



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES**



**PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS
MATERIALES**

**“ESTUDIO DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE ACEROS
AUSTENÍTICOS ALTO-MANGANESO DE PLASTICIDAD
INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP) MICROALEADO CON Mo y
Ti/B”**

TESIS PARA OBTENER EL GRADO DE:
MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

PRESENTA:
ING. YAIR SALINAS ESCUTIA

ASESOR:
DR. IGNACIO MEJÍA GRANADOS
Departamento Metalurgia Mecánica, IIMM-UMSNH.

Morelia, Michoacán Febrero del 2017.



ÍNDICE

Lista de figuras	iv
Lista de tablas	x
Resumen	xi
Abstract	xiii
Introducción	xiv
Objetivos	xvi
Objetivo general	xvi
Objetivos particulares	xvi
Hipótesis	xviii
Justificación	xix
Capítulo I Revisión bibliográfica	1
1.1. Aceros TWIP	1
1.1.1. <i>Maclaje</i>	1
1.1.2. <i>Energía de falla de apilamiento (EFA)</i>	3
1.2. Efecto de los elementos de aleación (C, Mn, Al, Si) en aceros TWIP	4
1.2.1. <i>Efecto del carbono</i>	4
1.2.2. <i>Manganeso</i>	5
1.2.3. <i>Aluminio</i>	7
1.2.4. <i>Silicio</i>	9
1.3. Efecto de los elementos microaleantes (Ti, B y Mo)	10
1.3.1. <i>Titanio</i>	10
1.3.2. <i>Boro</i>	11
1.3.3. <i>Molibdeno</i>	11
1.4. Mecanismos de desgaste	12
1.4.1. <i>Desgaste adhesivo</i>	13
1.4.2. <i>Desgaste abrasivo</i>	15
1.4.3. <i>Desgaste por fatiga superficial</i>	16



1.4.4. Desgaste oxidativo.....	18
1.4.4.1. Desgaste oxidativo a altas velocidades de deslizamiento.....	20
1.4.4.2. Desgaste oxidativo a bajas velocidades de deslizamiento.....	21
1.4.4.3. Cinética de oxidación.....	23
1.5. Influencia de los parámetros de desgaste.....	24
1.5.1. Velocidad de deslizamiento.....	24
1.5.2. Carga normal.....	25
1.5.3. Temperatura.....	26
1.5.4. Capa de óxido.....	27
1.6. Ensayo de desgaste sobre anillo rotatorio (pin-on-ring).....	28
1.7. Estado del arte sobre desgaste de aceros TWIP.....	29
1.7.1. Desgaste de aceros Hadfield.....	30
1.7.2. Desgaste de aceros austeníticos alto-Mn alto-Si.....	31
1.7.3. Desgaste de aceros TWIP.....	33
Capítulo II. Procedimiento experimental.....	35
2.1. Materiales y composición química.....	36
2.2. Acondicionamiento microestructural de los acero TWIP.....	36
2.3. Tratamiento térmico de homogeneización.....	36
2.4. Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.....	38
2.5. Tratamiento térmico de solubilizado.....	38
2.6. Caracterización metalográfica y estructural en condición de solubilizado.....	40
2.7. Ensayos de desgaste interrumpidos.....	41
2.7.1. Preparación de probetas para ensayos de desgaste.....	42
2.7.2. Ensayo de desgaste por la técnica de desgaste sobre anillo rotatorio (pin-on-ring).....	43
2.7.3. Determinación de parámetros de desgaste.....	45
2.7.3.1. Pérdida en peso.....	45
2.7.3.2. Tasa de desgaste.....	46
2.7.3.3. Coeficiente de fricción.....	46
2.7.3.4. Temperatura superficial.....	47
2.8. Caracterización metalográfica y estructural de las superficies desgastadas.....	47
2.9. Caracterización metalográfica y estructural de los fragmentos de desgaste.....	48



Capítulo III. Resultados y discusión	49
3.1. Caracterización de aceros TWIP en condición de solubilizado (material base).....	49
3.1.1. <i>Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB)</i>	49
3.1.2. <i>Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)</i>	54
3.2. Microdureza Vickers (HV).....	55
3.3. Ensayos de desgaste interrumpidos de los aceros TWIP mediante la técnica “pin-on-ring”.....	57
3.3.1. <i>Pérdida en peso</i>	57
3.3.2. <i>Tasa de desgaste</i>	60
3.3.3. <i>Resistencia al desgaste</i>	65
3.3.4. <i>Coefficiente de fricción</i>	68
3.3.5. <i>Temperatura superficial</i>	71
3.4. Caracterización de superficies desgastadas.....	76
3.4.1. <i>Caracterización metalográfica mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)</i>	76
3.4.2. <i>Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)</i>	87
3.5. Caracterización de fragmentos de desgaste “Debris”.....	91
3.5.1. <i>Caracterización metalográfica mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)</i>	92
3.5.2. <i>Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)</i>	102
Conclusiones	107
Recomendaciones y sugerencias para trabajo futuro	111
Referencias bibliográficas	112



LISTA DE FIGURAS

Capítulo I.

Figura 1.1. Ilustración del efecto dinámico Hall-Petch. Maclas por deformación son formadas debido a la baja energía de apilamiento. Las maclas reducen la distancia de deslizamiento efectivo de las dislocaciones, resultando en un alto endurecimiento por deformación [4].	2
Figura 1.2. Relación entre SFE y el mecanismo de operación de deformación en metales y aleaciones FCC [4].	3
Figura 1.3. Diagrama de estabilidad de fase Fe-Mn-C a 298 K [12].	5
Figura 1.4. Energía de falla de apilamiento EFA en función de contenido de Mn y carbono constante [14].	6
Figura 1.5. Propiedades de resistencia mecánica a la tracción con variación en composición química en aceros alto-Mn con adiciones de Al y Si, R_p Límite elástico y R_m Resistencia a la tensión [15].	6
Figura 1.6. Propiedades de deformación mecánica de varios aceros ultra alto-Mn con variación de adiciones de Al y Si ensayados en tensión a temperatura ambiente; ϵ_{un} deformación uniforme y ϵ_f deformación total [15].	7
Figura 1.7. Energía de falla de apilamiento (EFA) en función del contenido de aluminio en aceros alto-Mn [14].	8
Figura 1.8. Resistencia a la tracción y cedencia en función del % en peso de Mo en acero alto-Mn [29].	12
Figura 1.9. Representación esquemática de desgaste adhesivo, desprendimiento de partícula 2, durante el corte en la interface [34].	14
Figura 1.10. Coeficiente de adhesión de varios metales puros en función de su dureza [33].	15
Figura 1.11. Desgaste abrasivo a) Superficie dura en deslizamiento sobre una superficie suave y b) partículas abrasivas libres atrapadas entre las superficies [34].	16
Figura 1.12. Imperfección en el material como una causa de fatiga por contacto [33].	17
Figura 1.13. Mecanismos de desgaste por rodamiento [33].	18
Figura 1.14. Formación y propagación de grietas por fatiga superficial [31].	18
Figura 1.15. Mecanismo involucrados en desgaste triboquímico u oxidativo [34].	19
Figura 1.16. Mecanismo de desgaste oxidativo a altas velocidades [33].	20



Figura 1.17. Oxidación periódica entre las asperezas en contacto por deslizamiento en seco a altas velocidades de deslizamiento [33].	21
Figura 1.18. Degaste tribo-oxidativo a bajas velocidades de deslizamiento representación esquemática del modelo de Stott [38].	22
Figura 1.19. Cinética de oxidación de metales a bajas temperaturas y altas temperaturas [33].	23
Figura 1.20. Oxidación rápida de superficies metálicas a altas temperaturas de contacto [33].	24
Figura 1.21. Ilustración del comportamiento del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento [37].	25
Figura 1.22. Calor friccionante generado durante el deslizamiento no lubricado [45].	27
Figura 1.23. Influencia del espesor de la capa de óxido sobre el coeficiente de fricción [37].	28
Figura 1.24. Ilustración esquemática de interfaces geométricas usadas para ensayos de fricción y desgaste por deslizamiento. a) Pin sobre disco rotatorio, b) Pin sobre placa estacionaria, c) Pin sobre anillo rotatorio, d) Cilindros cruzados [34].	29
Figura 1.25. Pérdida en peso en función de distancia de deslizamiento en aceros Hadfield [47].	31
Figura 1.26. Efecto de la carga sobre la pérdida en peso en acero alto-Mn alto-Si y acero Hadfield bajo condiciones de fricción en seco [1].	32
Figura 1.27. Tasa de desgaste de aceros TWIP bajo estudio a diferentes condiciones de deslizamiento [49].	33
Figura 1.28. Coeficiente de fricción aceros TWIP bajo estudio a diferentes condiciones de deslizamiento [49].	34
 Capítulo II.	
Figura 2.1. Diagrama de flujo del proceso experimental del presente trabajo de investigación.	35
Figura 2.2. a) Probetas de acero TWIP sometidas a tratamiento térmico de homogeneización b) Dimensiones promedio de probeta de acero TWIP.	37
Figura 2.3. a) Horno tipo mufla marca Nabertherm® b) Ciclo térmico de homogeneización para los aceros TWIP.	37
Figura 2.4. a) Laminadora reversible T.J Pigott-Engineers® b) Ciclo termomecánico de laminación en caliente de acero TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo.	38



Figura 2.5. a) Probetas de acero TWIP sometidas a tratamiento térmico de solubilizado b) Dimensiones promedio de placas de acero TWIP después de laminación en caliente.....	39
Figura 2.6. a) Horno tipo mufla marca Felisa® b) Ciclo térmico de solubilizado del acero TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo.....	39
Figura 2.7. a) Microscopio óptico invertido NIKON® epihot 300 b) Microscopio electrónico de barrido [SEM] JEOL® JSM 6400.....	40
Figura 2.8. a) Difractómetro BRUKER® D8 advance b) Microdureómetro Vickers time®.....	41
Figura 2.9. a) Placas de acero TWIP-Mo b) Cortadora BUEHLER® abrasiMet 250.....	42
Figura 2.10. a) Fresadora vertical FANAMHER® FB b) probetas de acero TWIP.....	42
Figura 2.11. a) Cortadora de disco de diamante BUEHLER® isomet 1000 b) Probetas de desgaste de acero TWIP.....	43
Figura 2.12. a) Máquina ajustada de desgaste sobre anillo rotatorio “pin-on-ring” b) Ilustración de pin sobre anillo.....	44
Figura 2.13. Balanza analítica METTLER TOLEDO® automática de alta precisión.....	45
Figura 2.15. Celda de carga tipo S.....	47

Capítulo III.

Figura 3.1. Micrografías obtenidas mediante microscopía óptica con ataque de tinte. a) y b) Acero TWIP-Ref; c) y d) Acero TWIP-Ti/B; e) y f) Acero TWIP-Mo.....	50
Figura 3.2. Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	51
Figura 3.3. Micrografías por medio de microscopía electrónica de barrido a) y b) Acero TWIP-Ref c) y d) Acero TWIP-Ti/B e) y f) Acero TWIP-Mo.....	52
Figura 3.4. Micrografías por medio de microscopía electrónica de barrido y EDS a) y b) Acero TWIP-Ref c) y d) Acero TWIP-Ti/B e) y f) Acero TWIP-Mo.....	53
Figura 3.5. Patrones de difracción de Rayos-X en condición de solubilizado a) Acero TWIP-Ref en b) Acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo.....	55
Figura 3.6. Microdureza Vickers promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	56
Figura 3.7. Pérdida en peso en función de la distancia de deslizamiento a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.....	59



Figura 3.8. Pérdida en peso en función de la distancia de deslizamiento en condiciones de baja velocidad para los aceros TWIP. a) P1V1 b) P2V1.	60
Figura 3.9. Pérdida en volumen en función de la distancia de deslizamiento en aceros TWIP. a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.	61
Figura 3.10. Tasa de desgaste para aceros TWIP a) Acero TWIP-Ref b) acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo.	63
Figura 3.11. Tasa de desgaste para aceros TWIP a) Tasa de desgaste en función de la velocidad b) Tasa de desgaste en función de la carga.	64
Figura 3.12. Resistencia al desgaste en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.	66
Figura 3.13. Comportamiento del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP a 7500 m. a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.	68
Figura 3.14. Coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo 7500 m. a) 52.6 N y 0.219 m/s b) 52.6 N y 0.868 m/s c) 103.5 N y 0.219 m/s d) Para 103.5 N y 0.868 m/s.	70
Figura 3.15. Coeficiente de fricción en función de velocidad y carga a) Coeficiente de fricción en función de la velocidad b) Coeficiente de fricción en función de la carga.	71
Figura 3.16. Comportamiento de la temperatura de la pin cercana a la superficie en función de la distancia de deslizamiento a 7500 m a) Acero TWIP-Ref b) Acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo.	72
Figura 3.17. Temperatura promedio con desviación estándar de aceros TWIP a 7500 m a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.	74
Figura 3.18. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 2500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	77
Figura 3.19. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 5000 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	78
Figura 3.20. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	79



Figura 3.21. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.....	80
Figura 3.22. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 5000 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	81
Figura 3.23. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	82
Figura 3.24. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	83
Figura 3.25. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 5000 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.....	84
Figura 3.26. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	86
Figura 3.27. Patrones de difracción de las superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2=103.5 N y V1=0.219 m/s.	88
Figura 3.28. Patrones de difracción de las superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.....	89
Figura 3.29. Patrones de difracción de las superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 2500, 5000 y 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	90
Figura 3.30. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.....	92
Figura 3.31. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 5000 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s.....	94



Figura 3.32. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	95
Figura 3.33. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	96
Figura 3.34. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 5000 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	97
Figura 3.35. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	98
Figura 3.36. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	99
Figura 3.37. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 5000 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	100
Figura 3.38. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	101
Figura 3.39. Patrones de difracción de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 2500, 5000 y 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s.	103
Figura 3.40. Patrones de difracción de los fragmentos de desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s.	104
Figura 3.41. Patrones de difracción de los fragmentos de desgastadas de acero TWIP-Mo a 2500, 5000 y 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.	105



LISTA DE TABLAS

Capítulo I.

Tabla I-1. Composición química de aceros alto-Mn y su respectiva EFA.....	5
Tabla I-2. Composición química de aceros alto-Mn con variaciones en % en peso de Al [17].....	8
Tabla I-3. Propiedades mecánicas de aceros alto-Mn al variar el % en peso de Al [20].	9
Tabla I-4. Propiedades mecánicas en aceros alto-Mn sin Si y con 3 % en peso de Si [22].	9
Tabla I-5. Propiedades mecánicas en aceros alto-Mn con variaciones de Ti como elemento microaleante [24].....	11
Tabla I-6. Clasificación de mecanismos de desgaste [31].	13
Tabla I-7. Condiciones de fricción de la capa de óxido [37].	28

Capítulo II.

Tabla II-1. Composición química de los aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo (% en peso).....	36
Tabla II-2. Condiciones y nomenclatura de ensayos de desgaste interrumpido de aceros TWIP.....	44

Capítulo III.

