación de la muestra. Este comportamiento es consistente con lo reportado por diversos autores [168, 170, 171] quienes señalan que en condiciones de desgaste en seco, la formación de una capa fina de óxidos sobre la superficie de deslizamiento contribuye a reducir el coeficiente de

fricción, película autoformada que protege temporalmente la superficie del compuesto. Esta película, sin embargo, llega a ser inestable, generando partículas finas como las mostradas en la figura.

En contraste, debido a la baja cantidad de fragmentos de desgaste formados durante los ensayos de desgaste del compuesto TiC/Ni-20Cr, no fue posible recolectar un volumen suficiente para su caracterización mediante microscopía electrónica de barrido. Esta observación es coherente con la notable resistencia al desgaste del compuesto, ya que no se evidenció desprendimiento superficial ni deformación visible en sección transversal, lo cual corrobora su superior desempeño tribológico respecto a la aleación base.



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
C	24.4	4.8	-
O	43.9	10.9	47.4
Cr	7.6	20.1	12.5
Ni	24.1	64.2	40.1

Figura 4.47 Micrografía electrónica y análisis EDS del residuo de desgaste generado en la aleación Ni-20Cr.

4.7.5 Perfilometría de la aleación Ni-20Cr

En la Figura 4.48 se muestran las imágenes tridimensionales obtenidas mediante perfilometría óptica, así como los perfiles correspondientes a rugosidad y ondulación en las muestras de aleación Ni-20Cr ensayadas al desgaste en seco. Las imágenes 3D están representadas con un código de colores que indica la profundidad de la huella de desgaste, de acuerdo con la escala incluida en cada imagen (escala en μm). Todas las huellas tienen una longitud de 5000 μm , mientras que el ancho de las mismas varía entre 400 μm y 1000 μm , en función de la carga, lo cual es un comportamiento esperado. Se observa que el perfil de desgaste se vuelve más pronunciado conforme se incrementa la carga aplicada de 4 N a 12 N.

La Tabla 4.10 resume los datos obtenidos por perfilometría. La profundidad máxima de desgaste fue tomada en la zona central de cada huella, en dirección perpendicular al sentido de deslizamiento. Se evidencia un incremento en el área desgastada, el volumen perdido y la profundidad máxima conforme aumentan la distancia de deslizamiento y la carga aplicada. Particularmente, bajo condiciones constantes de velocidad y distancia de deslizamiento, un aumento en la carga de 4 N a 12 N resulta en un incremento significativo del volumen perdido. Por ejemplo, bajo condiciones constantes de velocidad y distancia (15 mm/s y 70 m), el volumen perdido se incrementó de $4.41 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ a $21.36 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ al pasar de 4 N a 12 N de carga. Este aumento de casi cinco veces en el volumen de pérdida de material indica una relación no lineal entre la carga y el daño superficial, consistente con la transición de un régimen de desgaste leve a uno más severo.

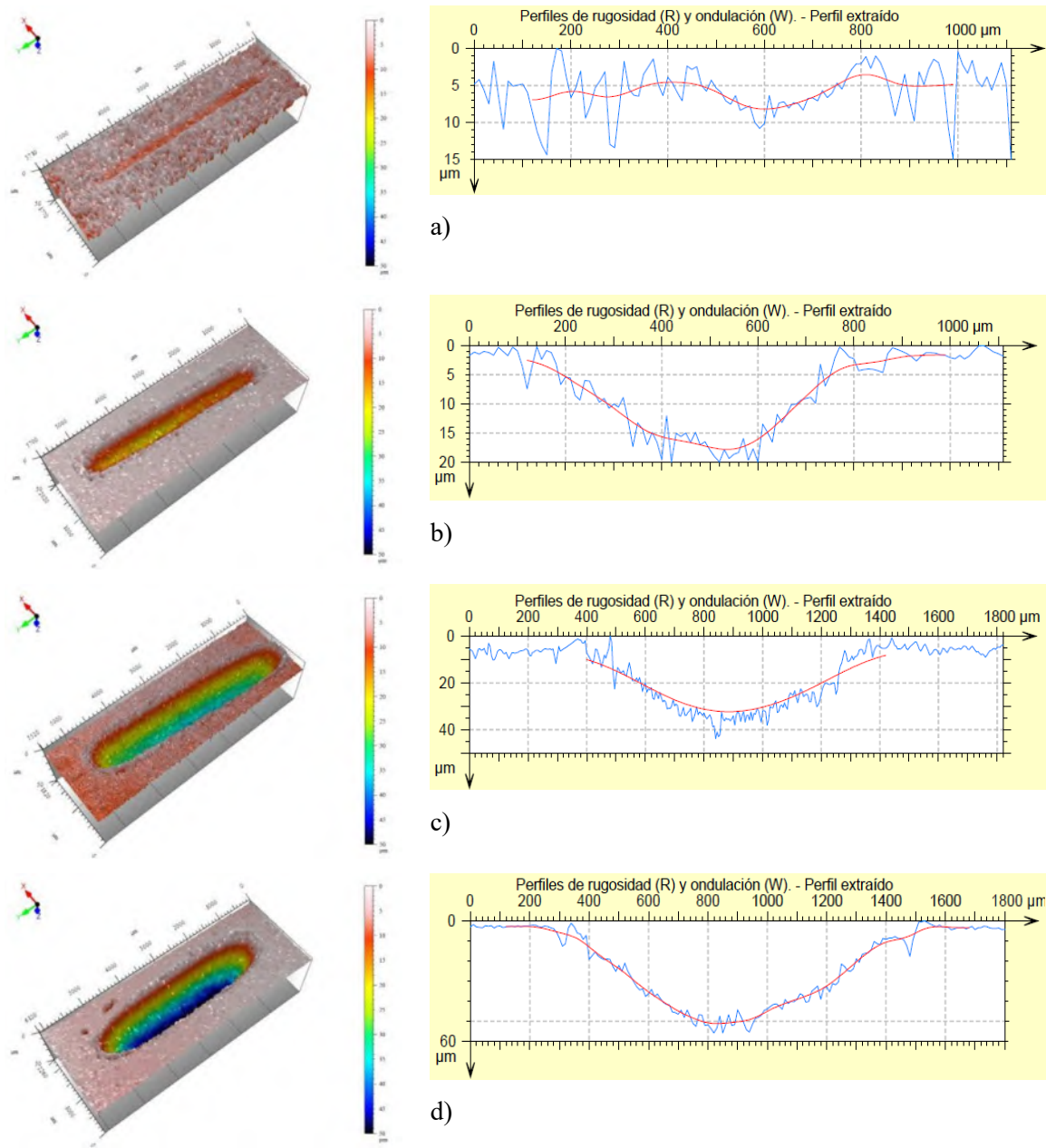


Figura 4.48 Perfilometría de las huellas de desgaste en la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

La distancia de deslizamiento tuvo un efecto acumulativo. Comparando los ensayos con igual carga y velocidad, pero mayor distancia, se observa que al prolongar la distancia se intensifica el volumen de desgaste. En particular, a 4 N y 30 mm/s, el volumen pasó de $4.97 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ a $62.27 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$ al aumentar la distancia de 140 m a 680 m. Esta variación

confirma el carácter acumulativo del desgaste por fricción. Por otro lado, es evidente que un incremento significativo de la profundidad media y máxima de las huellas con el aumento tanto de la carga como de la velocidad. A altas velocidades (30 mm/s) y cargas elevadas (12 N), se alcanzaron las mayores profundidades de desgaste, con un valor máximo de 73.2 μm . Este comportamiento puede explicarse por la mayor energía cinética en el sistema tribológico, que favorece la generación de esfuerzos de contacto más intensos que conllevan una mayor deformación plástica y pérdida de material.

La tasa de desgaste específica (K), entendida como la relación entre el volumen perdido y el producto de la carga y la distancia de deslizamiento, mostró un comportamiento no lineal. En condiciones de baja carga y distancia corta (4 N, 70 m), la tasa fue alta ($1.57 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), lo que sugiere una fase de desgaste inicial acelerado posiblemente asociado a un acomodo superficial y ajuste de rugosidades. Sin embargo, a distancias mayores, la tasa disminuyó, posiblemente por la estabilización de la superficie de contacto, la formación de tribo películas oxidadas o una reducción de la aspereza efectiva por la deformación plástica progresiva de la superficie.

Tabla 4.10 Datos de perfilometría de desgaste en la aleación Ni-20Cr.

Ensayo (Carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.44	4.41×10^{-3}	18.0	3.07	1.57×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	3.41	21.36×10^{-3}	38.8	6.26	2.54×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	1.81	5.28×10^{-3}	37.9	2.92	0.38×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.66	22.21×10^{-3}	67.6	8.54	0.55×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.79	4.97×10^{-3}	21.7	2.79	0.88×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	3.08	24.80×10^{-3}	46.8	8.05	1.47×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	4.28	62.27×10^{-3}	55.4	14.6	2.28×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	4.85	104.00×10^{-3}	73.2	21.5	1.27×10^{-5}

En complemento con los perfiles transversales de las huellas de la Figura 4.48, se sugiere que el tipo de desgaste predominante podría ser una combinación de desgaste abrasivo y adhesivo. Las huellas más profundas y anchas bajo condiciones severas evidencian

mecanismos abrasivos intensos, mientras que las transiciones suaves entre picos y valles pueden asociarse a microcortes o arranque de material por adherencia localizada.

4.7.6 Perfilometría del compuesto TiC/Ni-20Cr

En la Figura 4.49 se muestran las imágenes tridimensionales obtenidas mediante perfilometría, así como los perfiles rugosidad y ondulación correspondientes a las muestras ensayadas bajo desgaste en seco del compuesto TiC/Ni-20Cr. El ancho de las huellas, de acuerdo con los perfiles extraídos, varió entre aproximadamente 400 y 1000 μm .

Los resultados revelan una respuesta tribológica influenciada significativamente por la presencia del refuerzo cerámico TiC, en comparación con la aleación base Ni-20Cr. Uno de los efectos observados en los compósitos fue la acumulación de material generado durante el proceso de desgaste, así como de los óxidos formados, indicando la formación de tribocapas compuestas por óxidos y partículas desprendidas, y permanecen por encima de la línea base del material. Esta acumulación dificulta la definición del volumen real de desgaste, especialmente a cargas moderadas y bajas velocidades, lo que sugiere que el desprendimiento de partículas de refuerzo puede contribuir negativamente a la estabilidad de la capa superficial en determinadas condiciones. Solo en las imágenes mostradas en la Figura 4.49 d) y h) se evidencia con claridad la formación del hueco formado tras el desgaste ocasionado por la bola cerámica, en ambos casos bajo una carga de 12 N.

Dado este efecto, es recomendable que en futuras investigaciones sobre desgaste en materiales compósitos o sistemas en los que se generan tribocapas, se realice una limpieza mecánica y química de las superficies ensayadas, con el objetivo de remover los productos adheridos y obtener perfiles más precisos de la huella real de desgaste.

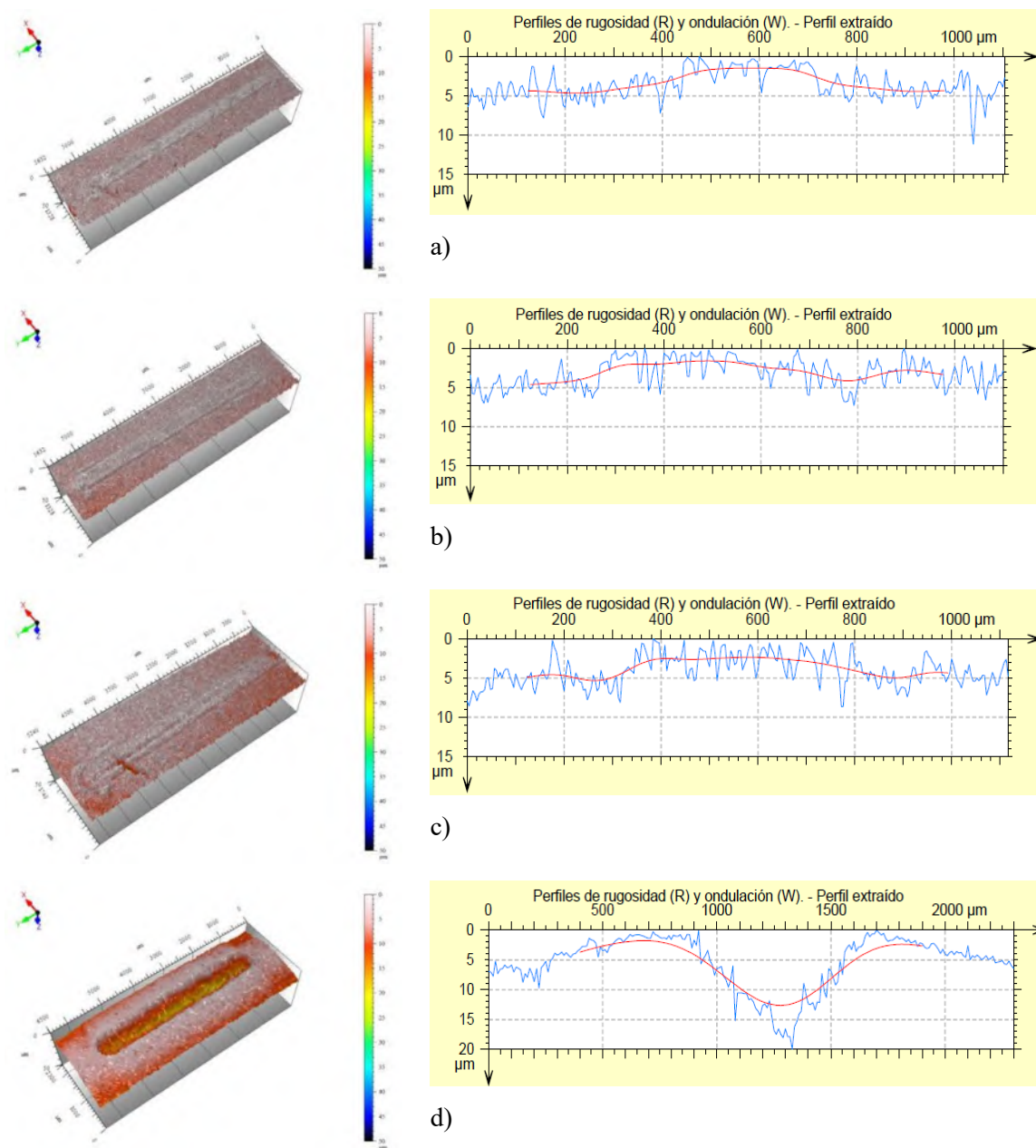


Figura 4.49 Perfilometría de las huellas de desgaste en el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

En la Tabla 4.11 se resumen los datos de perfilometría obtenidos, observándose un incremento tanto en el área desgastada como en el volumen perdido al aumentar la carga y velocidad de deslizamiento. Al igual que en el caso de la aleación base, el compuesto también presentó un incremento significativo del volumen perdido bajo las condiciones más severas del estudio (12 N, 30 mm/s, 680 m). A estas condiciones se observa una huella de desgaste

bien definida, con un volumen de material perdido significativamente mayor ($27.70 \times 10^{-3} \text{ mm}^3$) y una profundidad media de $7.65 \mu\text{m}$, que contrastan fuertemente con los obtenidos a menores cargas y distancias, lo cual confirma una respuesta no lineal del desgaste frente a la carga y velocidad, acentuada en este compósito por la sinergia entre la matriz dúctil y el refuerzo frágil.

Tabla 4.11 Datos de perfilometría de desgaste del compósito TiC/Ni-20Cr.

Ensayo (Carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	0.385	0.56×10^{-3}	13.8	1.47	0.20×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	0.562	0.82×10^{-3}	8.9	1.46	0.09×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	0.378	0.63×10^{-3}	13.5	1.68	0.05×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	1.750	5.68×10^{-3}	18.3	3.26	0.14×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	0.527	0.70×10^{-3}	13.7	1.33	0.12×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	0.718	1.09×10^{-3}	16.8	1.52	0.06×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	0.876	1.55×10^{-3}	12.1	1.77	0.06×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	3.620	27.70×10^{-3}	24.4	7.65	0.34×10^{-5}

En cuanto a la comparación con el material Ni-20Cr sin refuerzo, se observa que, si bien la matriz metálica presenta menor dureza relativa, sus perfiles de desgaste son más regulares y menos afectados por la acumulación de partículas sueltas. Esto sugiere que, en el compósito, el desprendimiento de partículas de TiC puede inducir un efecto abrasivo adicional, aumentando localmente el desgaste en ciertas condiciones. Sin embargo, bajo cargas bajas o moderadas, el compósito muestra menor profundidad de desgaste promedio, indicando que el refuerzo sí cumple su función de aumentar la resistencia inicial al desgaste.

Por otra parte, la morfología de las huellas obtenidas en las condiciones extremas (Figura 4.49 d) confirma que el efecto mecánico de corte de la bola cerámica se vuelve dominante, superando la capacidad de protección del refuerzo cerámico. Esta observación sugiere que la estrategia de refuerzo mediante TiC es efectiva solo hasta cierto umbral de carga y velocidad, por lo que se hace indispensable optimizar el tamaño, distribución y volumen del refuerzo, así como mejorar su integración interfacial con la matriz metálica.

Finalmente, si bien el compuesto TiC/Ni-20Cr ofrece una mejora parcial en la resistencia al desgaste respecto al Ni-20Cr puro, su desempeño puede verse comprometido a cargas elevadas, debido a la interacción desfavorable entre matriz y refuerzo bajo estrés tribológico severo.

4.7.7 Microscopía electrónica de barrido de la contraparte de desgaste

En la Figura 4.50 se presentan las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos tribológicos realizados con la aleación Ni-20Cr. Se observa que las micrografías correspondientes a las condiciones de mayor carga (12 N), ubicadas en la columna derecha, muestran huellas de desgaste más extensas, lo cual indica un daño más severo en la bola, siendo más marcada la deformación de la bola bajo las condiciones más agresivas (12 N, 30 mm/s, 680 m). Este aumento en el tamaño de la huella se atribuye a una mayor deformación inducida por la carga aplicada. Además, se aprecia la presencia de material adherido en la periferia de la huella, lo que sugiere transferencia de material durante el contacto deslizante. Esta transferencia puede interpretarse como un signo de desgaste adhesivo y de ductilidad del material base, facilitando su remoción y adhesión sobre la superficie cerámica.

A través de los análisis por espectroscopía de dispersión de energía (EDS), se puede determinar si dicho material proviene del desprendimiento de la alúmina o si corresponde a transferencia del material Ni-20Cr hacia la bola.

En la Figura 4.51 se muestran las micrografías de las bolas de alúmina utilizadas en los ensayos realizados con el compuesto TiC/Ni-20Cr. Al igual que en el caso anterior, se aprecia un aumento en el área de desgaste a medida que se incrementa la carga, siendo más evidente en las condiciones de 12 N. Específicamente, en las condiciones de 12 N, 15 mm/s y 340 m (Figura 4.51d), así como en 4 N, 30 mm/s y 680 m (Figura 4.51g), la huella muestra un daño más extenso, pero sin una acumulación significativa de material, lo cual sugiere un comportamiento tribológico menos adhesivo y más controlado por desgaste abrasivo. Esto puede atribuirse a la presencia del refuerzo cerámico de TiC, el cual endurece la matriz metálica y reduce la posibilidad de transferencia de material al contracuerpo. El compuesto

exhibe así una mayor estabilidad dimensional y resistencia al arrastre superficial, lo cual es coherente con la menor adhesión de residuos en las bolas.

Comparativamente, las bolas utilizadas con la aleación Ni-20Cr (Figura 4.50) presentan huellas más irregulares, con bordes difusos y zonas de acumulación de material, mientras que las bolas en contacto con el compuesto TiC/Ni-20Cr (Figura 4.51) exhiben huellas más definidas y limpias, con menores residuos. Esta diferencia evidencia el efecto beneficioso del refuerzo cerámico en la modificación del mecanismo de desgaste, pasando de un régimen predominantemente adhesivo a uno más abrasivo-controlado, lo que a su vez contribuye a mejorar el desempeño tribológico general del compuesto frente a su aleación base.

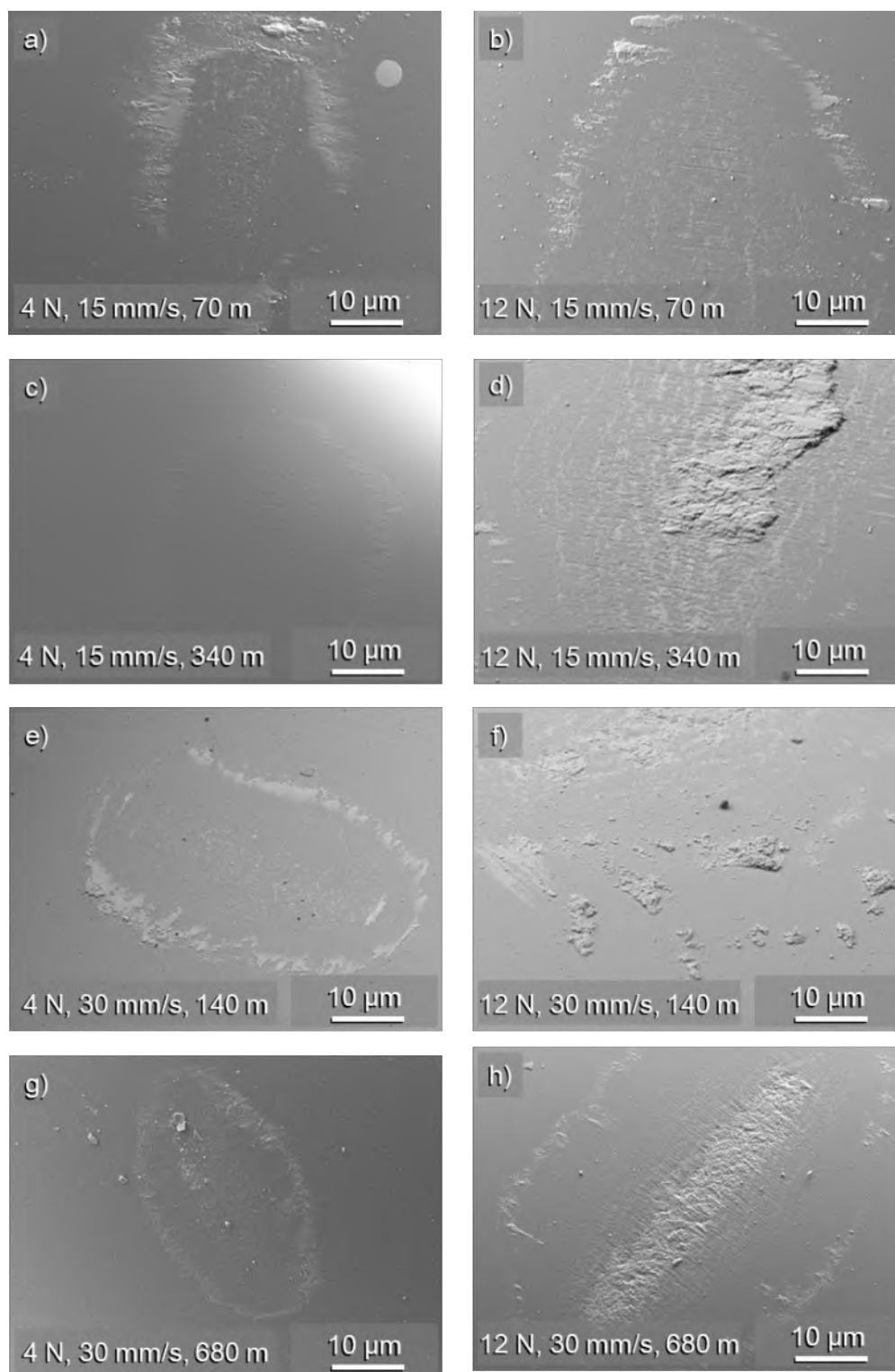


Figura 4.50 Micrografías de las bolas de desgaste utilizadas en los ensayos con la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

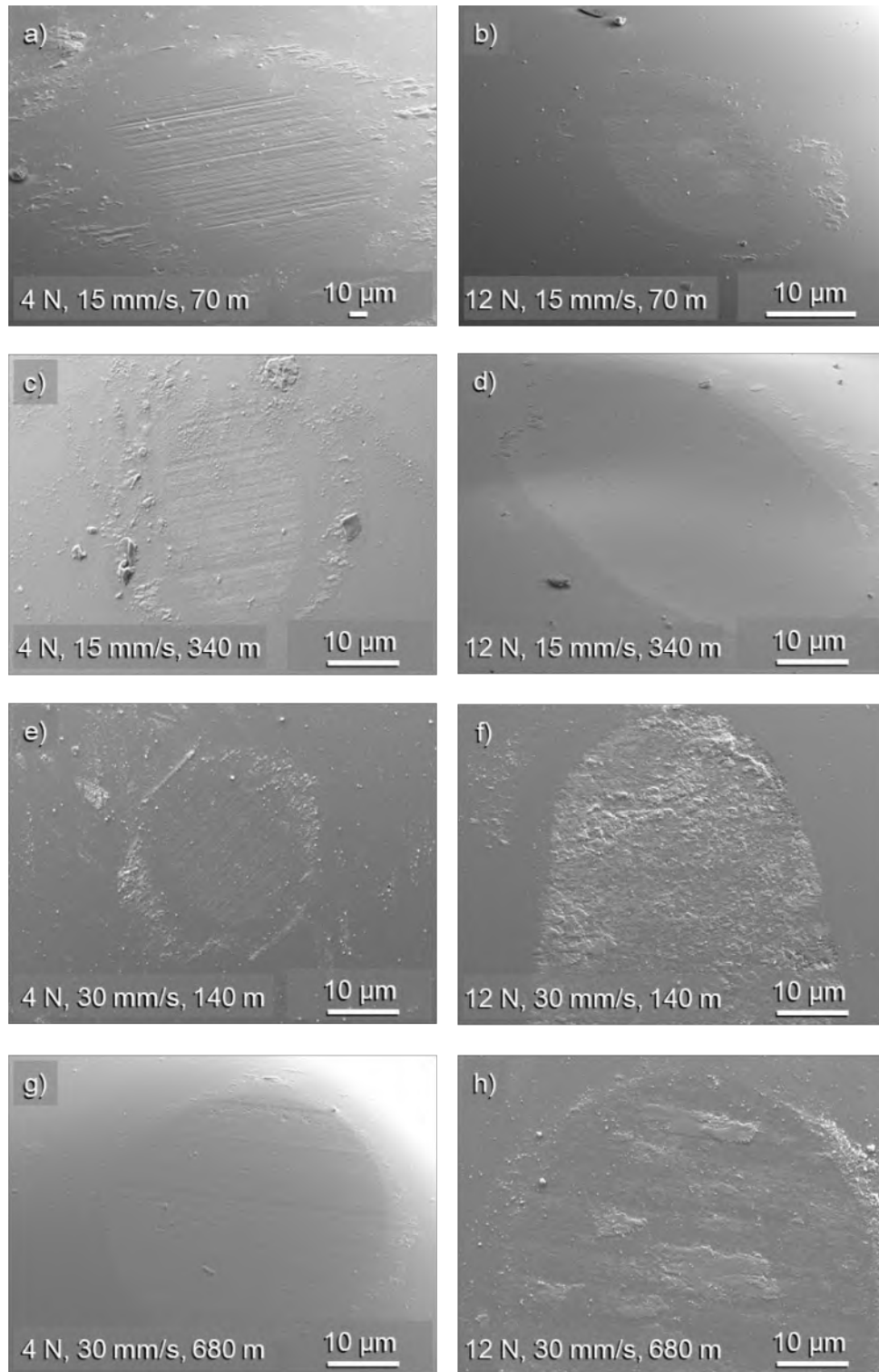


Figura 4.51 Micrografías de las bolas de desgaste utilizadas en los ensayos con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

4.7.8 EDS de las bolas de desgaste

En la Figura 4.52 se presentan las micrografías de las bolas de alúmina utilizadas en las pruebas de desgaste con la aleación Ni-20Cr, observadas a 2500 aumentos. En estas imágenes se identificaron distintas zonas de análisis puntual mediante EDS, cuyos resultados se muestran en las tablas adjuntas. Se observaron zonas con significativa transferencia de material desde la muestra hacia la bola de alúmina. Particularmente, se detectaron concentraciones elevadas de oxígeno (hasta 90.1 %at.) junto con cromo y níquel, lo cual sugiere una severa oxidación de la superficie metálica y la posterior adhesión de óxidos metálicos (Cr_2O_3 , NiO) a la contraparte. Esta adhesión fue más evidente a mayor velocidad (30 mm/s), donde se acentúa el desgaste por oxidación y se incrementa la transferencia de material debido al aumento de la temperatura por fricción.

En contraste, la Figura 4.53 muestra los resultados correspondientes a las bolas utilizadas en las pruebas con el compuesto TiC/Ni-20Cr. A 15 mm/s, los análisis EDS revelaron una baja transferencia de material (Ni y Cr por debajo del 2 % atómico), lo que evidencia una menor interacción tribológica entre las superficies. No se observó adhesión significativa de material metálico. Sin embargo, a 30 mm/s, se detectó un incremento en la presencia de titanio en la superficie de las bolas, lo cual indica un mayor desprendimiento de las partículas cerámicas de TiC, posiblemente causado por una intensificación de la deformación plástica en la matriz metálica debido al incremento de la velocidad de deslizamiento. Esta situación favorece la adhesión de las partículas cerámicas desprendidas a la contraparte de desgaste. Estos hallazgos sugieren que el compuesto, aunque presenta mejor resistencia a la adhesión metálica inicial, puede experimentar pérdida del refuerzo cerámico bajo condiciones tribológicas más severas. Estos resultados concuerdan con lo reportado por Radhika y col. [181], quienes indican que el aumento de la temperatura superficial causa una mayor deformación plástica, formación de microgrietas en el material y desprendimiento de las partículas de refuerzo. En el presente estudio, este comportamiento se confirma por la presencia de titanio en las bolas de alúmina tras las pruebas a mayor velocidad, especialmente en condiciones de mayor carga (12 N), donde la energía de contacto favorece el arranque del refuerzo cerámico y su transferencia a la bola. Así, el análisis comparativo entre las Figuras 4.52 y 4.53 permite concluir que el compuesto TiC/Ni-20Cr

presenta una mejor resistencia a la transferencia de material metálico en condiciones suaves, aunque a altas velocidades se ve comprometida la integridad del refuerzo cerámico, el cual puede desprenderse y contribuir al desgaste por mecanismos abrasivos.

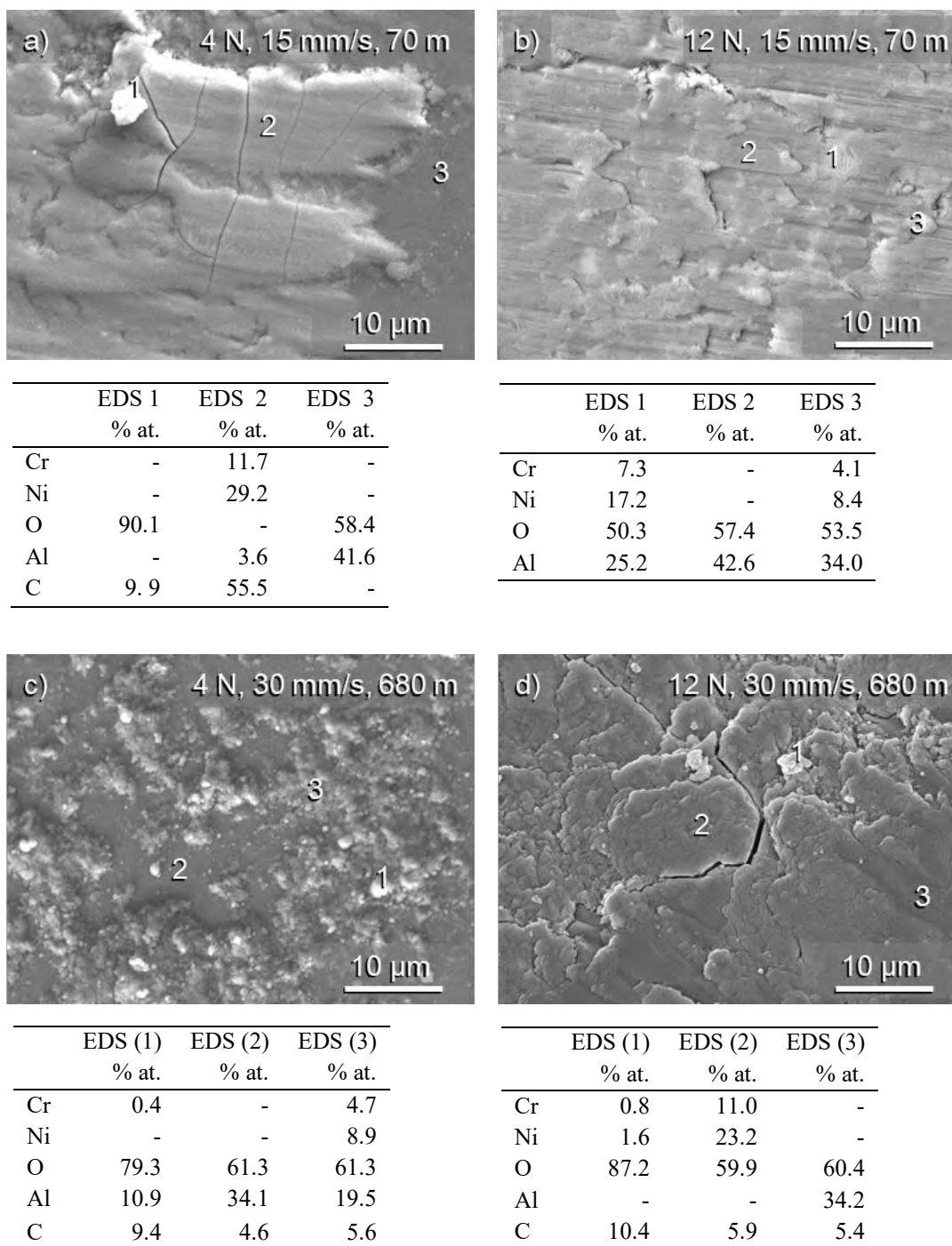
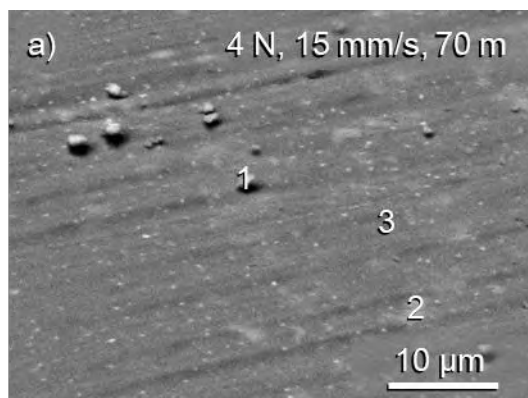
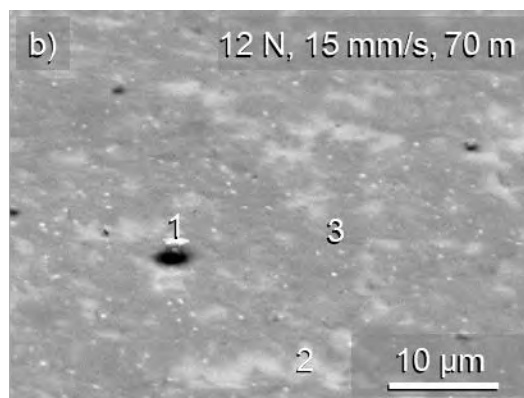


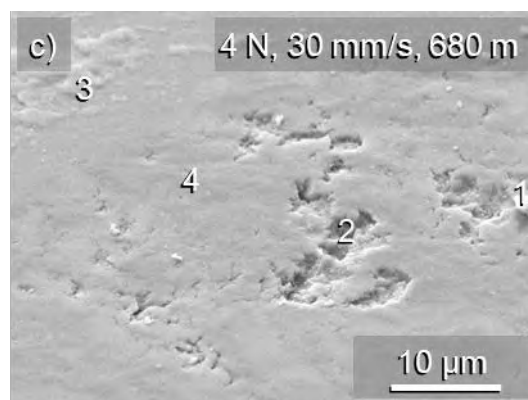
Figura 4.52 Análisis químico EDS de las bolas de desgaste utilizadas en la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.



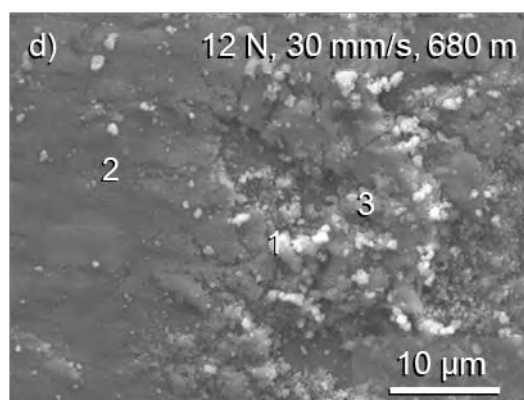
	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
C	9.3	9.4	9.6
O	59.4	59.9	59.5
Al	31.1	28.1	28.1
Ti	0.2	2.6	2.8



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
Cr	-	0.5	-
Ni	-	1.2	0.4
O	59.3	58.7	59.6
Al	29.5	29.2	33.1
C	10.7	6.7	6.1
Ti	0.5	3.7	0.8



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.	EDS (4) % at.
C	10.1	5.4	10.8	6.8
O	53.0	63.4	61.8	63.1
Al	33.6	30.2	18.1	27.7
Ti	3.3	1.0	8.7	2.4
Cr	-	-	0.6	-



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
C	7.2	3.6	4.5
O	54.7	51.3	55.9
Al	12.5	39.5	5.0
Ti	18.4	3.4	24.6
Cr	2.6	0.6	3.6
Ni	4.6	1.6	6.4

Figura 4.53 Análisis químico EDS de las bolas de desgaste utilizadas en el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 30 mm/s, 680 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

4.8 Tribocorrosión realizada con la técnica de curvas de polarización

4.8.1 Curvas de polarización en muestras tribocorroidas de Ni-20Cr

Se llevaron a cabo estudios de tribocorrosión mediante la técnica electroquímica de curvas de polarización (CP) en un electrolito de agua de mar sintética, bajo condiciones ambientales de presión y temperatura correspondientes a la ciudad de Morelia. En estos ensayos se combinaron las variables previamente establecidas para las pruebas individuales de corrosión y desgaste. La Figura 4.54 muestra las curvas de polarización de la aleación Ni-20Cr, donde se observa que, bajo una carga aplicada de 12 N, el potencial de corrosión se desplazó hacia valores más electronegativos en todos los casos. Este comportamiento se atribuye a la acción disruptiva de los iones cloruro (Cl^-) presentes en el electrolito, los cuales favorecen la ruptura de la capa pasiva, así como a la remoción mecánica causada por la alta carga y la velocidad de deslizamiento, lo que intensifica las reacciones electroquímicas de generación y disolución de productos de corrosión sobre la superficie activa.

En la región catódica de las curvas se observó un comportamiento de carácter mixto, producto de procesos combinados de transferencia de carga y difusión de especies. Por otro lado, en la rama anódica se evidenció un régimen de control por transferencia de masa, caracterizado por una densidad de corriente que tiende a un valor límite, acompañado de pequeñas oscilaciones. Estas fluctuaciones se atribuyen a la ruptura y regeneración continua de la capa pasiva inducidas por la acción mecánica del deslizamiento. Cabe señalar que parte de los fragmentos generados durante el proceso tribológico es compactado por la carga aplicada, interactuando con los productos de corrosión y favoreciendo la formación de una capa parcialmente protectora, la cual contribuye a la estabilización del potencial de corrosión. Este fenómeno ha sido previamente reportado por Salasi y colaboradores [182], quienes relacionan dichas fluctuaciones en la densidad de corriente con la competencia entre la eliminación y la reconstitución de la película pasiva bajo condiciones abrasivas.

Es importante señalar que, en las curvas correspondientes a una carga normal de 12 N y una velocidad de deslizamiento de 30 mm/s, no se observó el desarrollo de una región de pasivación definida. Esta ausencia se atribuye a que la elevada velocidad impide alcanzar

dicho régimen dentro del rango de potencial aplicado durante el barrido electroquímico. Bajo estas condiciones de tribocorrosión, la energía cinética asociada al contacto deslizante favoreció la remoción continua de la película pasiva a una tasa superior a la de su regeneración, lo que impidió que el sistema alcanzara un estado de equilibrio superficial que permitiera estabilizar la capa protectora. Además, el rápido movimiento relativo a 30 mm/s redujo significativamente el tiempo de residencia de los productos de corrosión sobre la superficie metálica, limitando el desarrollo de mecanismos de pasivación asociados a la precipitación de sales o a la formación de óxidos estables. En consecuencia, la superficie activa permaneció expuesta de forma continua a reacciones anódicas sostenidas.

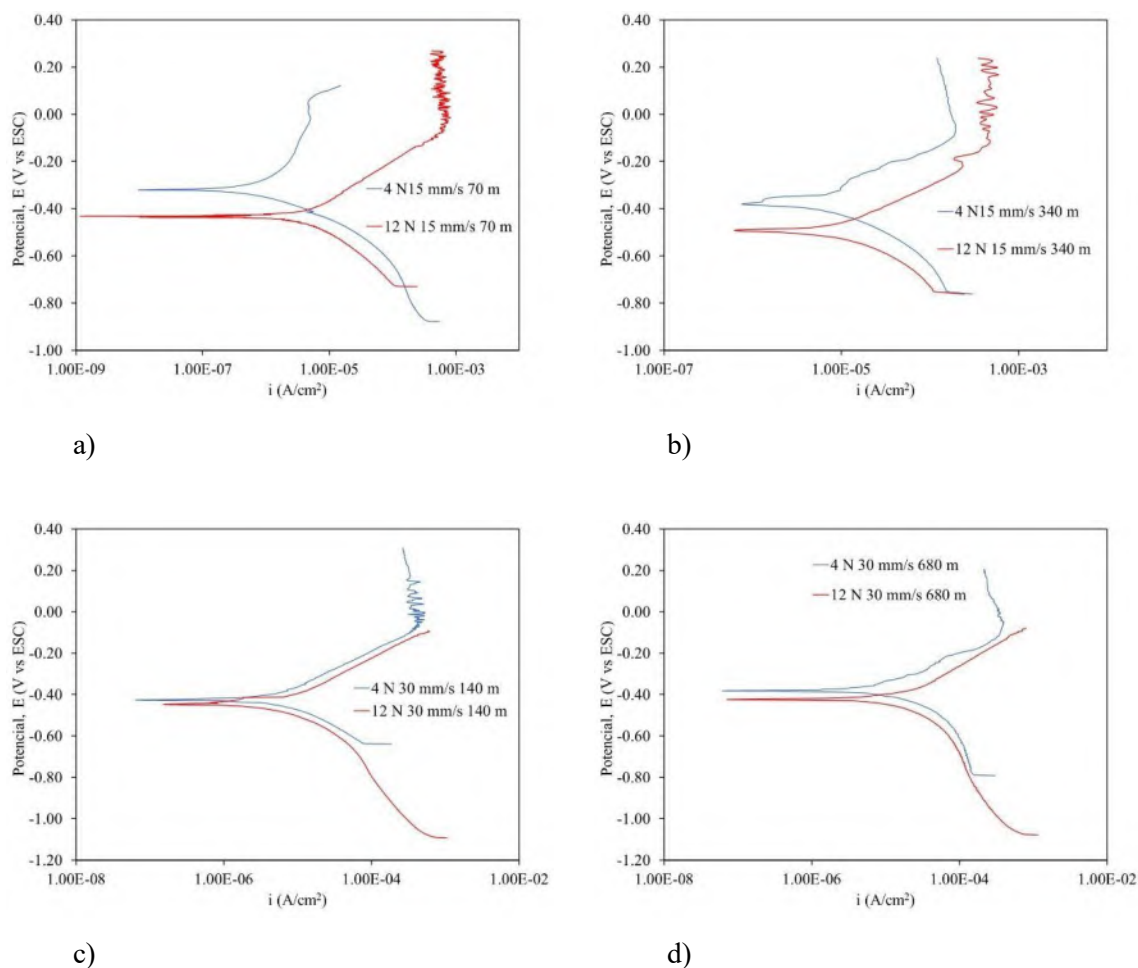


Figura 4.54 Curvas de polarización obtenidas en los ensayos de tribocorrosión en la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento.

La Tabla 4.12 presenta los parámetros electroquímicos derivados del análisis de las curvas de polarización obtenidas durante los ensayos de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr. A partir de las pendientes anódica (Ba) y catódica (Bc), se calculó la constante de Stern & Geary (B), y mediante los valores de densidad de corriente de corrosión ($icorr$), se estimó la velocidad de corrosión ($Vcorr$) para cada condición experimental. Es evidente que, en todas las combinaciones de velocidad y distancia evaluadas, la carga de 12 N condujo a un incremento en la $Vcorr$ en comparación con los ensayos a 4 N, especialmente bajo condiciones de mayor exposición mecánica, lo cual evidencia que la mayor presión de contacto acelera el deterioro superficial y promueve una actividad corrosiva más intensa. Por ejemplo, a una velocidad constante de 15 mm/s y una distancia de 340 m, la $Vcorr$ se incrementó de 0.0542 mm/año (4 N) a 0.1789 mm/año (12 N), lo que evidencia una intensificación de los procesos anódicos debido a la mayor presión de contacto y remoción mecánica de la capa pasiva.

Respecto al efecto de la distancia de deslizamiento, se observó una tendencia general al incremento de la $icorr$ y $Vcorr$ con el aumento de la distancia recorrida, lo que se relaciona con la acumulación progresiva de daño superficial y la remoción repetida de productos de corrosión. Sin embargo, se observó un comportamiento anómalo a 680 m bajo 12 N y 30 mm/s, donde se obtuvo una $Vcorr$ atípicamente baja. Este comportamiento se atribuye al prolongado tiempo de exposición al electrolito (6 h), durante el cual fue favorecida la formación de una capa protectora más densa y estable, capaz de mitigar la corrosión, incluso en ausencia de una región de pasivación claramente definida en las curvas. Cabe destacar que la $Vcorr$ se calcula con base en el área total de exposición, por tanto, esta disminución sugiere la presencia de un efecto protector significativo en las zonas no afectadas directamente por el desgaste mecánico.

El efecto de la velocidad de deslizamiento mostró un comportamiento no lineal. A distancias cortas (70 m), el incremento de la velocidad de 15 a 30 mm/s produjo una disminución en la velocidad de corrosión, lo que sugiere una menor exposición efectiva de la superficie activa al medio corrosivo, posiblemente debido al menor tiempo de contacto por ciclo. No obstante, a distancias mayores (680 m), el comportamiento fue distinto, indicando que, bajo ciertas condiciones de carga y velocidad, es posible la formación de una capa

triboinducida parcialmente protectora, derivada de la compactación de los fragmentos de desgaste generados.

Tabla 4.12 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización obtenidas en ensayos de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr.

Ni-20Cr			Ba (V/dec i)	Bc (V/dec i)	B	icorr (A/cm ²)	Vcorr (mm/año)
4 N	15 mm/s	70 m	0.3049	0.1214	0.0377	9.59E-07	0.0105
12 N	15 mm/s	70 m	0.1042	0.1014	0.0223	1.32E-06	0.0145
4 N	15 mm/s	340 m	0.219	0.1507	0.0388	4.95E-06	0.0542
12 N	15 mm/s	340 m	0.2835	0.2546	0.0582	1.63E-05	0.1789
4 N	30 mm/s	140 m	0.0807	0.0773	0.0171	6.01E-07	0.0066
12 N	30 mm/s	140 m	0.1104	0.1217	0.0251	2.35E-06	0.0258
4 N	30 mm/s	680 m	0.2051	0.1671	0.0399	1.09E-05	0.1190
12 N	30 mm/s	680 m	0.0632	0.0749	0.0149	5.52E-07	0.0061

4.8.2 Comparación entre la tribocorrosión y corrosión de la aleación Ni-20Cr

Al contrastar los valores de velocidad de corrosión (V_{corr}) obtenidos en tribocorrosión con los de corrosión convencional sin carga (Tabla 4.8), se observa un efecto evidente del deslizamiento y la carga mecánica sobre la degradación electroquímica. Por ejemplo, al comparar la muestra sometida a tribocorrosión bajo 4 N, 15 mm/s y 70 m ($V_{corr} = 0.0105$ mm/año), equivalente en tiempo con la muestra evaluada en condiciones de corrosión a 0 h de exposición ($V_{corr} = 0.0097$ mm/año), se encuentra un incremento del 8.2%. Esta diferencia relativamente baja sugiere que, bajo condiciones suaves de carga y desplazamiento, el deslizamiento no impacta de manera significativa la cinética de corrosión.

No obstante, en condiciones más severas, como las de 12 N, 15 mm/s y un aumento de la distancia de deslizamiento a 340 m ($V_{corr} = 0.1789$ mm/año), la velocidad de corrosión fue 18.4 veces superior a la registrada en la mencionada muestra de corrosión a 0 h ($V_{corr} = 0.0097$ mm/año). Este resultado pone en evidencia el efecto sinérgico entre el desgaste mecánico y el ataque electroquímico, donde la remoción constante de productos de corrosión y de capas pasivas facilita una disolución acelerada del material.

Cuando se considera la condición de corrosión por sí sola (Tabla 4.8) tras seis horas de exposición ($V_{corr} = 0.0287$ mm/año), se mantiene la tendencia. La muestra tribocorroída a 12 N, 15 mm/s y 340 m (~6 h) aún presenta una V_{corr} 6.2 veces mayor, indicando que la acción mecánica es capaz de superar el efecto protector que proporciona una mayor pasivación inicial.

En contraste, la muestra tribocorroída bajo 12 N, 30 mm/s y 680 m que mostró una V_{corr} atípica de solo 0.0061 mm/año, tiene una degradación 4.7 veces menor que la obtenida tras sis horas de exposición sin carga ($V_{corr} = 0.0287$ mm/año). Esta disminución inusual se explica, como se ha expuesto previamente, por la formación de una capa triboinducida densa y compacta, generada a lo largo del prolongado ensayo (~6 h) y reforzada por la alta carga, la cual actúa como una barrera eficaz frente a la disolución anódica.

En conjunto, estos resultados reafirman que la tribocorrosión no depende únicamente de la agresividad del medio ni del potencial de pasivación, sino de la compleja interacción entre factores mecánicos, electroquímicos y microestructurales.

4.8.3 Coeficiente de fricción en la aleación Ni-20Cr durante tribocorrosión por la técnica de curvas de polarización (CP)

En los gráficos presentados en la Figura 4.55 se observa que el coeficiente de fricción (COF) de la aleación Ni-20Cr disminuye sistemáticamente al aumentar la carga aplicada hasta 12 N. Este comportamiento ha sido reportado también por Ma y col. [183], quienes atribuyen esta reducción a la formación de fragmentos finos de desgaste que actúan como agentes de lubricación sólida. En este trabajo, dicho efecto se observa con mayor claridad a 12 N, donde la fricción es significativamente menor y más estable. Estos residuos actúan como elementos de rodamiento entre las superficies en contacto, y su cantidad tiende a incrementarse con cargas mayores, favoreciendo un mecanismo de fricción más por efecto rodante que deslizante, lo que reduce la resistencia al movimiento relativo y, por tanto, el COF.

Asimismo, se registra una disminución general del COF, y con menor oscilación, en comparación con los valores obtenidos en los ensayos de desgaste en seco (ver Figura 4.35). Esta reducción se debe al efecto lubricante del electrolito, que favorece el deslizamiento y

amortigua la fricción entre las superficies en contacto durante los ensayos de tribocorrosión, además que facilita la formación de capas triboquímicas.

En la mayoría de las muestras el COF se mantuvo relativamente estable. Una excepción de la muestra a 4 N y deslizamiento de 70 m, la cual mostró una disminución abrupta en los primeros 10 m, seguida de una fase de estabilización. En el caso de las muestras con 340 m de deslizamiento, se observaron variaciones del COF aproximadamente en los últimos 100 m, probablemente asociadas con la ruptura progresiva de las tribocapas formadas durante el ensayo.

En las muestras ensayadas a mayor velocidad de deslizamiento (Figura 4.55c y 4.55d), aquellas con una distancia de 140 m presentaron bajas fluctuaciones del COF a lo largo del recorrido, con cambios notorios únicamente en los últimos 40 m, lo cual sugiere una mayor estabilidad mecánico-electroquímica en condiciones intermedias. Por otro lado, las muestras ensayadas a 680 m mostraron variaciones considerables del COF después de los 400 m de recorrido, reflejando un deterioro progresivo de la superficie bajo condiciones severas de carga, velocidad y distancia, comportamiento similar al observado en los ensayos de desgaste en seco.

Las mayores fluctuaciones del COF, registradas en condiciones de baja carga (4 N), indican que las películas formadas tienen menor grado de compactación, siendo más susceptibles a la remoción y menos efectivas como barreras protectoras. En cambio, a cargas y distancias intermedias, se observa una mayor estabilidad tribo-electroquímica, con menor oscilación del COF y menor degradación en los potenciales electroquímicos.

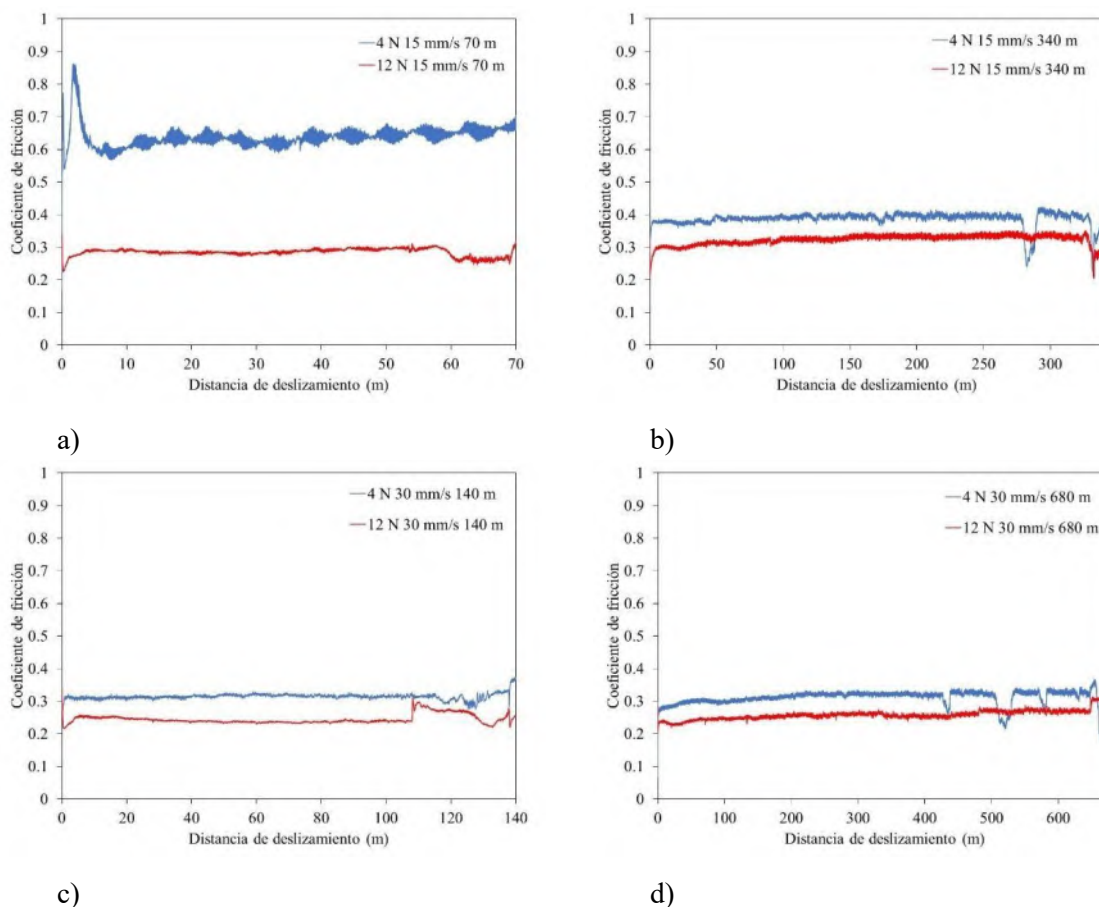


Figura 4.55 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado mediante curvas de polarización (CP). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.

La comparación integrada entre las Figuras 4.54 y 4.55 revela que, si bien el aumento de carga incrementa inicialmente la degradación electroquímica (valores más altos de i_{corr} y V_{corr}), también promueve condiciones de menor fricción (menor COF), lo que reduce el daño mecánico relativo por fricción. Esta aparente contradicción se resuelve considerando la generación de capas de óxidos compactadas por la carga aplicada, que actúan como barreras parciales frente a la corrosión y la fricción. El efecto considera mecanismos sinérgicos de lubricación interna (por generación de productos de desgaste) y externa (por la acción del electrolito). Por otra parte, una mayor distancia de deslizamiento puede favorecer la estabilización de capas protectoras triboinducidas, dependiendo del régimen de carga y velocidad. En conjunto, estos resultados indican que la resistencia tribocorrosiva de la aleación Ni-20Cr depende de un equilibrio dinámico entre los parámetros mecánicos y

electroquímicos, siendo un aspecto crítico para aplicaciones donde el componente se encuentre expuesto a condiciones marinas o salinas con movimiento relativo continuo.

4.8.4 Curvas de polarización en muestras tribocorroidas del compuesto TiC/Ni-20Cr

El compuesto TiC/Ni-20Cr demostró un comportamiento electroquímico significativamente más estable que la aleación base Ni-20Cr cuando fue sometido a condiciones de tribocorrosión. En la Figura 4.56 se presentan las curvas de polarización obtenidas durante los ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr. Se observa que los potenciales de corrosión se mantuvieron relativamente constantes entre las distintas condiciones de carga, lo cual indica una estabilidad electroquímica inicial del sistema frente a la acción conjunta del medio corrosivo y el desgaste mecánico.

La rama catódica exhibe un comportamiento mixto, caracterizado por la coexistencia de procesos de transferencia de carga y difusión, posiblemente asociados a la reducción del oxígeno disuelto en el medio. Por su parte, la rama anódica muestra una respuesta característica de transpasivación en la mayoría de los casos, evidenciada por una segunda región de estabilización de la densidad de corriente, lo que sugiere la formación de una nueva capa pasiva tras la ruptura mecánica de la película protectora original. La ocurrencia repetida de este efecto sugiere que el sistema es capaz de desarrollar mecanismos de repasivación dinámica incluso bajo condiciones de deslizamiento continuo, en parte debido a la resistencia química y mecánica del TiC disperso en la matriz.

Los ligeros cambios de corriente observados en las proximidades del potencial de corrosión son comparables con fenómenos reportados en estudios previos [8, 182], donde tales fluctuaciones se han atribuido a la interacción dinámica entre el daño mecánico y la recuperación electroquímica de la capa pasiva. En particular, Chen y col. [8] reportaron un comportamiento similar en aleaciones Monel K500, en las cuales las curvas de polarización revelaron una capacidad de repasivación tras la remoción mecánica de la capa protectora, fenómeno que generó oscilaciones en los datos electroquímicos debido a la inestabilidad superficial.

En el presente estudio, únicamente la muestra sometida a una carga de 12 N y una distancia de deslizamiento de 340 m no mostró evidencia de transpasivación, aunque sí presentó pasivación inicial. Esto indica que, bajo ciertas combinaciones de carga y distancia, el sistema no alcanza a desarrollar una segunda etapa de estabilización anódica, posiblemente por una mayor estabilidad mecánica de la película o por una menor tasa de desgaste que impida su ruptura crítica.

Es importante destacar que, a diferencia de la aleación base Ni-20Cr, cuyas curvas de polarización resultaron ruidosas incluso bajo condiciones de densidad de corriente límite, el compuesto TiC/Ni-20Cr mostró ramas anódicas más suaves y definidas. Esta diferencia puede atribuirse a la incorporación de partículas de TiC como barrera física a la disolución metálica, que no solo reducen el área metálica expuesta, sino que también aportan una superficie cerámica altamente resistente e inerte para la formación de películas pasivas más estables. La sinergia entre el TiC y la matriz metálica favorece la estabilidad de la superficie activa, permitiendo el desarrollo de una película protectora compuesta por productos de corrosión y productos del propio desgaste. Esta película puede ofrecer una barrera eficaz frente a mecanismos de daño físico-químico, confiriendo al material compuesto una doble etapa de pasivación:

- (I) formación inicial de la capa protectora que limita la densidad de corriente, y
- (II) rompimiento de la capa pasiva y transpasivación con una segunda estabilización de corriente, producto de la reconfiguración de la película bajo condiciones triboquímicas.

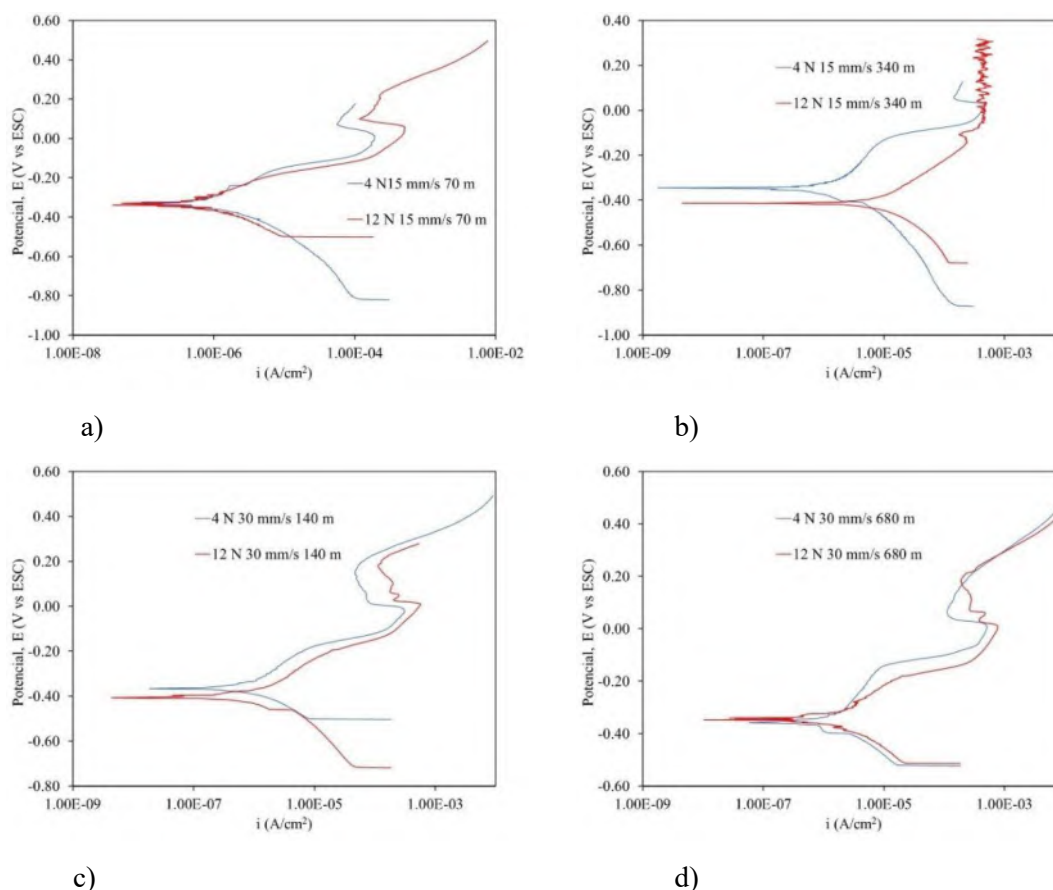


Figura 4.56 Curvas de polarización obtenidas en los ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento.

En la Tabla 4.13 se presentan los resultados cuantitativos obtenidos de las curvas de polarización del compuesto TiC/Ni-20Cr, incluyendo los parámetros de Tafel, la corriente de corrosión (i_{corr}) y la velocidad de corrosión (V_{corr}). Se observa una disminución progresiva de la V_{corr} al aumentar la carga aplicada. Por ejemplo, a velocidad de 15 mm/s disminuyó la V_{corr} al aumentar la carga normal (de 4 a 12 N) tanto en distancias cortas (70 m) como largas (340 m). Esto puede atribuirse a un mayor grado de compactación de los residuos de desgaste y de los productos de corrosión sobre la superficie, favoreciendo la integridad de la capa protectora compuesta, lo que reduce el área activa expuesta al electrolito.

Por otro lado, se identificó una reducción de la V_{corr} con el incremento del tiempo de exposición. Por ejemplo, hubo una reducción de la V_{corr} a mayor distancia, al comparar las condiciones de 70 m vs. 340 m a 15 mm/s, comportamiento que se alinea con los resultados obtenidos en los ensayos de corrosión sin carga, sugiriendo una mejor

consolidación de la película pasiva con el tiempo o incluso un posible efecto de autocuración de la película pasiva. Sin embargo, este comportamiento no se replicó a 30 mm/s, donde la V_{corr} aumentó con la distancia de deslizamiento. Esto sugiere que el rápido movimiento relativo impide la acumulación y estabilización de productos de corrosión sobre la superficie activa, lo que favorece la disolución metálica continua al exponer repetidamente el sustrato fresco al medio agresivo. Además, el menor tiempo de residencia de los productos de corrosión sobre la superficie dificulta el engrosamiento y estabilización de la película pasiva, permitiendo una mayor penetración de iones agresivos como Cl^- .

Tabla 4.13 Análisis cuantitativo de las curvas de polarización obtenidas en ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr.

TiC/Ni-20Cr			Ba (V/dec i)	Bc (V/dec i)	B	i_{corr} (A/cm ²)	V_{corr} (mm/año)
4 N	15 mm/s	70 m	0.3823	0.1821	0.0536	1.77E-06	0.0266
12 N	15 mm/s	70 m	0.0949	0.0902	0.0201	2.05E-07	0.0031
4 N	15 mm/s	340 m	0.1759	0.1281	0.0322	9.53E-07	0.0143
12 N	15 mm/s	340 m	0.0985	0.1085	0.0224	4.78E-07	0.0072
4 N	30 mm/s	140 m	0.2879	0.1644	0.0454	1.37E-06	0.0205
12 N	30 mm/s	140 m	0.1027	0.0944	0.0214	3.52E-07	0.0053
4 N	30 mm/s	680 m	0.4609	0.2114	0.0629	2.89E-06	0.0434
12 N	30 mm/s	680 m	0.1270	0.1233	0.0272	1.11E-06	0.0167

En términos comparativos con la corrosión sin aplicación de carga, para tiempos cortos (una hora), las muestras sometidas a tribocorrosión mostraron una V_{corr} hasta el doble que la obtenida en condiciones estáticas (0.0266 mm/año vs. 0.0110 mm/año). Para tiempos prolongados (seis horas), la V_{corr} fue ligeramente inferior en las muestras tribocorroidas respecto a la corrosión sin carga (0.0434 mm/año vs. 0.0442 mm/año), lo que sugiere un efecto estabilizante a largo plazo del desgaste mecánico moderado en la consolidación de la capa protectora.

Finalmente, los resultados obtenidos respaldan la hipótesis de que los compósitos reforzados con fases cerámicas como TiC presentan ventajas significativas en entornos tribocorrosivos, tanto por su resistencia mecánica intrínseca como por su capacidad para

estabilizar capas protectoras híbridas (óxidos + residuos de desgaste), que actúan como barreras efectivas frente a los mecanismos de daño físico-químico.

4.8.5 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr durante tribocorrosión por la técnica de curvas de polarización (CP)

En la Figura 4.57 se presentan los gráficos del coeficiente de fricción (COF) obtenidos a partir de los ensayos de tribocorrosión realizados sobre el compuesto TiC/Ni-20Cr mediante la técnica de curvas de polarización. Se observa que los valores de COF fueron consistentemente más bajos en comparación con los obtenidos en condiciones de desgaste en seco (Figura 4.36). Al igual que en el caso de la aleación base, esta reducción se atribuye al efecto lubricante del electrolito, el cual reduce la fricción entre las superficies en contacto durante el deslizamiento.

Para las combinaciones de condiciones evaluadas se observaron variaciones marcadas del COF al inicio y al final del recorrido. Estas variaciones iniciales coinciden con el fenómeno descrito en la literatura [172], en el que los primeros metros de deslizamiento presentan un aumento súbito del COF asociado a la abrasión inicial y a la remoción del material suelto formado durante el contacto. Posteriormente, el sistema tiende a estabilizarse a medida que se forma una capa de productos de desgaste más consolidada, lo cual actúa como una barrera mecánica adicional.

Por otra parte, las alteraciones del COF registradas hacia el final del ensayo se correlacionan con la aplicación de la técnica electroquímica de curvas de polarización. Dado que este método es de naturaleza destructiva, provoca modificaciones significativas en la superficie expuesta, afectando tanto el estado de la capa pasiva como la interacción tribológica en curso. Estas perturbaciones pueden dar lugar a picos o caídas abruptas en el COF, reflejando el impacto combinado del ataque electroquímico y del desgaste mecánico en la interfaz tribológica.

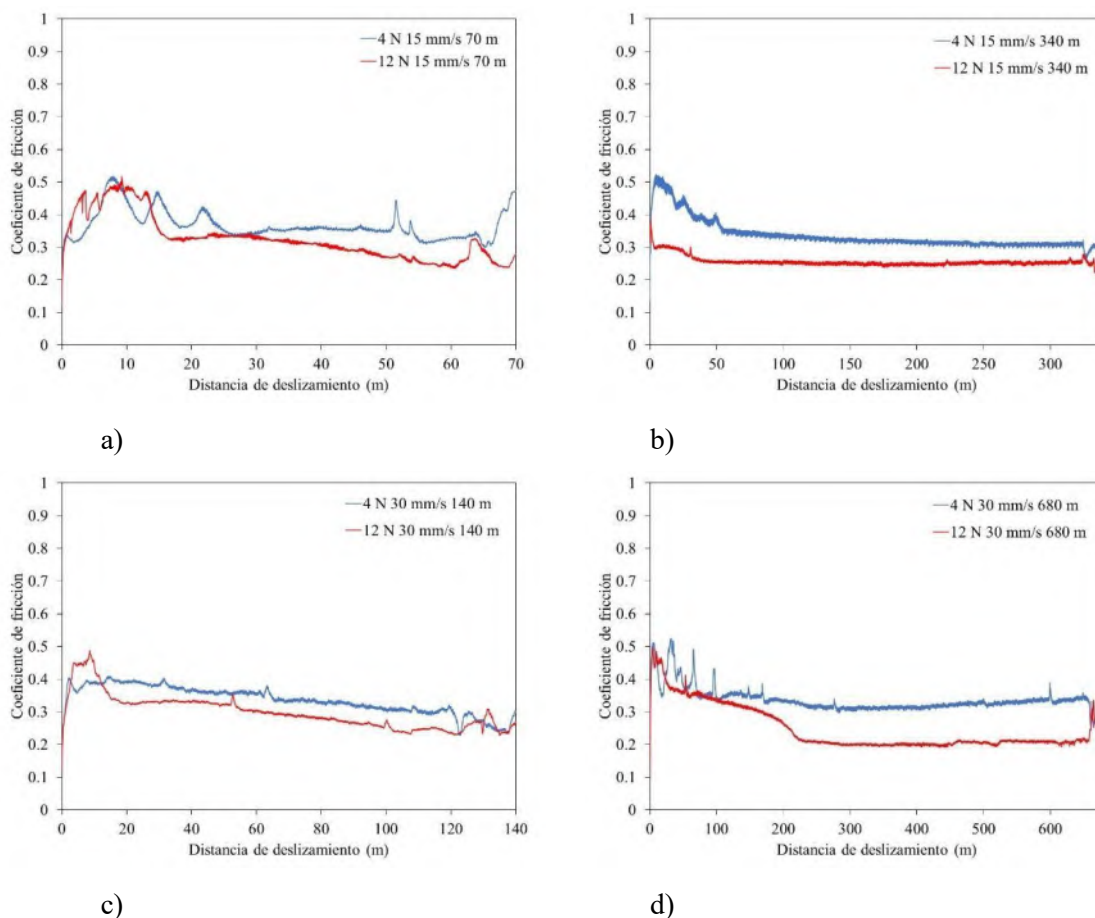


Figura 4.57 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado mediante curvas de polarización (CP). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.

Un análisis comparativo muestra que, bajo condiciones idénticas de tribocorrosión en agua de mar sintética, el compuesto TiC/Ni-20Cr exhibe un COF sistemáticamente más alto que la aleación Ni-20Cr. Este comportamiento se atribuye a la presencia de partículas cerámicas de TiC en la matriz metálica, que si bien confieren mayor dureza y resistencia al desgaste volumétrico, también generan una interacción mecánica más intensa con la contraparte, elevando la resistencia al deslizamiento. Además, la exposición intermitente de las partículas de refuerzo y la fragmentación de la capa pasiva inducen fricción discontinua, microcavitación y mayor acumulación de esfuerzos locales, lo que contribuye al aumento del COF. En contraste, la aleación Ni-20Cr forma una película pasiva más continua y estable que, al ser lubricada por el electrolito, facilita un deslizamiento más uniforme y con menor fricción. En conjunto, estos resultados evidencian que el compuesto, aunque más resistente

al desgaste, presenta una fricción superficial más elevada, lo cual puede impactar el comportamiento tribológico en aplicaciones donde la eficiencia mecánica y la estabilidad superficial son críticas.

4.9 Caracterización microestructural de las muestras de tribocorrosión

4.9.1 Caracterización microestructural de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión

La Figura 4.58 muestra las micrografías SEM de la superficie de la aleación Ni-20Cr después de los ensayos de tribocorrosión realizados mediante la técnica de curvas de polarización. El análisis morfológico revela que, si bien la aleación Ni-20Cr presenta cierta resistencia al desgaste, no es inmune a los efectos sinérgicos de la tribocorrosión, los cuales se intensifican bajo condiciones de carga elevada y prolongada distancia de deslizamiento.

En la superficie analizada se distinguen dos regiones: aquellas sin trazo de la bola contraparte y aquellas con evidencia de contacto directo. *i)* En primer lugar, las zonas sin huella de deslizamiento muestran un ataque corrosivo localizado, caracterizado por la acumulación de productos de corrosión sobre la superficie metálica. Esta morfología sugiere la ocurrencia de reacciones electroquímicas en ausencia de fricción mecánica directa, posiblemente facilitadas por la exposición prolongada al medio salino durante el ensayo. *ii)* En contraste, las regiones afectadas por el contacto tribológico directo presentan huellas de deslizamiento, indicios de desprendimiento parcial de la película protectora y exposición de la aleación base Ni-20Cr. Estas zonas evidencian un deterioro más severo, resultado de la acción sinérgica entre desgaste mecánico y corrosión activa, con una morfología superficial más irregular y degradada.

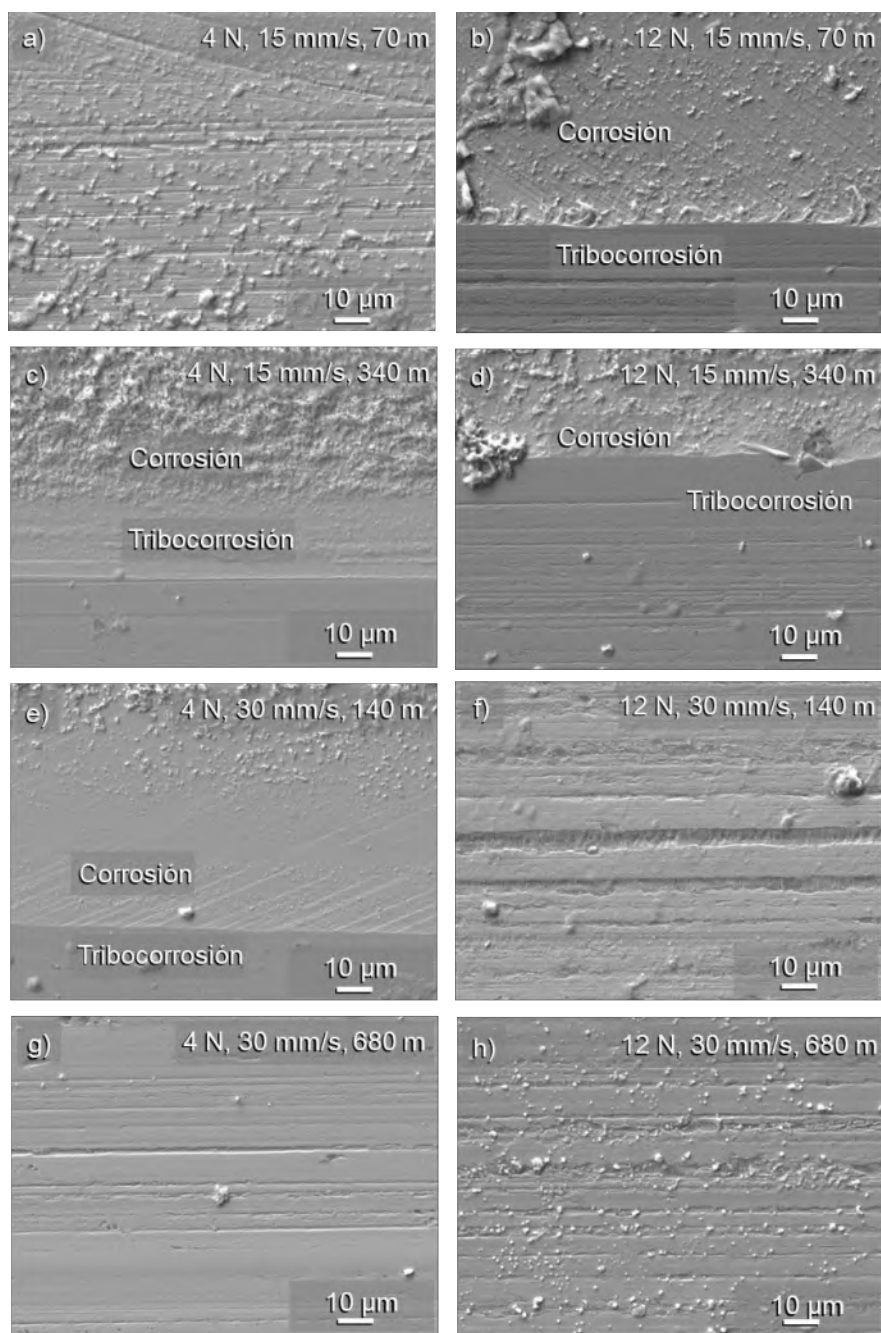


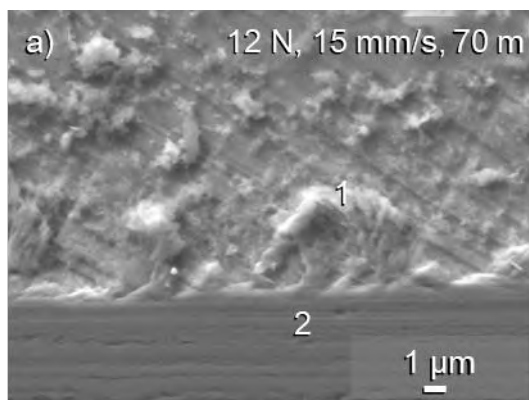
Figura 4.58 Micrografías de la superficie de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

El análisis comparativo de las superficies de aleación Ni-20Cr desgastadas bajo condiciones de desgaste en seco (Figura 4.41) y tribocorrosión (Figura 4.58) permite identificar diferencias significativas en los mecanismos de deterioro involucrados. En

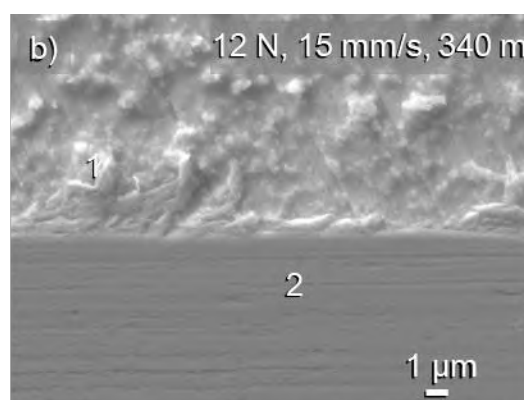
condiciones de desgaste en seco (Figura 4.41), las micrografías correspondientes muestran superficies caracterizadas por la presencia de grietas bien definidas y patrones regulares asociados al desgaste por delaminación. Se distingue una morfología típica de agrietamiento por bloques, atribuible a la acumulación progresiva de esfuerzos mecánicos repetitivos en ausencia de un medio corrosivo. Se evidencia también una notable acumulación de productos de desgaste y surcos marcados resultantes del contacto deslizante continuo, lo cual pone de manifiesto el dominio del desgaste mecánico.

En contraste, bajo condiciones de tribocorrosión en agua de mar sintética (Figura 4.58), las micrografías revelan superficies visiblemente más limpias, con una menor acumulación de partículas sueltas y una rugosidad superficial más atenuada. Aunque el desgaste mecánico es menos evidente, se observan zonas con productos de corrosión y depósitos salinos, lo que indica la participación activa de procesos electroquímicos. A medida que se incrementa la distancia de deslizamiento, la superficie muestra patrones más extensos de ataque corrosivo y líneas de deslizamiento bien definidas. Las imágenes 4.58d (12 N, 340 m) y 4.58h (12 N, 680 m) bajo velocidad de 30 mm/s reflejan un daño más severo en comparación con sus condiciones equivalentes en seco, lo que sugiere que la acción sinérgica entre desgaste mecánico y corrosión electroquímica genera un efecto degradativo más agresivo que el desgaste aislado.

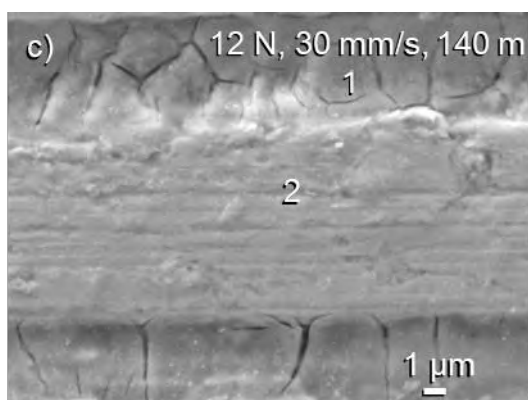
La Figura 4.59 presenta micrografías SEM y análisis EDS de muestras sometidas a tribocorrosión con carga de 12 N, revelando presencia constante de oxígeno, indicativa de la formación de óxidos. En particular, la generación de Cr_2O_3 contribuye a la formación de capas pasivas con propiedades lubricantes que reducen el coeficiente de fricción y actúan como barrera frente al electrolito [124], [184]. No obstante, bajo cargas elevadas y condiciones dinámicas, estas películas pueden deteriorarse, dejando expuesta la superficie a reacciones anódicas sostenidas y acelerando su degradación.



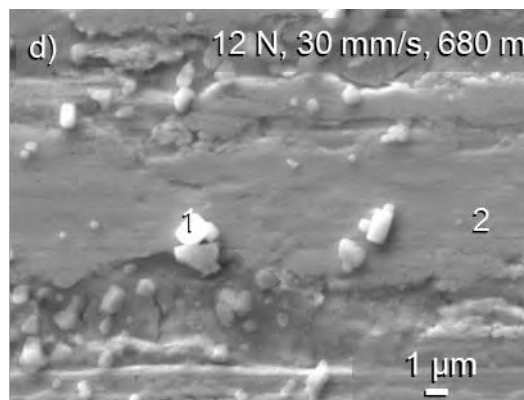
Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
Ni	49.6	73.4
Cr	16.7	22.6
O	14.2	
Mg	6.1	
Cl	7.4	
C	4.8	4.0
S	1.2	



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
Ni	46.0	71.6
Cr	16.1	23.9
O	15.2	
Mg	7.4	
Cl	10.8	0.4
C	3.2	4.1
S	1.3	



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
Ni	22.2	61.7
Cr	15.6	20.2
O	41.0	9.5
Mg	4.7	1.9
Cl	2.8	
C	9.2	6.7
S	1.6	
Na	1.9	
Ca	1.0	



Elemento	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
Ni	15.8	70.2
Cr	6.1	21.3
O	6.7	3.6
Mg	0.7	
Cl	28.2	
C	9.4	4.9
Na	33.1	

Figura 4.59 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste por tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 12 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 340m; c) 12 N, 30 mm/s, 140 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

Además del oxígeno, los espectros EDS obtenidos en las zonas afectadas por tribocorrosión revelan la presencia de elementos como sodio (Na), carbono (C), magnesio (Mg), calcio (Ca), azufre (S) y cloro (Cl), todos ellos constituyentes típicos del medio de agua de mar sintética. Estos elementos permanecen adsorbidos o precipitados sobre la superficie metálica tras la interacción triboelectroquímica, lo que evidencia un intercambio iónico activo entre el electrolito y el material expuesto.

Las micrografías obtenidas en la zona de desgaste muestran la formación de microcanales generados por el deslizamiento repetitivo de la contraparte, que inducen deformaciones plásticas localizadas y comprometen la continuidad de la película pasiva. En particular, las imágenes mostradas en las Figuras 4.59c y 4.59d exhiben la nucleación de microgrietas que actúan como puntos de entrada preferenciales para especies agresivas, especialmente iones cloruro (Cl^-). Estos iones, debido a su alta movilidad y capacidad de adsorción, penetran las grietas e interfieren con el mecanismo de pasivación natural de la aleación Ni-20Cr, acelerando los procesos de disolución anódica.

El cloruro, al ser altamente soluble en medios acuosos, facilita la ruptura y disolución parcial de la película protectora de Cr_2O_3 , inhibiendo su regeneración espontánea. Como resultado, la capa pasiva no solo pierde eficacia como barrera frente al electrolito, sino que también se vuelve susceptible a fractura mecánica por efectos tribológicos. Esta fragilidad inherente favorece la formación de grietas, delaminación progresiva y desprendimiento de fragmentos de óxido. El material desprendido por desgaste puede seguir distintos destinos: una fracción se adhiere a la contraparte por transferencia mecánica, otra se incorpora al electrolito como especies disueltas, y otra más permanece en forma de partículas sólidas que actúan como “tercer cuerpo” dentro del sistema tribológico. Este tercer cuerpo incrementa la abrasión localizada, intensifica la rugosidad superficial y, por ende, potencia el efecto combinado entre desgaste mecánico y corrosión electroquímica, característico del fenómeno de tribocorrosión [185].