Tabla III-1. Tamaño de grano austenítico de aceros TWIP bajo estudio.....	51
Tabla III-2. Microdureza Vickers de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	56
Tabla III-3. Pérdida en peso de aceros TWIP en condición de solubilizado.	57
Tabla III-4. Tasa de desgaste de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	62
Tabla III-5. Resistencia al desgaste de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	65
Tabla III-6. Coeficiente de fricción promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.....	69
Tabla III-7. Temperatura superficial promedio en aceros TWIP en condición de solubilizado.	73



RESUMEN

Los aceros alto-Mn austeníticos de plasticidad inducida por maclaje (TWIP, por sus siglas en inglés) son parte de los aceros avanzados de ultra-alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) de segunda generación. Actualmente se catalogan entre los materiales más atractivos debido a sus excelentes propiedades mecánicas de resistencia y ductilidad. Sin embargo, existen pocos estudios sobre el comportamiento tribológico de estos aceros de nueva generación. El objetivo fundamental del presente trabajo de investigación fué determinar el efecto de los elementos microaleantes Mo y Ti/B sobre la resistencia al desgaste de aceros TWIP. Para lo cual se llevaron a cabo ensayos interrumpidos de desgaste por deslizamiento no-lubricado por la técnica de contacto sobre anillo rotatorio (pin-on-ring), con velocidades de deslizamiento de 0.219, 0.868 m/s y cargas aplicadas de 52.6, 103.5 N a distancias de deslizamiento de 2500, 5000, 7500 m. Por otro lado, se llevó a cabo análisis metalográfico y de fases presentes de las superficies desgastadas y los fragmentos de desgaste (debris) mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos-X (DRX), con la finalidad de determinar la naturaleza de los mecanismos de desgaste presentes. La adición de los elementos microaleantes Ti/B y Mo generan un refinamiento de grano, así como una ligera mejoría en la resistencia (dureza) de los aceros en condición de partida (solubliado). Asimismo, los resultados de las pruebas tribológicas indican que a altas velocidades de deslizamiento mejoran notoriamente el comportamiento al desgaste, es decir, disminuye la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción; mientras que a bajas velocidades de deslizamiento, se presenta lo contrario. Las superficies y fragmentos de desgaste caracterizados, indican que a bajas velocidades de deslizamiento se presenta desgaste adhesivo-oxidativo, caracterizado por óxidos finos en menor cantidad, deformación plástica, desfragmentación; mientras que a altas velocidades de deslizamiento se presenta un incremento en la cantidad de óxidos, así como fragmentos tipo plato de mayor tamaño y espesor producto de la delaminación de la capa de óxido, donde predomina el mecanismo de desgaste oxidativo moderado evitando el contacto metal-metal que resulta en un mejor comportamiento al desgaste. La adición de elementos microaleantes Ti/B y Mo en los aceros TWIP bajo estudio no generaron un aumento significativo de la resistencia al desgaste, debido principalmente al carácter oxidativo predominante que se



suscita bajo las condiciones de ensayo, lo cual minimiza el efecto microaleante. En general, la resistencia al desgaste por deslizamiento en los aceros TWIP bajo estudio es más fuertemente influenciada por la velocidad de deslizamiento, así como la temperatura superficial desarrollada durante el contacto friccionante.

PALABRAS CLAVE: PROPIEDADES MECANICAS, DUCTIBILIDAD,OXIDOS,
ELEMENTOS MICROALENATES.



ABSTRACT

High-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steels are part of the second-generation advanced high-strength steels (AHSS). Currently, these steels are between more attractive materials due to their excellent mechanical properties of the strength and ductility. Nevertheless, there are a few studies about of the tribology behavior of the high-Mn.austenitic steels. The main aim of this research work is to study the effect of the microalloying elements such as Mo and Ti/B on the wear behavior of TWIP steels. For this purpose, interrupted dry-sliding wear test by the “pin-on-ring” method were carried out for 2500, 5000 and 7500 m under different sliding rates (0.219, 0.868 m/s) and applied loads (52.6 and 103.5 N). On the other hand, metallographic and structural analysis of the worn surfaces and debris were carried out by means of optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and, X-ray diffraction (XRD) in order to clarify the nature of the wear mechanisms. The addition of microalloying elements Ti/B and Mo to TWIP steel generated a grain refinement, as well as slight improvement in strength (hardness) of the steels in the initial condition (as-solution heat treated). Likewise, the tribology testing results show that the high sliding rates significantly improve the wear behavior, i.e., the wear rate and the coefficient of friction decrease; whereas at low sliding rates the opposite occurs. characterized wear surfaces and debris show that at low sliding rates adhesive-oxidative wear predominates, which is characterized by thinner oxides in less quantity, plastic deformation, and defragmentation; whereas at high sliding rates the presence of oxides markedly increases, as well as large size and thickness debris like plate, which is generated by oxide layer delamination where the moderate oxidative wear mechanism predominates, preventing metal-to-metal contact and thus better wear behavior. The addition of Ti/B and Mo microalloying elements to studied TWIP steels didn't generate a significant increase of wear resistance mainly due to the predominant oxidative condition of the wear test, which reduce the microalloying effect. In general, the sliding wear resistance of the TWIP steels is more strongly influenced by the sliding rate, as well as by the surface temperature developed during the friction contact.



INTRODUCCIÓN

Los aceros de plasticidad inducida por maclaje, (TWIP por sus siglas en inglés) son aleaciones de acero al manganeso que contienen entre el 17 y 20% de Mn y adiciones de C de entre 0.5 y 1.0 % en peso, así como la adición de Si y Al, los cuales presentan una estructura totalmente austenítica a temperatura ambiente, principalmente debido al alto contenidos de Mn, forman parte de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), de segunda generación. Los aceros TWIP tienen una excelente combinación de alta resistencia y alta ductilidad. Actualmente son una de las aleaciones más atractivas para aplicaciones estructurales en la industria automotriz, aeronáutica, y ferroviaria, debido a sus excelentes propiedades mecánicas de resistencia y elongación, así como una prometedora resistencia al desgaste, debido a la formación de maclas de deformación y a la pequeña cantidad de precipitados dispersos en la fase austenita sobre límites de grano que actúan como obstáculos al movimiento de dislocaciones y la formación de maclas. Los aceros TWIP son totalmente austeníticos sin transformación de fase debido a la baja energía de falla de apilamiento (SFE) de entre 15-30 mJ/m^2 .

Los aceros alto manganeso Hadfiled son bien conocidos por su alta capacidad de endurecimiento por deformación y buena resistencia al desgaste bajo condiciones de alto impacto abrasivo. Por lo tanto, son ampliamente utilizados en los sectores de ingeniería, tales como: aceración, minería, ferroviaria, así como en la fabricación de arcillas y cementos, lo cual representa únicamente un 5 % de aplicaciones tribológicas en la ingeniería. Sin embargo, tienen poca resistencia al desgaste en condiciones de bajo impacto y esfuerzo friccionante [1]. Por lo cual, se han realizado estudios tribológicos en base al endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación por Ti, V y Cr para mejorar la resistencia al desgaste bajo las condiciones mencionadas. Sin embargo, su costo de producción se incrementa debido a la adición de tratamientos térmicos. Por otro lado, los mecanismos de desgaste juegan un papel importante, los cuales dependen de las condiciones actuantes en el sistema tribológico. Así, bajo condiciones de deslizamiento no-lubricado es bien sabido que el mecanismo de desgaste oxidativo que presente en superficies metálicas debido al



calor friccionante y exposición con el medio ambiente, el desarrollo de la capa de óxido sobre las superficies metálicas durante el deslizamiento reduce el coeficiente de fricción, así como el desgaste, y es bien claro que estos óxidos juegan una parte importante en varias situaciones prácticas, tales como en la operación de motores de turbinas de gas. Actualmente ha incrementado el estudio sobre la influencia de la formación de óxidos en el contacto friccionante y procesos de desgaste, así como la formación y operación de tales óxidos y reducción de fricción y desgaste. Sin embargo, existe escasa información en la literatura científica respecto a las propiedades tribológicas de los aceros TWIP, así como del efecto de los elementos microaleantes.



OBJETIVOS

Objetivo general.

Determinar el efecto de los elementos microaleantes Mo y Ti/B sobre la resistencia al desgaste de aceros alto-manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).

Objetivos particulares.

1. Determinar el efecto de elementos microaleantes Mo y Ti/B sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento no-lubricado mediante la técnica de pin-on-ring de aceros alto-manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).
2. Determinar los mecanismos actuantes durante el desgaste por deslizamiento no-lubricado de aceros alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados con Mo y Ti/B.
3. Determinar la pérdida en peso, tasa de desgaste y resistencia al desgaste de aceros a diferentes distancias de deslizamiento bajo distintas condiciones de velocidad de deslizamiento y carga aplicada.
4. Determinar el coeficiente de fricción a diferentes distancias de deslizamiento bajo distintas condiciones de velocidad de deslizamiento y carga aplicada.
5. Determinar la temperatura próxima a la superficie durante el contacto friccionante, a diferentes distancias de deslizamiento bajo distintas condiciones de velocidad de deslizamiento y carga aplicada.



6. Caracterizar las superficies desgastadas por medio de microscopía electrónica de barrido y difracción de Rayos-X.

7. Caracterizar los fragmentos de desgaste por medio de microscopía electrónica de barrido y difracción de Rayos-X.



HIPÓTESIS

La adición de elementos microaleantes genera un endurecimiento y refinamiento de grano de la fase austenítica debido a la formación de precipitados que actúan como refuerzo de la matriz e inhiben el crecimiento de grano, por consiguiente se espera obtener una mejoría en cuanto al comportamiento tribológico con la adición de los elementos microaleantes Ti/B y Mo. Por otro lado, el mecanismo de maclado presente en estos aceros genera un endurecimiento por deformación debido a la nucleación y crecimiento de maclas de deformación actuando como límites de grano al deslizamiento de dislocaciones, de esta manera se espera un incremento de la resistencia al desgaste al aumentar la distancia de deslizamiento.

El calor friccionante producto del contacto superficial a altas velocidades de deslizamiento promueve la formación de óxidos sobre la superficie en atmósferas no controladas, actuando como lubricante y evitando el contacto metal-metal disminuyendo el coeficiente de fricción. Debido a los elementos presentes en los aceros TWIP bajo estudio, tales como Mn, Al y Si, que tienden a reaccionar con el oxígeno, se espera una mejor resistencia al desgaste a altas velocidades de deslizamiento debido a la formación de una capa de óxido estable que tiende a desarrollarse rápidamente. También se espera un mecanismo de desgaste predominantemente oxidativo.



JUSTIFICACIÓN

En las últimas décadas se ha desarrollado una gran variedad de aceros de alta resistencia (AHSS) para la industria metal-mecánica, lo que ha permitido un mejoramiento en cuanto a rendimiento, seguridad, resistencia y tiempo de vida de componentes. Debido a una alta demanda de materiales que presenten mejoras en la industria automotriz, aeronáutica y ferroviaria, es de suma importancia la determinación y optimización de las propiedades mecánicas de los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). Ya que estos aceros de nueva generación cuentan con propiedades superiores de resistencia, ductilidad y absorción de impacto respecto a aceros convencionales, permite emplear secciones reducidas disminuyendo el peso de componentes, lo cual redundaría en el cuidado del medio ambiente debido a la disminución de combustible y emisiones tales como CO₂ (impacto ecológico). Por otro lado, una gran variedad de componentes metálicos en las industrias automotriz, aeronáuticas y ferroviarias son sometidos a condiciones tribológicas, lo cual implica pérdidas económicas en base al tiempo de vida de los componentes bajo condiciones de desgaste. Por consiguiente, es de suma importancia poder controlar y mejorar el tiempo de vida de los componentes (impacto tecnológico), lo cual depende directamente en las propiedades mecánicas de los materiales y los mecanismos de desgaste actuantes durante el contacto. Así, en ausencia de lubricación existe un contacto directo entre las superficies, lo cual tiende a aumentar la fricción entre las superficies de contacto, generando un aumento considerable de la temperatura superficial y desgaste de los mismos, los cuales conllevarían a la falla de los componentes. Por tal motivo, es de suma importancia la investigación tribológica y determinación de los mecanismos de desgaste (impacto científico), que ayuden a predecir y controlar el desgaste de aceros con altas propiedades, tal como los aceros alto-Mn austeníticos TWIP microaleados de segunda generación. Sin embargo, existe una escasa información en la literatura científica respecto al efecto de los elementos microaleantes sobre las propiedades tribológicas de acero TWIP, ya que actualmente se encuentran en fase experimental.



CAPÍTULO I REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

1.1. Aceros TWIP

El desarrollo metalúrgico de los aceros austeníticos de alto manganeso fue principalmente por el trabajo realizado por Sir Robert Hadfield y su colaborador Howe en 1888 [2]. Las investigaciones realizadas en estos aceros demostraron que eran capaces de alcanzar un alto endurecimiento por deformación en la ausencia de martensita ϵ y por la presencia del mecanismo de maclado. Muy pronto se despertó un gran interés por aleaciones con mayores contenidos de Mn y menores contenidos de C que en los aceros Hadfield, de los cuales Rémy observó la gran cantidad de apilamiento de dislocaciones contra los límites de macla, asumiendo que el maclaje actuaba como obstáculos al movimiento de dislocaciones. Recientes desarrollos en aceros han resultado en aceros de alta resistencia de segunda generación con microestructuras austeníticas, los cuales muestran una mejoría en plasticidad y alta resistencia con excelente formabilidad [3], estas aleaciones han recibido una importante atención desde los trabajos realizados sobre aleaciones ferrosas de alto manganeso por Schuman en Alemania, Remy y Pineau en Francia, y Kim en Korea del Sur, así como los más recientes trabajo sobre aceros TWIP/TRIP por Frommeyer en el Max Planck Institute en Dusseldorf, Alemania [4] y los aceros avanzados de alta resistencia por la industria automotriz.

1.1.1. Maclaje

El mecanismo de deformación presente en los aceros TWIP es el deslizamiento de dislocaciones, y la deformación inducida por maclaje que gradualmente va reduciendo la distancia de deslizamiento de las dislocaciones, actuando como límites de grano, lo cual resulta como efecto dinámico de endurecimiento por el mecanismo de Hall-Petch [4], tal como se ilustra en la Fig. 1.1. La nucleación y velocidad de crecimiento de las maclas depende fuertemente de la deformación



aplicada en el acero, produciendo refinamiento de la microestructura, por este motivo los aceros TWIP presentan una alta resistencia de deformación [5].

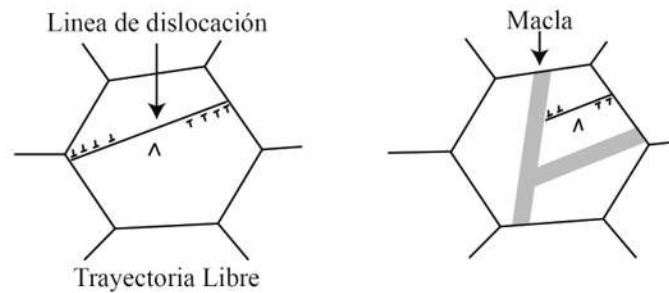


Figura 1.1. Ilustración del efecto dinámico Hall-Petch. Maclas por deformación son formadas debido a la baja energía de apilamiento. Las maclas reducen la distancia de deslizamiento efectivo de las dislocaciones, resultando en un alto endurecimiento por deformación [4].

Las maclas de deformación en el acero TWIP no parecen ser un proceso de nucleación homogéneo. La etapa de nucleación de maclas de deformación está estrechamente relacionado a la actividad de dislocaciones previas [4], el proceso siempre ocurre después de una cantidad de generación de dislocaciones e interacción dislocación-dislocación sobre diferentes sistemas de deslizamiento al ser sometido a esfuerzos. Las maclas de deformación inician en una dislocación especial creada por esta interacción, generalmente resulta en multicapas de falla de apilamiento las cuales actúan como nucleación de maclas de deformación.

Los tratamientos de recocido en los aceros TWIP también resultan en la formación de maclas mejor conocidas como maclas de recocido (formadas por efecto térmico a diferencia de las maclas de deformación generadas por deformación plástica), las cuales tienen una significativa influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos al manganeso. Las maclas de recocido pueden darse durante el proceso de recuperación y recristalización o durante el crecimiento del grano ya recristalizado, coexisten varios factores importantes que rigen la velocidad de formación de maclas de recocido, como el porcentaje de deformación antes del recocido, la temperatura y



tiempo de recocido, el tamaño de grano, la energía de límites de grano, la difusión de límites de grano, así como la energía de falla de apilamiento [5].

1.1.2. Energía de falla de apilamiento (EFA)

La energía de falla de apilamiento (SFE por sus siglas en inglés *stacking fault energy*) juega un papel importante en el efecto TWIP, debido a que la velocidad de acumulación de dislocaciones va incrementando automáticamente cuando se presenta una baja SFE, en gran parte por la formación de maclas y por una reducción de deslizamiento cruzado generando así una mayor velocidad de acumulación de dislocaciones, tal como se muestra en la Fig. 1.2.



Figura 1.2. Relación entre SFE y el mecanismo de operación de deformación en metales y aleaciones FCC [4].

Los diferentes niveles de EFA pueden generar los diferentes mecanismos en: i) Deslizamiento de dislocación; ii) Deslizamiento y mecanismo de maclado, el cual aumenta la ductilidad y una mejor tasa de endurecimiento; y iii) Deslizamiento y transformación a martensita ϵ y α' , el cual da como resultado la mejor resistencia a la cedencia y buena tasa de endurecimiento [6]. La región crítica de la energía de falla de apilamiento para alcanzar el rango de plasticidad inducida por maclaje característica de estos aceros no es muy precisa aún. Frommeyer [4] indica que una EFA de



alrededor de 25 mJ/m^2 va a generar el efecto de maclado en la fase γ estable durante la deformación plástica; mientras que una EFA por debajo de 16 mJ/m^2 resultará en la formación de fase ϵ .