En resumen, con base en los fenómenos observados, de manera interrelacionada se presentan diferentes mecanismos de desgaste por tribocorrosión en la aleación Ni-20Cr bajo electrolito de agua de mar sintética, conformando un fenómeno sinérgico en el que la acción

mecánica y la química se potencian mutuamente, conduciendo a una degradación acelerada del material. Los mecanismos observados fueron:

1. Desgaste abrasivo por microcorte: provocado por la acción mecánica directa de la contraparte, que genera microcanales y surcos en la superficie metálica.
2. Fractura y desprendimiento de la capa pasiva: derivado de la fragilidad de la película protectora de Cr_2O_3 bajo esfuerzos cíclicos de fricción, lo que expone la aleación base al medio electrolítico.
3. Corrosión localizada inducida por cloruros (Cl^-): tras el daño de la capa pasiva, los iones Cl^- penetran en la superficie activa, favoreciendo la formación de picaduras o agrietamientos corrosivos.
4. Desgaste triboquímico: resultado de las reacciones electroquímicas en la zona de contacto que modifican la composición y estructura superficial, facilitando la remoción de material en combinación con esfuerzos mecánicos.
5. Desgaste por tercer cuerpo: causado por la acción de partículas desprendidas (óxidos, sales o residuos metálicos), que se interponen entre las superficies en contacto, intensificando el desgaste abrasivo.

4.9.2 Caracterización microestructural del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión

El compuesto TiC/Ni-20Cr tribocorroído mostró características superficiales distintivas atribuibles a la interacción triboquímica inducida. Como se observa en la Figura 4.60, fue evidente la exposición localizada de partículas cerámicas de TiC, fenómeno asociado a la deformación diferencial entre el refuerzo y la matriz metálica. La incompatibilidad en el comportamiento mecánico bajo carga cíclica generó tensiones localizadas que promovieron el desprendimiento parcial o total del refuerzo. Así, la exposición progresiva de la matriz metálica al electrolito promovió procesos corrosivos acelerados. Un fenómeno similar fue observado en la aleación 60NiTi reforzada discontinuamente con cerámicos [129].

Las micrografías de las muestras de tribocorrosión revelaron pérdida localizada de material, con un microambiente electroquímico heterogéneo. En estas zonas, la geometría

irregular de la superficie y la pobre renovación del medio provocaron disminución en la concentración local de oxígeno, estableciendo condiciones anódicas que favorecen la formación de celdas de aireación diferencial. La disminución en la concentración de oxígeno genera condiciones anódicas que intensifican la velocidad de corrosión.

Durante los ensayos de tribocorrosión, la interacción sinérgica entre desgaste mecánico cíclico y ataque electroquímico favoreció la destrucción de la capa pasiva de óxidos formada sobre la superficie. Esta capa, que normalmente actúa como barrera protectora frente a la corrosión, fue constantemente removida por el contacto mecánico, dejando la superficie activa expuesta de forma recurrente al medio salino. Como consecuencia, se incrementó el área de contacto efectivo con la contraparte, lo cual favoreció la iniciación y propagación de grietas superficiales, como se aprecia en la Figura 4.60f. Estas grietas facilitaron el ingreso del electrolito al interior del material, propiciando procesos localizados de corrosión por picaduras dentro de la huella de desgaste.

Paralelamente, el desprendimiento de fragmentos metálicos y partículas cerámicas generó condiciones propicias para la formación de un sistema tribológico de tres cuerpos, en el cual los residuos sólidos se interponen entre las superficies en contacto. Esta condición provocó un incremento en la fricción y una intensificación de los efectos abrasivos, lo cual se reflejó en el aumento del COF, como se ilustró en la Figura 4.57. Comparativamente, el COF del compuesto TiC/Ni-20Cr fue superior al registrado para la aleación Ni-20Cr sometida al mismo entorno tribocorrosivo (Figura 4.55), lo cual confirma el efecto adverso del desprendimiento de fragmentos particulados y el deterioro superficial progresivo.

Para profundizar en los mecanismos de deterioro en la tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr, se realizaron análisis puntuales mediante espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDS) en muestras ensayadas bajo condiciones tribocorrosivas utilizando la técnica electroquímica de curvas de polarización. El análisis permitió estudiar la evolución química superficial del progreso de la tribocorrosión. Las observaciones fueron llevadas a cabo en muestras tribocorroidas a la carga normal aplicada de 12 N, imágenes mostradas en la Figura 4.61.

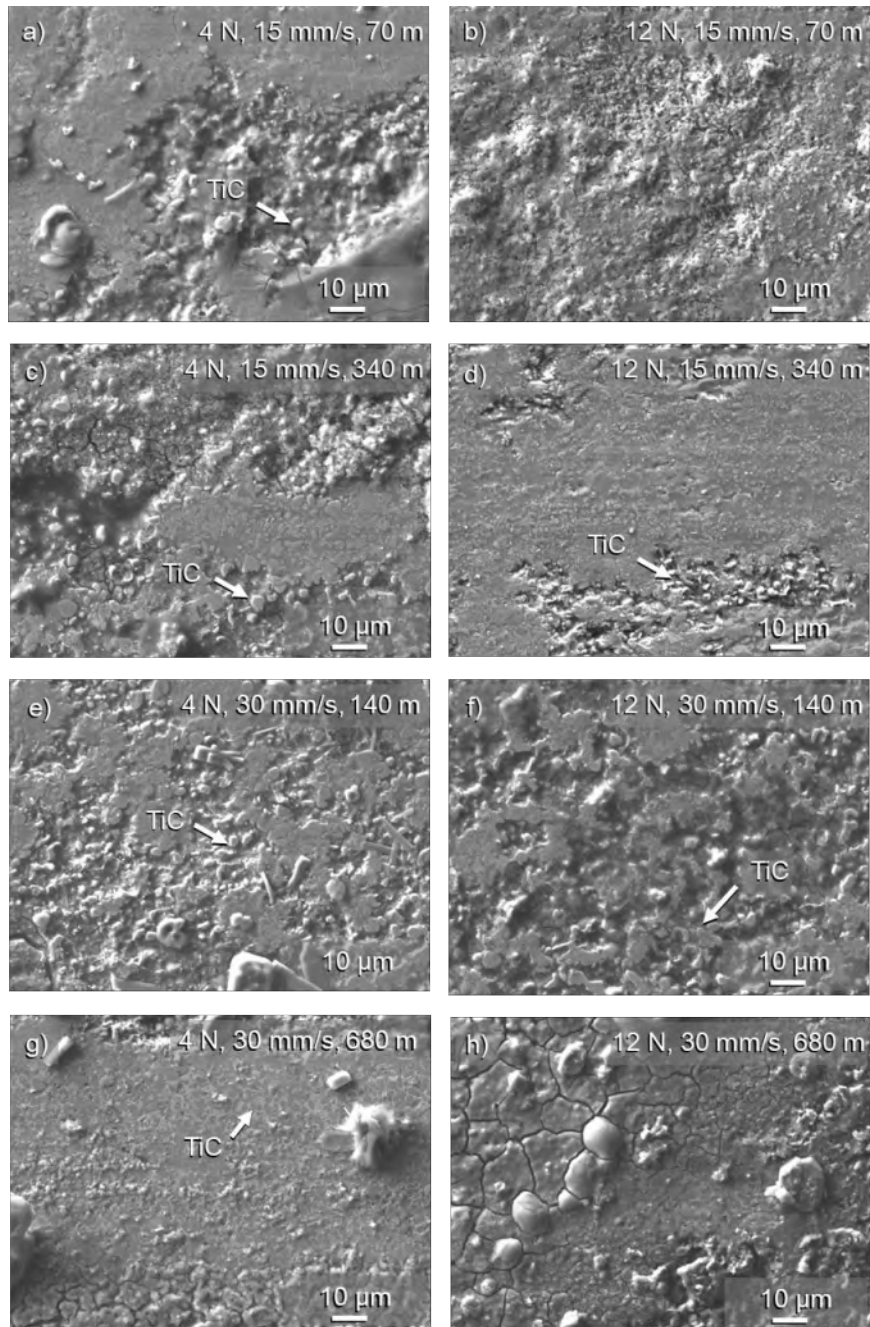


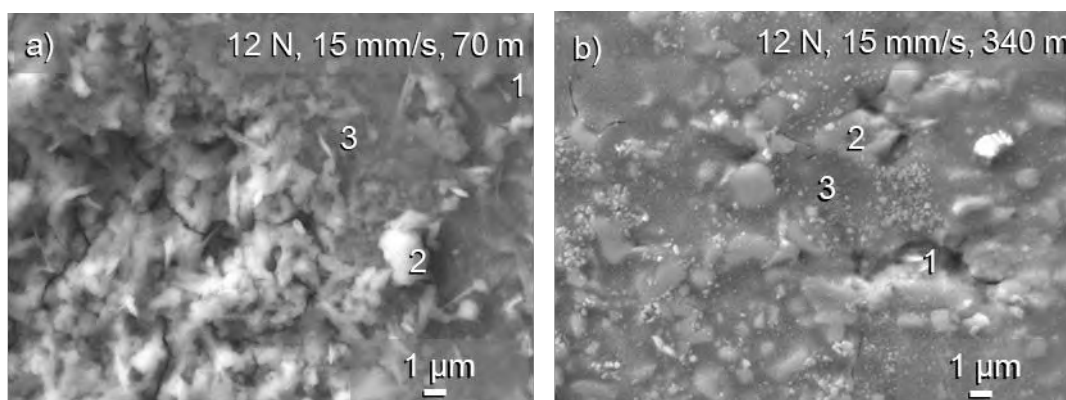
Figura 4.60 Micrografías de la superficie de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 4 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 70 m; c) 4 N, 15 mm/s, 340 m; d) 12 N, 15 mm/s, 340 m; e) 4 N, 30 mm/s, 140 m; f) 12 N, 30 mm/s, 140 m; g) 4 N, 30 mm/s, 680 m; h) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

En la condición inicial (12 N, 15 mm/s, 70 m), el análisis EDS mostró una composición superficial dominada por níquel (64.6 % at.) y titanio (15.8 % at.), con presencia de cromo (7.1 % at.) y oxígeno (7.4 % at.) en zonas no severamente degradadas. Sin embargo, en otras áreas analizadas dentro de la misma muestra, se identificó una disminución sustancial en el contenido de níquel, junto con un aumento significativo en la concentración de oxígeno (hasta 37.6 % at.), cloro, azufre, y elementos típicos del electrolito como magnesio, calcio, potasio y aluminio. Estos resultados indican que, incluso en etapas tempranas del desgaste, la superficie comienza a ser afectada por procesos de oxidación y adsorción de sales presentes en el medio, lo cual inicia la degradación tribocorrosiva del material.

A medida que se incrementó la distancia de deslizamiento (12 N, 15 mm/s, 340 m), los efectos del medio agresivo fueron más notorios. En este caso, el contenido de níquel disminuyó drásticamente (hasta 1.1 % at. en algunas zonas), mientras que se observó una marcada acumulación de oxígeno (33.1 % at.) y carbono (28.1 % at.), acompañado por la aparición de sodio, magnesio, cloro, azufre y potasio. El titanio, componente del refuerzo cerámico del compuesto, alcanzó concentraciones de hasta 65.7 % at. en ciertas regiones, lo cual indica una exposición directa del refuerzo TiC tras la disolución progresiva de la matriz metálica. Estos resultados sugieren la formación de productos triboquímicos complejos, como óxidos y depósitos salinos, consecuencia de la interacción entre el desgaste mecánico y la corrosión electroquímica.

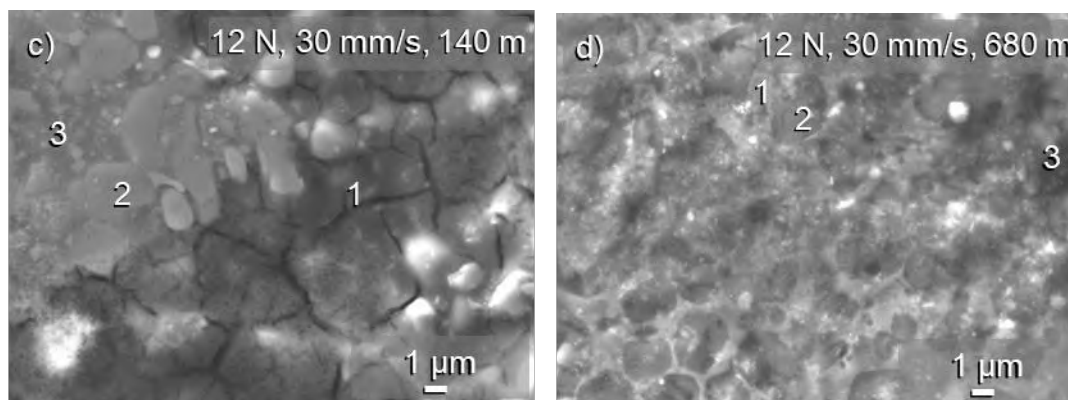
En condiciones de mayor velocidad de deslizamiento (30 mm/s) y distancia intermedia (140 m), la degradación superficial mostró características aún más agresivas. El níquel prácticamente desapareció de algunas zonas (1.3 % at.), mientras que el cromo alcanzó valores inusualmente altos (56.4 % at.), posiblemente por la acumulación de fases enriquecidas o la precipitación de compuestos derivados de la aleación. Se registraron incrementos notables en la cantidad de oxígeno (hasta 45.4 % at.) y magnesio (20.1 % at.), junto con la aparición de sodio, cloro, azufre, calcio y potasio. El titanio mostró valores variables, con máximos de hasta 72.4 % at., lo que evidencia la progresiva pérdida de la matriz metálica y la consecuente exposición del refuerzo cerámico.

Finalmente, en la condición de desgaste más severa (12 N, 30 mm/s, 680 m), se observó una distribución heterogénea de elementos en la superficie desgastada. Algunas zonas aún presentaban cantidades relativamente altas de níquel (64.7 % at.), mientras que otras mostraban un enriquecimiento de cromo (hasta 16.3 % at.) y titanio (hasta 59.6 % at.). Destaca la elevada presencia de carbono (hasta 36.7 % at.) y oxígeno, además de residuos de elementos del electrolito como sodio, magnesio, cloro, azufre, potasio y aluminio. Estos resultados reflejan la complejidad del proceso tribocorrosivo en condiciones prolongadas, donde la superficie está compuesta por una combinación de matriz remanente, refuerzo cerámico expuesto, películas oxidadas, y productos de corrosión adheridos.



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
Ni	64.6	19.6	17.8
Cr	7.1	3.2	6.6
O	7.4	37.6	19.8
Mg		0.9	0.9
Cl	5.1	18.6	13.4
S		1.0	1.0
Ca		0.4	0.6
K		0.7	0.6
Al		0.8	2.4
Ti	15.8	17.2	36.9

	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
Ni	58.5	1.1	3.1
Cr	7.4	5.1	9.0
O	6.0		33.1
Mg	2.2		1.0
Cl			0.9
S			1.2
Na			5.9
K			0.8
Al			3.3
Ti	16.9	65.7	32.9
C	9.0	28.1	8.8



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
Ni	1.3	0.5	0.4
Cr	56.4	4.6	1.6
O	7.7		45.4
Mg	5.0	1.2	20.1
Cl			0.5
S	0.4		1.2
Ca	0.5		0.7
Na			1.2
K	0.5		0.5
Ti	13.2	72.4	16.7
C	15.0	21.3	11.7

	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.	EDS (3) % at.
Ni	64.7	1.5	6.8
Cr	7.6	4.7	16.3
O	5.0	10.5	18.9
Mg	4.6	2.4	10.4
Cl			0.5
S			0.3
Ca			0.3
Na			0.7
K			0.2
Al			0.4
Si			0.3
Ti	3.9	59.6	8.2
C	14.2	21.3	36.7

Figura 4.61 Análisis químico EDS de las zonas de desgaste por tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo diferentes condiciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento: a) 12 N, 15 mm/s, 70 m; b) 12 N, 15 mm/s, 340 m; c) 12 N, 30 mm/s, 140 m; d) 12 N, 30 mm/s, 680 m.

En conjunto, el análisis químico por EDS concluye que el proceso de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr implica una degradación progresiva de la matriz metálica, acompañada de la formación de productos oxidados, acumulación de residuos del electrolito, y transferencia de material desde la bola contraparte de alúmina (evidenciado por la presencia de aluminio). Este aluminio se transfiere a la superficie del compuesto como resultado de procesos de adhesión mecánica durante el contacto deslizante, contribuyendo a la modificación de la composición superficial. La sinergia entre el desgaste mecánico y la corrosión electroquímica resulta en una modificación significativa de la composición superficial, lo que compromete la integridad del material en ambientes salinos agresivos como el agua de mar sintética.

Por último, el estudio comparativo de las superficies desgastadas del compuesto TiC/Ni-20Cr ha permitido identificar diferencias significativas entre los mecanismos de desgaste en seco y tribocorrosión. Mientras que en condiciones de desgaste en seco (Figura 4.43) las micrografías revelan una evolución progresiva del daño superficial con el incremento de los parámetros de ensayo: carga, velocidad de deslizamiento y distancia recorrida; las imágenes de las superficies sometidas a tribocorrosión (Figura 4.60) evidencian un deterioro más severo y heterogéneo, atribuible a la interacción sinérgica entre el desgaste mecánico y la corrosión electroquímica.

El desgaste en seco en el compuesto TiC/Ni-20Cr está dominado por mecanismos mecánicos como la abrasión y la delaminación, donde la matriz y las partículas sufren daño progresivo por fricción. En contraste, en tribocorrosión, la combinación de acción mecánica + ataque químico del ambiente corrosivo genera un deterioro más severo: la corrosión debilita la matriz, facilitando la pérdida de material, la fractura y el arrastre de partículas cerámicas. Esto se traduce en una superficie más erosionada, irregular y químicamente alterada.

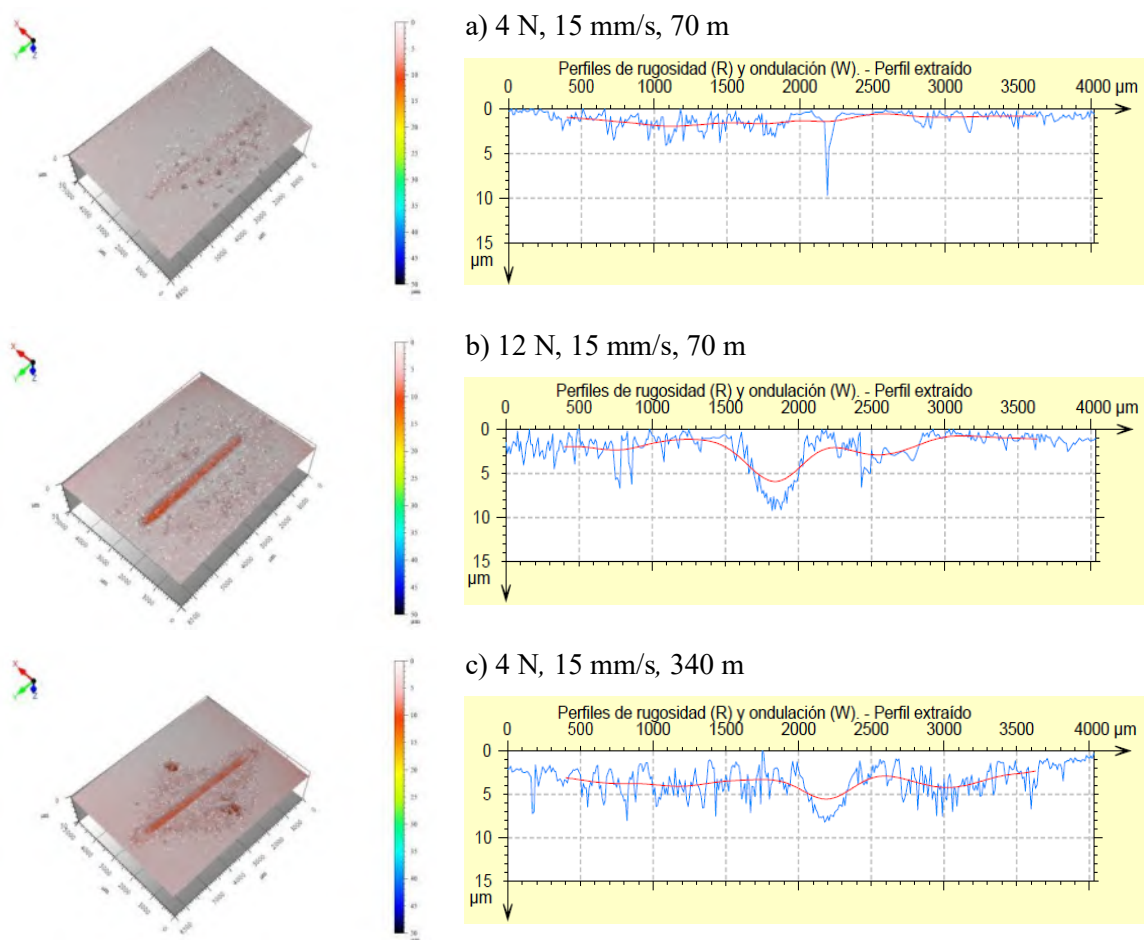
La Tabla 4.14 resume las principales diferencias entre ambos regímenes de desgaste, lo que permite identificar los mecanismos de deterioro involucrados en el compuesto TiC/Ni-20Cr cuando se encuentra expuesto bajo condiciones de tribocorrosión en ambiente de agua de mar sintética. Estas observaciones son fundamentales para el diseño y selección de materiales en ambientes donde se combinan esfuerzos mecánicos y condiciones corrosivas.

Tabla 4.14 Comparación entre desgaste en seco y tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr.

Característica	Desgaste en seco	Tribocorrosión
Dominancia del mecanismo	Mecánico (abrasión, delaminación)	Mecánico – químico (corrosión + desgaste)
Estado de la matriz metálica	Intacta, aunque fatigada	Degradada por disolución electroquímica
Comportamiento del TiC	Fractura por sobrecarga mecánica	Desprendimiento por pérdida de soporte
Morfología de la superficie	Surcos definidos, grietas	Irregular, con depósitos y zonas atacadas
Productos secundarios	Oxidación localizada	Productos de corrosión extensos

4.9.3 Análisis por perfilometría de la superficie de Ni-20Cr en tribocorrosión

En la Figura 4.62 se presenta la comparación de los perfiles obtenidos mediante perfilometría sobre las huellas de desgaste formadas en la aleación Ni-20Cr tras los ensayos de tribocorrosión realizados con la técnica electroquímica de curvas de polarización. Estos ensayos fueron realizados bajo distintas combinaciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento. Los perfiles transversales analizados corresponden a una longitud de 5000 μm , permitiendo cubrir toda el área afectada por el desgaste.



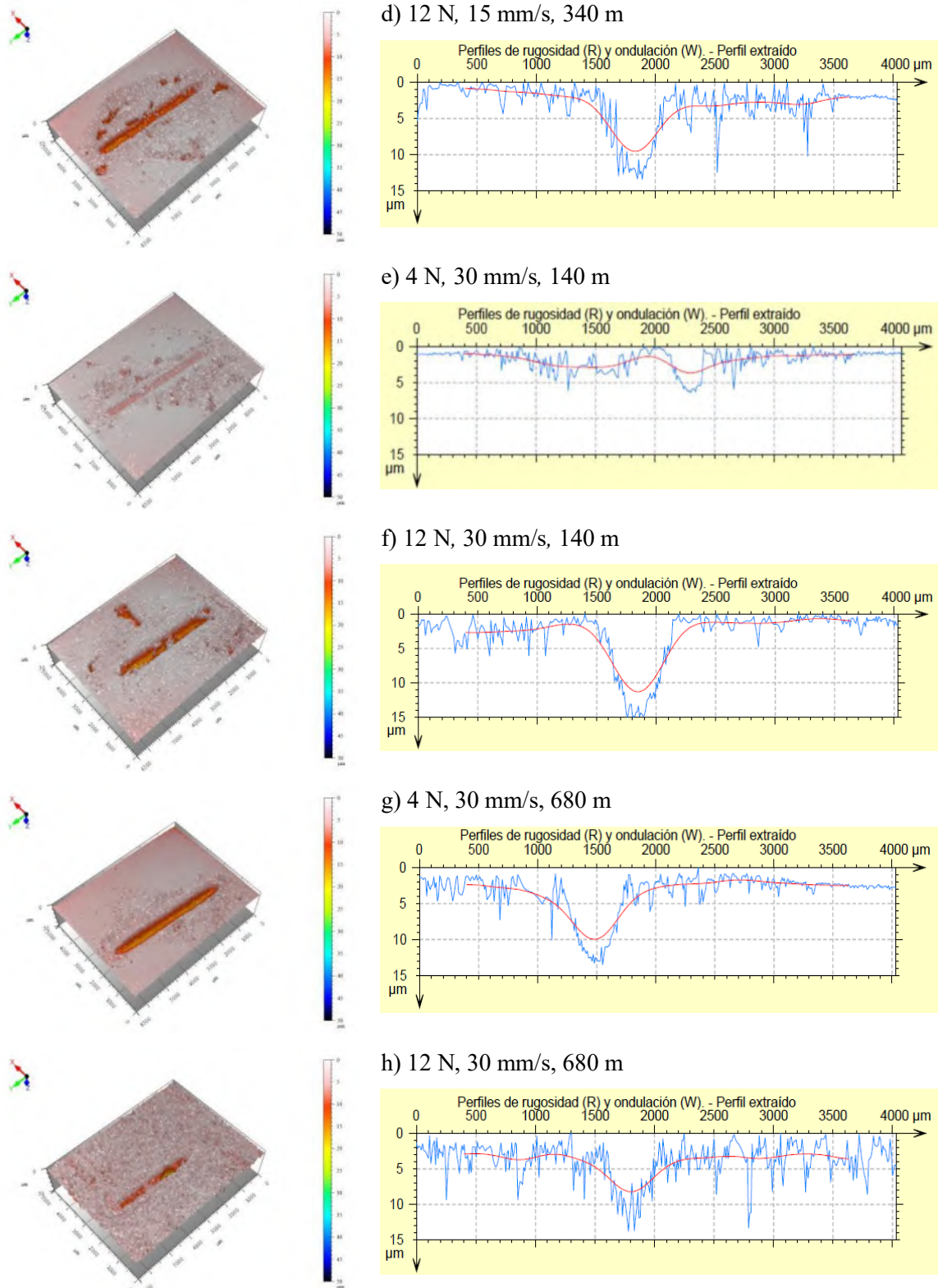


Figura 4.62 Perfilometría de las huellas de tribocorrosión con CP de la aleación Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 70 m, b) 12 N 15 mm/s 70 m, c) 4 N 15 mm/s 340 m, d) 12 N 15 mm/s 340 m, e) 4 N 30 mm/s 140 m, f) 12 N 30 mm/s 140 m, g) 4 N 30 mm/s 680 m y h) 12 N 30 mm/s 680 m.

A diferencia de las huellas registradas en las muestras en condiciones de desgaste en seco, los perfiles obtenidos tras la exposición a tribocorrosión no mostraron evidencia de acumulación plástica lateral del material, lo que indica que el mecanismo de desgaste difiere significativamente bajo la influencia simultánea del medio corrosivo. En particular, bajo condiciones suaves (4 N de carga y 70 m de deslizamiento), la deformación superficial fue mínima y apenas detectable por el haz del equipo de medición. No obstante, al incrementar la carga a 12 N, los perfiles se hicieron más definidos, reflejando una mayor deformación de la superficie. Este comportamiento se repitió en el resto de las condiciones analizadas, evidenciando que el aumento de la carga aplicada genera una mayor deformación superficial y, en consecuencia, huellas de desgaste más profundas y marcadas.

Por otra parte, en la Tabla 4.15 se resumen los resultados cuantitativos derivados del análisis por perfilometría, incluyendo el volumen de material perdido, profundidad máxima y media, así como la tasa de desgaste (K). En términos generales, se observó una tendencia creciente en el volumen de material perdido con el aumento de la carga aplicada, lo cual concuerda con una mayor severidad en las condiciones de contacto.

Tabla 4.15 Resultados de perfilometría en la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión (CP).

Ensayo (carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	4.56	0.0064	30.5	1.39	2.27×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	2.51	0.0105	16.7	4.20	1.25×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	2.29	0.0054	22.3	2.37	0.39×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.13	0.0126	37.8	5.91	0.30×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.99	0.0049	26.5	2.47	0.88×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.37	0.0174	41.0	7.33	1.04×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	2.56	0.0146	18.5	5.71	0.54×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	2.65	0.0085	30.9	3.19	0.10×10^{-5}

Derivado del volumen perdido, se esperaría que un aumento de la carga conduzca a una mayor tasa de desgaste debido al incremento en la presión de contacto. Sin embargo, los resultados muestran una respuesta no lineal, lo que refleja la interacción compleja entre desgaste mecánico y procesos de corrosión.

- A 70 m de deslizamiento y 15 mm/s, al aumentar la carga de 4 N a 12 N, el volumen perdido se incrementó (de 0.0064 mm^3 a 0.0105 mm^3), como era de esperarse. No obstante, la profundidad máxima disminuyó (de 30.5 a $16.7 \text{ }\mu\text{m}$), lo que indica un mayor ensanchamiento y posible reparto del daño sobre un área mayor, asociado con la plasticidad inducida por la carga y el medio húmedo.
- En cambio, a 30 mm/s y 680 m, el aumento de carga redujo el volumen perdido de 0.0146 mm^3 a 0.0085 mm^3 , y la tasa de desgaste disminuyó drásticamente (de $0.54 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ a $0.10 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$). Este efecto sugiere, como se ha mencionado previamente, la formación y estabilización de una tribocapa protectora, compuesta por productos de corrosión adheridos a la superficie, lo cual actuó como una barrera frente a la pérdida de material.

En relación con la distancia de deslizamiento, se esperaría que a mayor distancia haya mayor acumulación de daño superficial, lo que tiende a reflejarse en incrementos del volumen perdido y de la profundidad media.

- A velocidad constante de 15 mm/s y carga de 12 N, el volumen perdido aumentó considerablemente al pasar de 70 m a 340 m (de 0.0105 a 0.0126 mm^3), junto con un aumento en la profundidad máxima (de 16.7 a $37.8 \text{ }\mu\text{m}$), lo que sugiere que el desgaste progresivo expone capas más reactivas de la aleación, facilitando la acción corrosiva del medio.
- En contraste, cuando la distancia aumentó de 140 m a 680 m a 30 mm/s y 12 N, el volumen perdido disminuyó notablemente. Este comportamiento refuerza la hipótesis de que a mayores distancias, la generación de óxidos y otros productos de corrosión puede reducir la tasa efectiva de desgaste si las condiciones favorecen la adherencia de estos compuestos a la superficie.

De la tabla se aprecia que la velocidad de deslizamiento tiene un efecto dual: puede aumentar la fricción y la temperatura local, lo cual intensifica el desgaste; pero también puede favorecer la formación de películas protectoras si los productos de oxidación se estabilizan más rápidamente.

- En las condiciones de 140 m y 12 N, al incrementar la velocidad de 15 mm/s a 30 mm/s, tanto el volumen perdido (de 0.0126 a 0.0174 mm³) como la profundidad máxima (de 37.8 a 41.0 μm) aumentaron, indicando un aumento en la severidad del desgaste cuando la distancia no es suficiente para que se consolide una tribocapa estable.
- Sin embargo, a velocidades altas y distancias largas (30 mm/s, 680 m), el sistema parece alcanzar un estado más estable, con menor pérdida de volumen y una significativa reducción de la tasa de desgaste, especialmente bajo 12 N.

Como conclusión parcial, del análisis de perfilometría de la aleación Ni-20Cr expuesta a tribocorrosión, se obtuvo que el comportamiento tribocorrosivo de la aleación no sigue una tendencia lineal. Aunque el aumento de carga suele incrementar el desgaste, en condiciones de alta velocidad y distancia puede favorecer la formación de tribocapas protectoras que reducen la pérdida de material. La distancia de deslizamiento permite estabilizar estas capas, mientras que la velocidad tiene un efecto dual: incrementa el desgaste en trayectos cortos, pero contribuye a la formación de barreras en recorridos largos. En conjunto, la interacción entre desgaste mecánico y ataque electroquímico definió la magnitud y forma del daño según las condiciones operativas.

4.9.4 Análisis por perfilometría del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión

Al igual que en la aleación sin reforzar, la evaluación por perfilometría del compuesto TiC/Ni-20Cr tras los ensayos de tribocorrosión en agua de mar sintética permitió caracterizar la morfología de las huellas de desgaste formadas bajo distintas combinaciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento, sobre un tramo transversal de 5000 μm de longitud (Figura 4.63). Los resultados revelan cómo la sinergia entre las variables mecánicas y electroquímicas influye directamente en la geometría, profundidad y regularidad de las huellas, reflejando los mecanismos de degradación predominantes en cada condición de ensayo.

Bajo condiciones suaves, como una carga de 4 N, velocidad de 15 mm/s y una distancia de 70 m (Figura 4.63a), la huella generada mostró una morfología poco profunda,

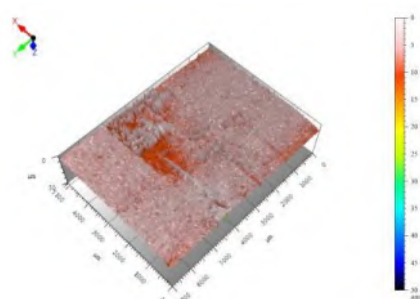
con deformación mínima de la superficie. Esta configuración representa un régimen tribocorrosivo incipiente, en el que la energía aplicada no es suficiente para remover completamente la capa pasiva ni generar daño significativo en la matriz o en las partículas de refuerzo. Sin embargo, al aumentar la carga a 12 N bajo los mismos parámetros cinemáticos (Figura 4.63b), se observó una huella más profunda y definida, lo que indica un incremento claro en la severidad del desgaste. Este aumento en la penetración se atribuye a la mayor presión de contacto, que provoca la ruptura repetida de la película protectora superficial, facilitando tanto el desgaste mecánico como el ataque corrosivo sobre la matriz metálica.

A medida que se incrementa la distancia de deslizamiento, como en el caso de los ensayos a 340 m con carga de 4 N y velocidad constante de 15 mm/s (Figura 4.63c), la huella mostró mayor profundidad respecto a la de 70 m, aunque sin llegar a la severidad observada bajo mayor carga. Este comportamiento sugiere una acumulación progresiva de daño superficial debido a la exposición prolongada al medio corrosivo, que afecta principalmente a la matriz metálica por disolución localizada. Cuando se mantiene la distancia pero se incrementa la carga a 12 N (Figura 4.63d), se obtuvo una de las huellas más profundas y abruptas, con evidencia de desgaste severo. La combinación de alta carga y tiempo de exposición favorece la eliminación continua de productos de corrosión y fragmentos de matriz, impidiendo la formación de barreras protectoras estables.

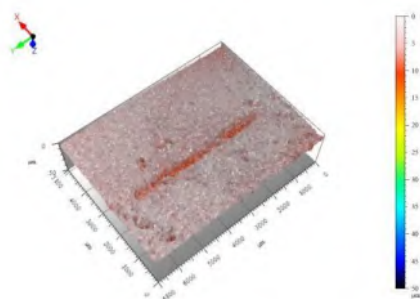
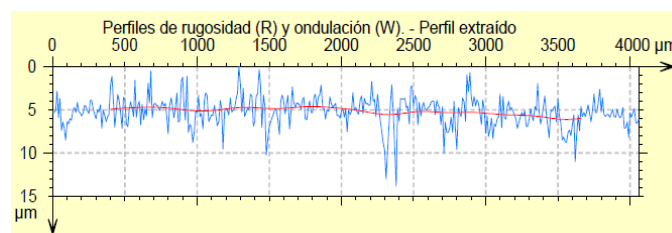
Al evaluar el efecto de la velocidad de deslizamiento, se observó que a 30 mm/s y 140 m, incluso con carga baja (4 N), la huella mostró una profundidad intermedia (Figura 4.63e). Esto indica que la mayor velocidad puede incrementar la fricción y la temperatura local, intensificando la oxidación superficial. No obstante, la menor carga limita la remoción agresiva de material. Por el contrario, cuando se aplicó una carga de 12 N en estas mismas condiciones (Figura 4.63f), la huella adquirió una morfología más pronunciada, con profundidades elevadas, lo que evidencia un daño combinado más agresivo. La alta velocidad, sumada a la carga elevada, impide la estabilización de cualquier película pasiva, provocando una degradación acelerada de la superficie.

Un comportamiento distintivo se observó en los perfiles correspondientes a una distancia de deslizamiento prolongada de 680 m. A una carga de 4 N y velocidad de 30 mm/s

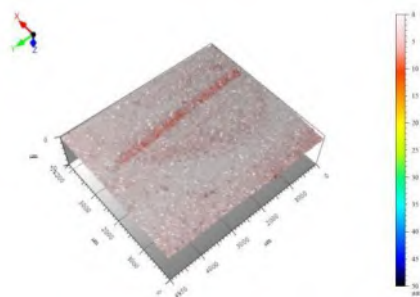
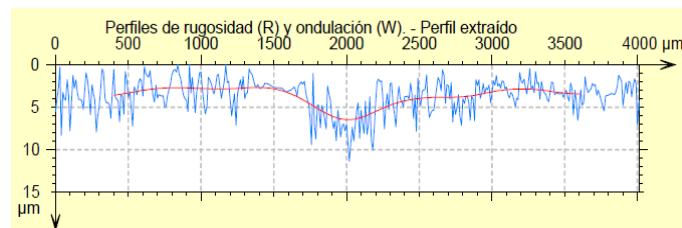
(Figura 4.63g), la huella mostró una profundidad moderada y un perfil más regular, lo cual sugiere que bajo estas condiciones, el sistema alcanza un equilibrio triboquímico en el que se forma y consolida una tribocapa protectora. Este fenómeno se acentuó aún más con carga de 12 N (Figura 4.63h), donde, a pesar de la mayor presión de contacto, la huella no mostró un incremento proporcional en la profundidad. Esto respalda la hipótesis de que la larga duración del ensayo permite la formación de productos de corrosión que, al adherirse a la superficie, actúan como barrera protectora, reduciendo tanto la penetración del contacto mecánico como la tasa de disolución electroquímica.



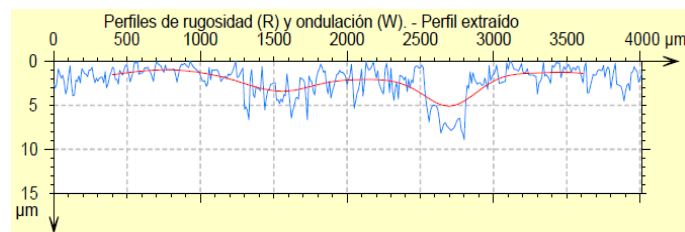
a) 4 N, 15 mm/s, 70 m

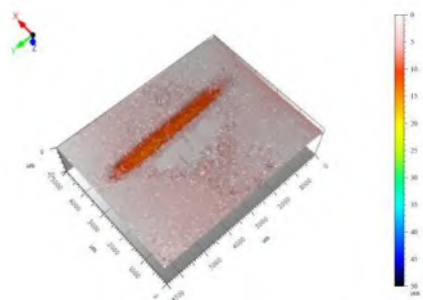


b) 12 N, 15 mm/s, 70 m

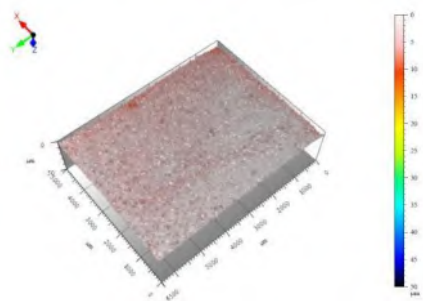
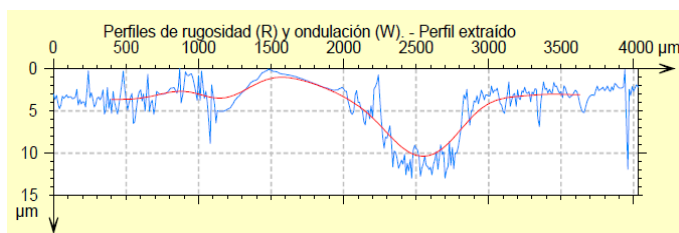


c) 4 N, 15 mm/s, 340 m

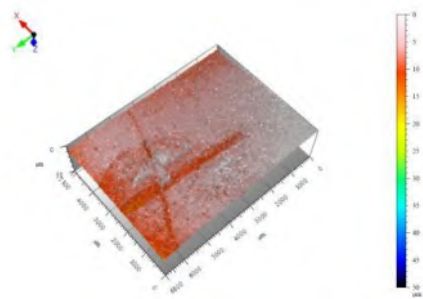
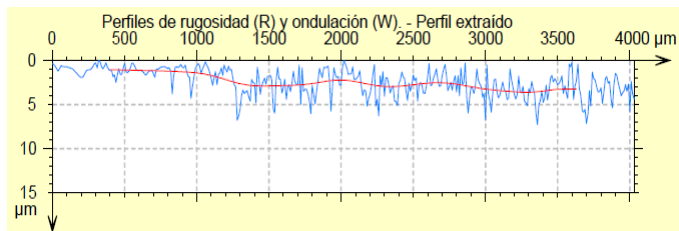




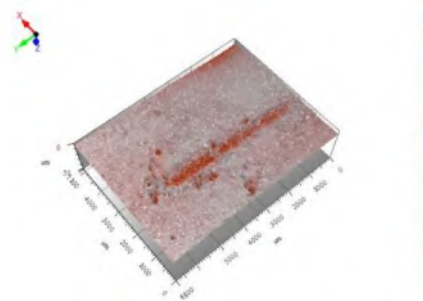
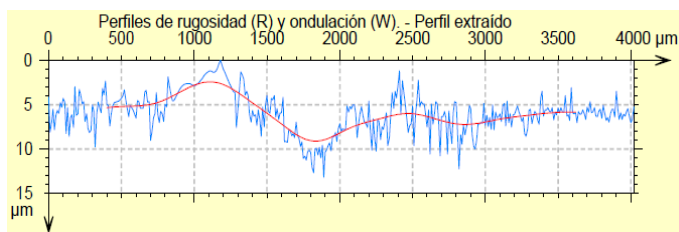
d) 12 N, 15 mm/s, 340 m



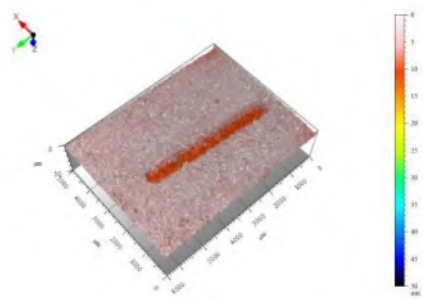
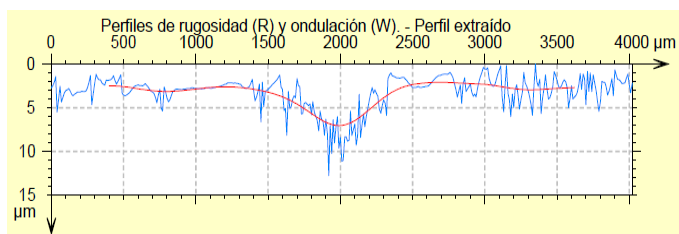
e) 4 N, 30 mm/s, 140 m



f) 12 N, 30 mm/s, 140 m



g) 4 N, 30 mm/s, 680 m



h) 12 N, 30 mm/s, 680 m

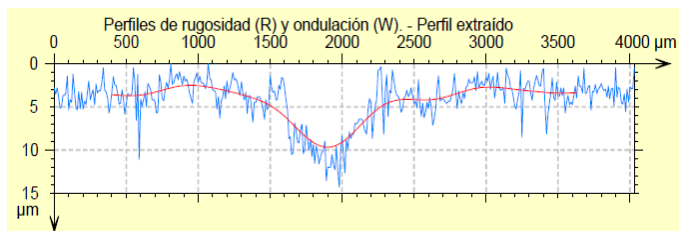


Figura 4.63 Perfilometría de las huellas de tribocorrosión con CP del compuesto TiC/Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 70 m, b) 12 N 15 mm/s 70 m, c) 4 N 15 mm/s 340 m, d) 12 N 15 mm/s 340 m, e) 4 N 30 mm/s 140 m, f) 12 N 30 mm/s 140 m, g) 4 N 30 mm/s 680 m y h) 12 N 30 mm/s 680 m.

La Tabla 4.16 presenta los resultados del comportamiento del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo tribocorrosión, medido mediante parámetros topográficos y la tasa de desgaste específica (K). Estos datos permiten evaluar la sinergia entre desgaste mecánico y corrosión electroquímica en función de las condiciones de ensayo.

Tabla 4.16 Resultados de perfilometría en el compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión (CP).

Ensayo (carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.52	0.0032	37.5	2.08	1.13×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	2.28	0.0069	37.3	3.04	0.83×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	1.22	0.0038	11.1	3.1	0.28×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	3.96	0.0206	20.5	5.2	0.50×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.84	0.0027	36.2	1.49	0.48×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.02	0.0055	19.2	2.72	0.33×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	2.61	0.0098	41.4	3.75	0.36×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	2.90	0.0157	29.8	5.42	0.19×10^{-5}

Se encontró que, a corta distancia (70 m y 15 mm/s), el incremento de carga de 4 N a 12 N conlleva un aumento significativo del volumen perdido (de 0.0032 a 0.0069 mm^3), con profundidades máximas similares ($\sim 37 \mu\text{m}$), pero con una mayor profundidad media a 12 N (de 2.08 a $3.04 \mu\text{m}$). Esto indica que el aumento de carga promueve una mayor remoción de material, posiblemente por la fractura de partículas de TiC y la ruptura de la matriz metálica, exacerbada por la acción del electrolito. No obstante, la tasa de desgaste disminuyó ligeramente con la carga (de 1.13×10^{-5} a $0.83 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), lo que sugiere que parte del daño puede estar mitigado por la compactación de productos de corrosión que actúan como barrera parcial.

A mayor distancia (340 m), se observó una mayor diferencia entre 4 N y 12 N: el volumen perdido se quintuplicó (de 0.0038 a 0.0206 mm^3), y la profundidad media aumentó notablemente (de 3.1 a $5.2 \mu\text{m}$). Sin embargo, nuevamente la tasa de desgaste disminuyó al aumentar la carga, de 0.28×10^{-5} a $0.50 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$. Este comportamiento puede estar relacionado con el desarrollo progresivo de una tribocapa protectora a baja carga que no se forma con igual eficiencia a mayor carga.

En condiciones de 140 m de recorrido, el cambio de velocidad de 15 a 30 mm/s muestra que el volumen perdido con carga de 4 N es similar (0.0038 vs. 0.0027 mm³), aunque la profundidad máxima a 30 mm/s es considerablemente mayor (36.2 µm frente a 11.1 µm), con una profundidad media inferior. Esto sugiere que la mayor velocidad promueve la formación de zonas con ataques localizados más agresivos (picaduras o grietas), generando mayor profundidad puntual sin aumentar de manera proporcional la pérdida de volumen.

Bajo carga de 12 N, el volumen perdido también fue mayor a 30 mm/s (5.49×10^6 µm³), pero no de forma drástica, mientras que la profundidad máxima disminuyó de 20.5 a 19.2 µm. La tasa de desgaste siguió disminuyendo con mayor velocidad y distancia, lo que puede atribuirse a una mejor compactación y adherencia de los productos de corrosión sobre la superficie, formando una tribocapa más efectiva.

A 30 mm/s, al aumentar la distancia de 140 m a 680 m, se observó un comportamiento más complejo. Bajo carga de 4 N, el volumen perdido aumentó considerablemente de 0.0027 a 0.0098 mm³), junto con la profundidad máxima (de 36.2 a 41.4 µm) y media (de 1.49 a 3.75 µm), lo que sugiere que la exposición prolongada favorece un mayor daño acumulado, posiblemente asociado con la pérdida gradual de la película protectora. Sin embargo, la tasa de desgaste disminuyó de 0.48×10^{-5} a 0.36×10^{-5} mm³/N·m, indicando que, pese al mayor volumen perdido, la eficiencia del desgaste por unidad de carga y distancia recorrida fue menor.

En el caso de 12 N, el volumen perdido también aumentó con la distancia (de 0.0055 a 0.0157 mm³), pero lo más notable es que la tasa de desgaste cayó bruscamente de 0.33×10^{-5} a 0.19×10^{-5} mm³/N·m. Este resultado es indicativo de que a largas distancias, incluso bajo cargas elevadas, la formación de tribocapas estables se vuelve más probable, lo que reduce la efectividad del ataque tribocorrosivo a pesar del daño acumulado.

Los resultados obtenidos mediante análisis de perfilometría, tanto cualitativos como cuantitativos, permiten concluir que el comportamiento tribocorrosivo del compuesto TiC/Ni-20Cr en agua de mar sintética está determinado por la interacción compleja y no lineal entre carga, velocidad y distancia de deslizamiento. Las huellas de desgaste revelan la coexistencia de mecanismos como abrasión, fatiga superficial, corrosión localizada y desprendimiento de

partículas cerámicas, cuya intensidad varía según las condiciones de ensayo. Aunque cargas y velocidades elevadas tienden a incrementar inicialmente la remoción de material, también pueden inducir la formación de tribocapas protectoras compuestas por óxidos y productos de corrosión, que se adhieren a la superficie y actúan como barreras frente al electrolito. Esta capacidad de formar tribocapas estables, especialmente a mayores distancias de deslizamiento, permite al sistema alcanzar un estado triboquímico más equilibrado, reduciendo la tasa efectiva de desgaste. En este sentido, la presencia del refuerzo cerámico de TiC no solo mejora la resistencia al desgaste mecánico, sino que también favorece la estabilización de dichas capas, lo que confiere al compuesto una mayor eficiencia frente a la degradación tribocorrosiva en comparación con la aleación base Ni-20Cr.

4.10 Tribocorrosión con técnica de Espectroscopía de Impedancia Electroquímica

4.10.1 Tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr con técnica de EIE

La Figura 4.64 muestra los diagramas de Nyquist obtenidos para la aleación Ni-20Cr durante los ensayos de tribocorrosión mediante la técnica de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE). En estos diagramas se observó la formación de semicircunferencias características, asociadas a los procesos de transferencia de carga y resistencia a la corrosión en la interfaz metal/electrolito. En particular, las muestras ensayadas con una carga de 4 N exhibieron semicircunferencias de mayor diámetro en comparación con las sometidas a 12 N, lo que indica una mayor impedancia total del sistema y, por tanto, una mayor resistencia a la corrosión bajo condiciones de menor carga.

En los ensayos realizados a una velocidad de 30 mm/s, los diagramas de Nyquist evidenciaron la presencia de dos constantes de tiempo, manifestadas como la superposición de dos semicircunferencias. Este comportamiento sugiere la existencia de dos procesos electroquímicos simultáneos: uno correspondiente a la transferencia de carga (a frecuencias más bajas), y otro relacionado con la formación de una película pasiva o tribocapa (a frecuencias más altas). En contraste, para las muestras evaluadas a 15 mm/s, la separación entre semicircunferencias no fue claramente visible, lo que dificulta la identificación de múltiples constantes de tiempo únicamente mediante el análisis de los diagramas de Nyquist.

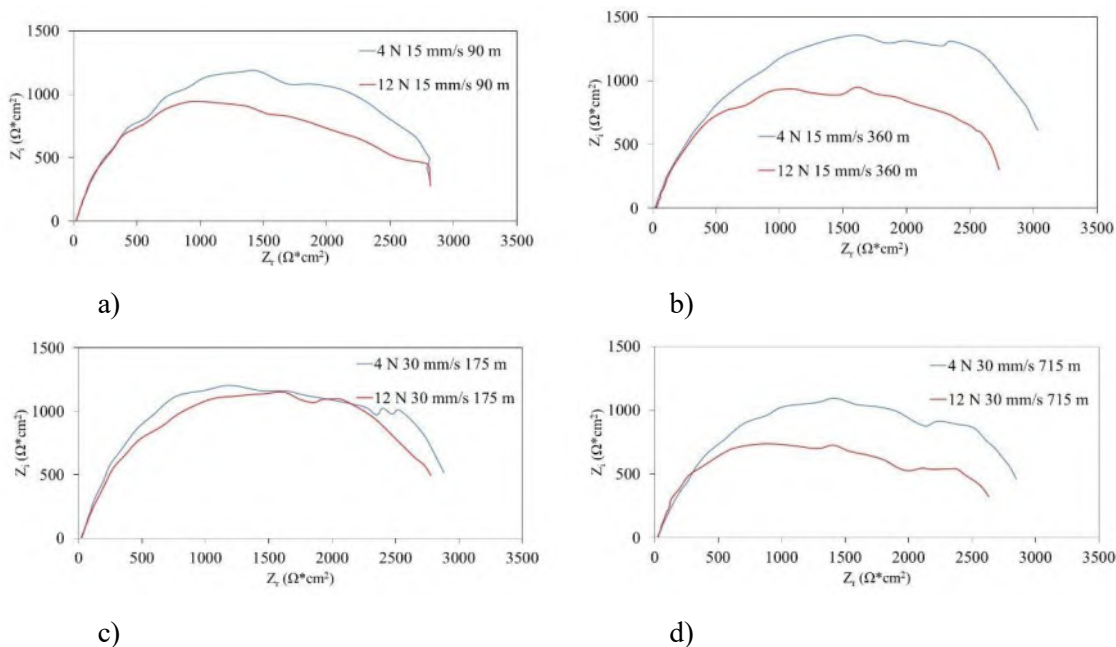


Figura 4.64 Espectros de impedancia (Nyquist) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.

Dado que los diagramas de Nyquist no permiten siempre una separación clara de los procesos electroquímicos involucrados, se recurrió al análisis complementario mediante los diagramas de Bode, específicamente del ángulo de fase (θ) frente a la frecuencia (Figura 4.65). Estos gráficos proporcionan mayor sensibilidad para identificar las constantes de tiempo involucradas. En este caso, las muestras ensayadas a 15 mm/s mostraron un único máximo en el ángulo de fase, lo que sugiere la presencia de una sola constante de tiempo, asociada principalmente a la transferencia de carga. Por otro lado, las muestras ensayadas a 30 mm/s mostraron dos máximos diferenciados, confirmando la presencia simultánea de transferencia de carga (baja frecuencia) y formación de película superficial (alta frecuencia).

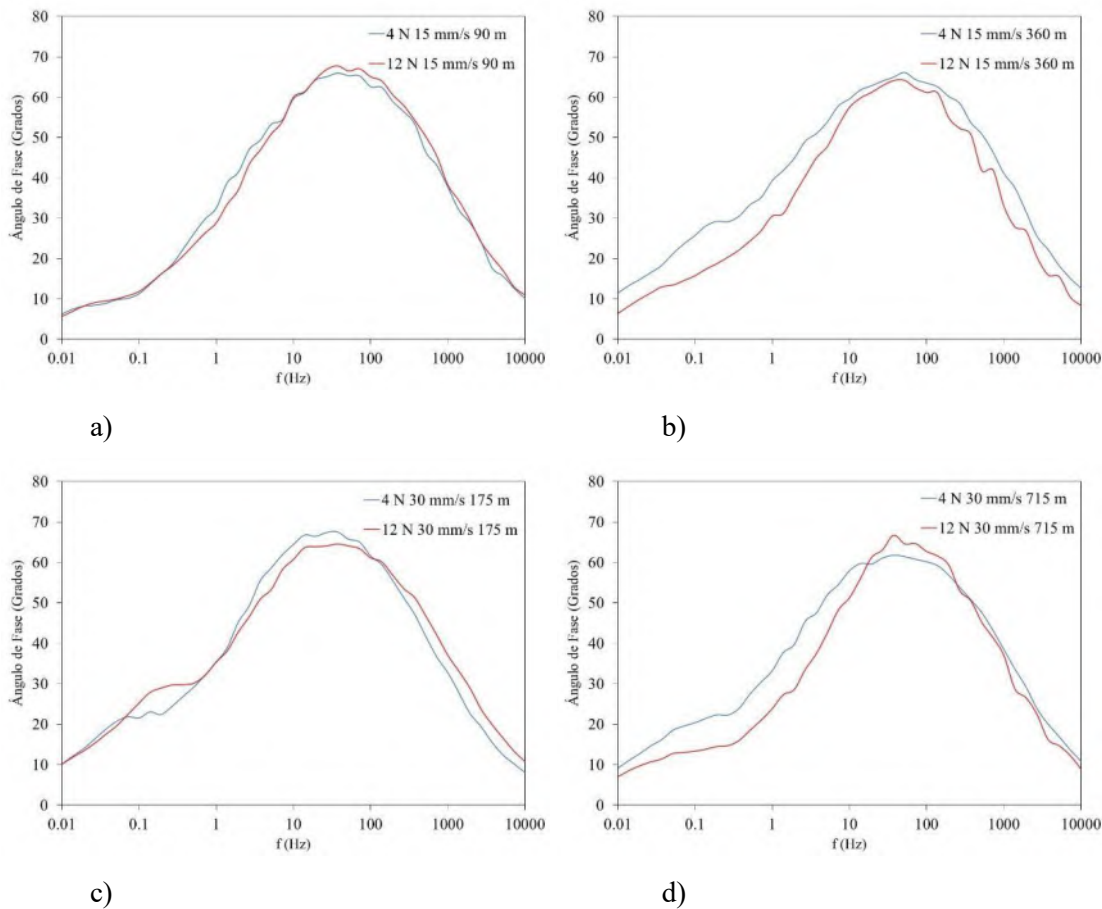


Figura 4.65 Diagrama de Bode (θ vs f) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.

La Figura 4.66 presenta los diagramas de Bode correspondientes a la impedancia en módulo ($|Z|$) frente a la frecuencia ($|Z|$ vs f). En estos gráficos, se observó que las muestras ensayadas con carga de 4 N presentaron valores de impedancia ligeramente mayores en el rango de bajas frecuencias, lo cual sugiere una mayor resistencia a la corrosión bajo condiciones menos agresivas. Este comportamiento es coherente con lo observado en los diagramas de Nyquist. Sin embargo, en los ensayos realizados a 15 mm/s y 360 m de deslizamiento, la muestra sometida a una carga de 12 N mostró un aumento de impedancia a altas frecuencias, lo que indica una mejora temporal en la resistencia al paso de corriente en ese intervalo, posiblemente debido a la formación transitoria de una película superficial protectora.

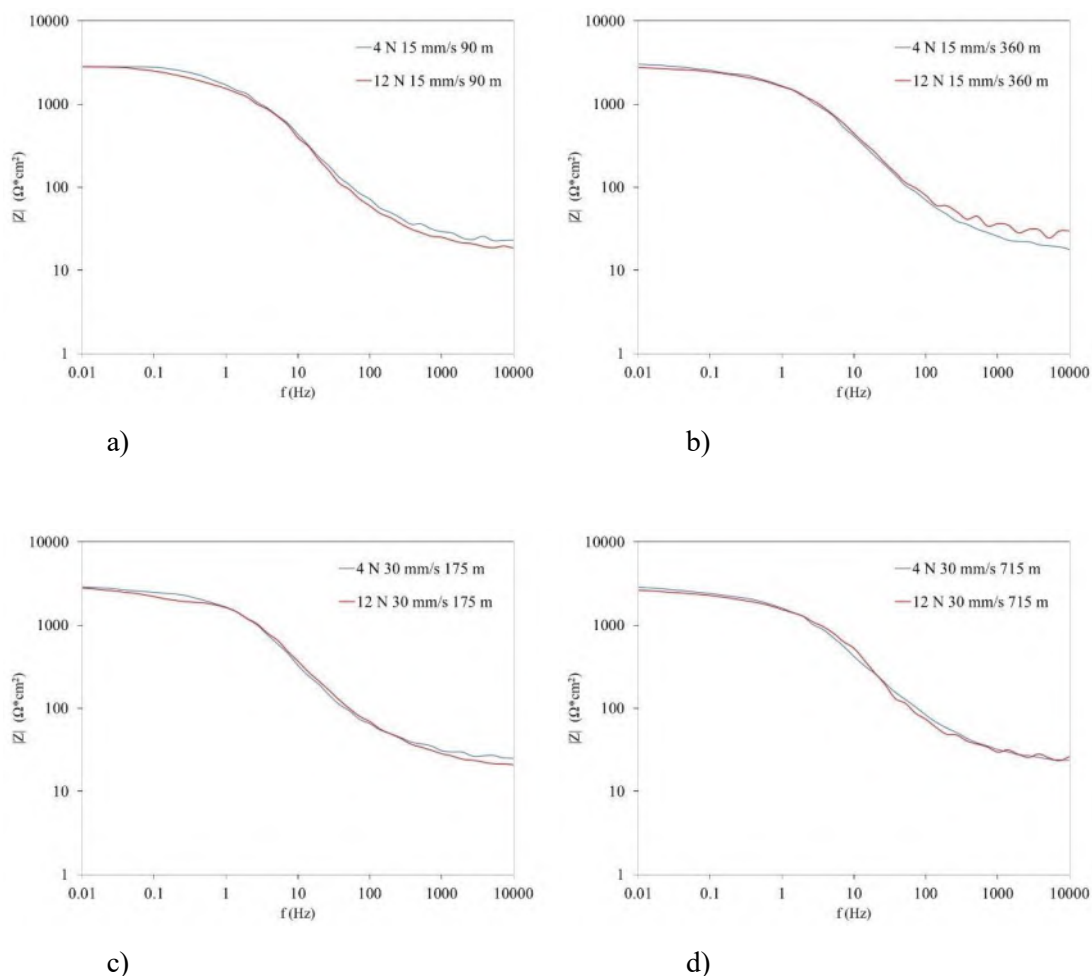


Figura 4.66 Diagramas de Bode ($|Z|$ vs f) de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión.

Con base en los resultados obtenidos mediante espectroscopía de impedancia electroquímica, se concluye que la aleación Ni-20Cr presenta un comportamiento tribocorrosivo fuertemente influenciado por la interacción dinámica entre carga, velocidad y frecuencia del sistema. A bajas cargas, se observó una mayor impedancia y predominio de procesos de transferencia de carga, lo que indica mejor resistencia a la corrosión. Sin embargo, a velocidades elevadas, emergen dos constantes de tiempo, asociadas a la formación simultánea de una tribocapa protectora y mecanismos electroquímicos activos. Este hallazgo evidencia que, bajo ciertas condiciones tribológicas, la aleación es capaz de generar una barrera superficial pasiva que modula su degradación, lo que representa un aporte

significativo al entendimiento del comportamiento adaptativo electroquímico de materiales metálicos en entornos tribocorrosivos.

4.10.2 Evolución del COF de la aleación Ni-20Cr en tribocorrosión con (EIE)

Durante los ensayos de tribocorrosión acoplados a espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE), se monitoreó el coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento. Como se observa en la Figura 4.67, los valores registrados fueron consistentemente bajos en todas las condiciones ensayadas, lo cual se atribuye al efecto lubricante del electrolito de agua de mar sintética, que reduce significativamente la fricción entre la aleación Ni-20Cr y la bola contraparte de alúmina. Este comportamiento es característico de sistemas tribocorrosivos húmedos, donde la película líquida interfacial contribuye a minimizar la fricción.

Hacia el final de los ensayos, se identificaron pequeñas oscilaciones del COF, coincidentes con la activación de la medición de impedancia. Este fenómeno sugiere que la señal alterna aplicada durante EIE induce perturbaciones locales en la superficie del material, posiblemente modificando la composición o morfología de la película pasiva. Cabe señalar que durante la fase inicial, el sistema opera en condiciones de desgaste bajo potencial a circuito abierto (OCP), donde se mantuvo una respuesta tribológica de COF estable, favoreciendo la estabilización electroquímica de la interfaz. La transición a la etapa de (EIE) puede alterar este equilibrio de manera puntual, lo que explica las variaciones observadas en el perfil del COF. Sin embargo, a pesar de estas perturbaciones leves, el COF se mantuvo más bajo y menos fluctuante que en los ensayos realizados mediante curvas de polarización (CP), lo que evidencia una menor alteración superficial durante el monitoreo por (EIE).

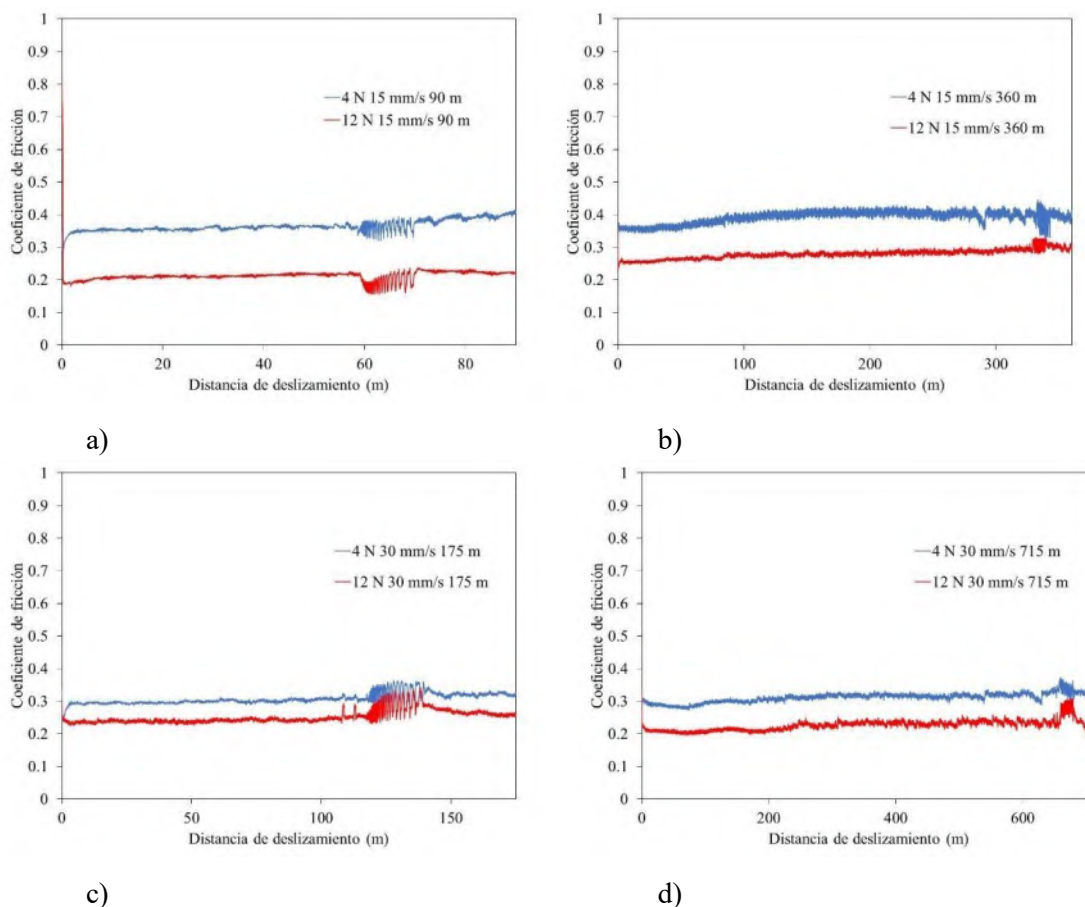


Figura 4.67 Coeficiente de fricción de la aleación Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado por (EIE). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.

La Tabla 4.17 presenta los valores promedio de COF en la aleación Ni-20Cr bajo condiciones de tribocorrosión, calculados a partir de la región más estable de las curvas. La comparación de los COF obtenidos mediante las técnicas de curvas de polarización (CP) y espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE) revela diferencias menores en magnitud, pero relevantes en la estabilidad del comportamiento tribológico. En general, los valores promedio de COF registrados durante los ensayos con (EIE) (Figura 4.67) fueron ligeramente más bajos que los obtenidos mediante (CP) (Figura 4.55), y además mostraron una tendencia más estable a lo largo del tiempo.

Esta divergencia se explica por la naturaleza intrínseca de cada técnica. En el caso de (CP), la mayor irregularidad observada en las curvas de COF se asocia a la destrucción cíclica de la película pasiva superficial, inducida por el barrido de potencial. Este proceso

electroquímico interrumpe la estabilización triboquímica de las capas de óxidos de cromo y níquel formadas sobre la superficie, tal como se confirmó mediante difracción de rayos X en los ensayos de corrosión pura (Figura 4.27) y desgaste en seco (Figura 4.39).

La técnica (CP) implica la aplicación de un barrido de potencial que induce alternancia entre polarización anódica y catódica, provocando transiciones electroquímicas que favorecen la ruptura de la película protectora, la activación de nuevas zonas metálicas y la formación de productos de corrosión inestables [186]. Estas perturbaciones impactan directamente la dinámica tribológica, ya que modifican continuamente la composición y topografía de la interfaz de contacto. Como resultado, se generan oscilaciones del COF, más pronunciadas bajo condiciones de alta carga o velocidad, donde la acción electroquímica es más intensa [187].

En contraste, la técnica (EIE) emplea señales sinusoidales de baja amplitud superpuestas a un potencial fijo, lo que permite evaluar la resistencia y capacidad de la interfaz sin alterar sustancialmente la estabilidad superficial [188]. Esto se traduce en un entorno tribológico más estable, donde las películas de óxidos o tribocapas tienen mayores posibilidades de mantenerse intactas durante el ensayo. Como resultado, el COF medido mediante (EIE) resultó ser más bajo y con menos fluctuaciones (Figura 4.67), representando mejor la condición real del sistema cuando se encuentra en equilibrio tribo-electroquímico.

La diferencia observada entre ambas técnicas sugiere que la elección del método de caracterización afecta directamente el desarrollo o destrucción de las capas superficiales, y por ende, la fricción. Mientras (CP) permite evaluar el rendimiento del material bajo condiciones extremas y perturbadas, (EIE) proporciona una visión más representativa de su comportamiento en condiciones de operación más estables. Por tanto, el análisis conjunto de ambas técnicas no solo permitió ampliar la comprensión de los mecanismos tribocorrosivos, sino que también permite evaluar la capacidad de autoreparación o estabilización de la aleación Ni-20Cr frente a diferentes estímulos electroquímicos.

Tabla 4.17 COF en la aleación Ni-20Cr y compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.

Ensayo (carga, velocidad, distancia)			(COF) Ni-20Cr		(COF) TiC/Ni-20Cr	
			Técnica (CP)	Técnica (EIE)	Técnica (CP)	Técnica (EIE)
4 N	15 mm/s	70 m	0.64	0.38	0.38	0.49
12 N	15 mm/s	70 m	0.28	0.22	0.21	0.48
4 N	15 mm/s	340 m	0.40	0.40	0.40	0.38
12 N	15 mm/s	340 m	0.34	0.29	0.28	0.28
4 N	30 mm/s	140 m	0.32	0.32	0.31	0.40
12 N	30 mm/s	140 m	0.26	0.27	0.26	0.39
4 N	30 mm/s	680 m	0.32	0.32	0.31	0.27
12 N	30 mm/s	680 m	0.27	0.23	0.22	0.21

4.10.3 Tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20C evaluado por (EIE)

La Figura 4.68 presenta los diagramas de Nyquist obtenidos de los ensayos de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr utilizando espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE). Al igual que en el caso de la aleación base Ni-20Cr, se observa que los espectros correspondientes a las muestras ensayadas bajo una carga de 4 N exhiben semicírculos de mayor diámetro en comparación con los de 12 N. Este incremento en el diámetro del arco semicircular implica una mayor impedancia del sistema, lo que sugiere una resistencia superior a la corrosión bajo cargas más bajas. Este comportamiento está asociado a una menor perturbación de la película pasiva y, posiblemente, a una mejor estabilización de la tribocapa protectora en condiciones menos agresivas.

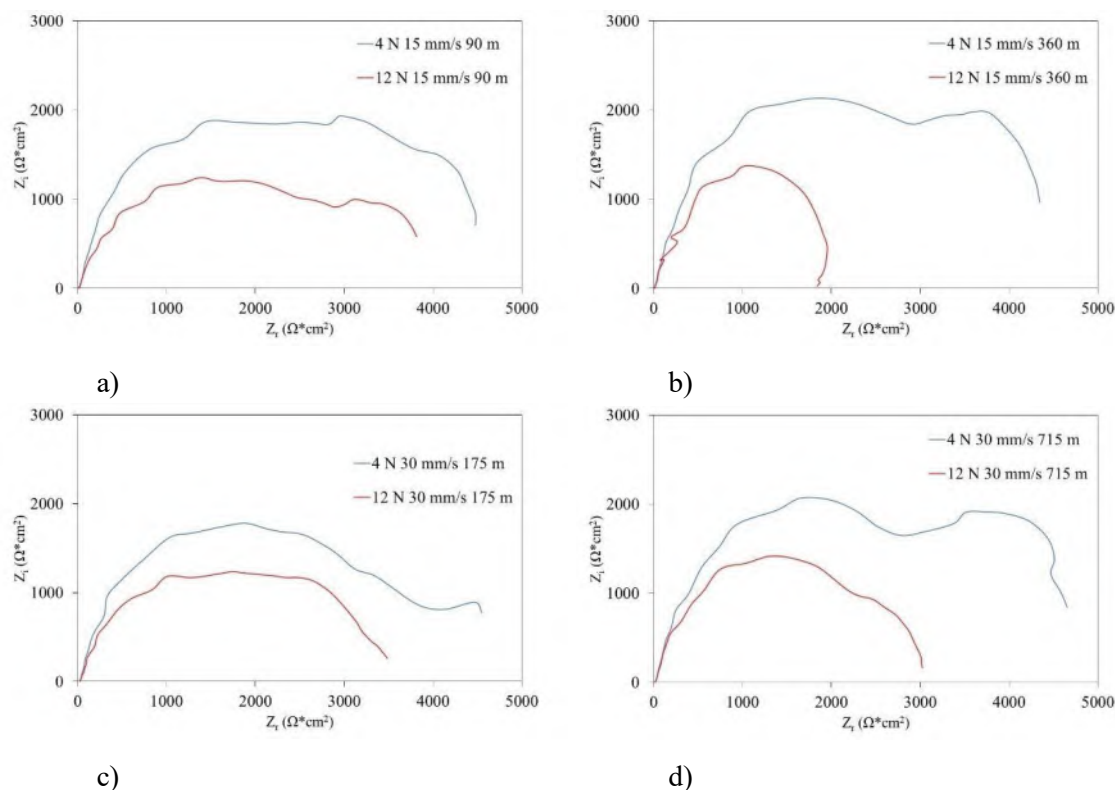


Figura 4.68 Espectros de impedancia (Nyquist) del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.

En la Figura 4.69, los diagramas de Bode (ángulo de fase vs frecuencia) permiten identificar las constantes de tiempo involucradas en el proceso de degradación. Para las muestras evaluadas a 15 mm/s y 90 m de deslizamiento, se observa la presencia de dos constantes de tiempo, independientemente de la carga aplicada. Esto indica que el sistema exhibe tanto un proceso de transferencia de carga (a bajas frecuencias) como formación y estabilización de película superficial (a altas frecuencias), reflejando una respuesta tribo-electroquímica compleja. Un comportamiento similar se registró en los ensayos realizados a 15 mm/s y 360 m, y a 30 mm/s y 715 m, ambos bajo una carga de 4 N, lo que refuerza la hipótesis de una interacción tribocorrosiva moderada que favorece la generación de una capa protectora.

Por el contrario, en las muestras ensayadas a 30 mm/s y 175 m a 4 N, únicamente se detectó una constante de tiempo, lo que indica un proceso dominado exclusivamente por transferencia de carga sin formación evidente de película protectora. Este mismo patrón fue observado en los ensayos a 15 mm/s y 360 m, 30 mm/s y 715 m, y aproximadamente en 30 mm/s y 175 m, cuando la carga aplicada fue de 12 N. Estos resultados sugieren que, bajo

condiciones de mayor carga, el sistema tiende a presentar un comportamiento electroquímico más activo y menos estabilizado, limitando la formación o conservación de capas pasivas.

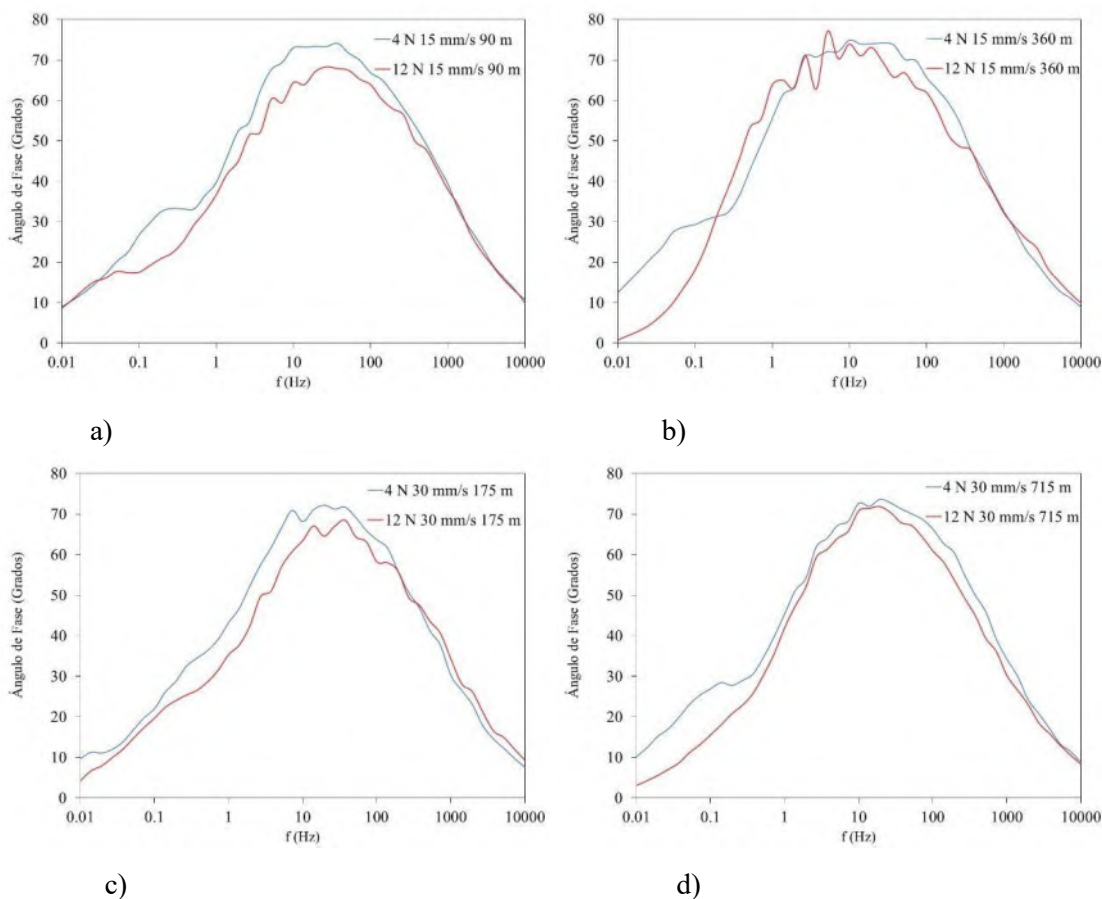


Figura 4.69 Diagramas de Bode (θ vs f) del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión.

Finalmente, los diagramas de Bode ($|Z|$ vs frecuencia) mostrados en la Figura 4.70 confirman esta tendencia. En todas las condiciones ensayadas, la impedancia fue consistentemente mayor en las muestras sometidas a 4 N, disminuyendo notablemente al incrementar la carga a 12 N, particularmente a distancias largas de 360 m y 715 m. Esta disminución en la impedancia indica una mayor susceptibilidad a la corrosión bajo cargas elevadas, posiblemente debido a la destrucción mecánica de la película protectora o a la aceleración de los procesos de disolución anódica inducidos por la fricción y la activación superficial.

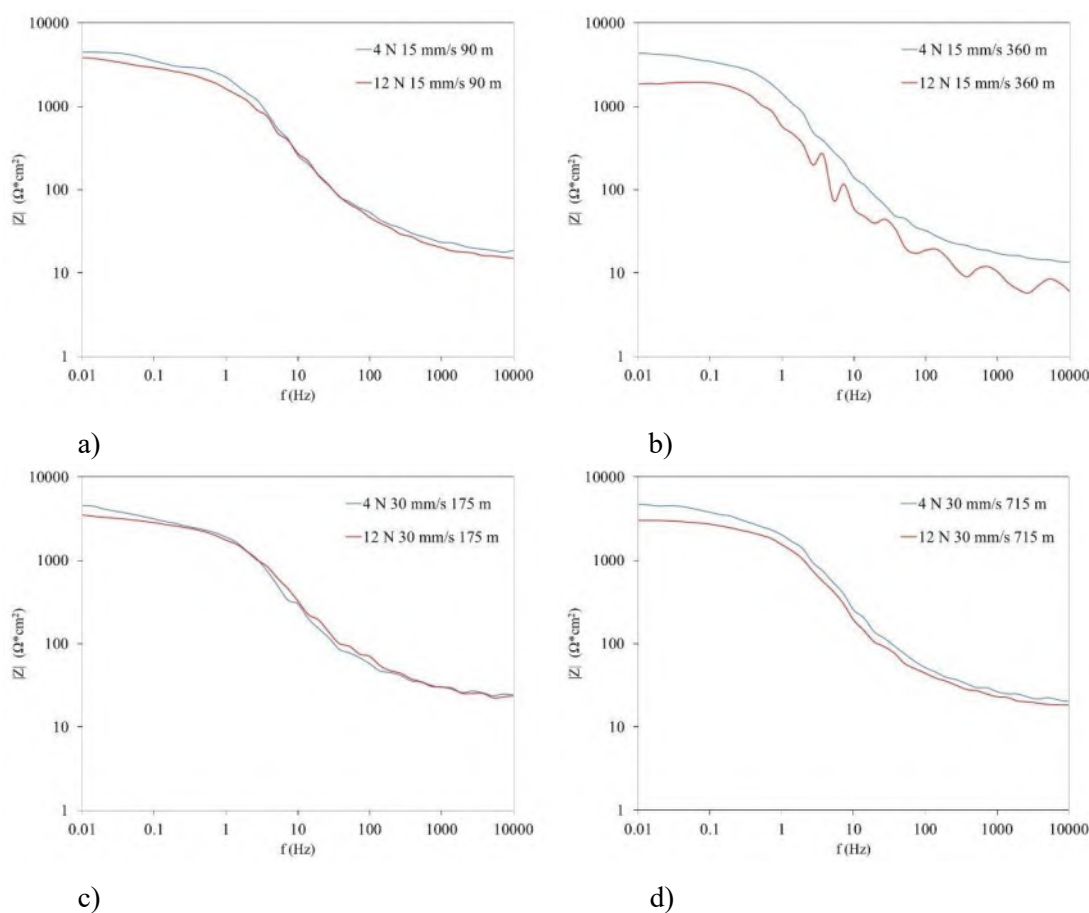


Figura 4.70 Diagramas de Bode ($|Z|$ vs f) del compuesto TiC/ Ni-20Cr en tribocorrosión.

En conjunto, los resultados sugieren que el comportamiento tribocorrosivo del compuesto TiC/Ni-20Cr está fuertemente influenciado por la carga aplicada, modulando tanto los mecanismos de protección como los de degradación superficial. La microestructura heterogénea del compuesto condiciona su respuesta triboelectroquímica, ya que las fases cerámicas y metálicas interactúan de forma diferenciada al entorno corrosivo y a la acción mecánica simultánea. La capacidad del material para conservar propiedades protectoras bajo tribocorrosión depende críticamente de la formación y estabilidad de tribocapas complejas, reguladas por la sinergia entre oxidación localizada, desprendimiento selectivo de partículas y repasivación dinámica.

A diferencia de la aleación Ni-20Cr sin refuerzo, la incorporación de partículas de TiC introduce barreras estructurales que resisten el desgaste mecánico y modifican localmente la distribución de potenciales electroquímicos a escala microscópica, favoreciendo la contención del deterioro superficial. Como se evidenció en los ensayos de desgaste en seco (Tabla 4.11), el compuesto presentó una menor tasa de desgaste que la aleación base, patrón que también se repitió bajo condiciones de tribocorrosión (ver Tabla 4.16). Sin embargo, en los ensayos de corrosión pura (Tabla 4.9), el compuesto mostró una mayor velocidad de corrosión, aunque en lo general, esta disminuyó notablemente en condiciones de tribocorrosión (ver Tabla 4.13), indicando un efecto protector inducido por la tribodinámica.

En síntesis, el compuesto TiC/Ni-20Cr ofrece una respuesta tribocorrosiva optimizada, combinando resistencia mecánica con control electroquímico del deterioro, superando el desempeño de la aleación Ni-20Cr en condiciones operativas exigentes.

4.10.4 Evolución del COF del compuesto TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión con (EIE)

La Figura 4.71 presenta la evolución del COF del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo ensayos de tribocorrosión monitoreados mediante espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE). Los resultados muestran que, en condiciones de baja distancia de deslizamiento (90 m y 175 m), los valores de COF fueron inestables a lo largo del ensayo. Esta inestabilidad se atribuye a la interacción entre partículas de TiC desprendidas del refuerzo y productos de corrosión, que pueden conformar un sistema tribológico de tres cuerpos, promoviendo mecanismos abrasivos y elevando la fricción. Estudios previos indican que la interacción bajo fricción constante, puede intensificar los procesos de corrosión durante la tribocorrosión [184].

En contraste, para distancias de deslizamiento mayores (360 m y 715 m), se observó una notable estabilización del COF. Este comportamiento se relaciona con el tiempo de exposición prolongado al desgaste, que favorece la formación y adherencia de tribocapas protectoras sobre la superficie del material. Estas capas, compuestas por productos de desgaste y de corrosión, actúan como barreras lubricantes y disipadoras de energía,

reduciendo tanto el contacto directo con la contraparte como la tasa de desgaste, lo cual se traduce en una menor variabilidad del COF.

Además, se evidenció que el aumento de la carga aplicada contribuye a una reducción del COF. Este fenómeno se explica por la mayor cantidad de material desprendido bajo altas cargas. Dicho material, junto con los productos de corrosión, se compacta sobre la superficie formando una capa densa y continua que mejora la protección del material frente al desgaste tribocorrosivo. La acción lubricante del electrolito contribuye adicionalmente a la reducción del COF, generando un entorno de fricción más estable y controlado.

Por último, en todos los ensayos se identificó un aumento abrupto del COF hacia los últimos metros de deslizamiento, seguido de una recuperación parcial. Este fenómeno coincide con la etapa de aplicación de la (EIE), durante la cual la superficie es sometida a perturbaciones eléctricas que alteran temporalmente el equilibrio triboquímico. La ruptura parcial de la tribocapa y la intensificación de la respuesta electroquímica en esta fase explican el incremento transitorio del COF, que posteriormente tiende a estabilizarse conforme se restablece el equilibrio superficial.