1.2. Efecto de los elementos de aleación (C, Mn, Al, Si) en aceros TWIP

Es bien sabido que las características de los cambios microestructurales inducidos por deformación en aceros alto-Mn son controlados principalmente por la EFA en la matriz austenítica, la cual afecta las propiedades mecánicas de los aceros austeníticos alto manganeso. La adición de elementos de aleación van a generar cambios en la estabilidad de la austenita y la EFA, en gran medida sobre las adiciones de manganeso, silicio y aluminio para alcanzar las propiedades estructurales del efecto TWIP, resultando en una diferencia de energía de falla de apilamiento. Con $EFA < 16 \text{ mJ/m}^2$ la transformación de fase martensítica $\gamma \rightarrow \epsilon$ o α' es favorecida, se presenta el efecto TRIP, y con $EFA > 20 \text{ mJ/m}^2$ [7, 8] la transformación es suprimida y una formación densa de maclaje es favorecida, conocido como efecto TWIP, la cual genera propiedades excepcionales de endurecimiento por deformación que promueve una alta resistencia y buena ductilidad.

1.2.1. Efecto del carbono

Dependiendo del sistema de aleación, el contenido de carbono en los aceros TWIP puede ser de bajo carbono $< 0.05 \%$ en peso, o alto carbono en un rango de $0.5-1.0 \%$ en peso [8]. La adición por encima de 0.6% en peso de C es más susceptible a la formación de M_3C . Una adición de carbono menor a 1% en peso reduce la energía de falla de apilamiento a aproximadamente 22 mJ/m^2 [10]. El carbono es considerado como magnífico estabilizador de la austenita como se muestra en la Fig. 1.3, presenta una solubilidad muy alta en la fase γ -FCC y genera endurecimiento por solución sólida [11]. Estudios realizados por Allain y colaboradores [6] han demostrado que el contenido de carbono es un parámetro importante para promover el maclado, de lo contrario sólo se presenta el deslizamiento de dislocaciones aún con una EFA de entre $17-35 \text{ mJ/m}^2$.

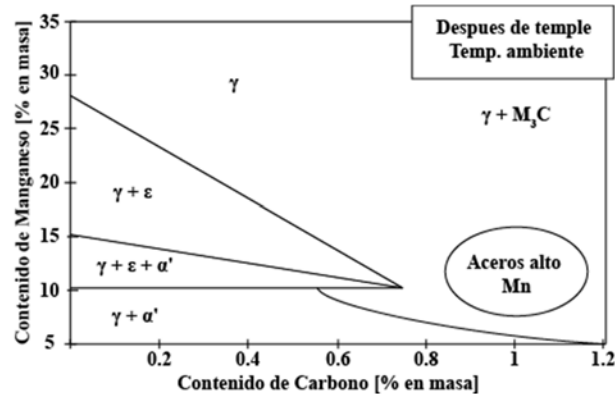


Figura 1.3. Diagrama de estabilidad de fase Fe-Mn-C a 298 K [12].

1.2.2. Manganeso

El manganeso es el principal elemento de aleación del acero TWIP, se emplea principalmente como estabilizador de la fase austenita γ -FCC. Las investigaciones realizadas por Pierce y colaboradores [13] muestran un aumento significativo en la EFA respecto a la adición de Mn, tal como se muestra en la Tabla I-1.

Tabla I-1. Composición química de aceros alto-Mn y su respectiva EFA.

Material	Mn	Al	Si	C	EFA (mJ/m ²)
Fe-22Mn-3Al-3Si	22.2	2.76	2.92	0.0093	15±3
Fe-25Mn-3Al-3Si	24.7	2.66	2.95	0.0053	21±3
Fe-28Mn-3Al-3Si	27.5	2.74	2.89	0.0071	39±5

También los estudios realizados por Mazancová [14] sobre la determinación de la EFA al variar el contenido de Mn, presentan un incremento en la EFA al aumentar los contenidos de Mn como se presentan en la Fig. 1.4.

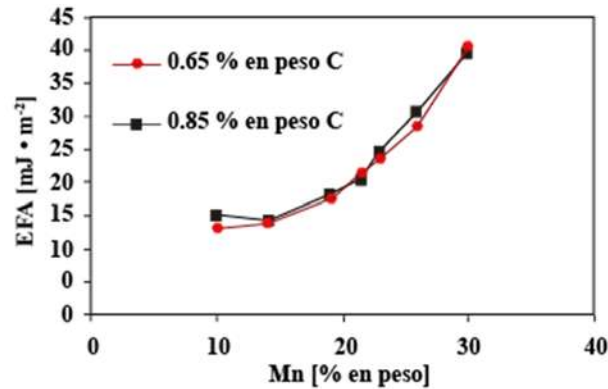


Figura 1.4. Energía de falla de apilamiento EFA en función de contenido de Mn y carbono constante [14].

En cuanto a las propiedades mecánicas, los estudios realizados por Frommeyer [7] demuestran que el incremento en contenido de Mn en los aceros TWIP genera una disminución en la resistencia máxima a la tensión, pero por otro lado, se presenta un aumento considerable en la elongación.

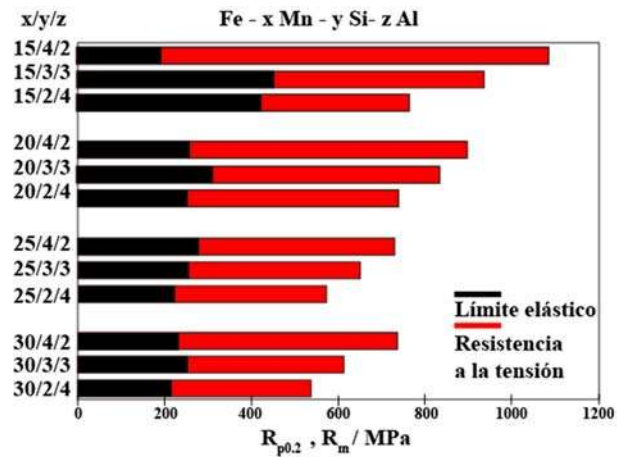


Figura 1.5. Propiedades de resistencia mecánica a la tracción con variación en composición química en aceros alto-Mn con adiciones de Al y Si, R_p Límite elástico y R_m Resistencia a la tensión [15].

Investigaciones realizadas por Grässel y colaboradores [15] corroboran dichos resultados respecto al comportamiento mecánico, demostrando que conforme el contenido de Mn incrementa la



resistencia a la tracción y la resistencia a la cedencia disminuye, tal como se muestra en la Fig. 1.5. Por otro lado, la elongación aumenta hasta un contenido de 25 % para posteriormente mantenerse constante como se muestra en la Fig. 1.6.

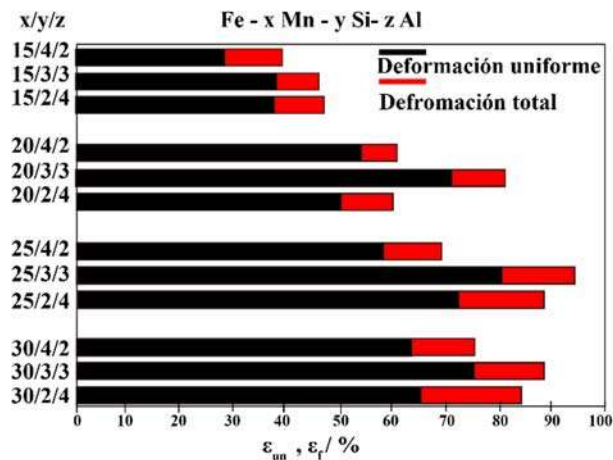


Figura 1.6. Propiedades de deformación mecánica de varios aceros ultra alto-Mn con variación de adiciones de Al y Si ensayados en tensión a temperatura ambiente; ϵ_{un} deformación uniforme y ϵ_f deformación total [15].

1.2.3. Aluminio

La adición del elemento Al en los aceros TWIP ha sido principalmente para ajustar la EFA, pero también es uno de los elementos idóneos para resolver problemas típicos de estos aceros como baja resistencia a la cedencia, precipitación de cementita durante recocido y fractura retardada por hidrógeno [16]. De tal manera que el aluminio genera un aumento significativo en la EFA de 7.8 mJ/m^2 por cada 1 % en peso de Al de acuerdo a investigaciones realizadas por Jin y Lee [16] como se muestra en la Fig. 1.7, pero también retarda el mecanismo de endurecimiento de plasticidad inducida por maclaje [17], mientras que evita la transformación de $\gamma \rightarrow \epsilon$ [18].

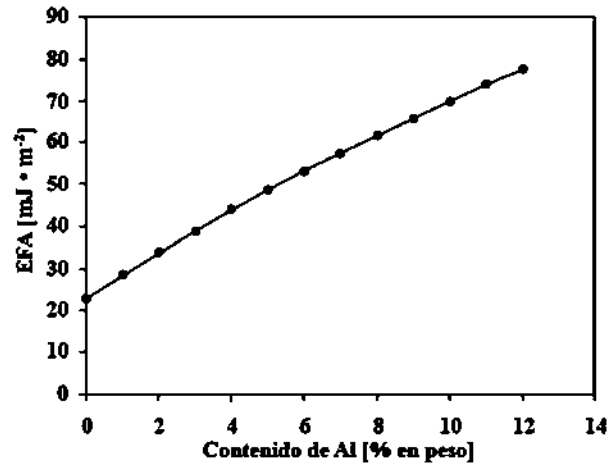


Figura 1.7. Energía de falla de apilamiento (EFA) en función del contenido de aluminio en aceros alto-Mn [14].

Investigaciones realizadas por Park [17] sobre la adición de aluminio en aleaciones alto manganeso con composición de acuerdo a la Tabla I-2, presentan una disminución del peso específico en función de la adición de aluminio, debido al efecto combinado de bajo peso molecular del Al y el incremento del parámetro de red, así como un aumento considerable de la EFA en aceros austeníticos alto manganeso [17, 19].

Tabla I-2. Composición química de aceros alto-Mn con variaciones en % en peso de Al [17].

Composición	C	Mn	Al	EFA (mJ/m ²)	Peso específico
Fe-22Mn-0.6C	0.60	21.59	-	21.5	7.86
Fe-22Mn-3Al-0.6C	0.63	21.78	2.97	36.5	7.50
Fe-22Mn-6Al-0.6C	0.60	22	5.86	50.7	7.15

Por otro lado investigaciones realizadas por Hamada y colaboradores [20] demuestran que la adición de 3% en peso de aluminio conlleva claramente un incremento en la resistencia a la cedencia y el esfuerzo máximo por el efecto de endurecimiento por solución sólida, tal como se presenta en la Tabla I-3. De esta manera, también se presenta un aumento de la resistencia al desgaste de acuerdo con los trabajos realizados por Zuidema y Subramanyam [21], así como un efecto de recristalización dinámica y refinamiento de grano, en gran parte por la formación de



segundas fases de AlN, los cuales se presentan generalmente en los límites de granos austeníticos. Por otro lado, también se ha reportado que la presencia de Al en aceros TWIP suprime la formación de Fe₃C [11].

Tabla I-3. Propiedades mecánicas de aceros alto-Mn al variar el % en peso de Al [20].

Composición	Tamaño de grano	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	ϵ (%)
Fe-22Mn-0.6C	32±11	290	875	65
Fe-22Mn-3Al-0.6C	34±9	277	672	80
Fe-22Mn-6Al-0.6C	28±6	317	692	54

1.2.4. Silicio

La presencia del elemento silicio en aceros TWIP, disminuye la EFA de la austenita, aumentando las fallas de apilamiento, generando sitios para la nucleación de la martensita, por tal motivo, sustenta la transformación de fase martensítica [4] durante el enfriamiento o deformación. Por otro lado, endurece la fase austenítica por solución sólida. Investigaciones realizadas por Li y colaboradores [22] sobre la adición de Si en aleaciones alto Mn, demuestran un incremento en la resistencia a la cedencia y la dureza con la adición de 3 % en peso de Si, tal como se muestra en la Tabla I-4. Lo anterior se atribuye directamente al efecto de endurecimiento por solución sólida de los átomos de Si, mientras que el incremento en la resistencia a la tensión y elongación es asociado al endurecimiento por deformación generado por el mecanismo de maclaje inducido por deformación presente en materiales metálicos FCC con baja EFA [23].

Tabla I-4. Propiedades mecánicas en aceros alto-Mn sin Si y con 3 % en peso de Si [22].

Composición	σ_y (MPa)	UTS (MPa)	El (%)	HV
Fe25Mn3Al	200	475	45	143
Fe25Mn3Si3Al	275	680	70	170



1.3. Efecto de los elementos microaleantes (Ti, B y Mo)

El efecto de plasticidad inducida por maclaje en aceros alto-Mn genera propiedades excepcionales de endurecimiento por deformación que promueve una alta resistencia y buena ductilidad, pero un factor limitante para su inmediata implementación es su relativa baja resistencia a la cedencia, principalmente comparados con los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) [24]. Así, hay un fuerte interés en un endurecimiento por precipitación por medio de la adición de elementos microaleantes como Ti, V, B, Zr, ya que estos son capaces de incrementar la resistencia a la cedencia por el principio de Frank-Read [25]. Una de las formas más efectivas de incrementar la resistencia y refinamiento de grano es la adición de elementos microaleantes en combinación con tratamientos termomecánicos de laminación en caliente [26], ya que los microaleantes juegan un papel importante durante los ciclos térmicos debido a que tienden a precipitar, alojándose en límites de grano y dislocaciones, de tal manera que incrementan la velocidad de nucleación y disminuyen la velocidad de crecimiento del grano austenítico durante el proceso de recristalización dinámica (DRX). De esta manera, una dispersión de partículas finas, principalmente de carburos y nitruros de elementos microaleantes incrementan la resistencia, sin embargo altos niveles de estos elementos pueden resultar en una pérdida de ductilidad [27].

1.3.1. Titanio

El titanio tiende a combinarse con el C y N presentes formando carburos estables y nitruros [27], lo cual resulta en un incremento de las propiedades mecánicas, debido tanto a endurecimiento por solución sólida como por precipitación. Investigaciones realizadas por Scott [24] sobre la adición de Ti como microaleante en aceros alto-Mn muestran un notable refinamiento de grano y un incremento en la resistencia a la cedencia para porcentajes $\leq 0.1\%$ en peso; aunque en mayores proporciones no presenta un incremento considerable, tal como se muestra en la Tabla I-5. Por otro lado, el Ti en presencia de N, tiende a formar TiN, lo cual evita la formación de AlN, con lo que disminuye la tendencia a fragilizar el acero.



Tabla I-5. Propiedades mecánicas en aceros alto-Mn con variaciones de Ti como elemento microaleante [24].

Composición	Tamaño de grano (μm)	σ_y (MPa)	UTS (MPa)
Fe-22Mn-0.6C	2.5	471	1102
Fe-22Mn-0.6C-0.1Ti	1.6	609	1135
Fe-22Mn-0.6C-0.2Ti	1.6	615	1131
Fe-22Mn-0.6C-0.3Ti	1.5	635	1145

1.3.2. Boro

La adición de boro como elemento microaleante en combinación con el carbono es susceptible a formar carburos de boro muy estables, ya que su disolución alcanza los 2350 °C, mejorando la resistencia máxima y elongación. Por otro lado, en combinación con el nitrógeno tiende a formar nitruros de boro que su disolución alcanza los 1600 °C. Un aspecto a resaltar es que la adición de titanio puede ser asociado al boro, así el titanio ayuda al incremento de la efectividad del boro como elemento microaleante en solución sólida [28].