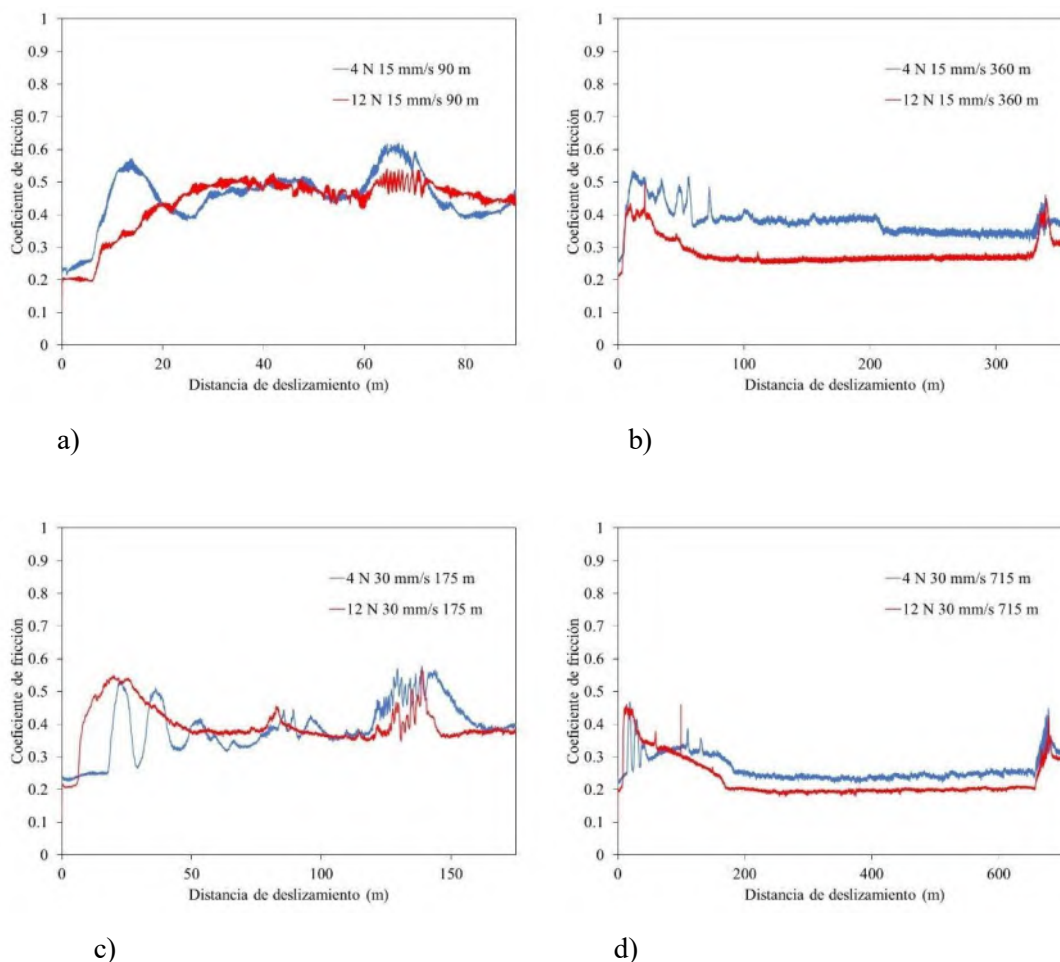


Figura 4.71 Coeficiente de fricción del compuesto TiC/Ni-20Cr bajo condiciones variables de tribocorrosión evaluado por (EIE). a) y b) Ensayos a velocidad de 15 mm/s. c) y d) Ensayos a velocidad de 30 mm/s.

4.11 Perfilometría y tasa de desgaste en Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión (EIE)

La Figura 4.72 presenta las imágenes tridimensionales y los perfiles transversales de rugosidad de las huellas de desgaste en la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr, obtenidos tras ensayos de tribocorrosión bajo condiciones extremas de carga, velocidad y distancia de deslizamiento, utilizando la técnica de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE). Los perfiles generados muestran morfologías similares a las obtenidas mediante la técnica de curvas de polarización (CP), aunque ligeramente con menor profundidad y volumen de desgaste. A pesar de que EIE es considerada una técnica no destructiva, los resultados evidencian claramente el daño superficial inducido por el proceso

tribocorrosivo. En el caso de la menor carga aplicada (4 N) en los compósitos (Figura 4.72c), el perfil apenas define la huella de desgaste. Este comportamiento se atribuye a la elevada dureza de las partículas cerámicas de TiC y a la efectiva integración de estas con la matriz metálica de Ni-20Cr, lo que limita la deformación superficial del material bajo cargas bajas.

Estudios previos, como el de Bakkar y col.[61], han demostrado que la incorporación de refuerzos cerámicos como TiC puede reducir la resistencia a la corrosión al interrumpir la continuidad de la película pasiva protectora, esencial para mitigar el ataque electroquímico en medios agresivos. Este efecto puede verse intensificado por la presencia de poros dentro de la microestructura del compósito, los cuales actúan como sitios preferenciales para la iniciación de procesos de corrosión localizada. Además, estos defectos afectan negativamente la homogeneidad, estabilidad y capacidad de autoreparación de la capa pasiva, lo que compromete tanto la protección superficial como el comportamiento triboquímico del material.

En el presente estudio, los compósitos TiC/Ni-20Cr presentaron una porosidad del 2.1 %, conformada por vacíos elongados cuya orientación sigue el eje de infiltración. Esta morfología implica que, en las secciones transversales expuestas durante los ensayos de tribocorrosión, los poros se manifiestan con áreas de contacto reducidas. Sin embargo, a pesar de su tamaño transversal limitado, su impacto en la resistencia a la degradación superficial sigue siendo significativo. Estas discontinuidades actúan como zonas de concentración de esfuerzos y de menor impedancia electroquímica, favoreciendo tanto la nucleación de procesos corrosivos como la propagación del desgaste. En consecuencia, el control de la porosidad y su morfología se posiciona como un factor crítico en la optimización del desempeño tribocorrosivo de compósitos metal-cerámicos.

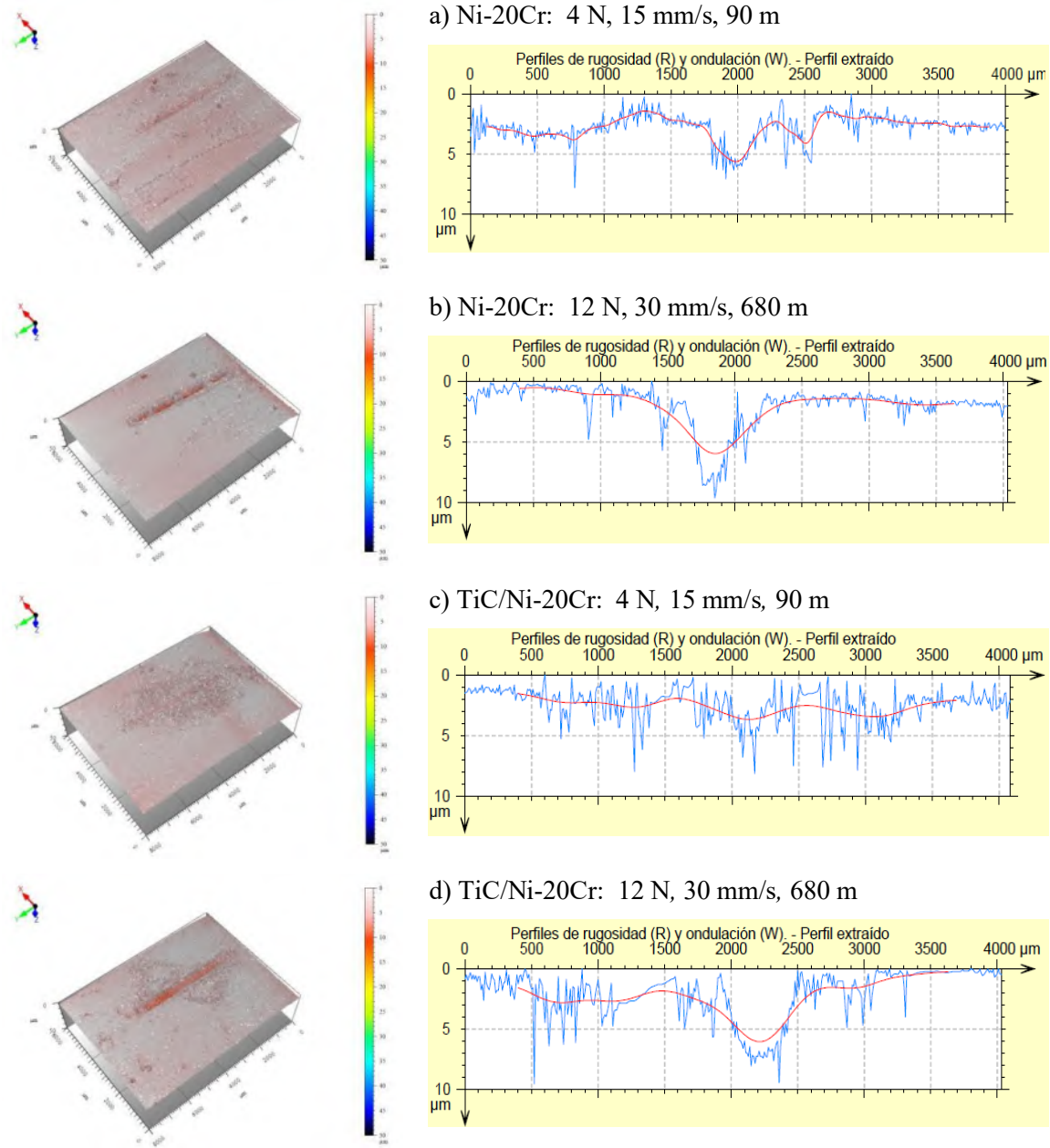


Figura 4.72 Perfilometría de la huella de tribocorrosión con (EIE). a) y b) Aleación Ni-20Cr. c) y d) Compósito TiC/Ni-20Cr. Ambos a: 4 N, 15 mm/s, 90 m, y 12 N, 30 mm/s, 680 m.

Las Tablas 4.18 y 4.19 comparan los resultados de perfilometría para la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr sometidos a tribocorrosión mediante (EIE). El análisis revela diferencias significativas en el volumen perdido y la tasa de desgaste bajo diversas combinaciones de carga, velocidad y distancia de deslizamiento.

Tabla 4.18 Perfilometría de tribocorrosión en la aleación Ni-20Cr por la técnica (EIE).

Ni-20Cr (Carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.91	0.0033	23.6	1.73	0.92×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	1.58	0.0047	42.3	2.98	0.44×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	3.54	0.0079	8.65	2.24	0.55×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.42	0.0095	25.8	3.93	0.22×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	2.71	0.0043	13.1	1.59	0.62×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.02	0.0090	37.6	4.48	0.43×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	2.58	0.0064	28.5	2.5	0.23×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	2.37	0.0067	21.2	2.83	0.07×10^{-5}

Tabla 4.19 Perfilometría de tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr por la técnica (EIE).

TiC/Ni-20Cr (Carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.12	0.0020	20.7	1.80	0.56×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	2.01	0.0082	32.8	4.08	0.76×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	2.92	0.0065	95.0	2.24	0.45×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.56	0.0098	28.9	3.82	0.23×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.05	0.0017	21.8	1.59	0.24×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.22	0.0052	12.2	2.33	0.25×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	1.49	0.0030	28.4	2.02	0.01×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	3.06	0.0087	16.1	2.82	0.01×10^{-5}

En términos generales, el volumen perdido tiende a ser mayor en el compuesto TiC/Ni-20Cr bajo cargas elevadas y distancias cortas. Por ejemplo, a 12 N, 15 mm/s y 70 m, el compuesto pierde 0.0082 mm^3 frente a 0.0047 mm^3 en la aleación, lo que indica que, en condiciones iniciales o con poco tiempo de exposición, la inclusión de TiC puede inducir mayor desgaste. Esto se atribuye al desprendimiento localizado de partículas cerámicas y a la interrupción de la película pasiva por la naturaleza heterogénea del compuesto. Sin embargo, a mayores distancias de deslizamiento, como 680 m a 30 mm/s, ambos materiales presentan reducciones importantes en la tasa de desgaste, con el compuesto mostrando valores más bajos (0.01×10^{-5} vs $0.07 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) pero un volumen perdido ligeramente mayor,

lo que sugiere que la estabilización triboquímica es más efectiva en la aleación, aunque el compuesto mantiene una buena resistencia general.

En cuanto a la tasa de desgaste (K), se observa una tendencia más consistente en la aleación Ni-20Cr: esta disminuye progresivamente con el aumento de la carga y la distancia de deslizamiento, alcanzando su mínimo ($0.07 \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) en la condición más severa (12 N, 30 mm/s, 680 m). En el compuesto, aunque se observa también una disminución con la distancia, la tendencia es menos lineal; por ejemplo, a 340 m y 4 N, el compuesto muestra un valor alto de desgaste ($95 \text{ }\mu\text{m}$ de profundidad), indicando un daño localizado severo posiblemente asociado a defectos o porosidad. Sin embargo, a 680 m, los valores de K en ambos materiales convergen ($0.01 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ en compuesto vs $0.07 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ en aleación), lo que sugiere que, en condiciones prolongadas, ambos materiales alcanzan un equilibrio triboquímico que limita el avance del deterioro.

En resumen, la tasa de desgaste calculada fue menor en todos los casos al aumentar la carga, lo que confirma la influencia positiva de la compactación de productos tribocorrosivos sobre la superficie. Si bien el compuesto TiC/Ni-20Cr puede presentar mayor desgaste inicial bajo ciertas combinaciones de carga y velocidad debido a su microestructura heterogénea y potenciales discontinuidades pasivas, en condiciones prolongadas de deslizamiento mostró una notable capacidad de estabilización. La aleación Ni-20Cr, por su parte, ofreció un comportamiento más predecible y estable frente a la tribocorrosión inducida por (EIE), con menor dispersión de resultados y mejor desempeño a largo plazo bajo cargas elevadas. Ambos materiales, no obstante, evidencian la influencia crítica de la sinergia entre parámetros mecánicos y electroquímicos en la evolución del daño superficial.

4.12 Análisis de muestras de tribocorrosión con limpieza química

4.12.1 Aleación Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química

La Figura 4.73 presenta micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido de la aleación Ni-20Cr después del proceso de limpieza química y mecánica, realizado conforme a la norma ASTM G1-03 [150] Este procedimiento permitió eliminar de manera efectiva los productos de corrosión, óxidos y residuos sólidos generados durante los ensayos

de tribocorrosión, dejando expuestas las características morfológicas reales asociadas al daño triboelectroquímico.

Tal como se había observado en las muestras sin limpieza (Figura 4.58), la superficie de la aleación presenta microcanales bien definidos, alineados con la dirección de deslizamiento, como resultado del desgaste mecánico predominante. En la Figura 4.73a (4 N, 30 mm/s, 715 m), estos canales se mantienen uniformes y continuos, sin signos evidentes de daño severo. Sin embargo, al aumentar la carga a 12 N (Figura 4.73b), se identifican microgrietas distribuidas dentro de los mismos canales, indicando una transición hacia un mecanismo de degradación dominado por fatiga superficial. Estas microgrietas son el resultado de esfuerzos cíclicos localizados, inducidos por la repetida interacción entre la superficie metálica y la bola de alúmina. La mayor presión de contacto bajo condiciones tribocorrosivas intensifica estos esfuerzos, favoreciendo la nucleación y propagación de grietas a lo largo del plano de desgaste.

Bajo condiciones extremas de velocidad (30 mm/s) y distancia de deslizamiento (715 m), las diferencias morfológicas asociadas al nivel de carga son aún más evidentes. A 4 N (Figura 4.73g), se observan signos de corrosión localizada, posiblemente relacionados con la ruptura parcial de la película pasiva y la formación de microambientes anódicos en irregularidades topográficas. En contraste, a 12 N (Figura 4.73h), se evidencia desprendimiento de material característico de un mecanismo de delaminación, que implica la separación progresiva de capas subsuperficiales debilitadas por fatiga, exacerbada por la sinergia entre abrasión, adhesión localizada y ataque electroquímico. En esta condición, si bien la profundidad media es ligeramente mayor que en la muestra a 4 N (ver Tabla 4.20), el volumen perdido se distribuye sobre una huella más amplia, lo que resulta en una tasa de desgaste relativamente baja.

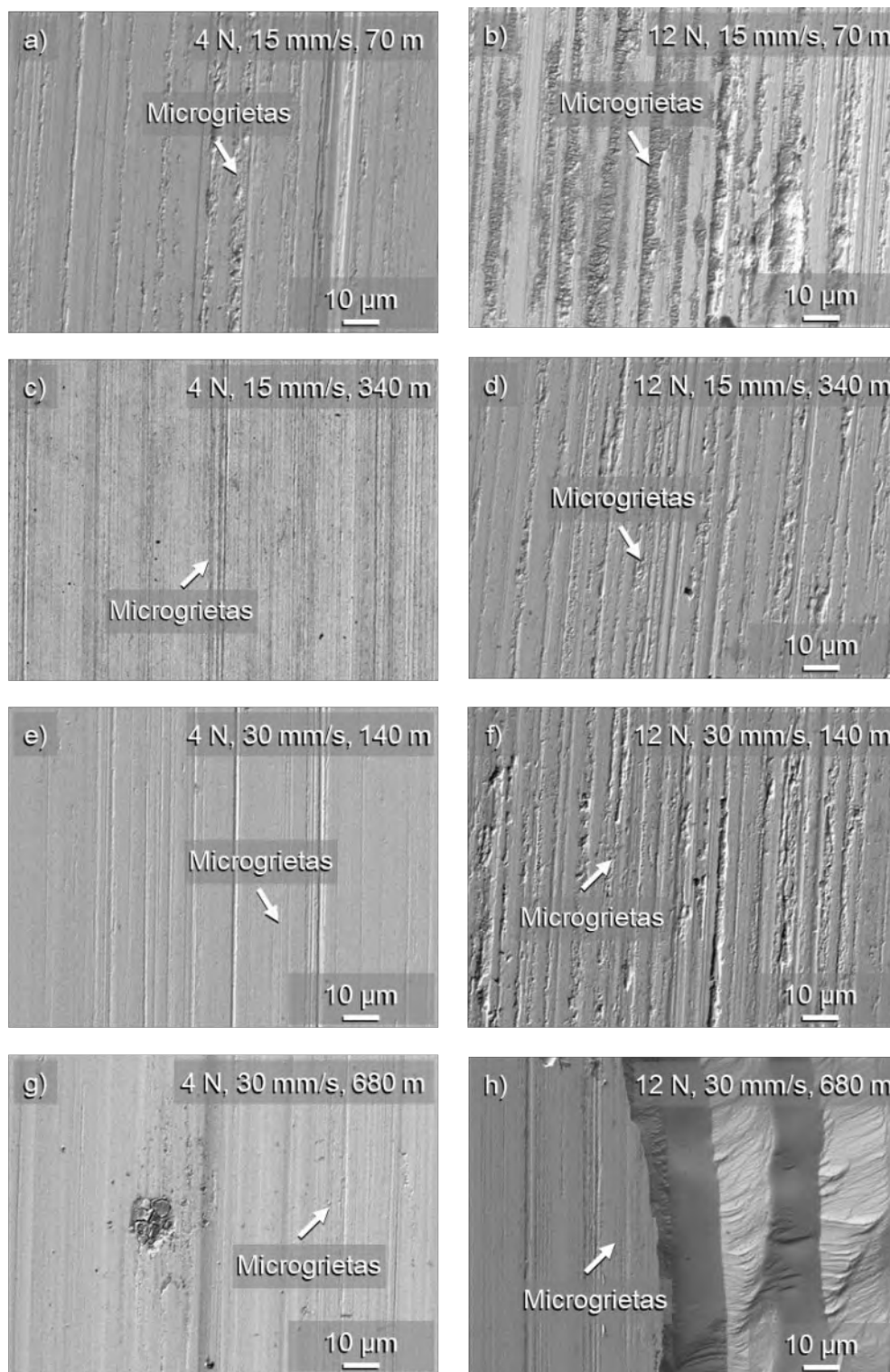


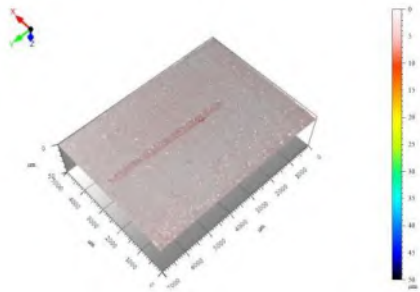
Figura 4.73 Aleación Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

La Figura 4.74 complementa este análisis al mostrar las reconstrucciones tridimensionales y los perfiles de rugosidad obtenidos de las huellas de desgaste tras la limpieza química. La eliminación de productos de corrosión y residuos superficiales permitió obtener perfiles más definidos y precisos que aquellos sin limpieza (ver Figura 4.62), lo que facilitó la medición confiable del volumen real de material perdido y de la profundidad máxima del desgaste.

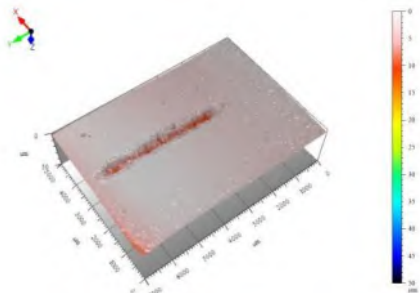
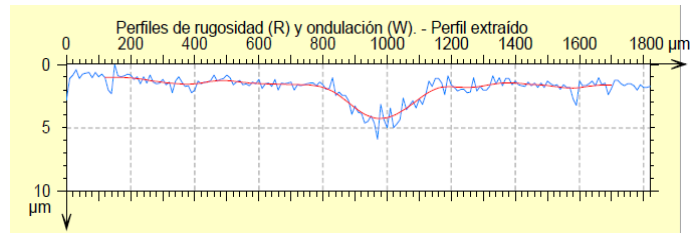
Los datos cuantitativos (Tabla 4.20) revelan una tendencia clara: al incrementar la carga aplicada, tanto el volumen perdido como la profundidad media tienden a aumentar, reflejando una mayor intensidad del desgaste. No obstante, bajo la condición de 12 N, 30 mm/s y 680 m, se presenta un comportamiento no lineal: el volumen perdido es superior al de la muestra a 4 N, pero la profundidad máxima es menor. Esto se atribuye a una mayor expansión del área de contacto bajo carga elevada, lo cual redistribuye el desgaste de manera más uniforme a lo largo de la huella, reduciendo la penetración localizada del daño.

Adicionalmente, se confirma que en condiciones con mayores distancias de deslizamiento, y por tanto mayor tiempo de exposición al medio tribocorrosivo, la tasa de desgaste disminuye progresivamente. Por ejemplo, para 12 N y 30 mm/s, la tasa se reduce de $0.69 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ (140 m) a $0.10 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ (680 m). Este comportamiento respalda la hipótesis previamente expuesta de que la formación y consolidación de una tribocapa protectora durante el ensayo actúa como barrera frente al desgaste mecánico y la degradación electroquímica, mitigando la pérdida de material en etapas avanzadas del deslizamiento.

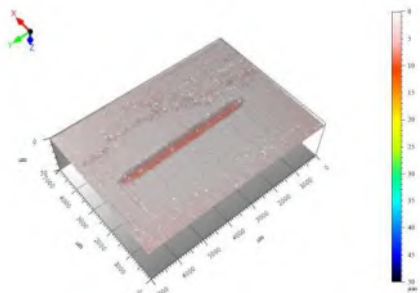
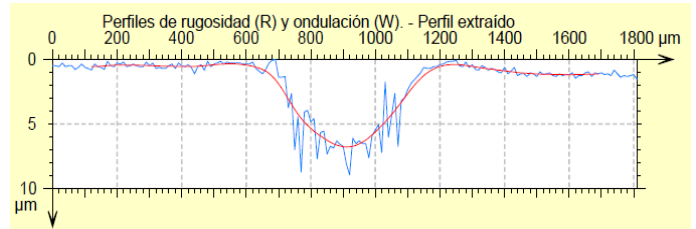
Finalmente, al comparar los resultados obtenidos tras limpieza química (Tabla 4.20) con los de las muestras sin limpieza (Tabla 4.15), se observa una tendencia global similar: tanto el volumen perdido como la profundidad media aumentan con la carga normal aplicada, mientras que la tasa de desgaste disminuye a medida que se incrementa la distancia de deslizamiento. Sin embargo, los valores corregidos tras limpieza son más representativos del desgaste real del material base, al excluir productos sueltos y óxidos no adheridos. En conjunto, las observaciones morfológicas validan los mecanismos de desgaste identificados: abrasión, fatiga superficial y delaminación, especialmente bajo altas cargas y velocidades.



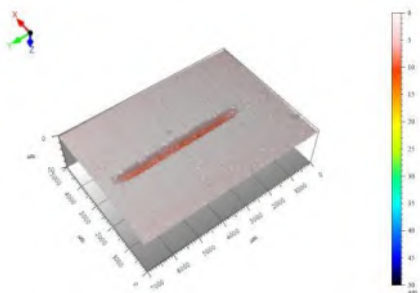
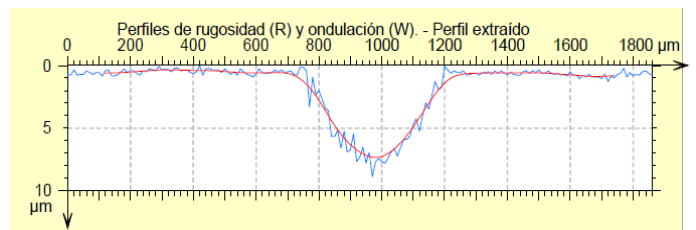
a) 4 N, 15 mm/s, 70 m



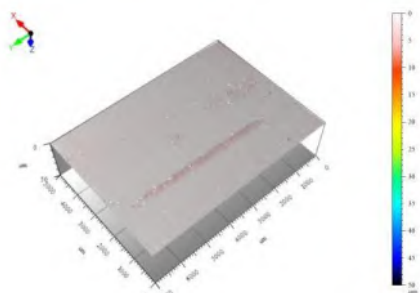
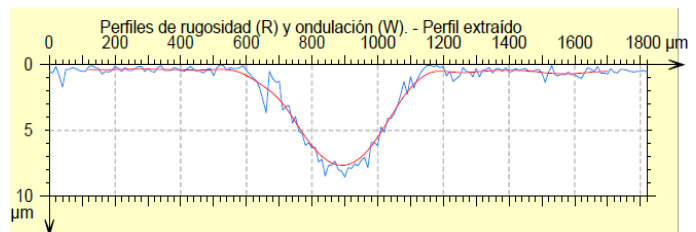
b) 12 N, 15 mm/s, 70 m



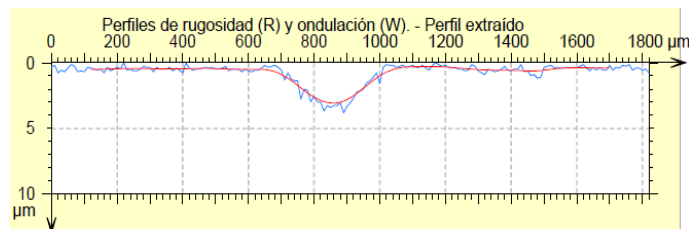
c) 4 N, 15 mm/s, 340 m



d) 12 N, 15 mm/s, 340 m



e) 4 N, 30 mm/s, 140 m



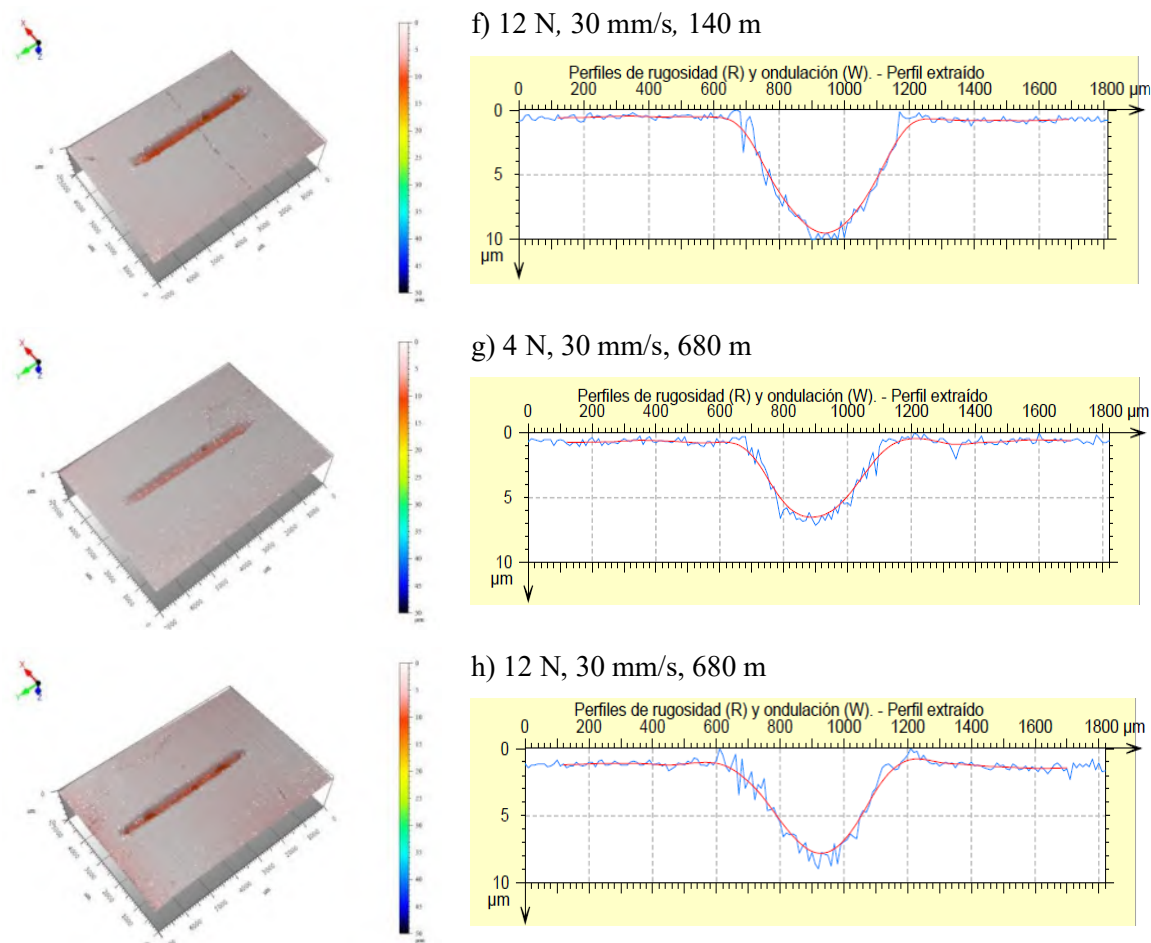


Figura 4.74 Perfilometría de la huella de tribocorrosión limpia de la aleación Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 90 m, b) 12 N, 15 mm/s 90 m, c) 4 N 15 mm/s 360 m, d) 12 N 15 mm/s 360 m, e) 4 N 30 mm/s 175 m, f) 12 N 30 mm/s 175 m, g) 4 N 30 mm/s 715 m y h) 12 30 mm/s 715 m.

Tabla 4.20 Resultados de perfilometría de tribocorrosión en Ni-20Cr con limpieza química.

Ensayo (carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.45	0.0027	27.4	1.83	0.74×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	2.54	0.0084	25.3	3.30	0.78×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	2.2	0.0078	10.9	3.55	0.54×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.47	0.0105	26.1	4.23	0.24×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.52	0.0020	7.61	1.34	0.29×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.64	0.0144	22.8	5.45	0.69×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	2.09	0.0078	29.4	3.76	0.27×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	2.26	0.0087	18.5	3.82	0.10×10^{-5}

4.12.2 Compósito TiC/Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química

La Figura 4.75 muestra las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido del compósito TiC/Ni-20Cr tras el proceso de limpieza mecánica y química. En la mayoría de las zonas analizadas se observa un desprendimiento significativo de material, manifestado tanto por la eliminación localizada de la matriz metálica como por la exposición y fractura de partículas cerámicas de TiC. La matriz de Ni-20Cr, al poseer una dureza considerablemente menor que las partículas de refuerzo, es más susceptible a la deformación plástica y a la remoción progresiva bajo la acción combinada del esfuerzo mecánico cíclico y la corrosión localizada. Como resultado, las partículas de TiC quedan parcialmente expuestas.

Aunque el TiC tiene alta dureza y resistencia al desgaste, los esfuerzos cíclicos concentrados en los bordes o zonas mal adheridas inducen microfracturas en las partículas cerámicas, lo que puede provocar su desprendimiento. Estas partículas fracturadas pueden seguir dos trayectorias: algunas son expulsadas rápidamente del sistema tribológico, mientras que otras permanecen temporalmente en el contacto, formando un sistema de desgaste de tres cuerpos, compuesto por la bola contraparte, la superficie del compósito y los fragmentos de partículas cerámicas y óxidos.

En contraste con los ensayos de desgaste en seco, el entorno húmedo de tribocorrosión en agua de mar sintética, facilita la remoción de fragmentos de desgaste generados, ya que las condiciones fluidodinámicas del medio favorecen el arrastre de partículas sueltas hacia el volumen del electrolito. En consecuencia, se reduce la retención de partículas abrasivas en la zona de contacto, lo que limita el efecto erosivo por fricción repetida.

Al comparar las micrografías obtenidas en tribocorrosión con aquellas registradas en ensayos de desgaste en seco, se observa que el daño mecánico superficial es menor en las condiciones tribocorrosivas, atribuible en parte a la acción lubricante del electrolito, que disminuye el coeficiente de fricción y, por tanto, la energía disipada por contacto. Este efecto contribuye a mitigar la magnitud del desgaste mecánico directo, aunque se mantenga la eliminación progresiva de la matriz metálica y la interacción electroquímica activa en las zonas expuestas.

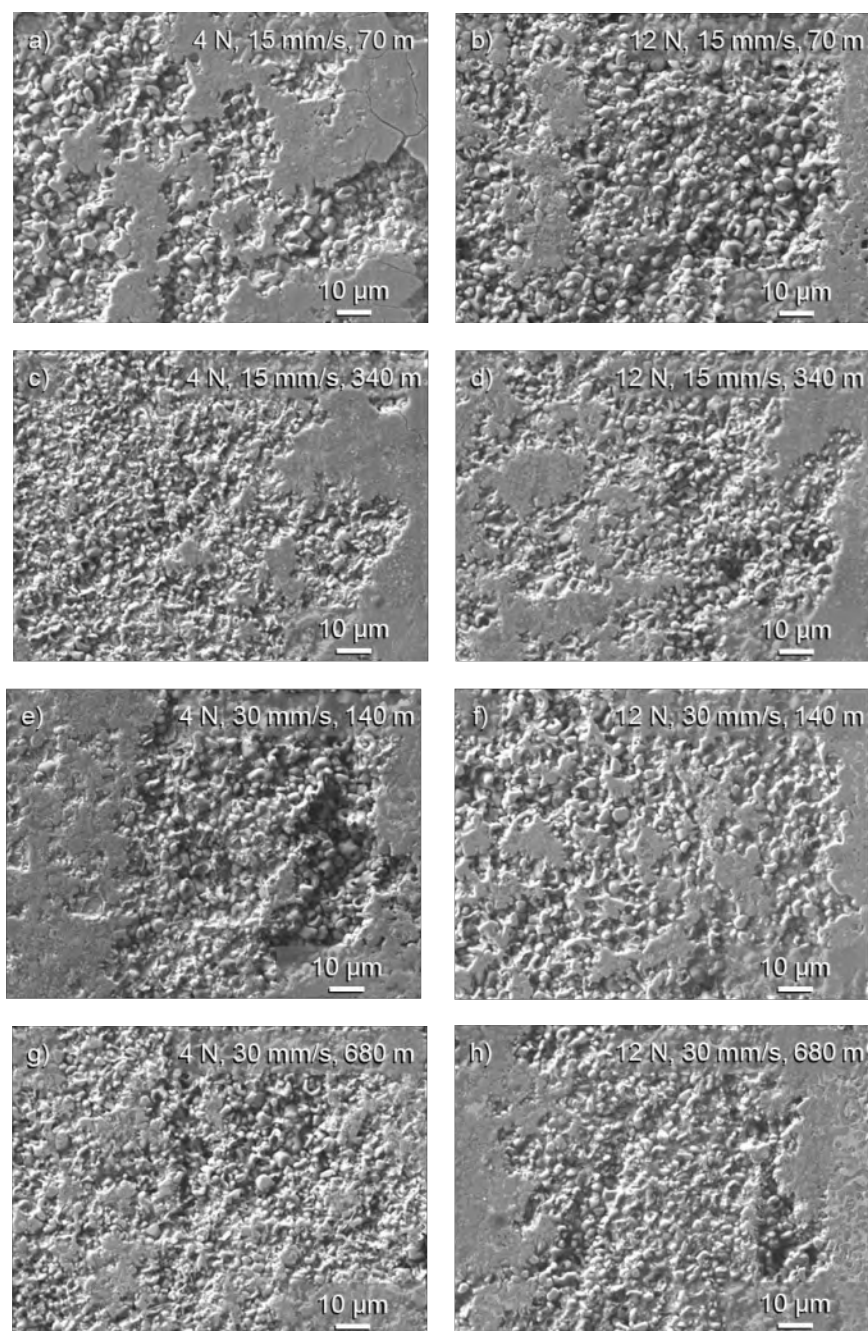


Figura 4.75 Compósito TiC/ Ni-20Cr en tribocorrosión posterior a limpieza química. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

La Figura 4.76 muestra los perfiles de rugosidad y reconstrucciones tridimensionales obtenidos a partir de las huellas de desgaste del compósito TiC/Ni-20Cr después de los ensayos de tribocorrosión y posterior limpieza química. Esta mejora en la calidad de la

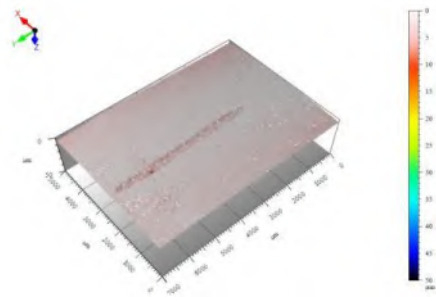
información permitió obtener valores más precisos del volumen perdido, la profundidad máxima y la tasa de desgaste. Estos resultados se detallan en la Tabla 4.21.

Los datos son consistentes con las observaciones previas. Se confirma que, al igual que en la aleación sin refuerzo, el volumen perdido y la profundidad media tienden a aumentar con la carga aplicada. Este comportamiento refleja el incremento en la energía mecánica transferida a la superficie, lo que intensifica los procesos de desgaste en la matriz metálica y expone más rápidamente las partículas cerámicas. Sin embargo, a diferencia de la aleación Ni-20Cr, el compuesto muestra una tendencia consistente en cuanto a la tasa de desgaste: en general, esta disminuye conforme se incrementa la carga. Este comportamiento no lineal se ha atribuido a la formación progresiva de tribocapas protectoras más estables y compactas bajo condiciones de mayor presión de contacto y mayor tiempo de exposición. Estas capas, compuestas por partículas de TiC fragmentadas, óxidos metálicos y productos de corrosión, como lo muestran los análisis de rayos X de las muestras ensayadas a corrosión pura (Figura 4.28) y desgaste en seco (Figura 4.40), actúan como barreras físicas que limitan la progresión del daño tanto mecánico como electroquímico.

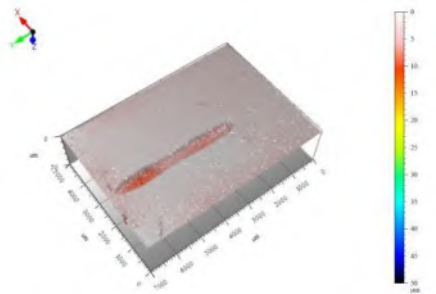
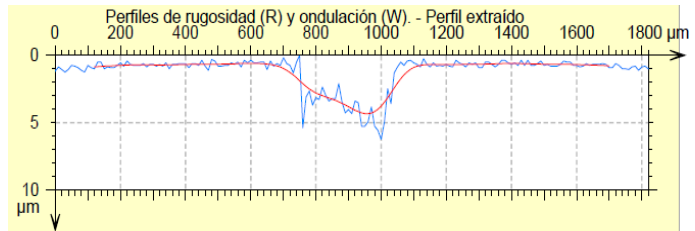
Es de destacar el comportamiento bajo condiciones extremas de carga y deslizamiento (12 N, 30 mm/s, 680 m), donde se registra la menor tasa de desgaste ($0.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), a pesar de que el volumen perdido y la profundidad media son relativamente altos. Esto sugiere una redistribución más uniforme del daño sobre una huella de mayor superficie, lo que reduce la concentración de esfuerzos locales. Asimismo, el contacto prolongado favorece el establecimiento de un equilibrio triboquímico más estable, en el cual la formación de tribocapas continuas amortigua los efectos destructivos del contacto mecánico repetitivo.

Otro factor relevante es la influencia del entorno tribocorrosivo húmedo de agua de mar sintética. A diferencia de los ensayos en seco, el electrolito presente en las pruebas tribocorrosivas reduce el coeficiente de fricción por su efecto lubricante, y además facilita la expulsión de productos de desgaste del sistema tribológico. Esto evita la acumulación de partículas cerámicas sueltas en la zona de contacto, minimizando la acción abrasiva típica de los sistemas de desgaste a tres cuerpos. Como resultado, el daño mecánico directo observado en el compuesto TiC/Ni-20Cr es considerablemente menor en comparación con las pruebas

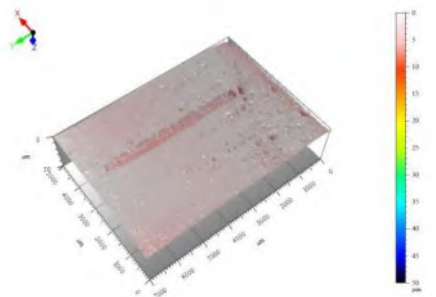
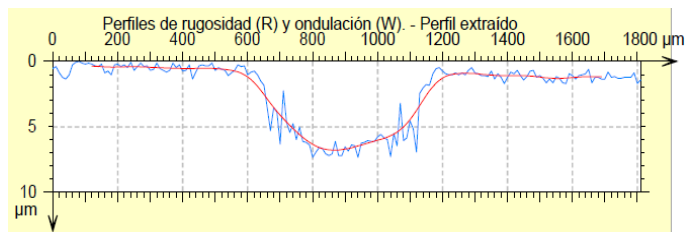
de desgaste en seco, pese a la fractura localizada de partículas cerámicas inducida por los esfuerzos cíclicos.