1.3.3. Molibdeno

La adición de Mo comúnmente de entre 0.5 a 2% en peso mejora la tenacidad y resistencia al agrietamiento en condición de colada, asimismo aumenta la resistencia a la cedencia en condiciones bajo tratamiento de solubilizado y temple debido a que el Mo en aceros alto manganeso es distribuido parcialmente en solución sólida y en carburos primarios formados durante la solidificación [27]. Estudios realizados por Razavi [29] sobre el efecto de la adición de Mo en aceros TWIP, muestran que un 1.3 % en peso de Mo en aleaciones alto-Mn disminuye la EFA, genera un refinamiento de grano y en combinación con el carbono es susceptible a formar carburos $(\text{Fe, Mo})_3\text{C}$ muy estables en límites de grano, los cuales incrementan la estabilidad de los límites de grano inhibiendo el crecimiento de grano abrupto, mejorando la resistencia máxima y elongación, tal como se muestra en la Fig.1.8.

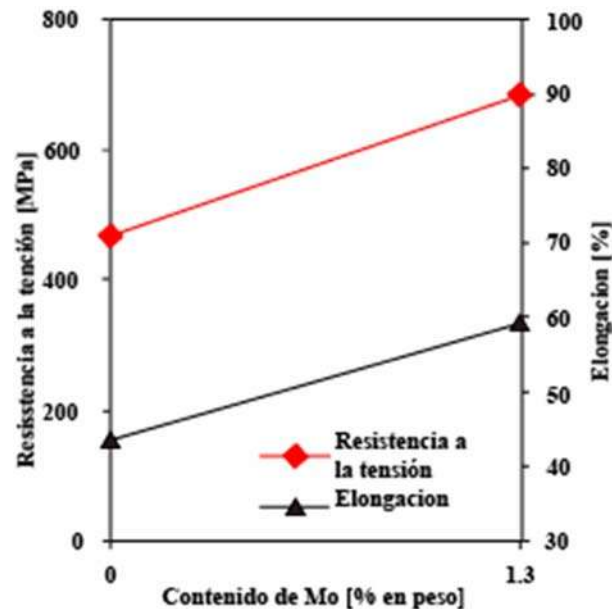


Figura 1.8. Resistencia a la tracción y cedencia en función del % en peso de Mo en acero alto-Mn [29].

Por otro lado, la adición de Mo reduce la temperatura de fragilización, promueve la resistencia a la corrosión, incrementa la resistencia a alta temperatura, mejora la soldabilidad y maquinabilidad.

1.4. Mecanismos de desgaste

Existen diferentes tipos de mecanismo de desgaste, incluso puede un sistema tribológico dar lugar a varios mecanismos de desgaste simultáneamente o transiciones entre ellos. En general, dos tercios de todos los procesos de desgaste que toman lugar a nivel industrial ocurren debido a un mecanismo de desgaste adhesivo o abrasivo [30]. En muchos casos el desgaste es iniciado por un tipo de desgaste adhesivo, y posteriormente se presentan transiciones de los mecanismos de desgaste, las cuales dependen de las condiciones de carga aplicada y velocidad de deslizamiento principalmente. De acuerdo a varios investigadores los mecanismos de desgaste se clasifican, tal como se listan en la Tabla I-6.



Tabla I-6. Clasificación de mecanismos de desgaste [31].

Autor	Mecanismos de desgaste
Burwell y Strang	Desgaste abrasivo, adhesivo, corrosivo, por fatiga superficial, por oscilación, por erosión y por cavitación.
Jahamir	Adhesión, delaminación, oscilación, abrasión, erosión, impacto, fatiga, desgaste corrosivo, desgaste difusivo y electroerosión.
Godfrey	Por adhesión moderada, adhesión severa, abrasión, erosión, fatiga. Delaminación, corrosión, electrocorrosión, corrosión oscilatoria, cavitación, electroerosión y electropulido.
Rice	Adhesión, abrasión, fatiga, corrosión u oxidación y electroerosión.
DIN 50320	Adhesión, abrasión, fatiga superficial y reacción triboquímica.

De los cuales se pueden correlacionar ciertos tipos de mecanismo de desgaste, como el mecanismo por fatiga, el cual es arbitrario con fatiga superficial, así como el desgaste por impacto y delaminación. La clasificación por Godfrey [32], respecto a adhesión moderada y adhesión severa describe únicamente la severidad del desgaste, los cuales se pueden unificar como un sólo mecanismo de desgaste por adhesión. Por otro lado, la clasificación por Jahamir, se puede reducir a una por interacción mecánica y condiciones ambientales especiales. Debido a esto es posible clasificar los principales mecanismos de desgaste de acuerdo a la norma DIN 50320 en desgaste adhesivo, desgaste abrasivo, desgaste por fatiga superficial y desgaste triboquímico, los cuales pueden presentarse mutuamente en los procesos de desgaste.

1.4.1. Desgaste adhesivo

El desgaste adhesivo es una forma de desgaste caracterizada por altas tasas de desgaste y un alto e inestable coeficiente de fricción [33]. Principalmente ocurre cuando dos cuerpos sólidos nominalmente planos están en contacto por deslizamiento, la adhesión o unión ocurre en las asperezas en contacto sobre la interface de deslizamiento y son cortadas por el deslizamiento de



las superficies en contacto, la cual puede resultar en el desprendimiento de un fragmento de una de las superficies y adhesión a la otra superficie, como se muestra en la Fig. 1.9. Debido a que el deslizamiento es continuo, los fragmentos pueden desprenderse de la superficie sobre la cual fue transferido y ser nuevamente transferida a la superficie original [34], en otras palabras, los fragmentos de desgaste pueden quedarse adheridos en cualquiera de las dos superficies en contacto, o incluso soltarse como partícula de desgaste. Este tipo de mecanismo puede ser reducido con el incremento de la rugosidad y dureza de los cuerpos en contacto o bien por capas contaminantes de óxidos que actúan como sólidos o lubricantes líquidos como aceite y/o agua. Entonces el coeficiente de adhesión puede ser definido como la relación de una fuerza de ruptura de las juntas adhesivas a una fuerza normal de contacto (a diferencia del coeficiente de fricción que es definido como la relación de la fuerza tangencial o friccionante a la fuerza normal, es decir la fuerza tangencial u opositora necesaria al deslizamiento).

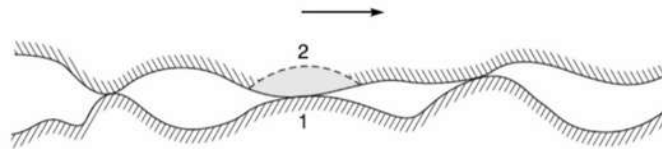


Figura 1.9. Representación esquemática de desgaste adhesivo, desprendimiento de partícula 2, durante el corte en la interfase [34].

Todos los metales muestran una fuerte tendencia a la adhesión bajo contacto, pero existen diferencias particulares en cuanto a las estructuras cristalinas, por ejemplo una estructura cristalina hexagonal presenta una menor adhesión que cualquier otra estructura cristalina [33]. Así, en materiales que presentan una alta dureza, alto módulo elástico y energía superficial del metal también disminuye drásticamente el mecanismo de adhesión, pero materiales en contacto con durezas similares presentan una diferencia de coeficiente de adhesión, lo cual se atribuye directamente a la estructura cristalina como se muestra en la Fig. 1.10. Esto es debido a que los metales con una estructura HCP tienen menos sistemas de deslizamiento y, por lo tanto, son menos dúctiles que una FCC o una BCC, lo cual resulta en una menor adhesión.

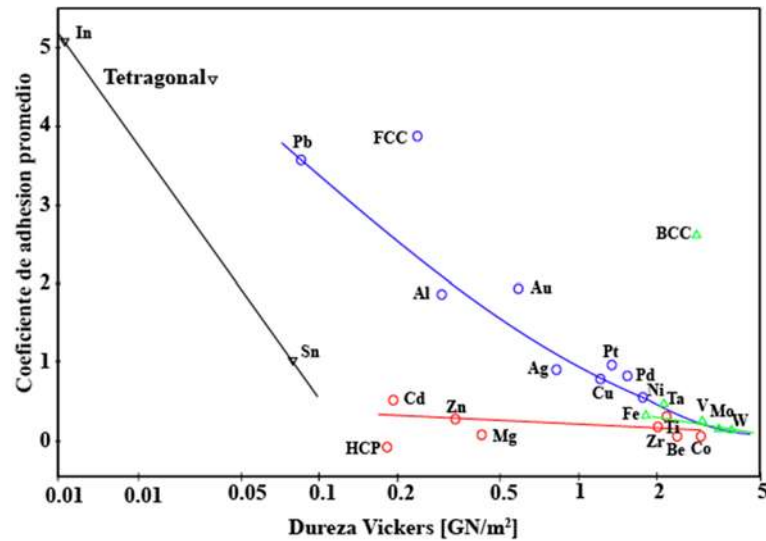


Figura 1.10. Coeficiente de adhesión de varios metales puros en función de su dureza [33].

1.4.2. Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo se presenta cuando una superficie dura o partícula dura se desliza sobre una superficie más suave generando daños sobre la superficie más suave por una deformación plástica o hasta una fractura. En materiales dúctiles, tales como metales o aleaciones, las asperezas o partículas duras resultan en un comportamiento plástico del material más suave. En general existen dos tipos de desgaste abrasivo, tal como se muestra en la Fig. 1.11. En el primer caso, la superficie dura representa la superficie que genera el desprendimiento o corte de la superficie más suave que están en frotamiento (*two-body abrasión*), tales como molienda, corte, maquinado etc. De esta manera en un sistema de desgaste abrasivo los fragmentos de material producidos por el desgaste abrasivo a menudo se separan de las asperezas durante el deslizamiento continuo de las superficies, mientras que en el segundo caso, la superficie dura está representado por un tercer material, generalmente una pequeña partícula abrasiva, atrapada entre las otras dos superficies y suficientemente dura que es capaz de desgastar una o ambas superficies (*three-body abrasión*).



Existe una diferencia significativa entre estos dos mecanismos de desgaste abrasivo, el desgaste por una tercer partícula es diez veces más lento que el mecanismo de desgaste abrasivo por dos cuerpos en contacto [33], esto debido a que el mecanismo de dos cuerpos en contacto es más similar a una herramienta de corte, como un modelo de remoción de material, mientras que el mecanismo de tres cuerpos involucra mecanismo más lentos de remoción de material sin microcortes, como en el caso del mecanismo de dos cuerpos. En muchos casos, el mecanismo de desgaste que representa el comienzo de un mecanismo de desgaste abrasivo es el desgaste adhesivo, el cual genera partículas de desgaste que quedan atrapadas en la interface, resultando en un desgaste abrasivo (*three-body*) [34].

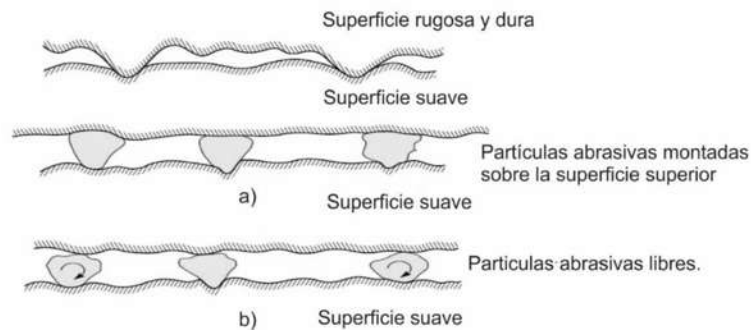


Figura 1.11. Desgaste abrasivo a) Superficie dura en deslizamiento sobre una superficie suave y b) partículas abrasivas libres atrapadas entre las superficies [34].

1.4.3. *Desgaste por fatiga superficial*

El desgaste por fatiga superficial se presenta durante repetidos rodamientos y/o deslizamientos. Los ciclos de cargas alternativas, a los cuales los materiales son sometidos, pueden inducir a la formación de grietas que eventualmente, después de un número crítico de ciclos, resultan en un desprendimiento de hojuelas o fragmentos de las superficies del material; produciendo una gran cantidad de picaduras en la superficie.



Las grietas son causadas por esfuerzos compresivos y de tensión en el área de contacto; el origen de las grietas en la superficie del sólido es favorecida por inclusiones superficiales, partículas externas del proceso de fabricación, partículas externas debido a la acción de surcamiento de partículas de desgaste o suciedad; o en general por cualquier condición que incremente el esfuerzo en la superficie. Las imperfecciones tales como inclusiones, límites de grano débiles y zonas de alto esfuerzo residual son zonas importantes de iniciación y propagación de grietas, como también formación de partículas de desgaste, todo esto puede causar la fatiga por contacto de lo anterior. Las inclusiones son partículas perjudiciales a la resistencia al desgaste por fatiga superficial [33], tal como se ilustra en la Fig. 1.12.



Figura 1.12. Imperfección en el material como una causa de fatiga por contacto [33].

El desgaste por fatiga superficial en sistemas de rodamiento presenta un muy alto esfuerzo de contacto concentrado en una pequeña área y por ciclos de esfuerzos, los mecanismos de desgaste son determinados por las condiciones de desgaste y las propiedades del material como se ilustra en la Fig. 1.13. En la ausencia de lubricación en metales, el desgaste por fatiga se caracteriza por ciclos de formación y fragmentación de películas de óxido, en otras palabras una forma de desgaste oxidativo.

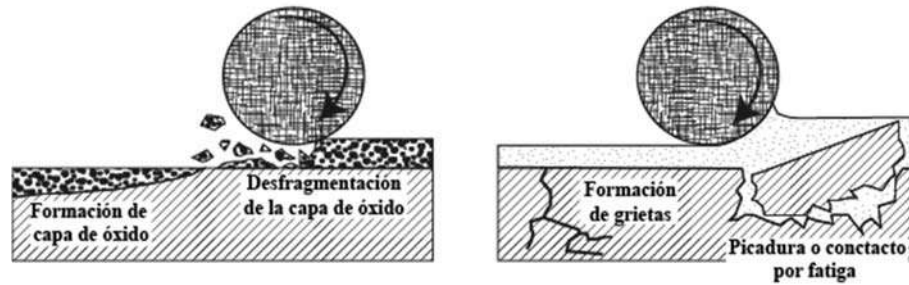


Figura 1.13. Mecanismos de desgaste por rodamiento [33].

Las partículas de desgaste se pueden producir por el alisamiento, aplastamiento y finalmente por el agrietamiento de asperezas superficiales en el sólido. Las grietas se originan en la superficie propagándose en una dirección en diagonal desde la superficie hacia dentro del material, tal como se muestra en la Fig. 1.14.

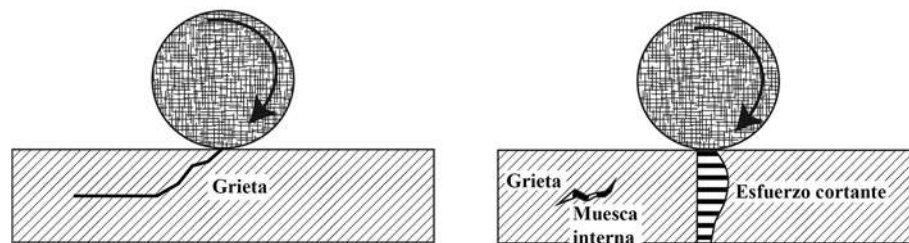


Figura 1.14. Formación y propagación de grietas por fatiga superficial [31].

1.4.4. Desgaste oxidativo

El desgaste triboquímico toma lugar por el contacto friccionante entre dos superficies sólidas que reaccionan en un medio oxidante. En general, el desgaste tribo-oxidativo es acompañado por la formación de una superficie de óxido, la cual evita el contacto metal-metal en las asperezas y actúa como un tipo de lubricante sólido, reduciendo la fricción y el desgaste. El proceso de desgaste procede por una remoción continua de una película típica menor a un micrómetro de espesor sobre la superficie, y la formación de una nueva capa sobre la superficie en contacto, en presencia del



aire, los fragmentos de desgaste consisten principalmente de óxidos que se han formado sobre la superficie y se han eliminado por la fricción.

De tal manera que los mecanismos de desgaste triboquímico se pueden subdividir en cuatro categorías como se muestra en la Fig. 1.15.

- El contacto metálico entre asperezas producen la remoción del metal por adhesión. Los fragmentos pequeños de desgaste pueden oxidarse.
- La reacción química del metal con el ambiente produce una capa protectora en la superficie que reduce el contacto metal-metal.
- Fragmentos no metálicos de desgaste son producidos por el agrietamiento de la capa protectora debido a altas presiones localizadas o micro-fatiga.
- Fragmentos de desgaste metálico y no-metálico pueden causar abrasión en las superficies, y la formación de una nueva capa protectora puede generar una superficie lisa nuevamente.

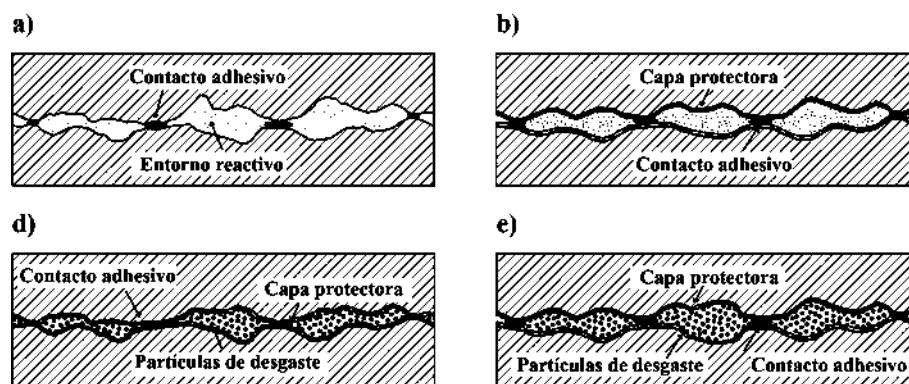


Figura 1.15. Mecanismo involucrados en desgaste triboquímico u oxidativo [34].

La reacción triboquímica es fuertemente influenciada por la cinética de formación de capas superficiales y las propiedades que determinan su resistencia a la remoción, ductilidad, resistencia mecánica y adhesión al sustrato. La resistencia al agrietamiento de las capas triboquímicas es incrementada con el aumento en la resistencia mecánica al sustrato. Así, si se presenta una dureza similar entre el sustrato y la capa formada, el desgaste es bajo, ya que el desgaste abrasivo por



fragmentos no-metálicos sobre el sustrato es reducido. Existen diferentes parámetros que pueden conducir a un desgaste tribo-oxidativo, ya sea altas temperaturas o altas velocidades de desgaste [35] como en los siguientes casos:

1. A altas velocidades de deslizamiento, mayores a 1 m/s en aceros.
2. Cuando el contacto en materiales está expuesto a altas temperaturas (mayores a 400°C).

1.4.4.1. Desgaste oxidativo a altas velocidades de deslizamiento

El desgaste oxidativo a altas velocidades ha sido ampliamente estudiado por Quinn [36], quien ha propuesto varios modelos en el que la oxidación es activada por la temperatura flash T_f , la cual involucra el contacto de las asperezas en contacto y tiende a ser mayor a 700°C en aceros y una temperatura superficial promedio de entre 300-400°C [35]. Al comienzo del contacto por deslizamiento, a altas velocidades la delgada capa de óxido sin desgaste es rápidamente removida y la fricción y tasa de desgaste incrementan, iniciando un periodo de desgaste severo. Entonces la capa de óxido se recupera y un estado de desgaste moderado es alcanzado. Así, la capa de óxido es estable y la tasa de desgaste descende marcadamente. Cuando cada capa de óxido alcanza un espesor crítico por encima de 1 μm (para ciertos aceros) [37], llega a ser muy débil para soportar la carga y esfuerzo cortante por fricción y es removida durante el deslizamiento, tal como se muestra en la Fig. 1.16.

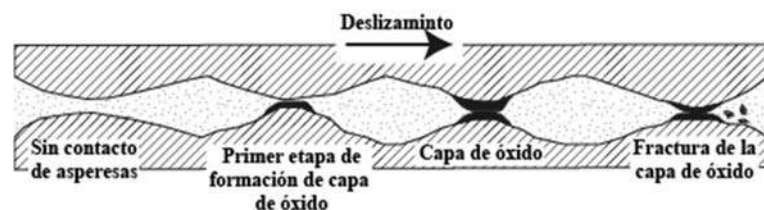


Figura 1.16. Mecanismo de desgaste oxidativo a altas velocidades [33].



Debe tenerse en cuenta que a altas velocidades de deslizamiento cualquier aspereza de una superficie se somete a una secuencia de variación de periodos cortos de alta temperatura de oxidación cuando el contacto es con asperezas de una superficie opositora, tal como se muestra de manera esquemática en la Fig. 1.17. La cinética de oxidación es gobernada por el nivel de temperatura en las asperezas en contacto en puntos altos.

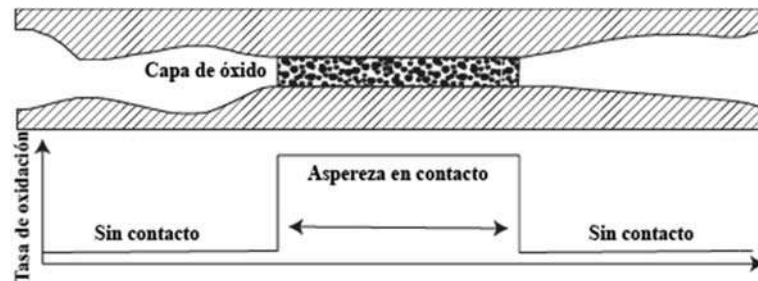


Figura 1.17. Oxidación periódica entre las asperezas en contacto por deslizamiento en seco a altas velocidades de deslizamiento [33].

1.4.4.2. *Desgaste oxidativo a bajas velocidades de deslizamiento*

El desgaste oxidativo a bajas velocidades de deslizamiento ha sido ampliamente estudiado por Stott [38]. Este tipo de desgaste puede tomar lugar incluso a bajas velocidades de deslizamiento, es decir cuando la temperatura flash no es lo suficientemente alta para promover una oxidación directa sobre las asperezas en contacto, tal como se presenta en la Fig. 1.18.

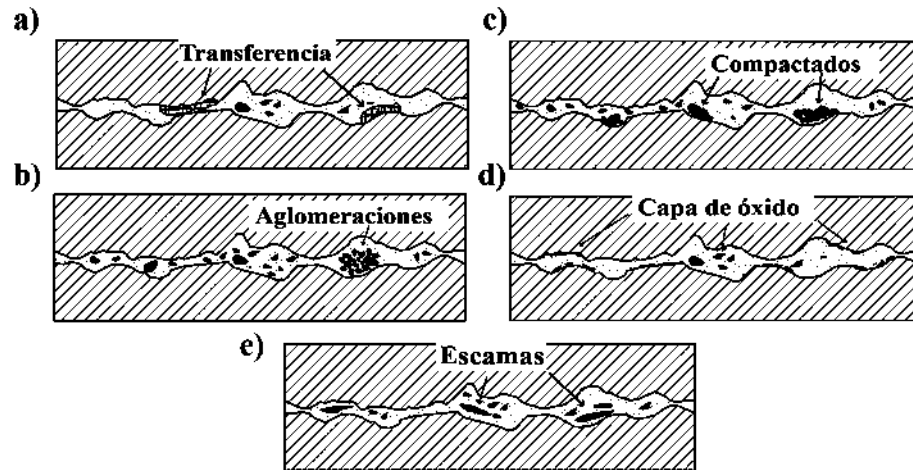


Figura 1.18. Degaste tribo-oxidativo a bajas velocidades de deslizamiento representación esquemática del modelo de Stott [38].

En este caso, el desgaste tribo-oxidativo se da en las siguientes etapas:

- El contacto de asperezas genera fragmentos metálicos, los cuales son generados por un desgaste adhesivo. Algunos dejan el sistema tribológico y otros se mantienen atrapados entre las superficies en contacto.
- Fragmentos son endurecidos por deformación, fracturados, oxidados y aglomerados.
- Si las condiciones de carga y velocidad son altas los fragmentos en forma de escamas son compactados.
- Si la temperatura en contacto es lo suficientemente alta las escamas sinterizan y forman una capa protectora.
- La fractura de las escamas en sentido a la dirección de deslizamiento permite la generación de fragmentos que pueda permanecer en la región de contacto o dejar el sistema tribológico.

Así, la intensidad de desgaste es dada por un equilibrio dinámico entre las etapas a), d) y e).



1.4.4.3. *Cinética de oxidación*

La cinética de oxidación de los metales depende fuertemente de la temperatura, la cual en presencia del desgaste por deslizamiento presenta una influencia directamente sobre un mecanismo de desgaste oxidativo. A bajas temperaturas, o temperatura ambiente 20°C, algunos metales presentan una oxidación inicial rápida, e inmediatamente la pasivación de la capa de óxido sobre el sustrato limitada por espesor de la capa de óxido [33]. Cuando la temperatura se encuentra por debajo de los 200°C la limitada capa de óxido alcanza un espesor de 2 nm, por encima de los 500°C se presenta una oxidación sin límite alcanzando un mayor espesor de la capa de óxido entre 1 y 10 μm . El cambio del espesor de la capa de óxido se ilustra en la Fig. 1.19 en función del tiempo.

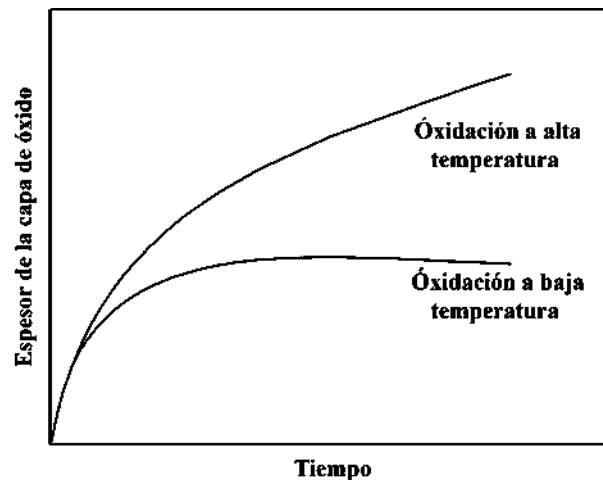


Figura 1.19. Cinética de oxidación de metales a bajas temperaturas y altas temperaturas [33].

La formación de las capas de óxido a bajas temperaturas es extremadamente beneficiada por una rápida formación evitando así un mecanismo de desgaste adhesivo, entonces si un sistema tribológico se encuentra regido bajo condiciones de desgaste oxidativo moderado el desgaste se verá reducido considerablemente. Las capas de óxido formadas se mantienen por el endurecimiento por deformación del sustrato debido a la deformación plástica que sufre la superficie bajo



deslizamiento [33], sin embargo a altas temperaturas ya sean extrínsecas al proceso o intrínsecas por el calor friccionante producido a altas velocidades y altas cargas, el desgaste oxidativo puede dar lugar a un incremento de velocidad de reacción, y así un incremento de desgaste por la desfragmentación de óxidos dando lugar a un desgaste oxidativo severo [39], tal como se ilustra en la Fig. 1.20.



Figura 1.20. Oxidación rápida de superficies metálicas a altas temperaturas de contacto [33].

1.5. Influencia de los parámetros de desgaste

Existen varios parámetros que afectan el comportamiento friccionante en un sistema tribológico. Entre los más importantes se encuentran la carga, velocidad de deslizamiento y temperatura de contacto, los cuales generan una influencia directa sobre el coeficiente de fricción y resistencia al desgaste.

1.5.1. Velocidad de deslizamiento

Si la velocidad de deslizamiento no causa un cambio en la naturaleza de la capa superficial, el coeficiente de fricción es casi independiente a la velocidad de contacto [37]. Sin embargo, bajo una circunstancia común, la velocidad de deslizamiento genera un incremento del calor friccionante en condiciones de deslizamiento no lubricado, el cual causa la oxidación y formación de una capa de óxido en la interface de contacto, actuando como lubricante. Así, tanto el coeficiente de fricción como la tasa de desgaste se ven directamente afectados, tal como se muestra en la Fig.1.21, obtenida de forma experimental por Kragelsky y colaboradores [40], donde el coeficiente de



fricción tiende a incrementar a baja carga y velocidad de deslizamiento, mientras que a medida que incrementa la carga y velocidad el coeficiente de fricción tiende a disminuir. Sin embargo, si la temperatura alcanza el punto de fusión del acero, éste disminuye la dureza de la superficie drásticamente causando un desgaste severo [30].

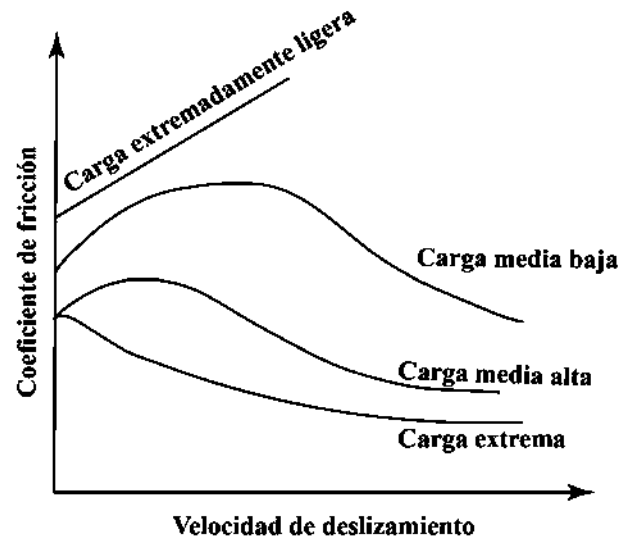


Figura 1.21. Ilustración del comportamiento del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento [37].

1.5.2. *Carga normal*

Un incremento en la carga normal conlleva un aumento en el área real de contacto y deformación [37], y por ende, aumenta el número uniones adhesivas. El contacto friccionante siempre ocurre sobre picos o valles que forma la rugosidad de la superficie. El número de puntos de contacto, así como el área de los puntos en contacto aumentan con el incremento de la carga normal aplicada. En general, esto está relacionado directamente a la ley de Archard [34, 41, 42], La cual indica que la rapidez de desgaste es directamente proporcional a la distancia de deslizamiento y la carga normal aplicada e inversamente proporcional a la dureza del material, es decir la cantidad de desgaste es directamente proporcional a la carga aplicada durante el deslizamiento [30, 34].



$$\dot{W} = k \frac{PL}{H}$$

Ec. 1

Donde:

\dot{W} = Rapidez de desgaste.

P= Carga normal aplicada.

L= Distancia de deslizamiento.

H= Dureza del material.

Archard observó la transición de un desgaste moderado a un desgaste severo cuando la presión de contacto era de alrededor de 1/3 de la dureza del metal, lo cual se asocia a la interacción de las zonas plásticas en las asperezas en contacto, así a altas cargas se presenta una deformación plástica en la superficie. De lo anterior es evidente que la carga normal presenta una relación lineal en función de la tasa de desgaste, sin embargo el incremento de la tasa de desgaste no se mantiene constante en todo el rango de la carga normal aplicada [30].

1.5.3. Temperatura

Entre el 85 y 95 % de la energía inducida por los mecanismos de fricción es convertida en calor [43, 44]. Las más altas temperaturas se dan lugar en el área real de contacto en lapsos cortos de tiempo donde la energía es disipada, así llamada temperatura flash [16, 30], tal como se muestra en la Fig. 1.22. El incremento de la temperatura debido al trabajo friccionante puede ejercer una influencia importante directamente sobre la fricción y tasa de desgaste, por tal motivo es de suma importancia la estimación de su magnitud. Las altas temperaturas generan una aceleración de la reactividad química en las superficies en contacto, alterando las propiedades físicas y mecánicas de los metales, así como alterando las microestructura del mismo. Sin embargo, la medición de la temperatura flash no es sencilla de medir, de tal manera que estimaciones teóricas y matemáticas son usualmente investigadas, tal como los modelos realizados por Ashby y colaboradores [45].

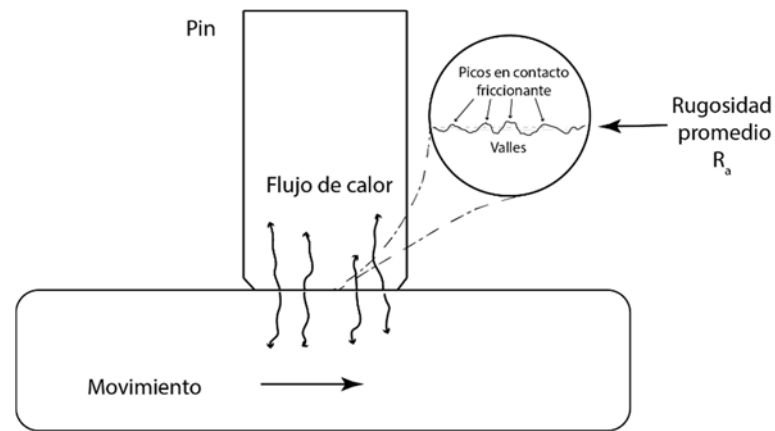


Figura 1.22. Calor friccionante generado durante el deslizamiento no lubricado [45].