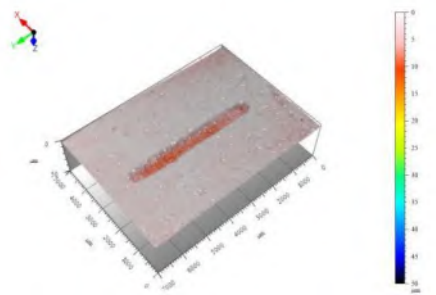
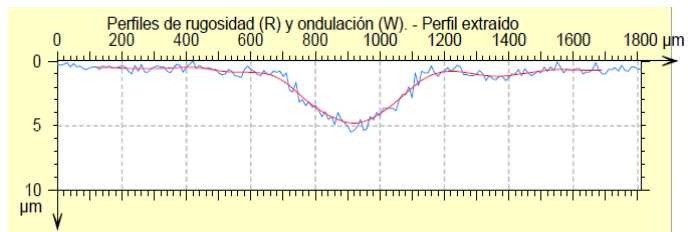
a) 4 N, 15 mm/s, 70 m



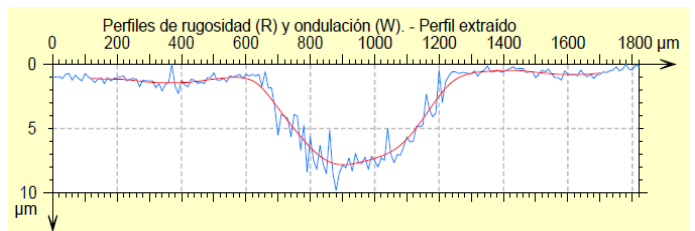
b) 12 N, 15 mm/s, 70 m

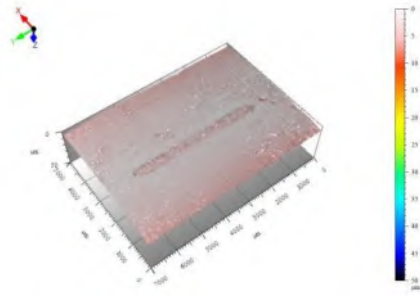


c) 4 N, 15 mm/s, 340 m

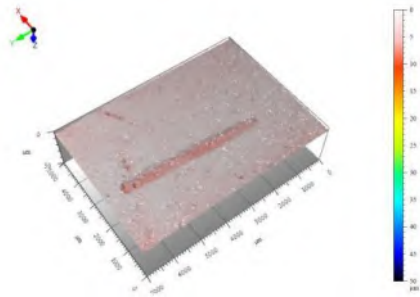
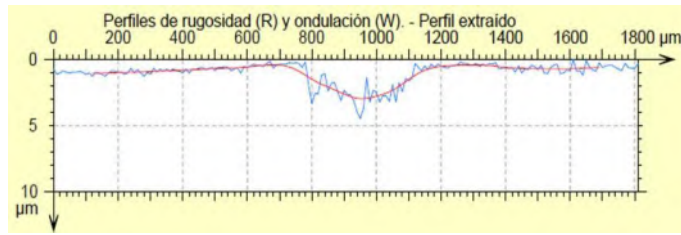


d) 12 N, 15 mm/s, 340 m

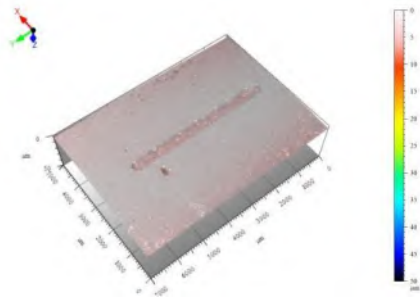
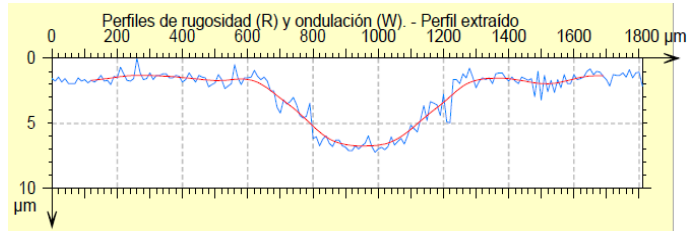




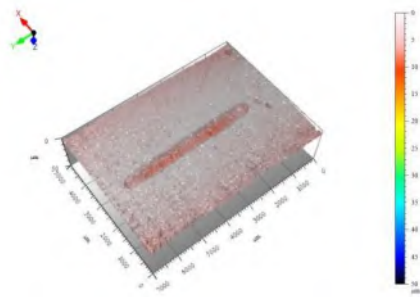
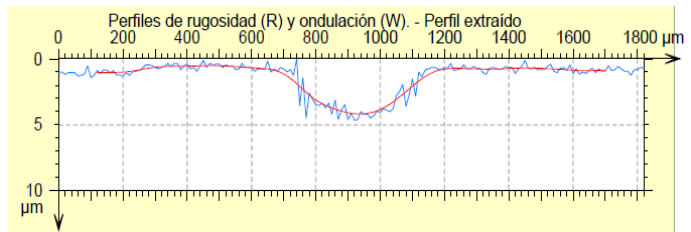
e) 4 N, 30 mm/s, 140 m



f) 12 N, 30 mm/s, 140 m



g) 4 N, 30 mm/s, 680 m



h) 12 N, 30 mm/s, 680 m

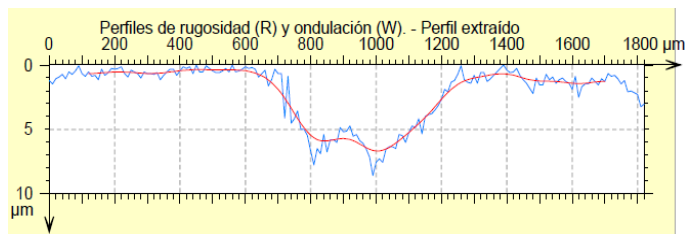


Figura 4.76 Perfilometría de la huella de tribocorrosión limpia del compuesto TiC/Ni-20Cr a) 4 N 15 mm/s 90 m, b) 12 N, 15 mm/s 90 m, c) 4 N 15 mm/s 360 m, d) 12 N 15 mm/s 360 m, e) 4 N 30 mm/s 175 m, f) 12 N 30 mm/s 175 m, g) 4 N 30 mm/s 715 m y h) 12N 30 mm/s 715.

Tabla 4.21 Perfilometría de tribocorrosión en compuesto TiC/Ni-20Cr con limpieza química.

Ensayo (carga, velocidad, distancia)			Superficie (μm^2)	Volumen perdido (mm^3)	Máxima profundidad/ altura (μm)	Media profundidad/ altura (μm)	Tasa de desgaste K ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$)
4 N	15 mm/s	70 m	1.48	0.0030	19.2	2.00	0.82×10^{-5}
12 N	15 mm/s	70 m	2.42	0.0086	16.6	3.55	0.79×10^{-5}
4 N	15 mm/s	340 m	2.44	0.0056	17.6	2.32	0.39×10^{-5}
12 N	15 mm/s	340 m	2.89	0.0129	18.4	4.49	0.30×10^{-5}
4 N	30 mm/s	140 m	1.93	0.0039	11.2	2.02	0.56×10^{-5}
12 N	30 mm/s	140 m	2.46	0.0073	12.1	2.98	0.35×10^{-5}
4 N	30 mm/s	680 m	2.04	0.0046	13.8	2.26	0.16×10^{-5}
12 N	30 mm/s	680 m	2.76	0.0109	14.3	3.96	0.13×10^{-5}

A partir de la comparación y análisis de las Tablas 4.20 y 4.21, referentes a los valores de volumen perdido y tasa de desgaste K , se observa que, aun cuando el compuesto presentó mayores volúmenes perdidos en ciertas condiciones, la tasa de desgaste, que normaliza el volumen respecto a carga y distancia, fue sistemáticamente menor en el compuesto TiC/Ni-20Cr que en la aleación Ni-20Cr, especialmente en condiciones de mayor distancia de deslizamiento. Esto es científicamente relevante, ya que indica que el compuesto TiC/Ni-20Cr presenta una mejor capacidad de estabilización superficial a largo plazo, atribuible al desarrollo progresivo de tribocapas densas formadas por la compactación de productos de corrosión, óxidos metálicos y fragmentos cerámicos. Estas tribocapas actúan como barreras físicas y químicas que limitan la penetración del desgaste y moderan la acción corrosiva del electrolito.

Por ejemplo, a 12 N, 30 mm/s y 680 m, el compuesto presentó una tasa de desgaste de $0.13 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, mientras que la aleación mostró un valor menor de volumen perdido pero una tasa superior en condiciones menos severas ($0.69 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ a 140 m). Esto evidencia que la aleación responde de forma más sensible a las condiciones de carga y no desarrolla tribocapas protectoras con la misma eficacia que el compuesto.

En condiciones iniciales o con menor tiempo de exposición (por ejemplo, 70 m de deslizamiento), las tasas de desgaste fueron más altas en ambos materiales, pero el compuesto mantuvo valores relativamente más bajos o comparables. Por ejemplo, a 4 N y 15 mm/s, la

tasa de desgaste fue de $0.82 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para el compuesto y $0.74 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ para la aleación, una diferencia relativamente baja que sugiere que, siempre que las partículas de TiC estén bien distribuidas y adheridas, el material compuesto ofrece buena resistencia.

Cabe destacar que, además del refuerzo cerámico de TiC, la caracterización microestructural del compuesto evidenció la presencia de fases duras adicionales, como Cr_2C_3 , distribuidas en la matriz. Esta característica contribuye a aumentar la dureza del sistema, reduciendo la deformación plástica localizada y limitando la transferencia de material metálico hacia la bola de alúmina contraparte. La presencia de estas fases secundarias endurecedoras también favorece una respuesta más robusta frente al ataque tribocorrosivo del compuesto fabricado. Estos resultados son relevantes para aplicaciones en ambientes tribocorrosivos, ya que el compuesto TiC/Ni-20Cr puede ofrecer mejor desempeño en ciclos prolongados y bajo condiciones severas, siempre que se controle adecuadamente su microestructura y porosidad.

4.13 Evaluación subsuperficial de Ni-20Cr y TiC/Ni-20Cr tras tribocorrosión

Las imágenes de microscopía electrónica de la Figura 4.77 corresponden a cortes transversales que muestran la subsuperficie de la aleación Ni-20Cr tras los ensayos de tribocorrosión, es decir, el plano perpendicular a la superficie tribocorroida. El análisis se centra en los posibles efectos del daño inducido por la acción sinérgica del desgaste y la corrosión, evaluando fenómenos como deformación plástica subsuperficial, nucleación de microgrietas, delaminación interna o afectación de interfaces.

En las micrografías no se observan evidencias claras de deformación plástica localizada en la subsuperficie, ni formación de zonas afectadas por microgrietas o delaminación interna en los primeros micrómetros bajo la huella de desgaste. Este comportamiento sugiere que, pese a la acción combinada de desgaste mecánico y ataque electroquímico, la aleación mantiene su integridad estructural bajo las condiciones evaluadas. Esto puede explicarse por la alta dureza y buena resistencia mecánica del Ni-20Cr, que le permiten soportar esfuerzos cíclicos sin inducir plastificación en el volumen afectado por contacto tribológico. Además, la posible formación de una capa pasiva protectora de óxidos

de cromo y níquel, como se observó en ensayos electroquímicos previos, puede haber limitado el ingreso del electrolito hacia regiones más profundas del material, reduciendo el impacto de la corrosión en la subsuperficie.

Este comportamiento contrasta con lo reportado por Papageorgiou y col. [185] en aleaciones NiCrMo-625, donde sí se documentó deformación plástica significativa en la subsuperficie al incrementar la carga aplicada, acompañada de acumulación localizada de material. En el caso de Ni-20Cr, la resistencia estructural frente al esfuerzo cíclico y la buena integridad superficial explican la estabilidad de la microestructura observada en sección transversal.

Por otra parte, en las micrografías correspondientes al compósito TiC/Ni-20Cr (Figura 4.79), se confirma la ausencia de deformación plástica apreciable en la matriz metálica, incluso bajo las condiciones tribocorrosivas más severas. Tampoco se evidencian grietas internas, bandas de cizalladura o zonas de delaminación entre las partículas de TiC y la matriz.

La razón principal de esta estabilidad se atribuye a la presencia de los refuerzos cerámicos de TiC y del carburo secundario Cr_2C_3 formado durante el proceso de infiltración, los cuales aumentan significativamente la dureza y reducen la susceptibilidad del sistema compuesto a sufrir deformación localizada. Estos refuerzos dispersos no solo soportan carga mecánica, sino que limitan la propagación de esfuerzos hacia la matriz, disipando energía de forma más eficiente que la aleación sin reforzar.

No obstante, se identifican poros interfaciales distribuidos en la región subsuperficial, no visibles en la caracterización previa en plano longitudinal. Estos poros, de forma elongada y orientación variable, se originan durante el proceso de infiltración y son revelados por el corte transversal perpendicular al eje de fabricación. Aunque actualmente no intersectan la superficie expuesta al electrolito, su proximidad a la interfaz puede representar un riesgo potencial en aplicaciones reales, ya que, bajo condiciones de servicio prolongadas o más agresivas, podrían actuar como sitios de iniciación de corrosión localizada o fatiga térmica.

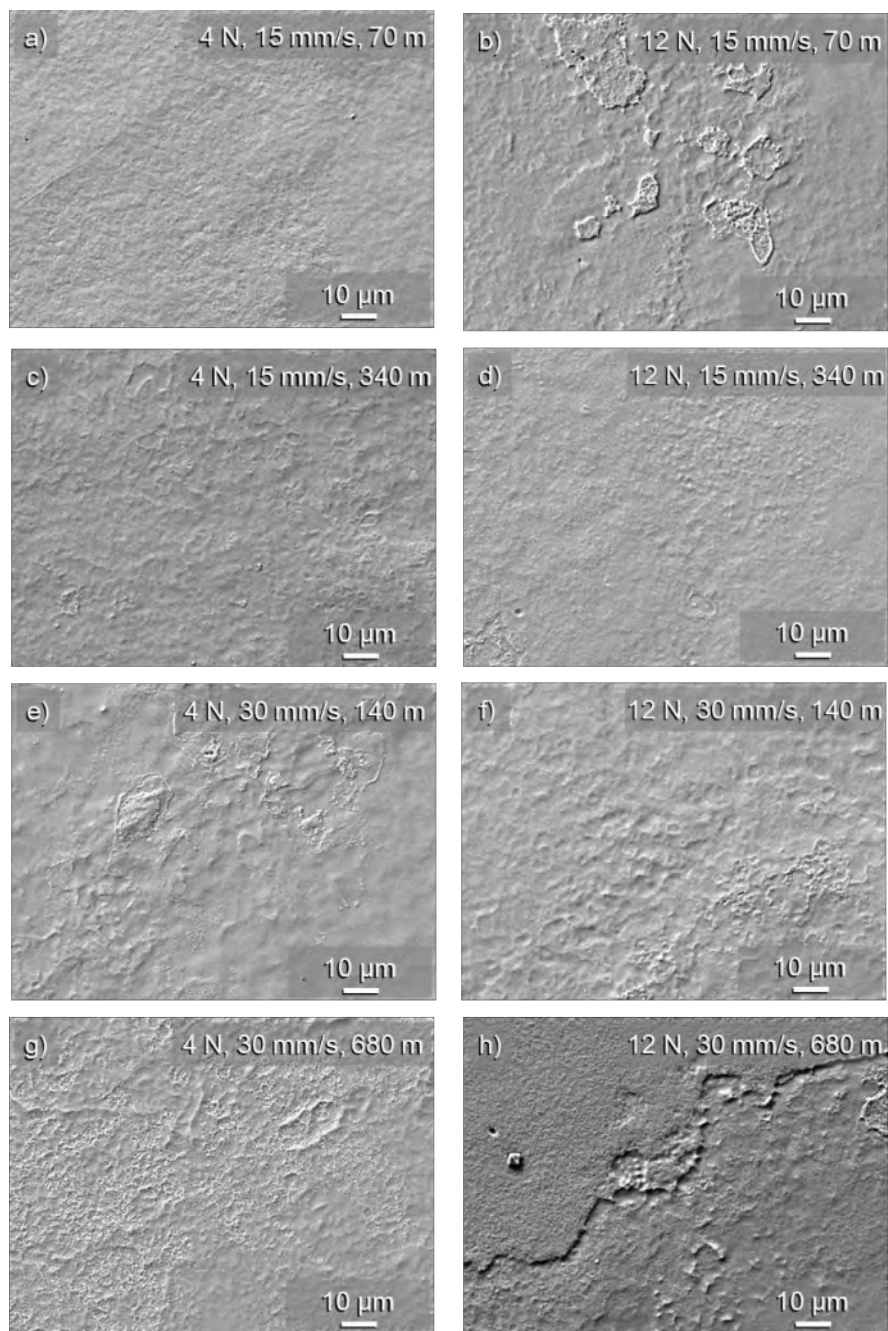


Figura 4.77 Sección transversal de la aleación Ni-20Cr tras tribocorrosión. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m, h) 12 N, 30 mm/s, 715 m

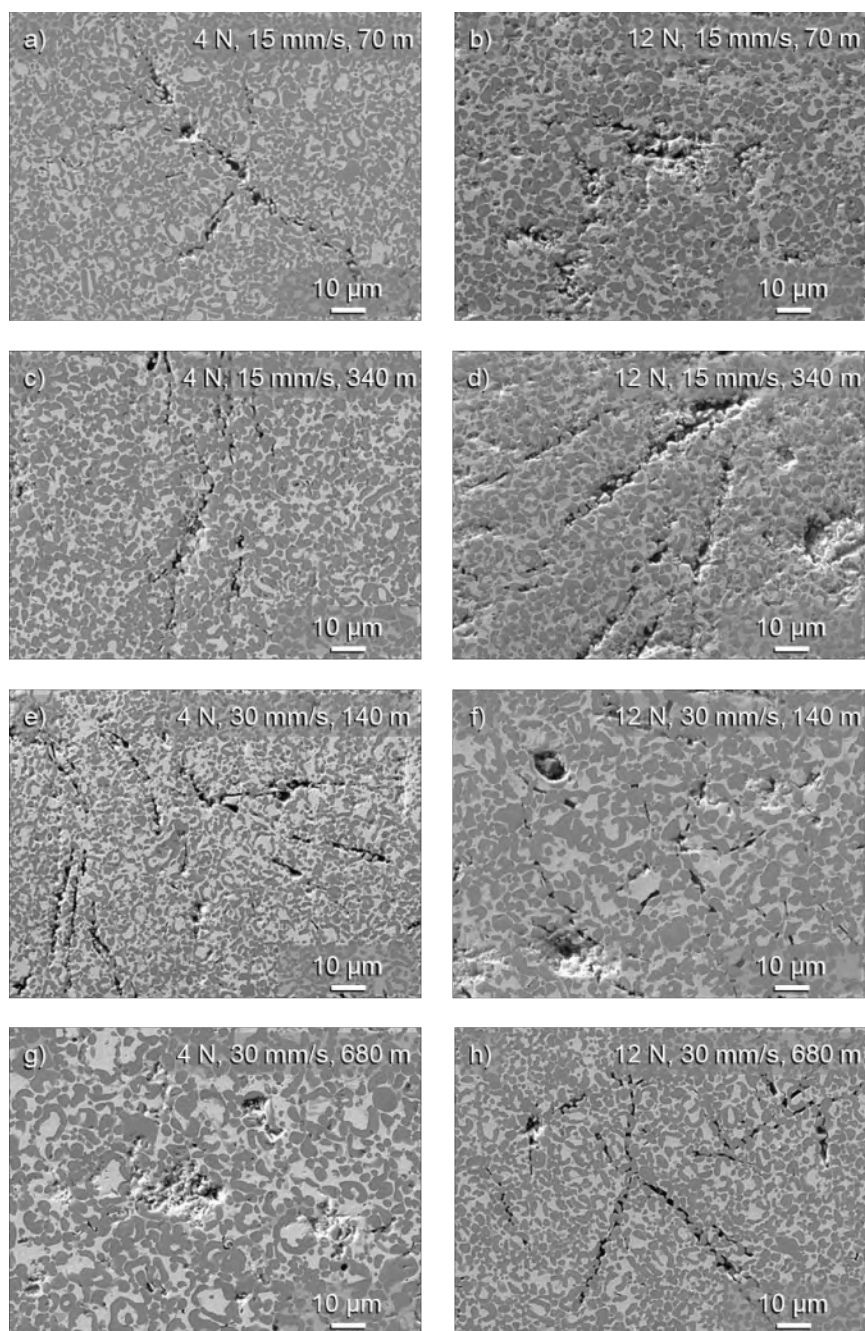


Figura 4.78 Sección transversal del compuesto TiC/ Ni-20Cr tras tribocorrosión. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m, h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

Cabe señalar que las partículas de TiC no mostraron signos de deformación ni fragmentación visible en la sección transversal. Su morfología irregular y redondeada es consistente con el mecanismo de disolución-precipitación que ocurre durante el proceso de infiltración, como se discutió previamente. Esta microestructura estable y bien integrada

refuerza la capacidad del compuesto para resistir la degradación tribocorrosiva sin comprometer su integridad subsuperficial. En conclusión, tanto la aleación Ni-20Cr como el compuesto TiC/Ni-20Cr mostraron alta estabilidad estructural en la subsuperficie, sin signos evidentes de deformación interna o falla inducida por la tribocorrosión.

4.14 Caracterización de las bolas contraparte tras ensayos de tribocorrosión

Se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido las superficies de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr, realizados en medio de agua de mar sintética. Las imágenes revelaron diferencias significativas en los mecanismos de desgaste y en los efectos tribológicos inducidos sobre la superficie de las bolas, en función del tipo de material enfrentado.

4.14.1 Análisis por microscopía electrónica en bolas utilizadas con la aleación Ni-20Cr

Las micrografías correspondientes a la aleación Ni-20Cr (Figura 4.79) muestran áreas extensas con transferencia de material metálico desde la muestra hacia la superficie de la bola. Esta adhesión es especialmente visible en condiciones de mayor carga y velocidad (por ejemplo, Figuras 4.79f–4.79h), donde se forman depósitos metálicos irregulares y zonas alisadas, evidencias de mecanismos dominados por adhesión y fatiga por contacto repetido.

Asimismo, pueden identificarse microgrietas y parches delaminados en algunos sectores, lo que sugiere que, bajo condiciones tribocorrosivas intensas, parte del material adherido se ve sometido a esfuerzos cíclicos que lo desprenden posteriormente, generando desgaste por delaminación. Esta combinación de adhesión inicial seguida por fatiga superficial puede deberse a la relativa menor dureza de la aleación y a la limitada capacidad de formación de tribocapas estables que actúen como barrera protectora frente al contacto directo.

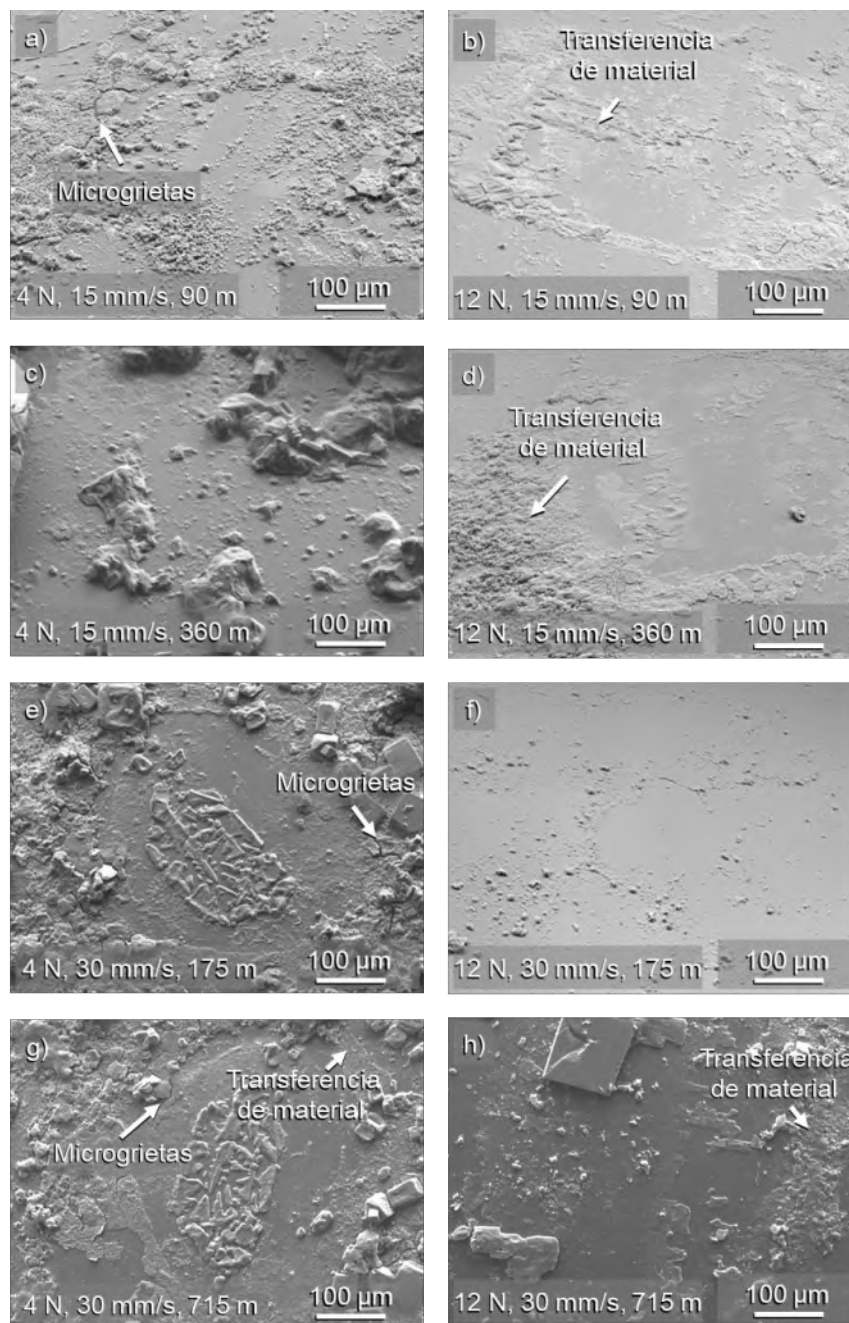


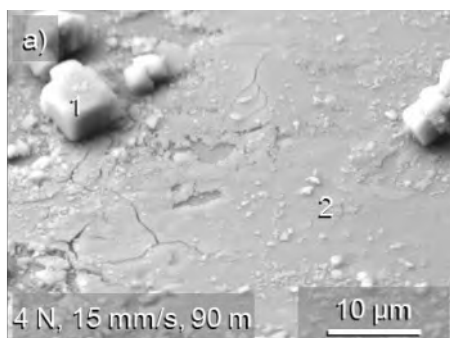
Figura 4.79 Micrografías SEM de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con la aleación Ni-20Cr en medio de agua de mar sintética. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

La Figura 4.80 muestra los análisis de espectroscopía de energía dispersiva (EDS) realizados sobre la superficie de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con la aleación Ni-20Cr, bajo condiciones extremas: 4 N – 15 mm/s

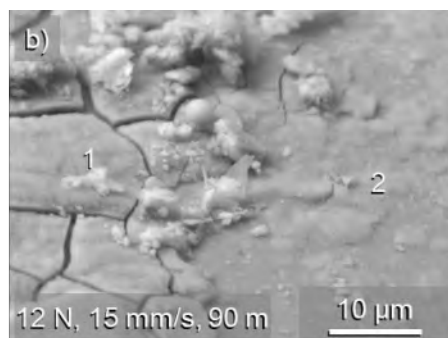
y 12 N – 30 mm/s. Las micrografías revelan una morfología superficial irregular, con la presencia de partículas de tamaño entre 1 y 10 μm adheridas a la superficie de las bolas. Los espectros EDS indican que estas partículas están compuestas por elementos provenientes del electrolito de agua de mar sintética (Na, Cl, Mg, S), junto con oxígeno y trazas de níquel y cromo. Esta composición sugiere que los residuos corresponden a una combinación de productos de corrosión metálica, particularmente óxidos de Ni y Cr, junto con precipitados salinos del medio, que se depositan en la superficie cerámica durante la interacción tribocorrosiva.

Se identificaron zonas con fracturas parciales de las capas adheridas, probablemente debido a esfuerzos de cizallamiento inducidos por el contacto mecánico repetitivo y la acción electroquímica simultánea. No obstante, en la condición de 12 N – 30 mm/s (Figura 4.80h), se observa una cantidad notablemente menor de depósitos en comparación con otras condiciones. Esta reducción en la acumulación superficial no se debe a un mayor desgaste, sino al hecho de que esta condición experimental, caracterizada por mayor carga y distancia de deslizamiento (12 N, 30 mm/s, 680 m), generó la menor tasa de desgaste (Tabla 4.20). Bajo estas circunstancias, se confirma que la formación de una tribocapa estable y adherente actuó como barrera efectiva frente al desgaste mecánico y la degradación electroquímica, al limitar tanto la transferencia de material hacia la bola como la adhesión de residuos, lo que confirma su papel protector en etapas avanzadas del deslizamiento.

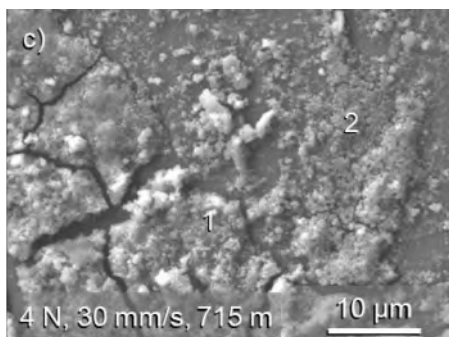
Este comportamiento ha sido documentado previamente en estudios sobre tribología en medios corrosivos [189], donde se ha reportado que ciertos compuestos metálicos pueden formar capas de óxidos compactos y protectores bajo condiciones de fricción prolongada, disminuyendo tanto el desgaste como la transferencia de material hacia el cuerpo contraparte.



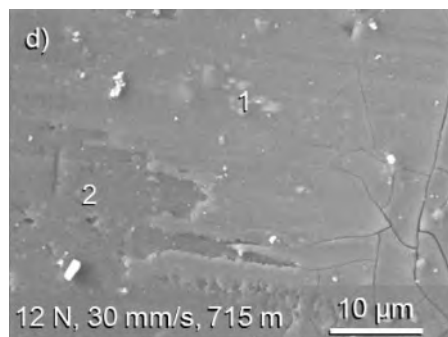
	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	7.8	58.9
O	22.7	1.3
Na	23.5	-
Al	-	36.0
Cl	44.1	1.7
Cr	0.8	1.8
Ni	1.1	0.3



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	4.5	4.8
O	65.3	58.2
Mg	7.1	1.4
Al	3.0	32.1
S	2.5	-
Cl	7.4	0.9
Ca	0.5	-
Cr	4.9	0.8
Ni	4.8	1.8



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
O	52.6	46.6
Mg	13.1	5.7
Al	2.6	39.5
S	2.0	0.9
Cl	13.1	5.5
Ca	0.6	
Cr	10.6	1.3
Ni	5.4	0.5



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
O	49.7	51.2
Mg	3.2	
Al	33.4	48.3
S	1.4	
Cl	4.9	
Cr	3.1	
Ni	4.3	
Zr		0.5

Figura 4.80 Análisis EDS sobre la superficie de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con la aleación Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 30 mm/s, 715 m; d) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

4.14.2 Microscopia electrónica en bolas utilizadas con compuesto TiC/ Ni-20Cr

En contraste con los resultados de la aleación sin reforzar, las micrografías de las bolas que interactuaron con el compuesto TiC/Ni-20Cr (Figura 4.81) muestran una morfología diferente. En general, se observa menor transferencia de material adherido y una superficie con presencia de líneas de contacto y rastros de abrasión. Esto indica que, en este caso, el desgaste fue dominado por un mecanismo abrasivo de alta severidad, promovido por las partículas cerámicas de TiC que, al desprenderse parcialmente del compuesto, pueden quedar atrapadas en la interfaz de contacto, generando un sistema tribológico de tres cuerpos.

Además, es importante destacar que no se evidencian zonas extensas de recubrimiento metálico como en la Ni-20Cr, lo que implica que el compuesto posee menor tendencia a sufrir transferencia plástica de su matriz metálica hacia la bola. Esto puede atribuirse a su alta dureza global y a la distribución efectiva de partículas cerámicas que limitan la deformación y reducen la adhesión.

Estos hallazgos sobre la morfología y composición superficial de las bolas contraparte de alúmina son consistentes con el comportamiento observado en la tasa de desgaste reportada en las Tablas 4.20 y 4.21. En dicho análisis se concluyó que la tasa de desgaste, normalizada respecto a la carga y distancia de deslizamiento, fue sistemáticamente menor en el compuesto TiC/Ni-20Cr en comparación con la aleación Ni-20Cr, particularmente bajo condiciones de mayor severidad tribocorrosiva.

Como se evidencia en la Figura 4.81, en el caso de la condición más exigente (12 N, 30 mm/s, 680 m), la superficie de la bola contraparte muestra huellas definidas, con material desplazado hacia el perímetro de la zona de contacto. Este patrón sugiere una interacción lubricante del medio electrolítico (agua de mar sintética), que facilita la redistribución del material desprendido y contribuye a evitar una concentración localizada del desgaste. A la vez, la bola sufre desgaste evitando mayor penetración en la superficie del compuesto. La menor tasa de desgaste del compuesto en condiciones prolongadas se explica por su mayor capacidad de estabilización superficial.

En la Figura 4.82 se muestran los resultados del análisis EDS realizado en las superficies de las bolas de alúmina en la tribocorrosión del compuesto TiC/Ni-20Cr.

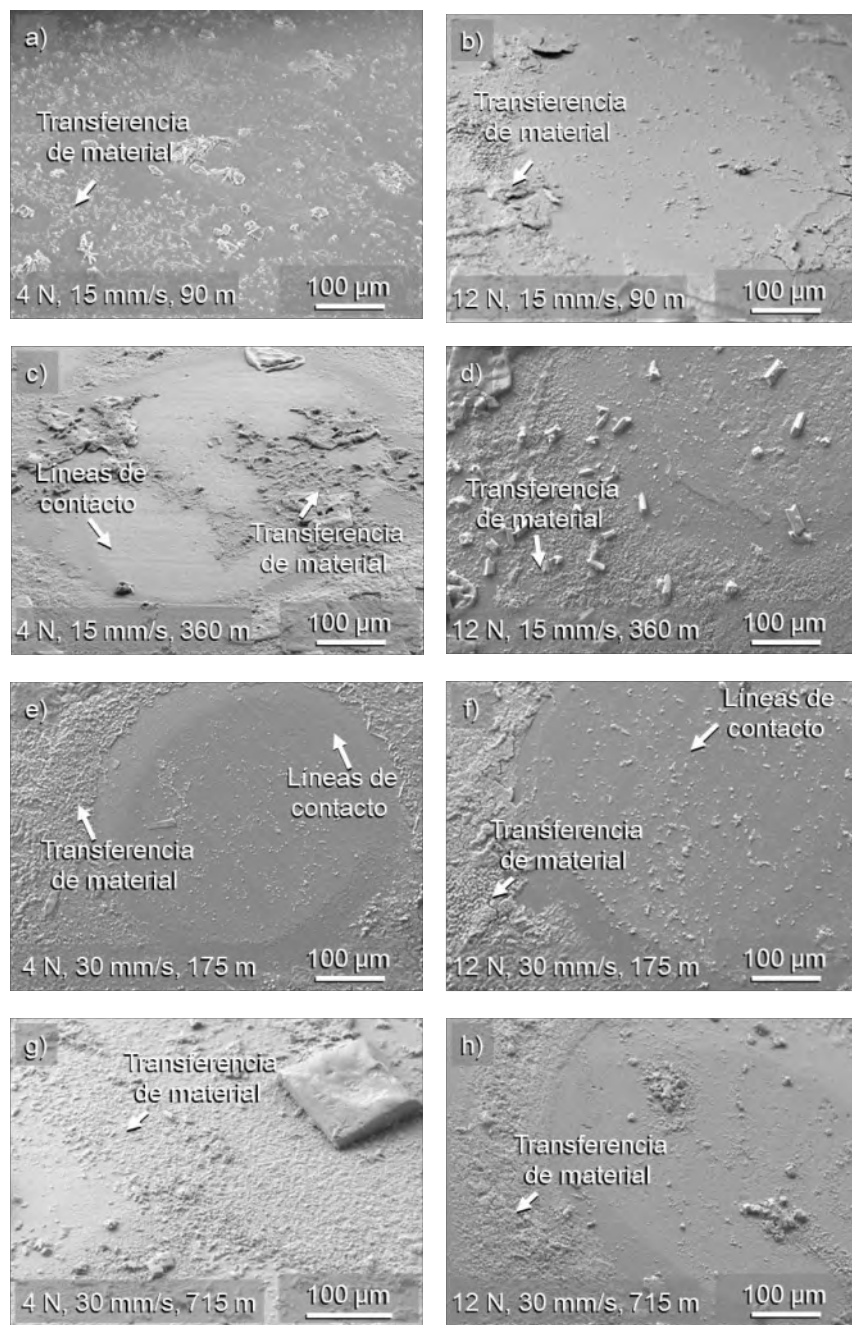


Figura 4.81 Micrografías SEM de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 15 mm/s, 360 m; d) 12 N, 15 mm/s, 360 m; e) 4 N, 30 mm/s, 175 m; f) 12 N, 30 mm/s, 175 m; g) 4 N, 30 mm/s, 715 m; h) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

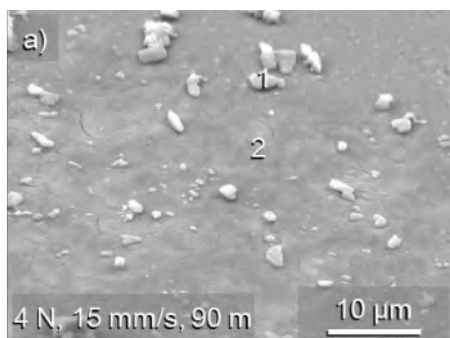
El análisis EDS corresponde a ensayos realizados en agua de mar sintética bajo condiciones extremas (4 N – 15 mm/s y 12 N – 30 mm/s). En cada imagen se evaluaron dos

zonas distintas: una dentro de la región plana expuesta directamente al desgaste, y otra en la periferia de la huella, donde se acumularon residuos.

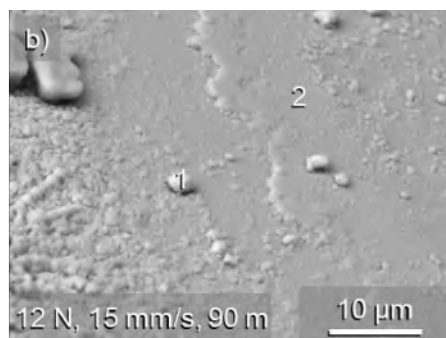
En la zona central de contacto, los espectros muestran predominantemente la composición de la alúmina (Al_2O_3), aunque se detectan residuos de sales del electrolito transferidas durante el ensayo. En contraste, las zonas periféricas evidencian una capa adherida más rica en elementos como Na, Cl, Mg y Ca, propios del medio marino sintético, además de oxígeno, lo que sugiere la presencia de óxidos metálicos derivados de procesos de corrosión. Asimismo, se identificaron señales de níquel y cromo (de la matriz del compuesto), así como titanio y carbono, lo que confirma la transferencia de partículas de TiC a la bola contraparte.

Particularmente, en las condiciones más severas (12 N, 30 mm/s), se observa que los depósitos están compuestos principalmente por sales y productos del electrolito, con ausencia clara de níquel y cromo. Además, se detecta un incremento de la señal de aluminio, lo que sugiere abrasión directa del material cerámico de la bola. Esto indica que la pérdida de material en el compuesto no solo genera fragmentos que son expulsados, sino que algunos quedan adheridos a la bola, contribuyendo a un mecanismo de desgaste por abrasión de tres cuerpos. Este efecto ha sido descrito también por Papageorgiou et al. [185] quienes demostraron que bajo cargas elevadas, los fragmentos de desgaste generados actúan como agente abrasivo adicional.

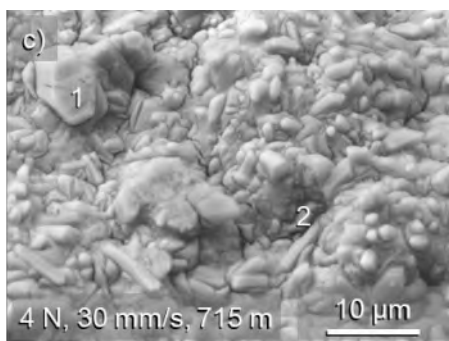
Finalmente, bajo la condición más exigente (12 N, 30 mm/s, 680 m), se infiere que la formación de una tribocapa protectora en la superficie del compuesto limita significativamente la penetración de la bola y reduce la acción corrosiva del medio, desacelerando la progresión del daño. Este comportamiento reafirma la ventaja del compuesto TiC/Ni-20Cr frente a la aleación Ni-20Cr en entornos tribocorrosivos prolongados, donde la resistencia sinérgica a la fricción y la corrosión es esencial.



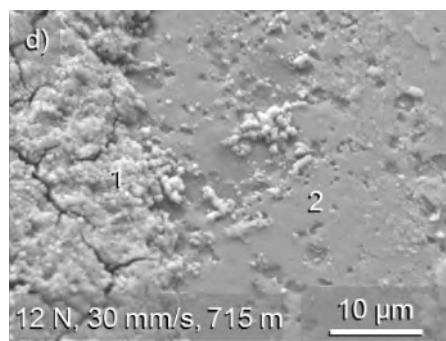
	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	13.9	4.4
O	39.8	64.0
Na	8.6	-
Mg	-	2.0
Al	17.9	13.3
Cl	14.7	0.7
Ca	5.1	1.6
Ti	-	8.9
Cr	-	4.0
Ni	-	1.1



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	2.8	6.1
O	72.5	68.4
Mg	3.3	-
Al	3.3	25.2
S	0.9	-
Cl	2.9	-
Ti	7.1	-
Cr	3.0	-
Ni	4.2	-
Zr	-	0.3



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	4.3	8.2
O	67.9	59.9
Mg	4.6	11.3
Al	-	2.1
S	8.4	5.3
Cl	4.0	9.6
Ca	10.8	3.6



	EDS (1) % at.	EDS (2) % at.
C	3.4	5.4
O	61.7	60.4
Mg	7.3	1.3
Al	4.9	30.7
S	0.9	-
Cl	8.7	2.2
Ti	6.9	-
Cr	2.9	-
Ni	3.3	-

Figura 4.82 Análisis EDS sobre la superficie de las bolas de alúmina utilizadas como contrapartes en los ensayos de tribocorrosión con el compuesto TiC/Ni-20Cr. a) 4 N, 15 mm/s, 90 m; b) 12 N, 15 mm/s, 90 m; c) 4 N, 30 mm/s, 715 m; d) 12 N, 30 mm/s, 715 m.

Capítulo 5

CONCLUSIONES

- Las variables seleccionadas en el proceso de fabricación del material compuesto TiC/Ni-20Cr de temperatura a 1450 °C por un tiempo de 10 minutos permitieron obtener materiales compósitos con densidad de 5.9 g/cm³ y porosidad residual del 2.1 %. Así como distribución homogénea de las partículas de refuerzo, lo que permitió obtener propiedades isotrópicas en el material.
- Los análisis de microscopia realizados en el material compuesto demostraron la buena unión entre las partículas cerámicas y la matriz metálica, mientras que los poros encontrados son poros cerrados. La técnica de difracción de rayos X detectó la formación de interfases en zonas cercanas al refuerzo de TiC identificadas como Cr₃C₂ y Ti₂Ni formados debido al proceso de disolución-precipitación del TiC, lo que generó a su vez redondeamiento de las partículas.
- La dureza de la aleación Ni-20Cr fue de 158 HV y para el compuesto TiC/Ni-20Cr de 892 HV lo cual representa un aumento del 564 % respecto a la matriz metálica, debido a que las partículas de TiC y la formación de la interfaz dura de Cr₃C₂ durante el proceso de infiltración impiden la deformación en el compuesto. El módulo de elasticidad de la aleación fue de 202.72 GPa y para el compuesto de 253.23GPa con coeficiente de Poisson de 0.3. Se realizaron cálculos de resistencia al corte efectiva de la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr, siendo de 468.04 y 296.28 MPa respectivamente. De las micrografías obtenidas de los ensayos se encontró baja deformación plástica en la matriz a pesar de la fractura ocasionada en las partículas de TiC hay poco desprendimiento de cerámico lo que indica la buena unión de la matriz con el refuerzo.
- Las curvas de polarización del compuesto presentaron un comportamiento mixto, es decir, un proceso de transferencia de carga influenciado por un proceso de transferencia de masa o del oxígeno del seno de la solución a la superficie. Mientras que para la aleación se presentó un proceso de transferencia de masa con una densidad

de corriente limite. Los análisis cuantitativos permitieron conocer los valores de V_{corr} encontrándose que la mayor fue a 6 h de exposición para ambos materiales estudiados. Entre ambos materiales estudiados la mayor V_{corr} fue para el compuesto TiC/Ni-20Cr debido a que las partículas rompen la continuidad de la capa pasiva formada sobre el material además que las interfases formadas en las zonas cercanas al TiC presentan potenciales electroquímicos distintos a la matriz o al refuerzo, asimismo los poros existentes en el compuesto producen un mecanismo de corrosión por celda de aireación diferencial causando una diferencia en la concentración de oxígeno en la zona y por tanto generando sitios preferenciales de iniciación de corrosión.

- Con los estudios de espectroscopia de impedancia electroquímica se encontró en el compuesto la formación solamente de una constante de tiempo indicando un proceso de transferencia de carga, a diferencia de la matriz metálica en la que se detectaron dos constantes de tiempo ocurriendo un proceso de formación de película a bajas frecuencias y transferencia de carga a altas frecuencias generando además la formación de una capa pasiva uniforme. El alto contenido partículas cerámicas utilizadas como refuerzo causan discontinuidad en la superficie del material compuesto lo que a su vez impide la formación de una capa homogénea de productos de corrosión en la superficie.
- Los estudios de DRX permitieron identificar los óxidos formados durante el proceso de corrosión $Ni_{1.334}O_2$, Cr_2O_3 y Ni_2O_3 mientras que en el compuesto no se alcanzaron a detectar picos correspondientes a los óxidos formados por lo que es posible que los óxidos se desprendieron de la superficie sin poder recuperar del electrolito.
- De los análisis de desgaste en seco se encontró que el COF fue ligeramente menor en el compuesto que en la aleación, esto debido a que el desprendimiento de partículas cerámicas en combinación con los productos de desgaste formados en el compuesto se compactó sobre la superficie desgastada y protegió a la superficie de mayor desgaste, pero al desprenderse nuevamente se genera un proceso de desgaste de tres cuerpos en el que los productos de desgaste desprendidos causa desgaste abrasivo.

Además la fricción generada durante el desgaste causa aumento en la temperatura de la superficie y por tanto se produce la formación de óxidos sobre el material, de los EDS realizados se encontró alto porcentaje atómico de oxígeno que confirman la generación de óxidos sobre la superficie que fueron detectados en DRX como Cr_2O_3 , CrO_2 , CrO , NiCr_2O_4 y NiO , mientras que para el compuesto los óxidos detectados fueron TiO_2 , $\text{Ti}_4\text{Cr}_2\text{O}_9$, Ti_5O_9 y Ni_5TiO_7 , de las micrografías se aprecia formación de microgrietas y microcanales en la huella de desgaste.

- Los cortes transversales realizados en las muestras de desgaste en seco de la aleación mostraron ligera deformación plástica en la superficie, siendo más notable al aumentar la carga. Por otro lado, en el compuesto no mostró deformación, debido a la alta dureza del TiC que impiden la deformación de la matriz, en virtud del alto porcentaje de refuerzo y distribución homogénea dado el método de fabricación del compuesto.
- Los perfiles obtenidos del desgaste en seco demostraron un aumento en área desgastada y volumen perdido al aumentar las condiciones de carga aplicada y velocidad de deslizamiento. Nuevamente se demostró la importancia de la presencia de las partículas cerámicas en el material compuesto, las cuales impiden la deformación de la matriz metálica y por tanto menor volumen perdido del compuesto respecto a la matriz. La aleación Ni-20Cr presentó una profundidad mayor que el compuesto TiC/Ni-20Cr y por tanto mayor pérdida de volumen. Aunque en el caso del compuesto los perfiles fueron irregulares además de presentar en algunas condiciones material adherido sobre la huella de desgaste, proveniente de la combinación de óxidos formados por el desgaste, así como partículas desprendidas de TiC .
- Los ensayos de tribocorrosión de la aleación presentaron una densidad de corriente límite con constantes oscilaciones debido a la competencia generada entre la remoción y recuperación de la capa pasiva durante el desgaste generado en los ensayos de tribocorrosión. Mientras que para el material compuesto se produjo un proceso de traspasivación lo que indica que ocurrió I) densidad de corriente límite

debido a la formación de película pasiva, II) rompimiento de la capa pasiva continuando con un proceso mixto hasta alcanzar la recuperación de la capa pasiva alcanzando el proceso de traspasivación formando una segunda densidad de corriente límite. Los COF de ambos materiales estudiados disminuyeron en los ensayos de tribocorrosión respecto a los ensayos de desgaste en seco debido al efecto lubricante que se genera por el contacto con el agua de mar sintética.

- Los cortes transversales de las muestras ensayadas a la tribocorrosión no mostraron deformación en los materiales en la subsuperficie, en donde la alta dureza de las partículas de TiC impidió la deformación, los poros presentes correspondieron a la porosidad residual generada durante el proceso de fabricación. Sin embargo, estos poros pudieron haber aumentado de tamaño por efecto de la corrosión, en la que los iones Cl^- lograron penetrar al material desde la superficie expuesta al electrolito.
- La caracterización de la contraparte en los ensayos de tribocorrosión reveló el alto porcentaje atómico de sales provenientes del electrolito, así como adherencia de óxidos formados con níquel y cromo. Además de zonas con presencia de Ti y C proveniente de las partículas de refuerzo en forma de fragmentos por lo que se confirma la generación del mecanismo de desgaste a tres cuerpos en los ensayos de tribocorrosión del material compuesto.
- Los perfiles de rugosidad de las muestras de tribocorrosión fueron menores a $15\text{ }\mu\text{m}$, en el que el ancho de la huella fue entre 500 y $1\ 000\text{ }\mu\text{m}$ y longitud de $5\ 000\text{ }\mu\text{m}$ en las que el ancho y volumen de material perdido incrementó al aumentar la carga aplicada, además de presentar superficie irregular en toda el área escaneada por el perfilómetro debido a la corrosión generada en la superficie de la muestra no solo en el área de desgaste sino en toda el área expuesta al electrolito donde se generó únicamente proceso de corrosión electroquímica. Además de los productos de tribocorrosión sobre la superficie y los poros existentes también contribuyeron en las constantes irregularidades del perfil. Por lo que la limpieza mecánica y química realizada en las muestras tribocorroidas proporcionó perfiles con mayor precisión del volumen perdido.

- De los estudios de propiedades térmicas realizados en la matriz y compuesto en un rango de estudio de temperatura ambiente a 800 °C, se determinó que el coeficiente de expansión térmica en el rango total para la matriz metálica Ni-20Cr fue de $16.774 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$. Dado el punto de inflexión detectado a 500 °C se determinaron los coeficientes en dos etapas, en la que para el rango de 25-500 °C el coeficiente fue de $16.038 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ y para el rango de 500-800 °C fue de $19.066 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ y para el compuesto el rango total de temperatura de 25-800 °C el cual fue de $10.703 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ y de $10.076 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ entre 25-500 °C y de $11.812 \times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ para el segundo rango de 500-800 °C en el caso del compuesto la expansión térmica comienza con el alargamiento de la matriz metálica hasta encontrarse con las partículas cerámicas las cuales impiden que se continúe con la libre expansión y por tanto el coeficiente de expansión térmica disminuyó.
- De los ciclos térmicos realizados se observó histéresis en cada uno de los materiales estudiados, con una diferencia máxima de deformación ($\Delta\epsilon$) a 500 °C, los cuales para la aleación Ni-20Cr fueron de 1.88×10^{-5} , 1.147×10^{-5} y 1.067×10^{-5} para el primer, segundo y tercer ciclo, respectivamente. En el caso del compuesto TiC/Ni-20Cr se presentó un aumento en la histéresis presentándose valores de 4.145×10^{-5} , 6.524×10^{-5} y 7.648×10^{-5} para cada uno de los ciclos. El esfuerzo residual plástico (ϵ_P) para la aleación y el compuesto fue de aproximadamente 0.01 %.
- La conductividad térmica fue estudiada de temperatura ambiente hasta los 800 °C en la temperatura máxima de estudio para el compuesto fue de 33.66 W/ m K mientras que para la aleación fue de 34.62 W/ m K, la disminución de la conductividad térmica en el compuesto se debe a los mecanismos de dispersión fonón/interfaz generados. En los que además la formación de interfaces, tamaño y volumen de las partículas cerámicas dificultan la transferencia de fonones.

APÉNDICE I

Propiedades termofísicas del compuesto TiC/Ni-20Cr

Cuando una muestra experimenta desgaste por deslizamiento, se produce un intercambio y liberación de calor entre las superficies en contacto debido al rozamiento. Esta elevación de la temperatura en el contacto puede influir en la respuesta al desgaste, especialmente por los fenómenos de deformación plástica bajo la carga tangencial. Aunque en la configuración experimental para estudiar el comportamiento del desgaste del material compuesto TiC/Ni-20Cr y de la aleación sin reforzar Ni-20Cr no se efectuó la medición de la temperatura in-situ del par de desgaste durante los ensayos, se determinaron las propiedades termofísicas del compuesto y de la aleación no reforzada. Las propiedades evaluadas fueron la conductividad térmica, el coeficiente de expansión térmico y la estabilidad dimensional a elevada temperatura. Todo ello con el propósito de comprender la estabilidad dimensional y la capacidad para disipar el calor del material compuesto TiC/Ni-20Cr.

I.1 Metodología experimental

La preparación de las muestras para el estudio de la conductividad térmica consistió en realizar cortes con una cortadora de disco de diamante para obtener secciones cuadradas de $1 \times 1 \text{ cm}^2$ de área y 2 mm de espesor, tanto de la aleación Ni-20Cr como del compuesto TiC/Ni-20Cr. Las muestras fueron pulidas a espejo en ambas caras. Se aplicó una capa de grafito en aerosol sobre las superficies para evitar la reflexión de la luz durante los ensayos de difusividad térmica llevados a cabo en el equipo *Netzsch LFA 467 HT HyperFlash*.

El método de pulsos láser, conocido como láser flash, consiste en calentar la superficie inferior de la muestra con un pulso de energía y registrar el cambio de temperatura experimentado por la superficie opuesta utilizando un detector infrarrojo. Las pruebas se realizaron en atmósfera dinámica de argón en un rango de temperatura de 30 °C a 800 °C, registrando los valores de difusividad térmica cada 100 °C. A partir de la difusividad térmica (D) y de la capacidad calorífica (C_p) determinadas simultáneamente por la técnica de pulso láser, se calculó la conductividad térmica (K) de los materiales para cada temperatura mediante la Ecuación I.1. Los ensayos se llevaron a cabo por duplicado, utilizando una muestra estándar de grafito como referencia para la validación de los resultados.

$$K = D \cdot C_p \cdot \rho \quad (\text{Ec. I.1})$$

Los coeficientes de expansión térmica de la aleación matriz Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr se midieron en un dilatómetro *NETZCH DIL-PCL 402*. La medición se realizó en probetas de 25 mm de longitud y una sección transversal de 4x4 mm². Las muestras se prepararon mediante corte con disco de diamante y acabado superficial de todas las caras por desbastado con lija de carburo de silicio grado 600 a partir de barras de la aleación y del compuesto infiltrado. La velocidad de calentamiento fue de 10 °C/min en un rango de temperatura de 25 °C hasta 800 °C bajo atmósfera dinámica de argón.

La estabilidad térmica dimensional del compuesto TiC/Ni-20Cr se evaluó también por el método de dilatometría en el equipo *NETZCH DIL-PCL 402*. Las muestras fueron sometidas a tres ciclos térmicos de calentamiento-enfriamiento continuos con la misma velocidad de 10 °C/min en el rango de temperatura ambiente hasta 800 °C. Este método permite identificar y cuantificar el cambio de los parámetros dimensionales de una muestra entre ciclos térmicos, proporcionando información valiosa sobre la estabilidad dimensional ante cambios de temperatura. La respuesta dimensional del compuesto frente a los ciclos térmicos se comparó con el comportamiento y estabilidad de la aleación matriz sin reforzar.

I.2 Análisis de la conductividad térmica

La Figura I.1 compara la conductividad térmica y la capacidad calorífica de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr en función de la temperatura. Se observa un incremento de la conductividad térmica con el aumento de la temperatura en ambos materiales. La conductividad térmica del compuesto TiC/Ni-20Cr fue mayor en todo el rango de temperatura, excepto a la máxima de 800 °C. Conforme se aumentó la temperatura, se redujo la diferencia de conductividad entre el compuesto y la aleación sin refuerzo. Una conducta similar fue reportada por la autora [66] para el mismo sistema compuesto TiC/Ni-20Cr, pero el cual, debido a las condiciones de procesamiento, presentó una porosidad final de 6.49% [151]. En dicho compuesto, la conductividad térmica a la temperatura de 800 °C fue de 30.3 W/m·K. El compuesto actual, con solo 2.1% de porosidad final, tuvo una conductividad térmica ligeramente mayor, e igual a 33.7 W/m·K.

En un estudio realizado por León y col. [40] en el sistema TiC/Ni, con una cantidad similar de refuerzo de carburo de titanio pero con matriz de níquel sin alear, se reportó una conductividad térmica de 46.3 W/m·K en el rango de temperatura de 25-700 °C. En este caso, la conductividad fue ligeramente mayor debido a que la matriz de níquel puro tiene menor impedimento para el flujo de electrones en el fenómeno de conducción térmica. Una de las razones por las que el refuerzo de TiC aumenta la conductividad térmica en los compósitos es porque su estructura cristalina permite el transporte eficiente de los fonones, que son los portadores de energía térmica. La estructura intersticial del TiC, que presenta una combinación de enlaces iónicos, metálicos y principalmente covalentes, permite su dispersión homogénea en todo el material, facilitando el transporte de energía térmica a través del compósito.

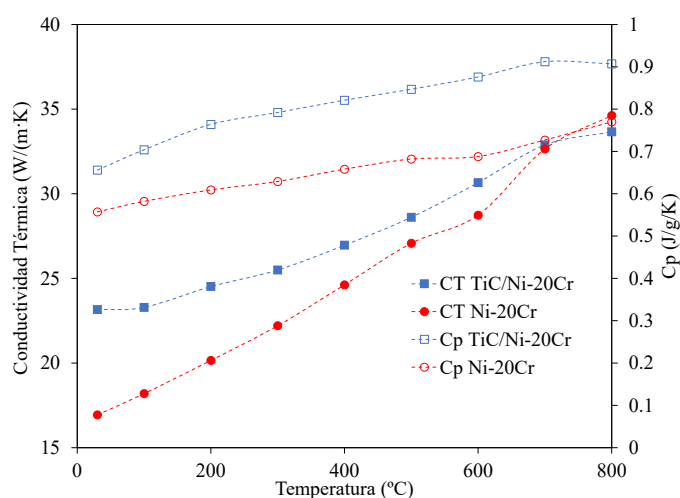


Figura I.1 Conductividad térmica y C_p de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr en función de la temperatura.

De la Figura I.1 se observa también un incremento de la capacidad calorífica (C_p) con la temperatura. El C_p del compuesto varió en el intervalo de 0.656 J/g·K a 0.907 J/g·K, mientras que el de la aleación varió en el intervalo de 0.557 J/g·K a 0.77 J/g·K. Como se explica en [40], a temperaturas moderadas, donde sólo existen unos pocos fonones, la conductividad térmica depende principalmente de la capacidad calorífica. En consecuencia,

al ser mayor el C_p del compuesto, su conductividad térmica fue mayor en comparación con la aleación sin reforzar.

Sin embargo, a medida que aumenta la temperatura, aumenta la densidad de fonones, lo que afecta el camino libre medio, especialmente en la fase matriz, debido a las barreras que representan las fases de carburo. Por lo tanto, la conductividad térmica del compuesto fue menor que la de la aleación a 800 °C. La presencia de interfaces, la formación de precipitados de Cr_3C_2 y el volumen y tamaño de las partículas cerámicas son las principales dificultades para la transferencia de fonones. A la máxima temperatura, la conductividad de la aleación fue mayor debido a mecanismos de dispersión de fonón/interfaz ocurridos en los compósitos [66].

I.3 Coeficiente de expansión térmica

La Tabla I.1 resume los valores del coeficiente de expansión térmico (CET) evaluado para la aleación Ni-20Cr sin refuerzo y para el compuesto TiC/Ni-20Cr. Se observó un ligero cambio en la pendiente de las curvas dilatométricas, lo que indicó un mayor grado de dilatación a partir de aproximadamente 500 °C. Por lo tanto, además del rango de medición de 25 °C a 800 °C, el CET también fue calculado para el rango lineal bajo de 25 °C a 500 °C y en el rango lineal alto de 500 °C a 800 °C.

Tabla I.1 Coeficiente de expansión térmico de la aleación Ni-20Cr y del compuesto TiC/Ni-20Cr

Material	CET (°C ⁻¹) (25-800 °C)	CET (°C ⁻¹) (25-500 °C)	CET (°C ⁻¹) (500-800 °C)
Ni-20Cr	16.774x10 ⁻⁶	16.038 x10 ⁻⁶	19.066 x10 ⁻⁶
TiC/Ni-20Cr	10.703x10 ⁻⁶	10.076 x10 ⁻⁶	11.812x10 ⁻⁶

Con el calentamiento, el cambio volumétrico que experimenta la aleación Ni-20Cr se debe al estiramiento de sus enlaces y vibración atómica. De manera lógica, la pendiente fue mayor en el rango de alta temperatura, con un incremento del 18.8% al pasar de un CET de 16.038x10⁻⁶ a 19.066x10⁻⁶. En el caso del material compuesto TiC/Ni-20Cr la dilatación

térmica comienza también con el alargamiento de la fase metálica, es decir, de la fase matriz Ni-Cr. Sin embargo, la fase refractaria del refuerzo TiC y el carburo Cr_3C_2 formado in-situ impidieron la libre expansión de la fase metálica. Como resultado, se observó que el CET del material compósito fue de aproximadamente dos terceras partes el CET de la aleación sin refuerzo. No obstante, el aumento del CET del rango de baja al rango de alta temperatura fue de 17.2%, un valor menor pero muy similar a lo observado en la aleación sin reforzar. Este análisis confirma que en el material compósito la fase metálica determina la expansión del material, a expensas de la reducción de la expansión volumétrica por el contenido de la fase refractaria dispersa. Se tiene entonces un compósito TiC/Ni-20-Cr con un CET moderado de $10.703 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ en el rango de 25 $^\circ\text{C}$ a 800 $^\circ\text{C}$.

Los CET evaluados están en el rango de valores reportados para aleaciones de níquel y compósitos de níquel con carburos. Abdullaev y col. [190] reportan un CET de $8.81 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ para níquel de alta pureza en el rango de alta temperatura de 1455-1757 $^\circ\text{C}$. Por su parte, Qi y col. [24], [160], reportan un CET de $13.06 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ para la aleación C-276 (Ni-15Cr-15Mo) en el rango de temperatura de 20-450 $^\circ\text{C}$, mientras que para la aleación reforzada con 60 % en volumen de TiC señalan un CET entre $8.914 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ a $9.204 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, según el contenido de 9 % a 12 % de Mo en la matriz. En una investigación similar al presente trabajo, León y col. [40] identificaron dos rangos de temperatura para el CET del sistema compósito TiC/Ni con 60 % en volumen de refuerzo, encontrando un CET de $9.52 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ en el rango de 50 $^\circ\text{C}$ a 500 $^\circ\text{C}$, y de $10.53 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ para el rango de 500 $^\circ\text{C}$ a 1000 $^\circ\text{C}$.

I.4 Estabilidad térmica dimensional

Las Figuras I.2 y I.3 muestran las curvas de dilatometría de los tres ciclos continuos de calentamiento-enfriamiento a que fueron expuestos la aleación Ni-20Cr sin refuerzo y el compósito TiC/Ni-20Cr, desde temperatura ambiente hasta 800 $^\circ\text{C}$. Las curvas presentan ligera histéresis por el apartamiento del cambio dimensional (dL/L_0) que sufren las trayectorias de calentamiento y enfriamiento entre ciclos térmicos. Dos parámetros definen la tensión térmica residual de una curva de histéresis: el parámetro de deformación máxima $\Delta\epsilon$ que cuantifica la amplitud de la separación entre las curvas de calentamiento y enfriamiento a una temperatura determinada, y el parámetro de tensión plástica residual ϵ_p ,

determinado por el ancho de la histéresis de la curva al final de cada ciclo, y que representa el cambio dimensional final de la muestra [191], [192]

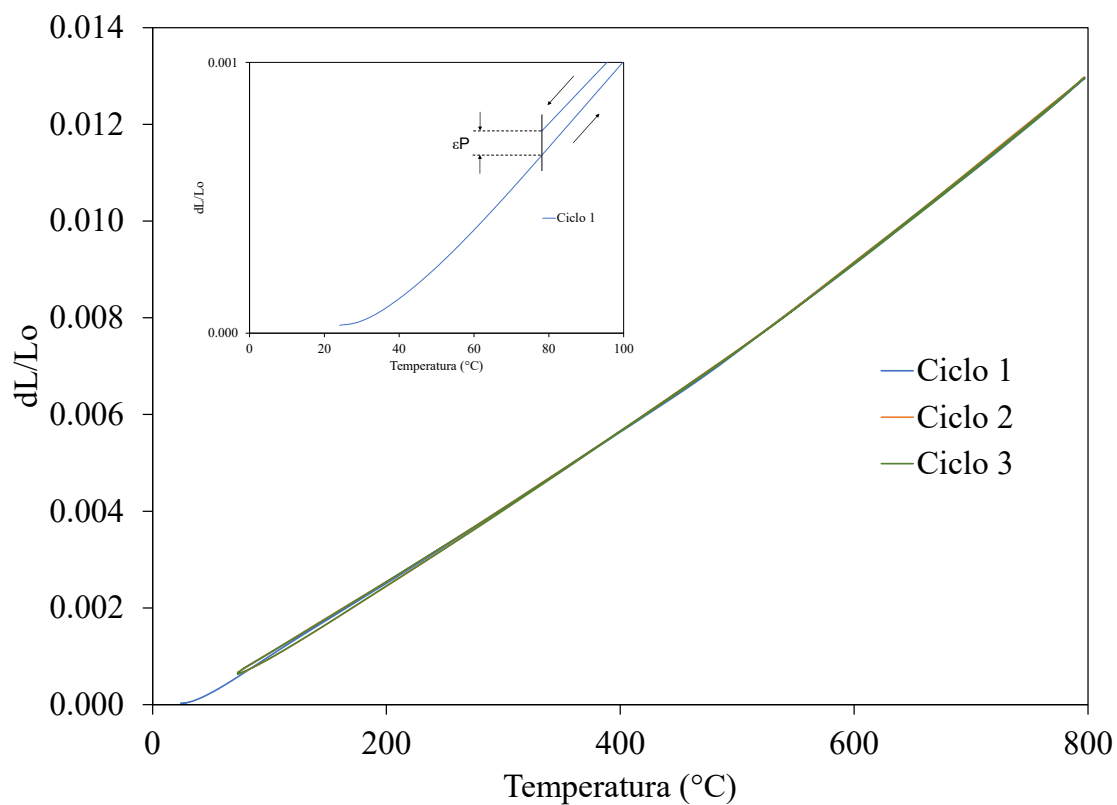


Figura I.1 Curvas de histéresis del cambio dimensional (dL/L_0) observado durante el calentamiento y enfriamiento de la aleación Ni-20Cr.

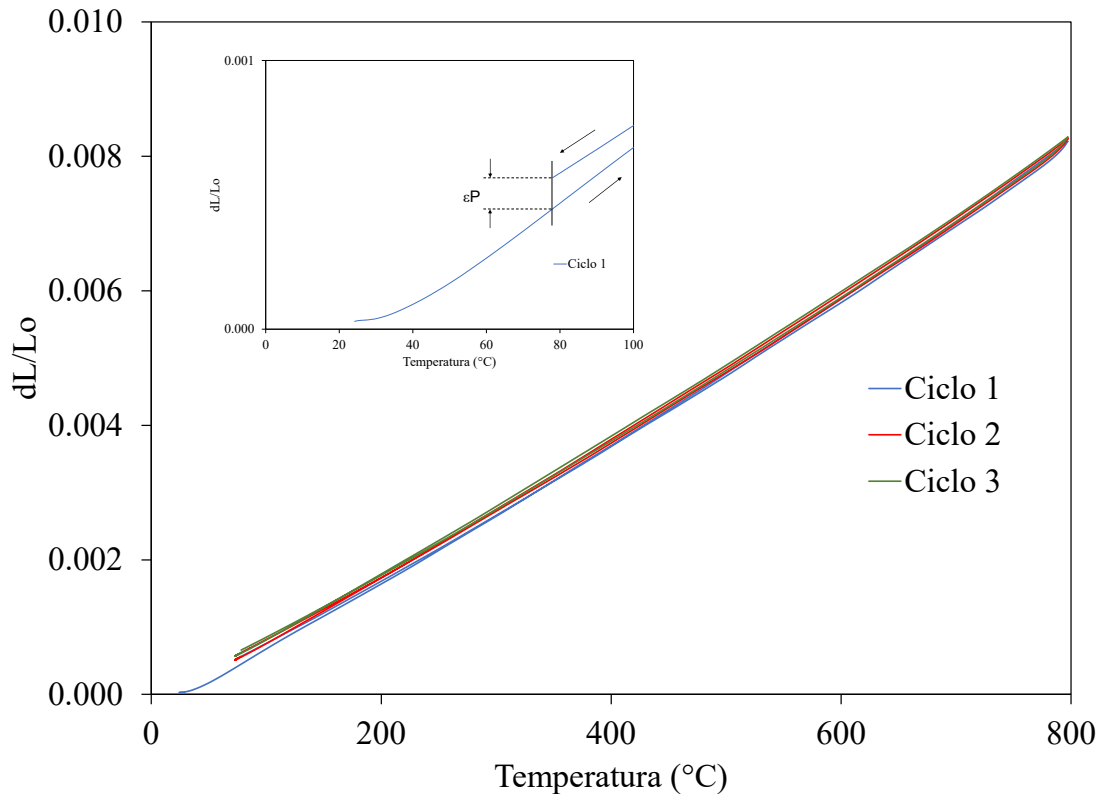


Figura I.2 Curvas de histéresis del cambio dimensional (dL/L_o) observado durante el calentamiento y enfriamiento del compuesto TiC/Ni-20Cr.

La histéresis observada durante los tres ciclos térmicos de la aleación binaria Ni-20Cr se debe a la tensión térmica residual que resulta del proceso de relajación plástica limitada y endurecimiento por deformación al pasar desde temperatura ambiente hasta 800 °C a una velocidad de 10 °C/min. La Tabla I.2 resume los parámetros de tensión térmica residual en la aleación sin reforzar y en el compuesto. La diferencia máxima de deformación ($\Delta\epsilon$) se observó y midió a la temperatura de 500 °C. En la aleación, hay una disminución de la deformación máxima conforme aumenta el número de ciclos. En el caso del compuesto, la diferencia en la deformación creció con el número de ciclos. León y col. [66] realizaron estudios de estabilidad térmica en el mismo sistema compuesto TiC/Ni-20Cr pero con mayor porosidad que el estudiado en este trabajo. Aquellos compósitos tenían hasta 6.49 % en volumen de porosidad. El estudio fue realizado mediante un ensayo similar de calentamiento y enfriamiento. Explican que la diferencia de deformación ($\Delta\epsilon$) entre la matriz y el compuesto

se debe a la naturaleza híbrida del compuesto y las interfaces matriz-refuerzo formadas durante el proceso de fabricación del material.

Cuando el enfriamiento ha cesado para cada ciclo de calentamiento-enfriamiento, el material presenta tensiones residuales que resultan de distintos mecanismos, incluyendo deformaciones plásticas, además de la barrera que representan las fases duras en el compuesto. Se encontró que el esfuerzo residual plástico (ϵ_p) para la aleación y el compuesto fue de aproximadamente 0.01 %. En el mismo sistema compuesto, pero con mayor porosidad igual a 6.49 % en volumen, León y col. [66] reportaron un (ϵ_p) de 0.003 %. La menor tensión residual en ese material pudo ser motivada por el espacio para el cambio en volumen localizado que representan los huecos en el sistema. En otros sistemas compósitos, se reportan esfuerzos residuales plásticos (ϵ_p) de 0.018 % para compósitos de Cu reforzados con 57-68 % de partículas de SiC [191], y de 0.01 % para compósitos SiC/Cu en el rango 25 °C a 470 °C [192]. El esfuerzo residual de los compósitos TiC/Ni-20Cr es bajo comparado con estos sistemas compósitos, también propuestos como materiales con alta capacidad de estabilidad térmica dimensional, una propiedad que puede resultar relevante en materiales sujetos a fricción constante y que generan calor.

Tabla I.2 Diferencial de deformación máximo $\Delta\epsilon$ y esfuerzo plástico residual ϵ_p para la aleación Ni-20Cr y el compuesto TiC/Ni-20Cr

	Ni-20Cr		TiC/Ni-20Cr	
	($\Delta\epsilon$)	(ϵ_p)	($\Delta\epsilon$)	(ϵ_p)
Ciclo 1	1.880×10^{-5}		4.145×10^{-5}	
Ciclo 2	1.147×10^{-5}		6.524×10^{-5}	
Ciclo 3	1.067×10^{-5}	0.01 %	7.648×10^{-5}	0.01 %

RECOMENDACIONES

- La aleación Ni-20Cr presentó buena resistencia a la corrosión encontrándose bajas velocidades de corrosión, además con la incorporación de las partículas de TiC se aumentó la dureza del material compuesto, así como su resistencia al desgaste. Sin embargo, de los estudios de small punch, las probetas del TiC/Ni-20Cr presentaron alta fragilidad. Por tal motivo, se recomienda que el uso de este material compuesto sea utilizado para aplicaciones de tribocorrosión o de desgaste, pero no donde tengan que soportar altas fuerzas cortantes.
- De los ensayos de perfilometría de las muestras de desgaste se presentó la formación de óxidos sobre las muestras ensayadas, derivado del aumento de temperatura de la superficie, así como material generado por mecanismos de adhesión, por lo que se recomienda realizar una limpieza mecánica y química de la superficie de los materiales previa al análisis de perfilometría con el objetivo de lograr resultados más exactos sobre la cantidad de volumen de material perdido.

Referencias

- [1] F. Bratu, L. Benea, and J. P. Celis, “Tribocorrosion behaviour of Ni-SiC composite coatings under lubricated conditions,” *Surf Coat Technol*, vol. 201, no. 16–17, pp. 6940–6946, 2007, doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.12.027.
- [2] F. Toptan, A. C. Alves, I. Kerti, E. Ariza, and L. A. Rocha, “Corrosion and tribocorrosion behaviour of Al-Si-Cu-Mg alloy and its composites reinforced with B₄C particles in 0.05M NaCl solution,” *Wear*, vol. 306, no. 1–2, pp. 27–35, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2013.06.026.
- [3] R. Sagaró Zamora, R. Suárez Martínez, and C. Rodríguez Martínez, “Evaluación De Aleaciones Base Níquel En Sistemas Tribocorrosivos,” *Tecnología Química*, vol. XXVII, no. 3, pp. 45–55, 2007.
- [4] R. J. K. Wood, “Erosion-corrosion interactions and their effect on marine and offshore materials,” *Wear*, vol. 261, no. 9, pp. 1012–1023, 2006, doi: 10.1016/j.wear.2006.03.033.
- [5] N. Espallargas and S. Mischler, “Tribocorrosion behaviour of overlay welded Ni-Cr 625 alloy in sulphuric and nitric acids: Electrochemical and chemical effects,” *Tribol Int*, vol. 43, no. 7, pp. 1209–1217, 2010, doi: 10.1016/j.triboint.2009.12.009.
- [6] K. C. Tekin and U. Malayoglu, “Assessing the tribocorrosion performance of three different nickel-based superalloys,” *Tribol Lett*, vol. 37, no. 3, pp. 563–572, 2010, doi: 10.1007/s11249-009-9552-1.
- [7] A. Yano *et al.*, “Corrosive wear of bronze propeller shaft sleeve (part 2; Wear control by cathodic protection and application to an actual ferry),” *Tribology Transactions*, vol. 50, no. 1, pp. 13–24, 2007, doi: 10.1080/10402000600927944.
- [8] J. Chen, J. Wang, F. Yan, Q. Zhang, and Q. A. Li, “Effect of applied potential on the tribocorrosion behaviors of Monel K500 alloy in artificial seawater,” *Tribol Int*, vol. 81, pp. 1–8, 2015, doi: 10.1016/j.triboint.2014.07.014.
- [9] N. R. Oh, S. K. Lee, K. C. Hwang, and H. U. Hong, “Characterization of microstructure and tensile fracture behavior in a novel infiltrated TiC-steel

- composite,” *Scr Mater*, vol. 112, pp. 123–127, 2016, doi: 10.1016/j.scriptamat.2015.09.028.
- [10] Y. H. Lee *et al.*, “Effect of TiC particle size on high temperature oxidation behavior of TiC reinforced stainless steel,” *Appl Surf Sci*, vol. 480, no. January, pp. 951–955, 2019, doi: 10.1016/j.apsusc.2019.02.138.
- [11] S. Cho *et al.*, “Enhanced high-temperature compressive strength of TiC reinforced stainless steel matrix composites fabricated by liquid pressing infiltration process,” *J Alloys Compd*, vol. 817, p. 152714, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.152714.
- [12] Y. Zheng *et al.*, “Synthesis and mechanical properties of TiC-Fe interpenetrating phase composites fabricated by infiltration process,” *Ceram Int*, vol. 44, no. 17, pp. 21742–21749, 2018, doi: 10.1016/j.ceramint.2018.08.268.
- [13] G. A. Bagheri, “The effect of reinforcement percentages on properties of copper matrix composites reinforced with TiC particles,” *J Alloys Compd*, vol. 676, pp. 120–126, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.03.085.
- [14] U. Pandey, R. Purohit, P. Agarwal, S. K. Dhakad, and R. S. Rana, “Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs),” *Mater Today Proc*, vol. 4, no. 4, pp. 5452–5460, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.05.057.
- [15] S. Acharya, M. Debata, T. S. Acharya, P. P. Acharya, and S. K. Singh, “Influence of nickel boride addition on sintering behaviour and mechanical properties of TiC–Ni based cermets,” *J Alloys Compd*, vol. 685, pp. 905–912, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.06.122.
- [16] Q. Qi, L. Wang, Y. Liu, C. Zhang, and Z. Huang, “In-situ TiC-Graphite-Ni hybrid composites innovatively fabricated by pressureless reactive infiltration method,” *J Alloys Compd*, 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.05.039.
- [17] H. Materials, J. M. Arnold, C. L. Cramer, A. M. Elliott, P. Nandwana, and S. Suresh, “International Journal of Refractory Metals Microstructure evolution during near-net-shape fabrication of Ni_xAl_y -TiC cermets through binder jet additive manufacturing and pressureless melt infiltration ☆,” *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 84, no. June, p. 104985, 2019, doi: 10.1016/j.jrmhm.2019.104985.

- [18] M. R. Gorji, C. Edtmaier, and S. Sanjabi, "Synthesis of Ni/TiC composite coating by infiltration sintering of electrophoretic deposited layers," *Mater Des*, vol. 125, pp. 167–179, 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.04.002.
- [19] Q. Qi *et al.*, "The formation mechanism of TiC particles in TiC/Ni composites fabricated by in situ reactive infiltration," *J Mater Sci*, vol. 51, no. 14, pp. 7038–7045, 2016, doi: 10.1007/s10853-016-9994-4.
- [20] F. Liu, J. Jia, G. Yi, W. Wang, and Y. Shan, "Mechanical and tribological properties of NiCr-Al₂O₃ composites at elevated temperatures," *Tribol Int*, vol. 84, pp. 1–8, 2015, doi: 10.1016/j.triboint.2014.11.023.
- [21] C.-K. Fang, C. C. Huang, and T. H. Chuang, "Synergistic effects of wear and corrosion for Al₂O₃ particulate-reinforced 6061 aluminum matrix composites," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, no. 3, pp. 643–651, 1999, doi: 10.1007/s11661-999-0056-2.
- [22] R. E. J. Noël; A. Ball, "On the synergistic effects of abrasion and corrosion during wear," *Elsevier*, vol. 87, no. 3, pp. 351–361, 1983.
- [23] H. Kwon, S. A. Jung, C. Y. Suh, K. M. Roh, W. Kim, and J. Kim, "Highly toughened dense TiC-Ni composite by in situ decomposition of (Ti,Ni)C solid solution," *Ceram Int*, vol. 41, no. 3, pp. 4656–4661, 2015, doi: 10.1016/j.ceramint.2014.12.011.
- [24] Q. Qi, Y. Liu, H. Zhang, J. Zhao, and Z. Huang, "The adjustment of microstructure and properties of TiC/Ni-Cr composites by Mo addition applied for intermediate-temperature solid oxide fuel cell interconnects," *J Alloys Compd*, vol. 678, pp. 375–382, 2016, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.03.301.
- [25] S. MOSLEH-SHIRAZI, F. AKHLAGHI, and D. yang LI, "Effect of SiC content on dry sliding wear, corrosion and corrosive wear of Al/SiC nanocomposites," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 26, no. 7, pp. 1801–1808, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64294-2.
- [26] N. Zhao, P. Nash, and X. Yang, "The effect of mechanical alloying on SiC distribution and the properties of 6061 aluminum composite," *J Mater Process Technol*, vol. 170, no. 3, pp. 586–592, 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.037.

- [27] P. J. Ward *et al.*, “Semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic aluminium-silicon alloys,” *Acta Mater*, vol. 44, no. 5, pp. 1717–1727, 1996, doi: 10.1016/1359-6454(95)00356-8.
- [28] Z. Xiu *et al.*, “Microstructure and Mechanical Properties of 45 vol.% SiCp/7075Al Composite,” *J Mater Sci Technol*, vol. 31, no. 9, pp. 930–934, 2015, doi: 10.1016/j.jmst.2015.01.012.
- [29] Q. Liu *et al.*, “The influence of particles size and its distribution on the degree of stress concentration in particulate reinforced metal matrix composites,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 731, no. April, pp. 351–359, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.06.067.
- [30] N. Kanetake, M. Nomura, and T. Choh, “Continuous observation of microstructural degradation during tensile loading of particle reinforced aluminium matrix composites,” *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, vol. 11, no. 12, pp. 1246–1252, 1995, doi: 10.1179/mst.1995.11.12.1246.
- [31] M. Song and D. Xiao, “Modeling the fracture toughness and tensile ductility of SiCp/Al metal matrix composites,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 474, no. 1–2, pp. 371–375, 2008, doi: 10.1016/j.msea.2007.05.075.
- [32] Z. Wang, M. Song, C. Sun, and Y. He, “Effects of particle size and distribution on the mechanical properties of SiC reinforced Al-Cu alloy composites,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, no. 3, pp. 1131–1137, 2011, doi: 10.1016/j.msea.2010.11.028.
- [33] J. Hu, G. Wu, Q. Zhang, and H. Gou, “Mechanical properties and damping capacity of SiCp/TiNi f/Al composite with different volume fraction of SiC particle,” *Compos B Eng*, vol. 66, pp. 400–406, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.06.013.
- [34] R. J. Gonzalez-Esquivel, C. A. Leon-Patiño, R. Galvan-Martinez, and E. A. Aguilar-Reyes, “Electrochemical evaluation of a discontinuously reinforced TiC/Ni-20Cr composite,” *MRS Adv*, vol. 4, no. 63, pp. 3495–3503, 2019, doi: 10.1557/adv.2020.68.
- [35] L. Shizhuo, J. Xiaoxia, B. Hongyun, and L. Shu, “Effect of environmental embrittlement on wear resistance of alloys in corrosive wear,” *Wear*, vol. 225–229, no. PART II, pp. 1025–1030, 1999, doi: 10.1016/S0043-1648(99)00079-4.

- [36] M. M. Stack *et al.*, “Micro-abrasion-corrosion of a Co-Cr/UHMWPE couple in Ringer’s solution: An approach to construction of mechanism and synergism maps for application to bio-implants,” *Wear*, vol. 269, no. 5–6, pp. 376–382, 2010, doi: 10.1016/j.wear.2010.04.022.
- [37] R. Alonso Gil and A. Igual Muñoz, “Influence of the sliding velocity and the applied potential on the corrosion and wear behavior of HC CoCrMo biomedical alloy in simulated body fluids,” *J Mech Behav Biomed Mater*, vol. 4, no. 8, pp. 2090–2102, 2011, doi: 10.1016/j.jmbbm.2011.07.008.
- [38] J. Liu, X. Wang, B. J. Wu, T. F. Zhang, Y. X. Leng, and N. Huang, “Tribocorrosion behavior of DLC-coated CoCrMo alloy in simulated biological environment,” *Vacuum*, vol. 92, pp. 39–43, 2013, doi: 10.1016/j.vacuum.2012.11.017.
- [39] S. Mischler and A. I. Muñoz, “Wear of CoCrMo alloys used in metal-on-metal hip joints: A tribocorrosion appraisal,” *Wear*, vol. 297, no. 1–2, pp. 1081–1094, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2012.11.061.
- [40] C. A. León-Patiño, M. Braulio-Sánchez, E. A. Aguilar-Reyes, and E. Bedolla-Becerril, “Microstructure, mechanical and thermal properties of Ni matrix composites reinforced with high-volume TiC,” *J Alloys Compd*, vol. 792, pp. 1102–1111, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.04.132.
- [41] U. Pandey, R. Purohit, P. Agarwal, S. K. Dhakad, and R. S. Rana, “Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs),” *Mater Today Proc*, vol. 4, no. 4, pp. 5452–5460, 2017, doi: 10.1016/j.matpr.2017.05.057.
- [42] J. J. MOSES, I. DINAHARAN, and S. J. SEKHAR, “Prediction of influence of process parameters on tensile strength of AA6061/TiC aluminum matrix composites produced using stir casting,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 26, no. 6, pp. 1498–1511, 2016, doi: 10.1016/S1003-6326(16)64256-5.
- [43] R. R. Veeravalli, R. Nallu, and S. Mohammed Moulana Mohiuddin, “Mechanical and tribological properties of AA7075-TiC metal matrix composites under heat treated (T6) and cast conditions,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 5, no. 4, pp. 377–383, 2016, doi: 10.1016/j.jmrt.2016.03.011.