Las temperaturas son calculadas por el calor generado sobre el área real de contacto, es decir una pequeña área de contacto se considera como una fuente de calor, el cual es conducido fuera de los componentes friccionantes.

1.5.4. Capa de óxido

Los átomos sobre la superficie de los metales se encuentran generalmente en un estado inestable, de esta manera forman fácilmente una película superficial en contacto con el medio ambiente. La deformación de la superficie y el aumento de la temperatura debido al contacto friccionante promueven la formación de una película de óxido sobre la superficie, la cual actúa como lubricante reduciendo el contacto friccionante. Este fenómeno debilita las fuerzas de unión entre los átomos o sub-átomos. Por otro lado, la resistencia mecánica de la película superficial es generalmente más débil que la del material base, por tal motivo la resistencia al esfuerzo cortante es menor.

El espesor de la capa de óxido tiene una gran influencia sobre el coeficiente de fricción, tal como se muestra en la Fig. 1.23. Cuando la capa de óxido es muy delgada la adherencia al sustrato es mínima y no evita del todo el contacto metal-metal, por lo que el coeficiente de fricción tiende a



aumentar; mientras que al sobrepasar el espesor ideal la capa de óxido tiende a fracturarse lo cual provoca que el coeficiente de fricción aumente nuevamente.

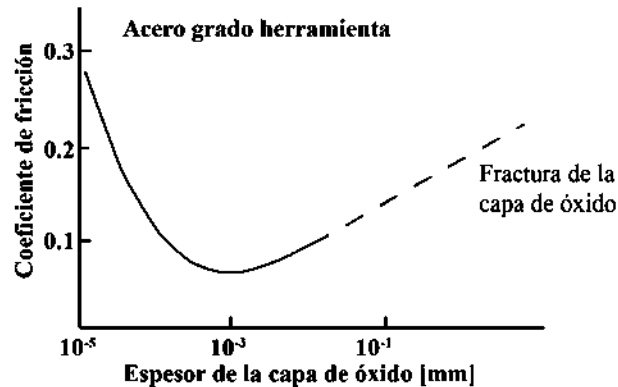


Figura 1.23. Influencia del espesor de la capa de óxido sobre el coeficiente de fricción [37].

La Tabla I-7 muestra algunas condiciones de fricción en base a la capa de óxido en condiciones de deslizamiento en seco. Si la superficie es dañada, debido a la carga aplicada o inestabilidad de la misma, el coeficiente de fricción incrementa de forma abrupta. Esto depende de la dureza de la película de la superficie y/o la fuerza de unión de la capa con el sustrato.

Tabla I-7. Condiciones de fricción de la capa de óxido [37].

Condición	Materiales en contacto	Coeficiente de fricción μ	
		Superficie pura	Capa de óxido
No-lubricado	Acero-acero	0.78	0.27
	Cobre-cobre	1.21	0.76
Lubricado	Acero-acero	0.11	0.19

1.6. Ensayo de desgaste sobre anillo rotatorio (pin-on-ring)

Muchos sistemas de ensayos de desgaste están disponibles, tales que, permiten el control de varios factores como la geometría de la muestra, carga aplicada, velocidad de deslizamiento, temperatura y humedad, entre otros. Algunos investigadores como Yust y Bayer, Bhushan y Gupta [34], han



revisado ciertos mecanismos de ensayos de fricción y desgaste que han sido utilizados en varias aplicaciones tribológicas. Las geometrías de interface más comúnmente utilizadas para la investigación de diseño de componentes y materiales son mostradas en la Fig. 1.24.

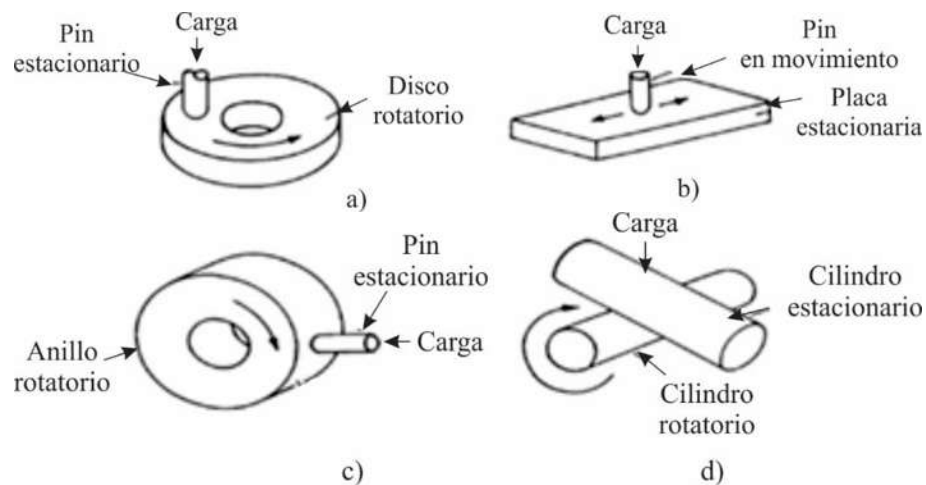


Figura 1.24. Ilustración esquemática de interfaces geométricas usadas para ensayos de fricción y desgaste por deslizamiento. a) Pin sobre disco rotatorio, b) Pin sobre placa estacionaria, c) Pin sobre anillo rotatorio, d) Cilindros cruzados [34].

El mecanismo de desgaste sobre anillo rotario (pin-on-ring) se basa en un deslizamiento unidireccional con carga sobre el pin perpendicular al eje de rotación u oscilación, es de gran importancia debido a su semejante simulación respecto a sistemas de deslizamiento en la industria ferroviaria, así como automotriz.

1.7. Estado del arte sobre desgaste de aceros TWIP

El desgaste es un problema serio en varios sectores tales como la industria minera (molinos, trituradoras, cribas vibratorias), la industria ferroviaria, aeronáutica (motores de turbina), generación de energía y procesamiento de materiales [46]. Este problema radica en la baja cinética de oxidación superficial que conlleva a una pérdida de la dureza mecánica y la resistencia de los



materiales en contacto generando una adhesión entre las superficies. Así el desgaste oxidativo es de vital importancia en muchas aplicaciones tales como laminación en caliente y motores en condiciones a altas temperaturas [39]. Investigaciones sobre el comportamiento al desgaste de aceros alto manganeso llevadas a cabo por Bhattacharyya [47] bajo deslizamiento no-lubricado y desgaste abrasivo demuestran resultados favorables bajo altas cargas generando un mejor comportamiento al desgaste debido al mecanismo de transformación inducida por deformación plástica. Sin embargo, existen pocos estudios relacionados al comportamiento tribológico de los aceros TWIP bajo deslizamiento no-lubricado, ya que estos aceros se encuentran en fase experimental y se evalúan diferentes aplicaciones en función de otras propiedades como soldabilidad y resistencia a la corrosión.

1.7.1. Desgaste de aceros Hadfield

Los aceros Hadfield han sido parte de investigaciones respecto a propiedades tribológicas. Son aceros con contenidos de entre 1.0 y 1.4 % en peso de C, 11 y 14 % en peso de Mn. Los aceros austeníticos al manganeso cuentan con una única combinación entre resistencia y dureza bajo resistencia al desgaste por deslizamiento, desgaste bajo impacto, desgaste abrasivo. Debido a que son más altamente usados en resistencia bajo impacto y resistencia al desgaste abrasivo, es poco conocido acerca de sus propiedades de fricción y desgaste bajo deslizamiento no lubricado. Estudios realizados por Bhattacharyya [47] sobre las propiedades de desgaste y fricción de aceros alto manganeso Hadfield bajo deslizamiento en seco, indican una extremadamente rápida capacidad de endurecimiento por deformación, lo cual se ve reflejado en un endurecimiento en la superficie y una disminución de la tasa de desgaste, por lo cual en presencia de un incremento en la velocidad de deslizamiento se disminuye el coeficiente de fricción μ , así como una variación del coeficiente de fricción μ con la distancia de deslizamiento, a mayor distancia de deslizamiento mayor estabilidad en el coeficiente de fricción. Resultados obtenidos en aceros Hadfield sobre la pérdida en peso total en condiciones de deslizamiento no lubricado, presentan curvas con pendientes próximas a 45° , lo cual indica una relación lineal ente la pérdida en peso y distancia de



deslizamiento, tal como se ilustra en la Fig. 1.25. Estos resultados muestran una relación directa con la ley de Archard [34], la cantidad de desgaste es directamente proporcional a la carga aplicada y distancia de deslizamiento e inversamente proporcional a la dureza de la superficie sometida a desgaste.

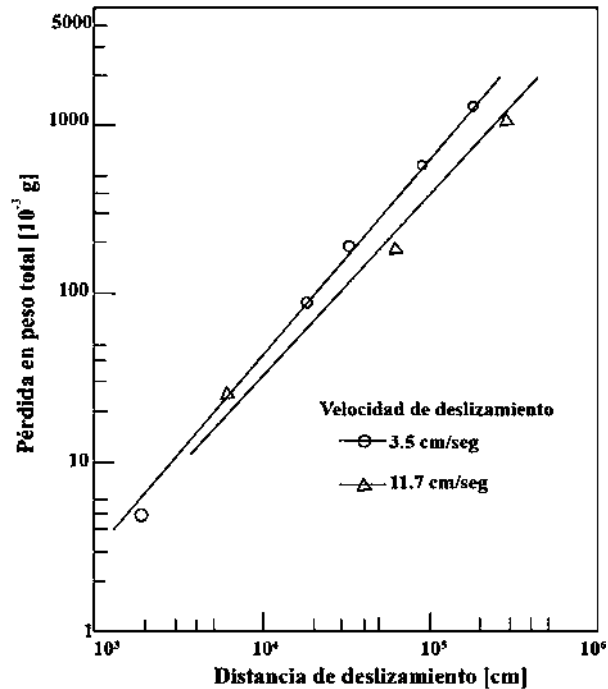


Figura 1.25. Pérdida en peso en función de distancia de deslizamiento en aceros Hadfield [47].

1.7.2. Desgaste de aceros austeníticos alto-Mn alto-Si

Los aceros Hadfield poseen no sólo una alta dureza y ductilidad sino también una capacidad de endurecimiento por deformación y una buena resistencia al desgaste. Sin embargo, su alta capacidad de endurecimiento por trabajado sólo se presenta durante altas cargas de impacto, mientras que con bajas cargas su propiedad de endurecimiento por trabajado es escasa [1]. De modo que su aplicación en desgaste por deslizamiento es muy limitado, por tal motivo los aceros austeníticos Hadfield son ampliamente usados para partes manufacturadas para trabajar en



condiciones bajo desgaste abrasivo en combinación con altas cargas de impacto, como partes de minería y equipo metalúrgico [48].

En vista del limitado endurecimiento por trabajado a bajas cargas de impacto, se han desarrollado aceros de medio manganeso metaestables, con una reducción en contenidos de Mn de 6-8 % en peso [16]. Debido a la metaestabilidad de aceros medio-manganeso la fase austenita es propensa a transformarse en martensita en bajas cargas de impacto. Así, la formación de la fase α' mejora las propiedades de endurecimiento por trabajado, pero presentan una dureza por debajo de los aceros Hadfield convencionales [1].

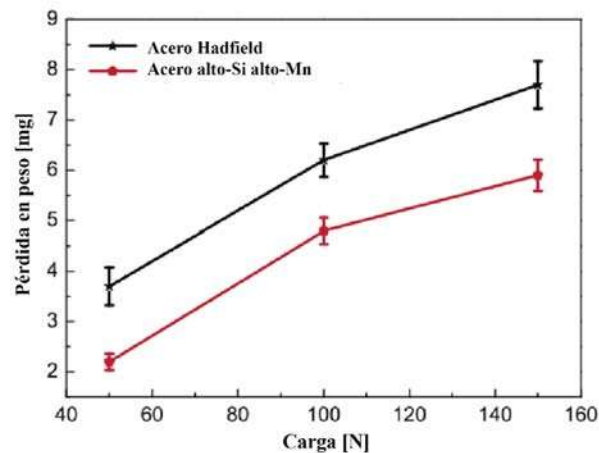


Figura 1.26. Efecto de la carga sobre la pérdida en peso en acero alto-Mn alto-Si y acero Hadfield bajo condiciones de fricción en seco [1].

Las investigaciones realizadas por Si y colaboradores [1] en aceros de alto manganeso alto silicio Fe-17Mn-6Si-0.3C muestran una menor pérdida en peso, por lo tanto, una mejor resistencia al desgaste que en aceros Hadfield sometidos a ensayos de deslizamiento en seco, tal como se muestra en la Fig. 1.26. Esta disminución se debe a una mejor capacidad de endurecimiento por trabajado que los aceros Hadfield convencionales, a medias y bajas cargas dinámicas, presentando una transformación martensítica inducida por esfuerzos $\gamma \rightarrow \epsilon$ debido a que la adición de Si disminuye



la EFA. Además, la martensita- ϵ (HCP) en los aceros TWIP tiene una mayor dureza y bajo coeficiente adhesivo que en el acero Hadfield.

1.7.3. Desgaste de aceros TWIP

Investigaciones recientes realizadas por Mejía y colaboradores [49] sobre el comportamiento al desgaste de aceros austeníticos alto-Mn TWIP (Fe-22Mn-1.5Al-0.4C) microaleados con Nb, evaluados bajo condiciones de deslizamiento no-lubricado por el método de desgaste sobre anillo rotatorio (pin-on-ring), presentan una disminución moderada de la tasa de desgaste a altas velocidades de deslizamiento, tal como se muestra en la Fig. 1.27.

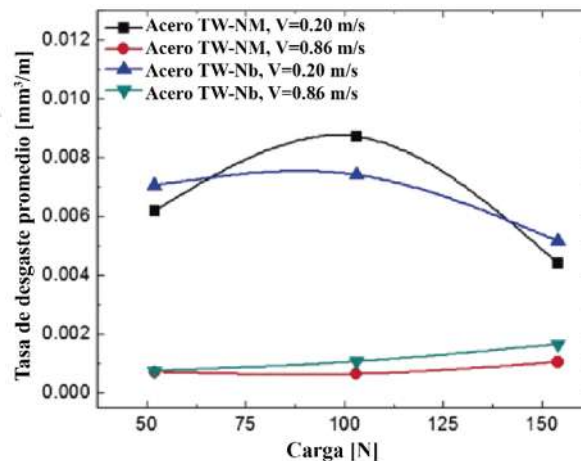


Figura 1.27. Tasa de desgaste de aceros TWIP bajo estudio a diferentes condiciones de deslizamiento [49].

Respecto a resultados presentados sobre el coeficiente de fricción μ , el acero TWIP presenta un menor coeficiente de fricción μ a bajas velocidades de deslizamiento, lo cual se atribuye al mecanismo de desgaste oxidativo que genera una baja deformación sobre la superficie, permitiendo la formación de una capa de óxido protectora y evitando el contacto metal-metal. Por otro lado,



reportan un alto e inestable coeficiente de fricción μ a altas cargas atribuido a desgaste adhesivo, tal como se ilustra en la Fig. 1.28.

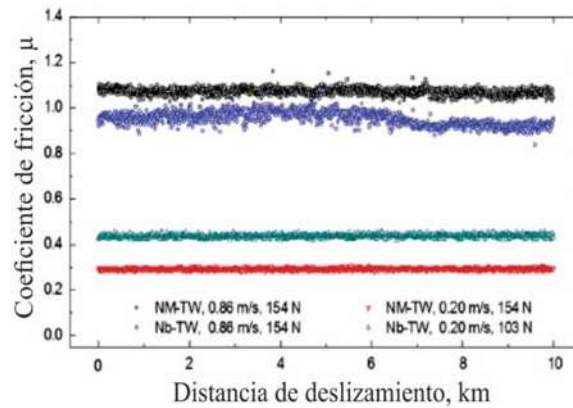


Figura 1.28. Coeficiente de fricción aceros TWIP bajo estudio a diferentes condiciones de deslizamiento [49].