- [44] Z. J. Wang, Z. X. Qiu, H. Y. Sun, and W. C. Liu, "Effect of TiC content on the microstructure, texture and mechanical properties of 1060/Al–TiC/1060 laminated composites," *J Alloys Compd*, vol. 806, pp. 788–797, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.07.317.
- [45] D. Mehra, M. M. Mahapatra, and S. P. Harsha, "Effect of Varying Wt% of TiC on Mechanical and Wear Properties of RZ5-TiC In-Situ Composite," *International Journal of Manufacturing, Materials, and Mechanical Engineering*, vol. 8, no. 2, pp. 45–56, 2018, doi: 10.4018/ijmmme.2018040104.
- [46] J. Wang, L. Li, P. Lin, and J. Wang, "Effect of TiC particle size on the microstructure and tensile properties of TiCp/Ti6Al4V composites fabricated by laser melting deposition," *Opt Laser Technol*, vol. 105, pp. 195–206, 2018, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.03.009.
- [47] B. AlMangour, D. Grzesiak, and Jenn-MingYang, "Selective laser melting of TiC reinforced 316L stainless steel matrix nanocomposites: Influence of starting TiC particle size and volume content," *Mater Des*, vol. 104, pp. 141–151, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.018.
- [48] J. Wang, L. Li, P. Lin, and J. Wang, "Effect of TiC particle size on the microstructure and tensile properties of TiCp/Ti6Al4V composites fabricated by laser melting deposition," *Opt Laser Technol*, vol. 105, pp. 195–206, 2018, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.03.009.
- [49] M. Sabbaghian, M. Shamanian, H. R. Akramifard, and M. Esmailzadeh, *Effect of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of Cu-TiC composite*, vol. 40, no. 8 PART B. Elsevier, 2014. doi: 10.1016/j.ceramint.2014.04.158.
- [50] B. Singh, J. Singh, and R. S. Joshi, "Effect of Tic Reinforcement on Wear Resistance of Magnesium Matrix Composite By Fsp," *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 67, no. 1, pp. 293–302, 2022, doi: 10.24425/amm.2022.137505.
- [51] A. Contreras, C. León, O. Jimenez, E. Sosa, and R. Pérez, "Electrochemical behavior and microstructural characterization of 1026 Ni-B coated steel," *Appl Surf Sci*, vol. 253, no. 2, pp. 592–599, 2006, doi: 10.1016/j.apsusc.2005.12.161.

- [52] C. A. León-Patiño, J. García-Guerra, and E. A. Aguilar-Reyes, "Tribological characterization of heat-treated Ni-P and Ni-P-Al₂O₃ composite coatings by reciprocating sliding tests," *Wear*, vol. 426–427, no. February, pp. 330–340, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.02.015.
- [53] D. Alejo-Guerra, C. A. León-Patiño, E. A. Aguilar-Reyes, and E. Bedolla-Becerril, "Effect of Current Density on the Microstructure and Adhesion of Ni-Co/Al₂O₃ Composite Coatings," vol. 4, no. 1, pp. 1–23, 2016.
- [54] A. Góral, M. Nowak, K. Berent, and B. Kania, "Influence of current density on microstructure and properties of electrodeposited nickel-alumina composite coatings," *J Alloys Compd*, vol. 615, no. S1, pp. S406–S410, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2014.01.025.
- [55] C. A. León-Patiño, E. A. Aguilar-Reyes, E. Bedolla-Becerril, A. Bedolla-Jacuinde, and S. Méndez-Díaz, "Dry sliding wear of gradient Al-Ni/SiC composites," *Wear*, vol. 301, no. 1–2, pp. 688–694, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2012.11.052.
- [56] J. Kumaraswamy, V. Kumar, and G. Purushotham, "Evaluation of the microstructure and thermal properties of (ASTM A 494 M grade) nickel alloy hybrid metal matrix composites processed by sand mold casting," *International Journal of Ambient Energy*, vol. 43, no. 1, pp. 4899–4908, 2022, doi: 10.1080/01430750.2021.1927836.
- [57] J. Kumaraswamy, V. Kumar, G. Purushotham, and R. Suresh, "Thermal Analysis of Nickel Alloy/Al₂O₃/TiO₂ Hybrid Metal Matrix Composite in Automotive Engine Exhaust Valve Using Fea Method," *Journal of Thermal Engineering*, vol. 7, no. 3, pp. 415–428, 2021, doi: 10.18186/thermal.882965.
- [58] Z. Zhao, Q. Qi, M. Ma, R. Han, Q. Shang, and S. Yao, "The formation mechanism of TiC/Ni composites fabricated by pressureless reactive sintering," *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 97, no. March, p. 105524, 2021, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105524.
- [59] Z. Zhao, K. Zheng, X. Yu, L. Wang, S. Yao, and Q. Qi, "Effect of particles size of TiC on oxidation resistance of in-situ TiC/Ni composite," *Heliyon*, vol. 9, no. 7, p. e18220, 2023, doi: 10.1016/j.heliyon.2023.e18220.
- [60] Q. Qi *et al.*, "The formation mechanism of TiC particles in TiC/Ni composites fabricated by in situ reactive infiltration," *J Mater Sci*, vol. 51, no. 14, pp. 7038–7045, 2016, doi: 10.1007/s10853-016-9994-4.

- [61] A. Bakkar, M. M. Z. Ahmed, N. A. Alsaleh, M. M. E. S. Seleman, and S. Ataya, "Microstructure, wear, and corrosion characterization of high TiC content Inconel 625 matrix composites," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 8, no. 1, pp. 1102–1110, 2019, doi: 10.1016/j.jmrt.2018.09.001.
- [62] Q. Qi, Y. Liu, H. Zhang, Y. Li, H. Liang, and Z. Huang, "Processing and microstructure characterization of SiCp/Hastelloy(Ni-Mo-Cr) composites prepared by pressureless infiltration," *J Alloys Compd*, vol. 639, pp. 330–335, 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.03.166.
- [63] J. Zhen *et al.*, "Lubricating behavior of adaptive nickel alloy matrix composites with multiple solid lubricants from 25 °C to 700 °C," *Tribol Int*, vol. 109, pp. 174–181, 2017, doi: 10.1016/j.triboint.2016.12.030.
- [64] C. A. León-Patiño, M. Braulio-Sánchez, E. A. Aguilar-Reyes, and E. Bedolla-Becerril, "Microstructure, mechanical and thermal properties of Ni matrix composites reinforced with high-volume TiC," *J Alloys Compd*, vol. 792, pp. 1102–1111, 2019, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.04.132.
- [65] C. A. León-Patiño, R. J. González-Esquivel, D. U. Hernández-Huerta, and E. A. Aguilar-Reyes, "Microstructural characterization and tensile strength of TiC/Ni-20Cr composite through the small punch test technique," 2023. doi: 10.1557/s43580-022-00484-z.
- [66] C. A. León-Patiño, R. J. González-Esquivel, and E. A. Aguilar-Reyes, "Thermophysical properties of Ni–20Cr metal matrix reinforced with TiC ceramic particles," *MRS Adv*, no. 0123456789, pp. 10–13, 2021, doi: 10.1557/s43580-021-00140-y.
- [67] Q. Qi, Y. Liu, H. Zhang, J. Zhao, L. Gai, and Z. Huang, "The TiC/Ni–Cr Composites with Low Thermal Expansion and Electrical Resistivity Applied for IT-SOFC Interconnects," *Adv Eng Mater*, vol. 18, no. 8, pp. 1504–1510, 2016, doi: 10.1002/adem.201600190.
- [68] J. Gong, J. Lu, and Y. Liu, "Microstructure analysis of TiC reinforced Ni-based composite coating by plasma cladding," *Adv Mat Res*, vol. 538–541, pp. 286–289, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.538-541.286.

- [69] B. Sun, W. Zhang, J. Lu, and Z. Wang, "Microstructure and hardness of TiC/Ni-based coating by plasma cladding," *Adv Mat Res*, vol. 510, pp. 734–737, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.510.734.
- [70] X. Wu and Y. Hong, "Microstructure and mechanical properties at TiCp/Ni-alloy interfaces in laser-synthesized coatings," *Materials Science and Engineering A*, vol. 318, no. 1–2, pp. 15–21, 2001, doi: 10.1016/S0921-5093(01)01394-6.
- [71] Y. Zhao, T. Yu, J. Sun, and S. Jiang, "Microstructure and properties of laser cladded B4C/TiC/Ni-based composite coating," *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 86, no. September 2019, p. 105112, 2020, doi: 10.1016/j.ijrmhm.2019.105112.
- [72] Z. W. Wu *et al.*, "Electrochemical corrosion behavior of bulk ultra-fine grained Fe-Ni-Cr alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 24, no. 6, pp. 1989–1994, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63280-5.
- [73] A. Sheibani Aghdam, S. R. Allahkaram, and S. Mahdavi, "Corrosion and tribological behavior of Ni-Cr alloy coatings electrodeposited on low carbon steel in Cr (III)-Ni (II) bath," *Surf Coat Technol*, vol. 281, pp. 144–149, 2015, doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.10.006.
- [74] B. Ter-Ovanessian, C. Alemany-Dumont, and B. Normand, "Electronic and transport properties of passive films grown on different Ni-Cr binary alloys in relation to the pitting susceptibility," *Electrochim Acta*, vol. 133, pp. 373–381, 2014, doi: 10.1016/j.electacta.2014.04.067.
- [75] S. Afroukhteh, C. Dehghanian, and M. Emamy, "Corrosion behavior of Ni–P/nano-TiC composite coating prepared in electroless baths containing different types of surfactant," *Progress in Natural Science: Materials International*, vol. 22, no. 5, pp. 480–487, 2012, doi: 10.1016/j.pnsc.2012.10.005.
- [76] B. Bakhit, A. Akbari, F. Nasirpour, and M. G. Hosseini, "Corrosion resistance of Ni-Co alloy and Ni-Co/SiC nanocomposite coatings electrodeposited by sediment codeposition technique," *Appl Surf Sci*, vol. 307, pp. 351–359, 2014, doi: 10.1016/j.apsusc.2014.04.037.
- [77] C. Ma, G. Liang, Y. Zhu, H. Mu, and F. Xia, "Preparation and corrosion assessment of electrodeposited Ni-SiC composite thin films," *Ceram Int*, vol. 40, no. 2, pp. 3341–3346, 2014, doi: 10.1016/j.ceramint.2013.09.100.

- [78] Z. Zeng, L. Wang, A. Liang, and J. Zhang, "Tribological and electrochemical behavior of thick Cr-C alloy coatings electrodeposited in trivalent chromium bath as an alternative to conventional Cr coatings," *Electrochim Acta*, vol. 52, no. 3, pp. 1366–1373, 2006, doi: 10.1016/j.electacta.2006.07.038.
- [79] H. A. Ramezani-Varzaneh, S. R. Allahkaram, and M. Isakhani-Zakaria, "Effects of phosphorus content on corrosion behavior of trivalent chromium coatings in 3.5 wt.% NaCl solution," *Surf Coat Technol*, vol. 244, pp. 158–165, 2014, doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.002.
- [80] S. Surviliene, A. Češuniene, V. Jasulaitiene, and I. Jurevičiute, "The use of XPS for study of the surface layers of CrNi alloys electrodeposited from the Cr(III) + Ni(II) bath," *Appl Surf Sci*, vol. 258, no. 24, pp. 9902–9906, 2012, doi: 10.1016/j.apsusc.2012.06.048.
- [81] J. Lei, C. Shi, S. Zhou, Z. Gu, and L. C. Zhang, "Enhanced corrosion and wear resistance properties of carbon fiber reinforced Ni-based composite coating by laser cladding," *Surf Coat Technol*, vol. 334, no. November 2017, pp. 274–285, 2018, doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.051.
- [82] Z. H. Huang, Y. J. Zhou, and T. T. Nguyen, "Study of nickel matrix composite coatings deposited from electroless plating bath loaded with TiB₂, ZrB₂ and TiC particles for improved wear and corrosion resistance," *Surf Coat Technol*, vol. 364, no. January, pp. 323–329, 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.01.060.
- [83] M. Gavgali, B. Dikici, and C. Tekmen, "The effect of SiCp reinforcement on the corrosion behaviour of Al based metal matrix composites," *Corrosion Reviews*, vol. 24, no. 1–2, pp. 27–37, 2006, doi: 10.1515/CORRREV.2006.24.1-2.27.
- [84] H. C. Ananda Murthy and S. K. Singh, "Influence of TiC particulate reinforcement on the corrosion behaviour of Al 6061 metal matrix composites," *Adv Mater Lett*, vol. 6, no. 7, pp. 633–640, 2015, doi: 10.5185/amlett.2015.5654.
- [85] E. S. M. Sherif, H. S. Abdo, K. A. Khalil, and A. M. Nabawy, "Corrosion properties in sodium chloride solutions of Al–TiC composites in situ synthesized by HFIHF," *Metals (Basel)*, vol. 5, no. 4, pp. 1799–1811, 2015, doi: 10.3390/met5041799.

- [86] F. Aydin, Y. Sun, and M. Emre Turan, "Influence of TiC content on mechanical, wear and corrosion properties of hot-pressed AZ91/TiC composites," *J Compos Mater*, vol. 54, no. 2, pp. 141–152, 2020, doi: 10.1177/0021998319860570.
- [87] S. Saravanan, P. Senthilkumar, M. Ravichandran, and V. Anandakrishnan, "Mechanical, electrical, and corrosion behavior of AA6063/TiC composites synthesized via stir casting route," *J Mater Res*, vol. 32, no. 3, pp. 606–614, 2017, doi: 10.1557/jmr.2016.503.
- [88] N. Alvarez-Lemus, C. A. Leon, A. Contreras, R. Orozco-Cruz, and R. Galvan-Martinez, "Electrochemical Characterization of the Aluminum–Copper Composite Material Reinforced with Titanium Carbide Immersed in Seawater BT - Materials Characterization," R. Pérez Campos, A. Contreras Cuevas, and R. Esparza Muñoz, Eds., Cham: Springer International Publishing, 2015, pp. 147–156. doi: 10.1007/978-3-319-15204-2_15.
- [89] D. Cabrera-de la Cruz, C. A. L. Patiño, and R. Galván-Martínez, "Análisis de la corrosión de uniones por soldadura fuerte de compósitos matriz cobre," *Matéria (Rio de Janeiro)*, vol. 23, no. 2, 2018, doi: 10.1590/s1517-707620180002.0385.
- [90] A. K. , Srivastava and K. Das, "Corrosion Behaviour of TiC-Reinforced Hadfield Manganese Austenitic Steel Matrix In-Situ Composites," *Open J Met*, vol. 05, no. 02, pp. 11–17, 2015, doi: 10.4236/ojmetal.2015.52002.
- [91] Z. Yang, H. Lu, Z. Liu, X. Yan, and D. Li, "Effect of particle size on the surface activity of TiC-Ni composite coating via the interfacial valence electron localization," *RSC Adv*, vol. 6, no. 23, pp. 18793–18799, 2016, doi: 10.1039/c5ra24371h.
- [92] H. Zhang, D. Gu, L. Xi, H. Zhang, M. Xia, and C. Ma, "Anisotropic corrosion resistance of TiC reinforced Ni-based composites fabricated by selective laser melting," *J Mater Sci Technol*, vol. 35, no. 6, pp. 1128–1136, 2019, doi: 10.1016/j.jmst.2018.12.020.
- [93] D. Kong *et al.*, "Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells," *Electrochim Acta*, vol. 276, pp. 293–303, 2018, doi: 10.1016/j.electacta.2018.04.188.

- [94] J. M. Durán-Olvera, R. Orozco-Cruz, R. Galván-Martínez, C. A. León, and A. Contreras, “Characterization of TiC/Ni Composite Immersed in Synthetic Seawater,” *MRS Adv*, vol. 2, no. 50, pp. 2865–2873, 2017, doi: 10.1557/adv.2017.562.
- [95] M. A. Téllez-Villaseñor, C. A. León Patino, R. G. Martínez, and E. A. Aguilar Reyes, “Effect of nickel content in the corrosion process of TiC/Cu-Ni composites immersed in synthetic seawater,” *MRS Adv*, vol. 4, no. 63, pp. 3475–3484, 2019, doi: DOI: 10.1557/adv.2019.492.
- [96] M. Braulio-Sánchez and C. A. León-Patiño, “Comportamiento a la Corrosión del Compósito TiC / Ni (60 % vol . TiC) Fabricado Mediante Infiltración Líquida,” *XXX Congreso de la Sociedad Mexicana de Electroquímica*, pp. 1–10, 2015.
- [97] J. Krell, A. Röttger, and W. Theisen, “Chromium-nickel-alloys for wear application at elevated temperature,” *Wear*, vol. 432–433, no. May, p. 102924, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.05.039.
- [98] L. Lu, Z. Zhang, Y. Guan, and H. Zheng, “Comparison of the effect of typical patterns on friction and wear properties of chromium alloy prepared by laser surface texturing,” *Opt Laser Technol*, vol. 106, pp. 272–279, 2018, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.04.020.
- [99] H. Y. Zhang, Y. H. Lu, M. Ma, and J. Li, “Effect of precipitated carbides on the fretting wear behavior of Inconel 600 alloy,” *Wear*, vol. 315, no. 1–2, pp. 58–67, 2014, doi: 10.1016/j.wear.2014.03.012.
- [100] J. Li and Y. H. Lu, “Effects of displacement amplitude on fretting wear behaviors and mechanism of Inconel 600 alloy,” *Wear*, vol. 304, no. 1–2, pp. 223–230, 2013, doi: 10.1016/j.wear.2013.04.027.
- [101] Y. bi GAO, X. yan LI, Y. jun MA, M. KITCHEN, Y. tian DING, and Q. shun LUO, “Formation mechanism and wear behavior of gradient nanostructured Inconel 625 alloy,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 32, no. 6, pp. 1910–1925, 2022, doi: 10.1016/S1003-6326(22)65918-1.
- [102] S. Anand Kumar, S. Ganesh Sundara Raman, T. S. N. Sankara Narayanan, and R. Gnanamoorthy, “Fretting wear behaviour of surface mechanical attrition treated alloy 718,” *Surf Coat Technol*, vol. 206, no. 21, pp. 4425–4432, 2012, doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.04.085.

- [103] T. Wang *et al.*, “Microstructure and wear properties of laser-clad NiCo alloy coating on Inconel 718 alloy,” *J Alloys Compd*, vol. 879, p. 160412, 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.160412.
- [104] J. Yan, A. Lindo, R. Schwaiger, and A. M. Hodge, “Sliding wear behavior of fully nanotwinned Cu alloys,” *Friction*, vol. 7, no. 3, pp. 260–267, 2019, doi: 10.1007/s40544-018-0220-z.
- [105] Y. Lei, J. Jiang, T. Bi, J. Du, and X. Pang, “Tribological behavior of: In situ fabricated graphene-nickel matrix composites,” *RSC Adv*, vol. 8, no. 39, pp. 22113–22121, 2018, doi: 10.1039/c8ra02510j.
- [106] J. Chen, J. Li, D. Xiong, Y. He, Y. Ji, and Y. Qin, “Preparation and tribological behavior of Ni-graphene composite coating under room temperature,” *Appl Surf Sci*, vol. 361, pp. 49–56, 2016, doi: 10.1016/j.apsusc.2015.11.094.
- [107] A. Siddaiah, P. Kumar, A. Henderson, M. Misra, and P. L. Menezes, “Surface energy and tribology of electrodeposited Ni and Ni-graphene coatings on steel,” *Lubricants*, vol. 7, no. 10, 2019, doi: 10.3390/lubricants7100087.
- [108] L. Xiang, Q. Shen, Y. Zhang, W. Bai, and C. Nie, “One-step electrodeposited Ni-graphene composite coating with excellent tribological properties,” *Surf Coat Technol*, vol. 373, no. May, pp. 38–46, 2019, doi: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.074.
- [109] B. Cai, Y. F. Tan, Y. Q. Tu, X. L. Wang, and T. Xu, “Effects of graphite content on microstructure and tribological properties of graphite/TiC/Ni-base alloy composite coatings,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 21, no. 8, pp. 1741–1749, 2011, doi: 10.1016/S1003-6326(11)60924-2.
- [110] B. Cai, Y. F. Tan, Y. Q. Tu, X. L. Wang, and H. Tan, “Tribological properties of Ni-base alloy composite coating modified by both graphite and TiC particles,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 21, no. 11, pp. 2426–2432, 2011, doi: 10.1016/S1003-6326(11)61031-5.
- [111] A. Contreras, V. H. López, and E. Bedolla, “Mg/TiC composites manufactured by pressureless melt infiltration,” *Scr Mater*, vol. 51, no. 3, pp. 249–253, 2004, doi: 10.1016/j.scriptamat.2004.04.007.

- [112] A. Lekatou *et al.*, “Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behaviour,” *Mater Des*, vol. 65, pp. 1121–1135, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.08.040.
- [113] P. Samal, P. R. Vundavilli, A. Meher, and M. M. Mahapatra, “Influence of TiC on dry sliding wear and mechanical properties of in situ synthesized AA5052 metal matrix composites,” *J Compos Mater*, vol. 53, no. 28–30, pp. 4323–4336, 2019, doi: 10.1177/0021998319857124.
- [114] I. Farías, L. Olmos, O. Jiménez, M. Flores, A. Braem, and J. Vleugels, “Wear modes in open porosity titanium matrix composites with TiC addition processed by spark plasma sintering,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 29, no. 8, pp. 1653–1664, 2019, doi: 10.1016/S1003-6326(19)65072-7.
- [115] N. Radhika and R. Raghu, “Prediction of mechanical properties and modeling on sliding wear behavior of LM25/TiC composite using response surface methodology,” *Particulate Science and Technology*, vol. 36, no. 1, pp. 104–111, 2018, doi: 10.1080/02726351.2016.1223773.
- [116] C. C. Degnan, P. H. Shipway, and J. V. Wood, “Elevated temperature sliding wear behaviour of TiC-reinforced steel matrix composites,” *Wear*, vol. 250–251, no. PART 2, pp. 1444–1451, 2001, doi: 10.1016/s0043-1648(01)00772-4.
- [117] C. A. León-Patiño, M. Braulio-Sánchez, E. A. Aguilar-Reyes, E. Bedolla-Becerril, and A. Bedolla-Jacuinde, “Dry sliding wear behavior of infiltrated particulate reinforced Ni/TiC composites,” *Wear*, vol. 426–427, no. September 2018, pp. 989–995, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.01.074.
- [118] M. Selvakumar, T. Ramkumar, M. Mohanraj, P. Chandramohan, and P. Narayanasamy, “Experimental investigations of reciprocating wear behavior of metal matrix (Ti/TiB) composites,” *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 20, no. 1, pp. 1–9, 2020, doi: 10.1007/s43452-020-00028-y.
- [119] D. Landolt, S. Mischler, and M. Stemp, “Electrochemical methods in tribocorrosion: A critical appraisal,” *Electrochim Acta*, vol. 46, no. 24–25, pp. 3913–3929, 2001, doi: 10.1016/S0013-4686(01)00679-X.

- [120] M. Stempis, S. Mischler, and D. Landolt, "The effect of contact configuration on the tribocorrosion of stainless steel in reciprocating sliding under potentiostatic control," *Corros Sci*, vol. 45, no. 3, pp. 625–640, 2003, doi: 10.1016/S0010-938X(02)00136-1.
- [121] J. Z. Yi, H. X. Hu, Z. B. Wang, and Y. G. Zheng, "On the critical flow velocity for erosion-corrosion of Ni-based alloys in a saline-sand solution," *Wear*, vol. 458–459, no. January, pp. 13–21, 2020, doi: 10.1016/j.wear.2020.203417.
- [122] J. Chen and B. Chen, "Tribocorrosion behaviors of inconel 625 alloy sliding against 316 steel in seawater," *Tribology Transactions*, vol. 54, no. 4, pp. 514–522, 2011, doi: 10.1080/10402004.2011.571362.
- [123] J. Li, B. B. Yang, Y. H. Lu, L. Xin, Z. H. Wang, and T. Shoji, "The effects of electrochemical polarization condition and applied potential on tribocorrosion behaviors of Inconel 690 alloys in water environment," *Mater Des*, vol. 119, pp. 93–103, 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2017.01.032.
- [124] J. Chen, J. Wang, F. Yan, Q. Zhang, and Q. A. Li, "Effect of applied potential on the tribocorrosion behaviors of Monel K500 alloy in artificial seawater," *Tribol Int*, vol. 81, pp. 1–8, 2015, doi: 10.1016/j.triboint.2014.07.014.
- [125] Y. Fu *et al.*, "Evolution in microstructure, wear, corrosion, and tribocorrosion behavior of Mo-containing high-entropy alloy coatings fabricated by laser cladding," *Corros Sci*, vol. 191, no. July, 2021, doi: 10.1016/j.corsci.2021.109727.
- [126] B. Zhang, J. Wang, and F. Yan, "Load-dependent tribocorrosion behaviour of nickel-aluminium bronze in artificial seawater," *Corros Sci*, vol. 131, no. December 2017, pp. 252–263, 2018, doi: 10.1016/j.corsci.2017.11.028.
- [127] M. Buciumeanu, A. Bagheri, J. C. M. Souza, F. S. Silva, and B. Henriques, "Tribocorrosion behavior of hot pressed CoCrMo alloys in artificial saliva," *Tribol Int*, vol. 97, pp. 423–430, 2016, doi: 10.1016/j.triboint.2016.02.007.
- [128] M. L. Escudero, I. Diaz, J. F. Martinez Lerma, R. Montoya, and M. C. Garcia-Alonso, "Characterization of Tribocorrosion Behaviour of CoCr Alloy by Electrochemical Techniques in Several Corrosive Media," *Corrosion Science and Technology-Korea*, vol. 17, no. 2, pp. 68–73, 2018.

- [129] C. Yan, Q. Zeng, Y. Xu, and W. He, "Microstructure, phase and tribocorrosion behavior of 60NiTi alloy," *Appl Surf Sci*, vol. 498, no. July, p. 143838, 2019, doi: 10.1016/j.apsusc.2019.143838.
- [130] N. Espallargas and S. Mischler, "Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulsed plasma nitrided Ni-Cr alloy," *Wear*, vol. 270, no. 7–8, pp. 464–471, 2011, doi: 10.1016/j.wear.2010.12.008.
- [131] L. Chen and M. Zhang, "Influence of duty cycle on behaviors: Wear, corrosion and tribocorrosion resistance of Ni-P coatings," *IOP Conf Ser Earth Environ Sci*, vol. 170, no. 5, 2018, doi: 10.1088/1755-1315/170/5/052015.
- [132] S. Hassani, K. Raeissi, M. Azzi, D. Li, M. A. Golozar, and J. A. Szpunar, "Improving the corrosion and tribocorrosion resistance of Ni-Co nanocrystalline coatings in NaOH solution," *Corros Sci*, vol. 51, no. 10, pp. 2371–2379, 2009, doi: 10.1016/j.corsci.2009.06.026.
- [133] A. Velhinho, J. D. Botas, E. Ariza, J. R. Gomes, and L. A. Rocha, "Tribocorrosion studies in centrifugally cast Al-matrix SiC p-reinforced functionally graded composites," *Materials Science Forum*, vol. 455–456, pp. 871–875, 2004, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.455-456.871.
- [134] H. Mindivan, "A Study on the Corrosion and Tribocorrosion Behavior of Al-30 Vol.% B4C Composite Produced by Mechanical Milling and Hot Pressing," *J Mater Eng Perform*, vol. 30, no. 12, pp. 9140–9148, 2021, doi: 10.1007/s11665-021-06127-y.
- [135] P. V. Cobbinah and W. R. Matizamhuka, "The effect of SiC content on the tribocorrosion performance of spark plasma sintered Al–SiC nanocomposites," *SN Appl Sci*, vol. 1, no. 12, 2019, doi: 10.1007/s42452-019-1770-z.
- [136] J. I. Silva, A. C. Alves, A. M. Pinto, and F. Toptan, "Corrosion and tribocorrosion behavior of Ti–TiB–TiNx in-situ hybrid composite synthesized by reactive hot pressing," *J Mech Behav Biomed Mater*, vol. 74, no. May, pp. 195–203, 2017, doi: 10.1016/j.jmbbm.2017.05.041.
- [137] Z. Doni *et al.*, "Tribocorrosion behaviour of hot pressed CoCrMo–Al₂O₃ composites for biomedical applications," *Tribology - Materials, Surfaces and Interfaces*, vol. 8, no. 4, pp. 201–208, 2014, doi: 10.1179/1751584X14Y.00000000078.

- [138] Z. Doni *et al.*, “Tribocorrosion behaviour of hot pressed CoCrMo–HAP biocomposites,” *Tribol Int*, vol. 91, pp. 221–227, 2015, doi: 10.1016/j.triboint.2015.04.009.
- [139] E. Dănăilă, L. Benea, N. Caron, and O. Raquet, “Titanium carbide nanoparticles reinforcing nickel matrix for improving nanohardness and fretting wear properties in wet conditions,” *Metals and Materials International*, vol. 22, no. 5, pp. 924–934, 2016, doi: 10.1007/s12540-016-6090-x.
- [140] L. Benea *et al.*, “Fretting and wear behaviors of Ni/nano-WC composite coatings in dry and wet conditions,” *Mater Des*, vol. 65, pp. 550–558, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.09.050.
- [141] L. Benea, “Electrodeposition and tribocorrosion behaviour of ZrO₂-Ni composite coatings,” *J Appl Electrochem*, vol. 39, no. 10, pp. 1671–1681, 2009, doi: 10.1007/s10800-009-9859-5.
- [142] B. A. Obadele, M. L. Lepule, A. Andrews, and P. A. Olubambi, “Tribocorrosion characteristics of laser deposited Ti-Ni-ZrO₂ composite coatings on AISI 316 stainless steel,” *Tribol Int*, vol. 78, pp. 160–167, 2014, doi: 10.1016/j.triboint.2014.05.011.
- [143] L. Benea, F. Wenger, P. Ponthiaux, and J. P. Celis, “Tribocorrosion behaviour of Ni-SiC nano-structured composite coatings obtained by electrodeposition,” *Wear*, vol. 266, no. 3–4, pp. 398–405, 2009, doi: 10.1016/j.wear.2008.04.018.
- [144] M. Lou, L. Chen, K. Xu, G. Zhang, and K. Chang, “Tribocorrosion of TiC-based composites incorporating Ni and Co binders in saline solutions,” *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 119, p. 106519, 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106519>.
- [145] Sigma-Aldrich, “Titanium(IV) carbide,” 2023.
- [146] ASTM C 20-00, “Standard Test Methods for Apparent Porosity, Water Absorption, Apparent Specific Gravity, and Bulk Density of Burned Refractory Brick and Shapes by Boiling Water,” *ASTM International*, vol. 93, no. April 1993, pp. 1–6, 2000.
- [147] ASTM E384-17, “Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,” *ASTM International*, 2017.

- [148] ASTM E 1876-01, “Standard Test Method for Dynamic Young’s Modulus, Shear Modulus, and Poisson’s Ratio by Impulse Excitation of Vibration,” *ASTM International*, vol. i, pp. 1–16, 2012.
- [149] ASTM D-1141, “Standard for the Preparation of Substitute Ocean Water,” *ASTM International*, vol. 98, no. Reapproved, pp. 98–100, 1999.
- [150] ASTM G1-03, “Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens,” 2017.
- [151] ASTM G99-95, “Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus,” *ASTM International*, vol. 14, no. 2016, pp. 1–6, 2017.
- [152] J. F. Archard, “Contact and rubbing of flat surfaces,” *J Appl Phys*, vol. 24, no. 8, pp. 981–988, 1953, doi: 10.1063/1.1721448.
- [153] ASTM G119-09, “Standard guide for determining amount of synergism between wear and corrosion,” *ASTM International*, pp. 1–6, 2001.
- [154] Y. Ustinovshikov, “A New Paradigm for Metallic Alloys in Materials Science,” *Advances in Materials Physics and Chemistry*, vol. 05, no. 07, pp. 244–270, 2015, doi: 10.4236/ampc.2015.57025.
- [155] H. Xu *et al.*, *Wafer-level SLID bonding for MEMS encapsulation*, vol. 1, no. 3. 2013. doi: 10.1007/s40436-013-0035-0.
- [156] R. J. González Esquivel, “Conducta a la corrosión electroquímica del compuesto TiC/Ni-20Cr en medio salino,” Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo, 2019.
- [157] N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik, and J. P. Schillé, “Using JMatPro to model materials properties and behavior,” *Jom*, vol. 55, no. 12, pp. 60–65, 2003, doi: 10.1007/s11837-003-0013-2.
- [158] H. Baker and H. Okamoto, *ASM handbook volume 3: Alloy Phase Diagrams*, vol. 3, no. 3. 2013. doi: 10.1007/s40436-013-0035-0.
- [159] Y. H. Lee *et al.*, “Microstructure and mechanical properties of lightweight TiC-steel composite prepared by liquid pressing infiltration process,” *Mater Charact*, vol. 162, no. September 2019, p. 110202, 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110202.

- [160] Q. Qi, Y. Liu, and Z. Huang, "Promising metal matrix composites (TiC/Ni-Cr) for intermediate-temperature solid oxide fuel cell (SOFC) interconnect applications," *Scr Mater*, vol. 109, pp. 56–60, 2015, doi: 10.1016/j.scriptamat.2015.07.017.
- [161] S. Chocron *et al.*, "Measurement of strain in fabrics under ballistic impact using embedded nichrome wires. Part I: Technique," *Int J Impact Eng*, vol. 36, no. 10–11, pp. 1296–1302, 2009, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2009.04.004.
- [162] M. Kimura, A. Fuji, Y. Konno, S. Itoh, and Y. C. Kim, "Investigation of fracture for friction welded joint between pure nickel and pure aluminium with post-weld heat treatment," *Mater Des*, vol. 57, pp. 503–509, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.01.021.
- [163] D. Corona, O. Giannini, S. Guarino, G. S. Ponticelli, and M. Zarcone, "Experimental investigation on the electrical, thermal, and mechanical properties of laser powder bed fused copper alloys," *J Manuf Process*, vol. 76, pp. 320–334, 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.02.023>.
- [164] K. D. Salman, "Microstructure and Mechanical Properties of Cold Rolled AISI 1018 Low Carbon Steel," *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*, vol. 551, no. 1, 2019, doi: 10.1088/1757-899X/551/1/012007.
- [165] D. A. Jones, "Principles and prevention of corrosion, Prentice-Hall International, NJ, USA," 1996.
- [166] N. Abu-Warda, M. D. López, M. D. Escalera-Rodríguez, E. Otero, and M. V. Utrilla, "Corrosion behavior of mechanically alloyed A6005 aluminum alloy composite reinforced with TiB₂ nanoparticles," *Materials and Corrosion*, vol. 71, no. 3, pp. 382–391, 2020, doi: 10.1002/maco.201911174.
- [167] C. Monticelli, A. Frignani, A. Bellosi, G. Brunoro, and G. Trabanelli, "The corrosion behaviour of titanium diboride in neutral chloride solution," *Corros Sci*, vol. 43, no. 5, pp. 979–992, 2001, doi: 10.1016/S0010-938X(00)00120-7.
- [168] Z. Zhang, B. Ter-Ovanesian, S. Marcelin, and B. Normand, "Investigation of the passive behavior of a Ni–Cr binary alloy using successive electrochemical impedance measurements," *Electrochim Acta*, vol. 353, p. 136531, 2020, doi: 10.1016/j.electacta.2020.136531.

- [169] Z. Razaghi, M. Rezaei, and S. H. Tabaian, “Electrochemical noise and impedance study on the corrosion of electroplated Ni-Cr coatings in HBF₄ aqueous solution,” *Journal of Electroanalytical Chemistry*, vol. 859, p. 113838, 2020, doi: 10.1016/j.jelechem.2020.113838.
- [170] J. M. Duran Olvera, “Análisis electroquímico del proceso de corrosión del compuesto TiC / Ni en agua de mar sintética Maestría en Ingeniería de Corrosión,” Universidad Veracruzana, 2017.
- [171] ASTM International, “Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens,” *ASTM Special Technical Publication*, vol. 90, no. Reapproved, pp. 505–510, 1985.
- [172] M. A. Téllez-Villaseñor, C. A. León-Patiño, E. A. Aguilar-Reyes, and A. Bedolla-Jacuinde, “Effect of load and sliding velocity on the wear behaviour of infiltrated TiC/Cu–Ni composites,” *Wear*, vol. 484–485, no. September 2020, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203667.
- [173] H. Hu, Y. Guo, J. Yan, J. Qiu, and Y. Wang, “Dry sliding wear behavior of MoSi₂-Mo₅Si₃-Mo₅SiB₂ composite at different temperatures and loads,” *Wear*, vol. 428–429, no. November 2018, pp. 237–245, 2019, doi: 10.1016/j.wear.2019.03.018.
- [174] A. Miranda-López, C. A. León-Patiño, E. A. Aguilar-Reyes, E. Bedolla-Becerril, and G. Rodriguez-Ortiz, “Effect of graphite addition on wear behaviour of hybrid Cu/TiC-Gr infiltrated composites,” *Wear*, vol. 484–485, no. September 2020, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203793.
- [175] H. L. Costa, M. M. Oliveira Junior, and J. D. B. de Mello, “Effect of debris size on the reciprocating sliding wear of aluminium,” *Wear*, vol. 376–377, pp. 1399–1410, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2016.10.025.
- [176] H. Gul, M. Uysal, H. Akbulut, and A. Alp, “A reciprocating wear study on the effect of surfactant concentration and sliding speed in the electro codeposited Ni/SiCp metal matrix composites,” *J Compos Mater*, vol. 50, no. 19, pp. 2603–2616, 2016, doi: 10.1177/0021998315609974.
- [177] S. Reyna, A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, I. Mejía, and M. García, “Effect of amount and distribution of primary TiC on the wear behavior of a 12%Cr–3%C white

- iron under dry sliding conditions’,” *Wear*, vol. 476, no. December 2020, p. 203718, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203718.
- [178] E. Cortés-Carrillo, A. Bedolla-Jacuinde, I. Mejía, C. M. Zepeda, J. Zuno-Silva, and F. V. Guerra-Lopez, “Effects of tungsten on the microstructure and on the abrasive wear behavior of a high-chromium white iron,” *Wear*, vol. 376–377, pp. 77–85, 2017, doi: 10.1016/j.wear.2017.02.043.
- [179] A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, A. J. Guerrero-Pastran, M. A. Sierra-Cetina, and S. Valdez-Medina, “Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents,” *Wear*, vol. 476, no. December 2020, p. 203675, 2021, doi: 10.1016/j.wear.2021.203675.
- [180] A. Bedolla-Jacuinde, F. Guerra, I. Mejia, and U. Vera, “Niobium additions to a 15%cr–3%c white iron and its effects on the microstructure and on abrasive wear behavior,” *Metals (Basel)*, vol. 9, no. 12, pp. 1–13, 2019, doi: 10.3390/met9121321.
- [181] N. Radhika, J. Sasikumar, J. L. Sylesh, and R. Kishore, “Dry reciprocating wear and frictional behaviour of B4C reinforced functionally graded and homogenous aluminium matrix composites,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 2, pp. 1578–1592, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2019.11.084.
- [182] M. Salasi, G. B. Stachowiak, and G. W. Stachowiak, “New experimental rig to investigate abrasive-corrosive characteristics of metals in aqueous media,” *Tribol Lett*, vol. 40, no. 1, pp. 71–84, 2010, doi: 10.1007/s11249-010-9640-2.
- [183] F. Ma, Z. Zeng, and Y. Gao, “Tribocorrosion and the surface repassivation behavior of Monel 400 alloy in artificial seawater,” *Industrial Lubrication and Tribology*, vol. 70, no. 7, pp. 1331–1340, 2018, doi: 10.1108/ILT-09-2017-0266.
- [184] Y. Fu, F. Zhou, Q. Wang, M. Zhang, and Z. Zhou, “Electrochemical and tribocorrosion performances of CrMoSiCN coating on Ti-6Al-4V titanium alloy in artificial seawater,” *Corros Sci*, vol. 165, p. 111985, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108385>.
- [185] N. Papageorgiou, A. Von Bonin, and N. Espallargas, “Tribocorrosion mechanisms of NiCrMo-625 alloy: An electrochemical modeling approach,” *Tribol Int*, vol. 73, pp. 177–186, 2014, doi: 10.1016/j.triboint.2014.01.018.

- [186] S. Mischler, “Triboelectrochemical techniques and interpretation methods in tribocorrosion: A comparative evaluation,” *Tribol Int*, vol. 41, no. 7, pp. 573–583, 2008, doi: 10.1016/j.triboint.2007.11.003.
- [187] H. Ma, J. Peng, X. Huangyang, L. Xinshuang, and C. Zhiping, “Localized Perturbation Load Approach for Buckling Design of Thin-Walled Steel Cylindrical Shells under Partial Axial Compression,” *Metals (Basel)*, vol. 13, no. 9, pp. 1539–1559, Aug. 2023.
- [188] M. Feyzi, M. Satck, and R. Hashemi, “Advancements in Modelling the Tribocorrosion Current,” *ChemElectroChem*, vol. 11, no. 10, p. e202400063, Apr. 2024.
- [189] S. Antony Jose *et al.*, “Wear- and corrosion-resistant coatings for extreme environments: advances, challenges, and future perspectives,” *Coatings*, vol. 15, no. 8, pp. 878–1008, Jul. 2025.
- [190] R. N. Abdullaev, Y. M. Kozlovskii, R. A. Khairulin, and S. V. Stankus, “Density and Thermal Expansion of High Purity Nickel over the Temperature Range from 150 K to 2030 K,” *Int J Thermophys*, vol. 36, no. 4, pp. 603–619, 2015, doi: 10.1007/s10765-015-1839-x.
- [191] L. Zhang, X. H. Qu, X. B. He, B. H. Duan, S. B. Ren, and M. L. Qin, “Thermo-physical and mechanical properties of high volume fraction SiCp/Cu composites prepared by pressureless infiltration,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 489, no. 1–2, pp. 285–293, Aug. 2008.
- [192] L. Wang *et al.*, “Enhanced thermal conductivity in Cu/diamond composites by tailoring the thickness of interfacial TiC layer,” *Compos Part A Appl Sci Manuf*, vol. 113, pp. 76–82, Oct. 2018.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
Título del trabajo	Tribocorrosión de la aleación Ni-20Cr y su compuesto TiC/Ni-20Cr en una solución de agua de mar.	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Rocío Jazmín González Esquivel	0836293c@umich.mx
Director	Carlos Alberto León Patiño	caleon@umich.mx
Codirector		
Coordinador del programa	Alberto Ruiz Marines	doc.cs.metalurgia.cs.materiales@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	No	

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	No	
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro	No	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Rocío Jazmín González Esquivel
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán. 15 de agosto de 2025

Rocío Jazmín González Esquivel

TRIBOCORROSIÓN DE LA ALEACIÓN Ni-20Cr Y SU COMPÓSITO TiC Ni-20Cr EN UNA SOLUCIÓN DE AGUA DE MA...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:483744005

Fecha de entrega

15 ago 2025, 9:26 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

15 ago 2025, 9:54 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

TRIBOCORROSIÓN DE LA ALEACIÓN Ni-20Cr Y SU COMPÓSITO TiC Ni-20Cr EN UNA SOLUCIÓN DEpdf

Tamaño de archivo

14.0 MB

282 Páginas

80.460 Palabras

419.770 Caracteres

13% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

Filtrado desde el informe

- Texto citado
- Texto mencionado
- Coincidencias menores (menos de 10 palabras)

Fuentes principales

- 11%  Fuentes de Internet
- 6%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alertas de integridad para revisión

-  **Caracteres reemplazados**
67 caracteres sospechosos en N.º de páginas
Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.
-  **Texto oculto**
28 caracteres sospechosos en N.º de páginas
El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitirían distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.