CAPÍTULO II. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El procedimiento experimental del presente trabajo de investigación, está dividido en distintas etapas, las cuales se muestran en el diagrama de flujo de la Fig. 2.1.

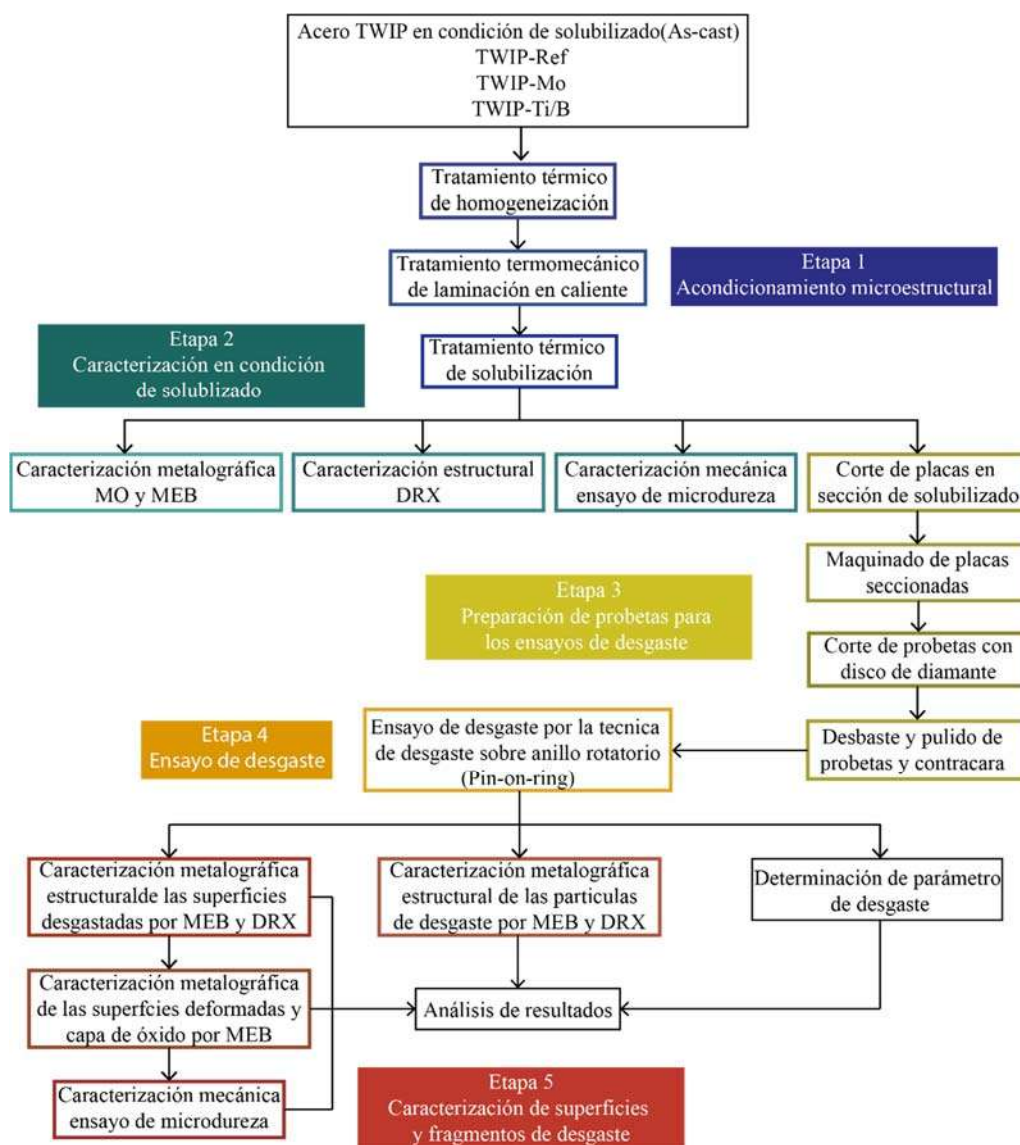


Figura 2.1. Diagrama de flujo del proceso experimental del presente trabajo de investigación.



2.1. Materiales y composición química

Los aceros TWIP sin microalea (TWIP-Ref) y aceros TWIP microaleados con Ti/B y Mo, bajo los cuales se llevó a cabo el presente trabajo de investigación, se fabricaron en el laboratorio de fundición del IIMM-UMSNH, bajo proyectos de investigación previos sobre comportamiento al desgaste de aceros TWIP del grupo de Metalurgia-Mecánica con la composición química mostrada en la Tabla II-1.

Tabla II-1. Composición química de los aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo (% en peso).

Acero.	Mn	C	Al	Si	Ti	B	Mo
TWIP-Ref	21	0.54	1.6	1.33	-	-	-
TWIP-Ti/B	23	0.54	1.5	1.26	0.014	0.018	-
TWIP-Mo	22	0.62	1.49	1.43	-	-	0.298

2.2. Acondicionamiento microestructural de los acero TWIP

El acondicionamiento microestructural de los aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo se llevó a cabo en tres etapas: i) Tratamiento térmico de homogeneización para eliminar la estructura dendrítica y segregación; ii) Tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente para regenerar la microestructura y ajuste de espesor, y finalmente; iii) Tratamiento térmico de solubilizado para disolver elementos segregados y segundas fases y retener la fase austenítica.

2.3. Tratamiento térmico de homogeneización

Se llevó a cabo un tratamiento de homogeneización con el objetivo de eliminar la segregación interdendrítica del Mn y otros elementos de aleación, así como la eliminación de la estructura dendrítica y evitar los problemas de fragilidad en caliente. Las dimensiones de las placas de acero TWIP a tratar fueron de 43 x 80 x 60 mm, tal como se muestra en la Fig. 2.2.

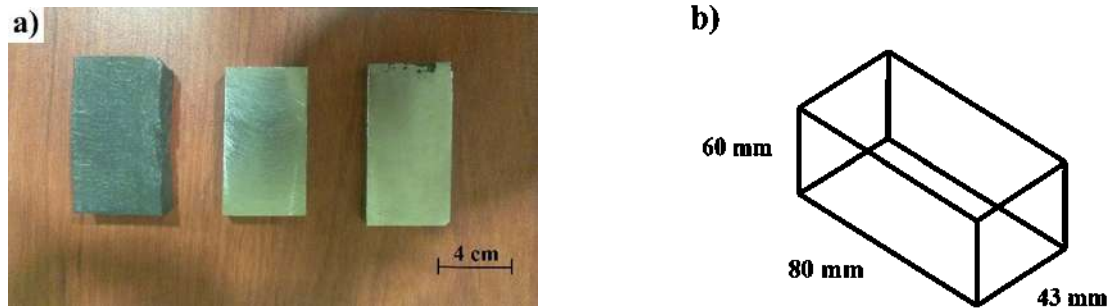


Figura 2.2. a) Probetas de acero TWIP sometidas a tratamiento térmico de homogeneización b) Dimensiones promedio de probeta de acero TWIP.

El ciclo del tratamiento térmico de homogeneización se llevó a cabo en un horno tipo mufla marca Nabertherm® con una velocidad de calentamiento de $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ hasta alcanzar una temperatura de 1150°C , y un tiempo de permanencia de 3 hrs. y 45 min, tal como se muestra en la Fig. 2.3.

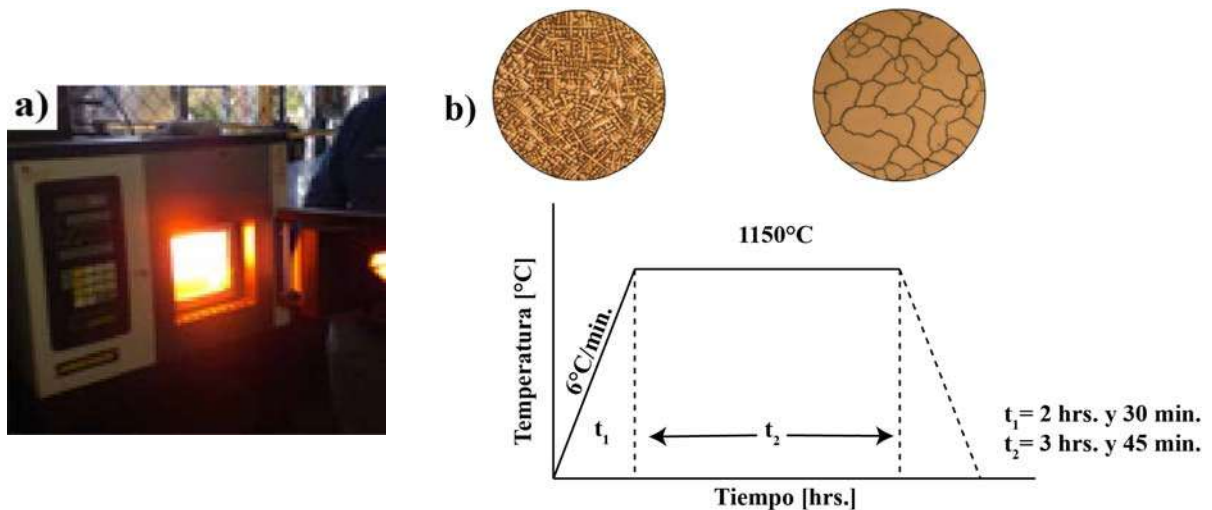


Figura 2.3. a) Horno tipo mufla marca Nabertherm® b) Ciclo térmico de homogeneización para los aceros TWIP.



2.4. Tratamiento termomecánico de laminación en caliente

El tratamiento termo-mecánico de laminación en caliente se llevó a cabo en una laminadora reversible T.J Pigott-Engineers de 50T hasta alcanzar una reducción de área del 60%. La temperatura inicial y final de laminación fueron de 1150 y 950°C, respectivamente. El ciclo térmico y mecánico se ilustra en la Fig. 2.4 (b). Este tratamiento implica un mecanismo de recristalización dinámica durante la deformación plástica, además de obtener las dimensiones óptimas requeridas, por lo que al final se obtiene en buen grado una microestructura de grano austenítico recristalizado. En esta etapa, también se logran en buena medida la eliminación de imperfecciones como posibles microporosidades formadas durante el proceso de solidificación.

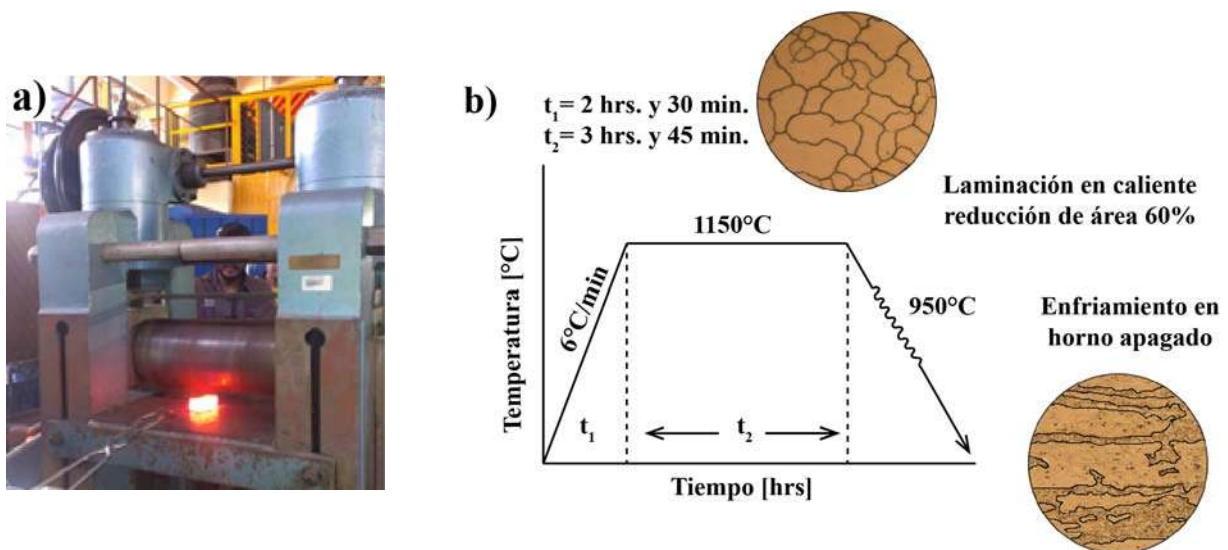


Figura 2.4. a) Laminadora reversible T.J Pigott-Engineers® b) Ciclo termomecánico de laminación en caliente de acero TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo.

2.5. Tratamiento térmico de solubilizado

El tratamiento térmico de solubilizado se realizó en un horno tipo mufla con probetas previamente laminadas en caliente con dimensiones de 40 x 100 x 20 mm, tal como se muestra en la Fig. 2.5.

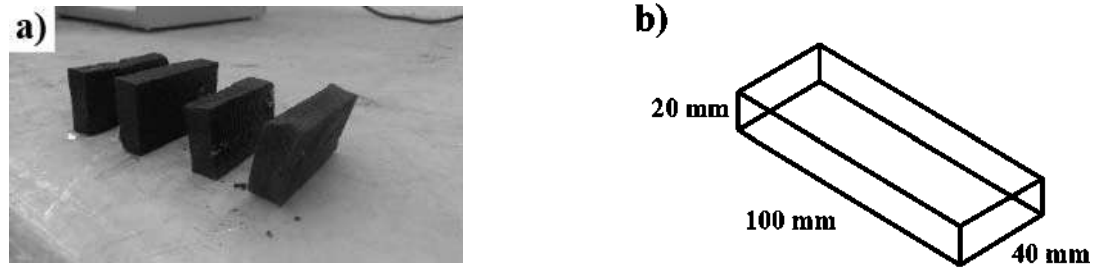


Figura 2.5. a) Probetas de acero TWIP sometidas a tratamiento térmico de solubilizado b) Dimensiones promedio de placas de acero TWIP después de laminación en caliente.

El ciclo térmico se llevó a cabo con un tiempo de calentamiento de 54 min. hasta alcanzar una temperatura de 1100 °C y un tiempo de permanencia de 40 min, con la finalidad de producir una solución sólida y homogénea, reduciendo cualquier segregación microquímica y segundas fases presentes, para posteriormente realizar un temple en agua, tal como se muestra en la Fig. 2.6.

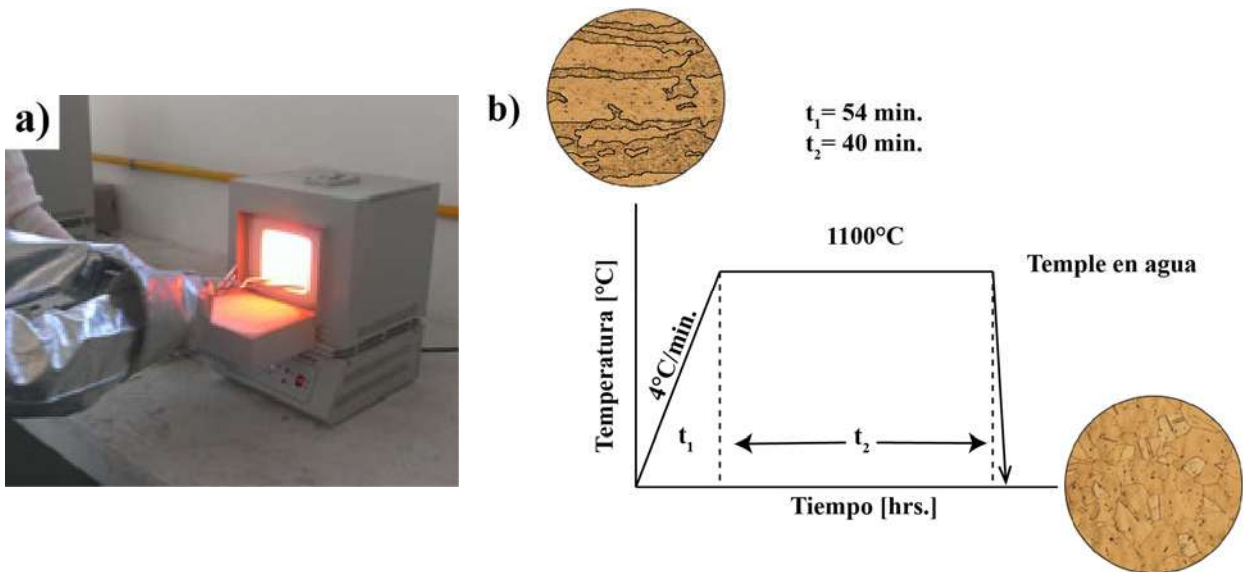


Figura 2.6. a) Horno tipo mufla marca Felisa® b) Ciclo térmico de solubilizado del acero TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo.



2.6. Caracterización metalográfica y estructural en condición de solubilizado.

Con el material en condición de solubilizado, se procedió a la preparación metalográfica de los aceros TWIP bajo estudio mediante un desbaste burdo con lijas de SiC grado (ANSI) 320, 400, 600 y un desbaste fino con lija grado 1000, 1200, 1500, 2000, 3000, seguido de un pulido mecánico con pasta de diamante de 9 μm , 6 μm , 3 μm , 1 μm , 0.1 μm . El ataque químico para revelar la microestructura se realizó con nital al 4% y metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) como reactivo de tinte [50]. La caracterización metalográfica se llevó a cabo por microscopía óptica (MO) en un microscopio óptico invertido NIKON® epihot 300. También se empleó microscopía electrónica de barrido (MEB) (Fig. 2.7) por la técnica de electrones retrodispersados con detector (EDS) para un análisis puntual y lineal con espectroscopía de energía dispersiva (MEB-EDS).

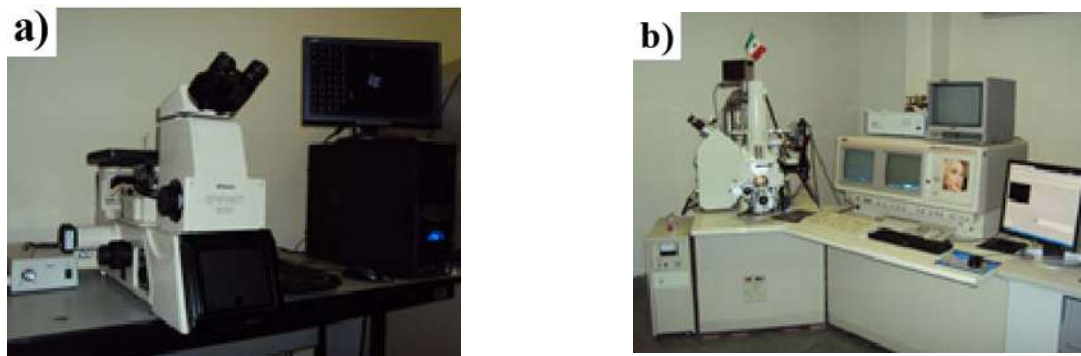


Figura 2.7. a) Microscopio óptico invertido NIKON® epihot 300 b) Microscopio electrónico de barrido [SEM] JEOL® JSM 6400.

La medición del tamaño de grano austenítico se llevó a cabo mediante análisis de imágenes por medio del software Sigma Scan Pro 5® y por el método de intersección lineal según la norma ASTM E112-10 [51]. La caracterización estructural de aceros TWIP en condición de solubilizado se llevó a cabo mediante difracción de rayos-X (DRX) en un difractómetro BRUKER® D8 advance con rango de ángulo 2θ de 30 a 100° y un paso de 0.2 (Fig. 2.8 a).



Figura 2.8. a) Difractómetro BRUKER® D8 advance b) Microdureómetro Vickers time®.

La indexación de picos para la determinación de las fases presentes se realizó por medio del software TOPAS®. La caracterización mecánica de microdureza se realizó mediante el ensayo Vickers de acuerdo a la norma ASTM E92-82 [52], con carga de 500 gr, y 20 huellas sobre el sentido transversal a la laminación, así como 20 huellas sobre el sentido longitudinal a la laminación para cada acero TWIP.

2.7. Ensayos de desgaste interrumpidos

Los ensayos de desgaste interrumpidos se llevaron a cabo por la técnica de “pin on ring” a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m bajo dos condiciones de carga (52.6 y 103.5 N) y dos velocidades de deslizamiento (0.219 y 0.868 m/s), con el objetivo de determinar el comportamiento tribológico de los aceros TWIP bajo estudio.



2.7.1. Preparación de probetas para ensayos de desgaste

Para la preparación de las probetas a desgastar se realizaron cortes en una cortadora con disco de SiC a partir de las placas de aceros TWIP en condición de solubilizado y obtener barras con dimensiones de 11 x 13 x 30 mm, tal como se muestra en la Fig. 2.9.



Figura 2.9. a) Placas de acero TWIP-Mo b) Cortadora BUEHLER® abrasiMet 250.

Posteriormente, las probetas fueron maquinadas en una fresa tipo vertical, para obtener barras de sección cuadrada de 10 x 10 x 30 mm, tal como se muestra en la Fig. 2.10.

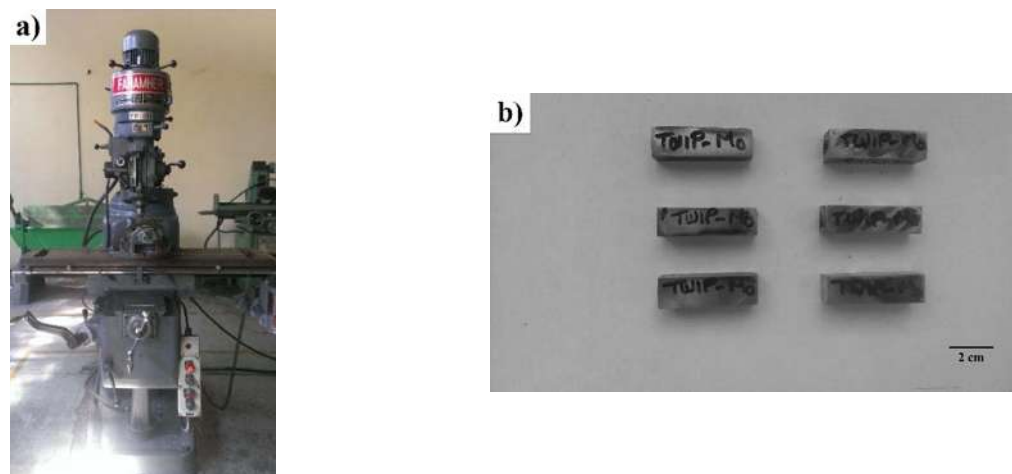


Figura 2.10. a) Fresadora vertical FANAMHER® FB b) probetas de acero TWIP.



Finalmente, se realizaron los cortes de las probetas destinadas a desgaste en una cortadora con disco de diamante Fig. 2.11, con baja velocidad de 300 rpm y carga de 250 g. Lo anterior con el objetivo de no afectar la microestructura de las superficies sometidas a desgaste, obteniendo un total de 36 probetas de los diferentes aceros TWIP bajo estudio con dimensiones de 10 x 10 x 14 mm.



Figura 2.11. a) Cortadora de disco de diamante BUEHLER® isomet 1000 b) Probetas de desgaste de acero TWIP.

Las superficies seleccionadas para desgaste fueron sometidas a un desbaste burdo con lija de SiC de 320, 400, 600 (grits) y un desbaste fino con 1000, 1200, 1500, 2000, así como un pulido fino con pasta de diamante de 9 μm , 6 μm , 3 μm . De igual manera se llevó a cabo el desbaste y pulido a espejo de la contracara de acero AISI M2 grado herramienta con dureza de 63 HRC y un diámetro de 5.8 cm, con la finalidad de obtener las mismas condiciones topográficas de las superficies en contacto.

2.7.2. Ensayo de desgaste por la técnica de desgaste sobre anillo rotatorio (pin-on-ring)

Los ensayos de desgaste se llevaron a cabo en una máquina ajustada del método “pin-on-ring” (Fig. 2.12), asistida por el software SIMATIC WinCC con un dispositivo de adquisición de datos que actúa como una interfaz (bus) entre la PC y el sensor de fuerza (celda de carga) para la



digitalización de las señales analógicas provenientes de la celda de carga. El software programado procesa, visualiza y almacena los datos de medida.

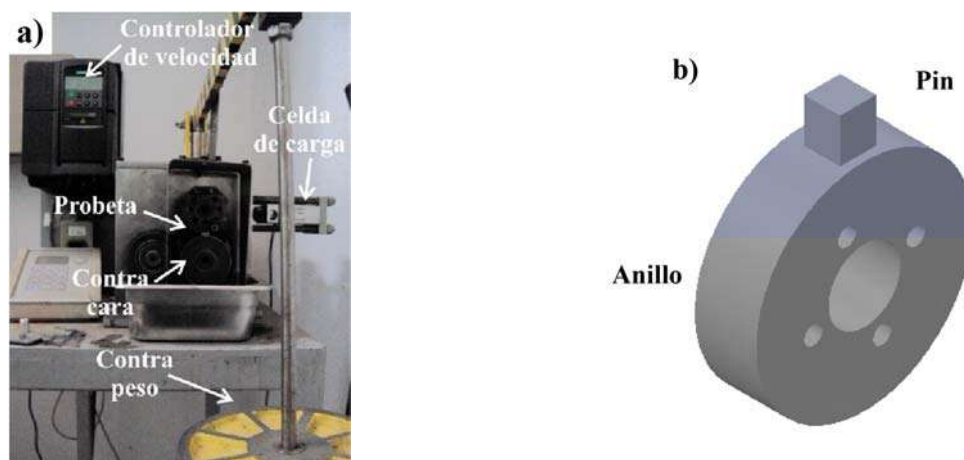


Figura 2.12. a) Máquina ajustada de desgaste sobre anillo rotatorio “pin-on-ring” b) Ilustración de pin sobre anillo.

Las probetas se hicieron deslizar sin lubricación a distancias de 2500, 5000, 7500 m en contacto con una contracara de acero AISI M2, bajo dos cargas críticas de 52.6, 103.5 N, y dos velocidades de deslizamiento críticas de 0.219, 0.868 m/seg, generándose 12 ensayos por acero, y un total de 36 ensayos de los diferentes aceros estudiados, tal como se muestra en la Tabla II-2.

Tabla II-2. Condiciones y nomenclatura de ensayos de desgaste interrumpido de aceros TWIP.

Nomenclatura de probeta *	Carga (N)	Velocidad (m/s)	Distancia (m)	Distancia (m)	Distancia (m)
P1V1	52.6	0.219	2,500	5,000	7,500
P1V2	52.6	0.868	2,500	5,000	7,500
P2V1	103.5	0.219	2,500	5,000	7,500
P2V2	103.5	0.868	2,500	5,000	7,500

*P=Carga aplicada V=Velocidad de deslizamiento



La determinación de los parámetros de carga y velocidad de deslizamiento críticas se tomaron en base a estudios previos de desgaste de acero TWIP del grupo de investigación del Departamento de Metalurgia-Mecánica [49].

2.7.3. Determinación de parámetros de desgaste

Se llevó a cabo el registro de algunos parámetros importantes intrínsecos del ensayo de desgaste como la temperatura, coeficiente de fricción y pérdida en peso, así como la determinación de la tasa de desgaste para un análisis a diferentes condiciones de carga y velocidad de deslizamiento.

2.7.3.1. Pérdida en peso

Se determinó la pérdida en peso de cada probeta desgastada con una balanza analítica automática de alta precisión (Fig. 2.13), tomando en cuenta el peso inicial de la probeta previamente al ensayo y posterior al ensayo con una relación de diferencia entre peso inicial y peso final.



Figura 2.13. Balanza analítica METTLER TOLEDO® automática de alta precisión.



2.7.3.2. *Tasa de desgaste*

La tasa de desgaste promedio es considerada como la resistencia al desgaste en función de la pérdida en peso, la cual se calculó a partir de la Ecuación 2 [53].

$$\text{Tasa de desgaste} = \frac{\text{Pérdida en peso}}{d \cdot \rho} \quad \text{Ec. 2}$$

Donde:

d = distancia de deslizamiento en m.

ρ = densidad en $\frac{\text{gr}}{\text{mm}^3}$

De manera adicional se determinó la tasa de desgaste con la pérdida en volumen en función de la distancia de deslizamiento para cada condición en base a las tres distancias de deslizamiento. En este caso, la tasa de desgaste muestra una relación proporcional a la pérdida en volumen que presenta la superficie durante el deslizamiento entre la densidad del acero TWIP 7.3594 gr/cm^3 (0.0073 gr/mm^3) por la distancia de deslizamiento, con unidades en (mm^3/m).

2.7.3.3. *Coefficiente de fricción*

El coeficiente de fricción (μ) se determinó a partir de la fuerza tangencial entre la fuerza normal. La fuerza normal se consideró constante, y es ingresada al software, mientras que la fuerza tangencial es medida por medio de una celda de carga tipo S (Fig. 2.14) que convierte la fuerza tangencial ejercida en una señal eléctrica (señales analógicas), y mediante una interface (bus) al computador se registra de manera automáticamente en la base de datos del software SIMATIC Win CC. Al finalizar el ensayo, el coeficiente de fricción se grafica en función de la distancia de deslizamiento.



Figura 2.14. Celda de carga tipo S.

2.7.3.4. *Temperatura superficial*

La temperatura se registró manualmente cada 50 m durante los primeros 1000 m, seguido por cada 100 a 500 m aproximadamente durante el resto del deslizamiento de cada ensayo por medio de un termopar tipo K, el cual se colocó a una distancia de entre 1 y 2 mm de la superficie de contacto. Posterior al registro, se determinó el valor promedio con su respectiva desviación estándar para análisis del comportamiento durante el deslizamiento.

2.8. Caracterización metalográfica y estructural de las superficies desgastadas

Las muestras sometidas a ensayos de desgaste interrumpidos por deslizamiento no-lubricado de los diferentes aceros TWIP bajo estudio se analizaron en microscopía electrónica de barrido (MEB) mediante un estudio topográfico y morfológico por medio de electrones secundarios, con la finalidad de determinar los posibles mecanismos de desgaste presentes en cada sistema tribológico al que fue sometida cada probeta. Adicionalmente se realizó un análisis puntual por MEB-EDS en diferentes zonas para una determinación con mayor certeza el carácter oxidativo o adhesivo del desgaste, así como la transferencia de masa de la contracara AISI M2 a la probeta sometida a desgaste. El análisis estructural de las superficies desgastadas por medio de difracción de rayos-X (DRX), se llevó a cabo en un rango de ángulo 2θ de 30 a 100° y un paso de 0.2, para la detección de posibles transformaciones de fase y adhesión de óxidos sobre la superficie.



2.9. Caracterización metalográfica y estructural de los fragmentos de desgaste

Los fragmentos de desgaste (debris) de los ensayos realizados se analizaron en MEB, MEB-EDS y mapeos elementales para un estudio morfológico y de composición química con la finalidad de correlacionar las condiciones de desgaste aplicadas con los mecanismos de desgaste presentes. Por otro lado, se realizó el análisis estructural por medio de difracción de rayos-X (DRX) en un rango de ángulo 2θ de 30 a 100° y un paso de 0.2, para la detección de posibles transformaciones de fase y óxidos presentes formados durante el deslizamiento en seco de la contracara AISI M2 y el acero TWIP debido a la temperatura en el área de contacto por efecto friccionante.



CAPÍTULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En éste capítulo se presentan y discuten los resultados obtenidos del presente trabajo de investigación sobre desgaste por deslizamiento no-lubricado por la técnica de “pin on ring” de aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) con respecto a la pérdida en peso, tasa de desgaste, coeficiente de fricción, resistencia al desgaste y temperatura próxima a la superficie, así como de la caracterización de las superficies y fragmentos de desgaste por medio de microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X.

3.1. Caracterización de aceros TWIP en condición de solubilizado (material base)

El análisis metalográfico y estructural de los aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti-B y TWIP-Mo en condición de solubilizado se llevó a cabo por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos-X, así como mediante ensayos de microdureza Vickers como una caracterización previa a los ensayos de desgaste.

3.1.1. Caracterización metalográfica mediante microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB)

La Fig. 3.1 muestra las micrografías de los tres aceros TWIP en condición de solubilizado obtenidas por medio de microscopía óptica, mientras que la Fig. 3.3 presenta micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido. Las Figs. 3.1 (a) y (b) corresponden al acero TWIP sin microalea; mientras que las Figs. 3.1 (c) y (d) corresponden al acero TWIP microaleado con Ti/B, y las Figs. 3.1 (e) y (f) al acero TWIP microaleado con Mo, en sentido transversal y longitudinal a la laminación, respectivamente.

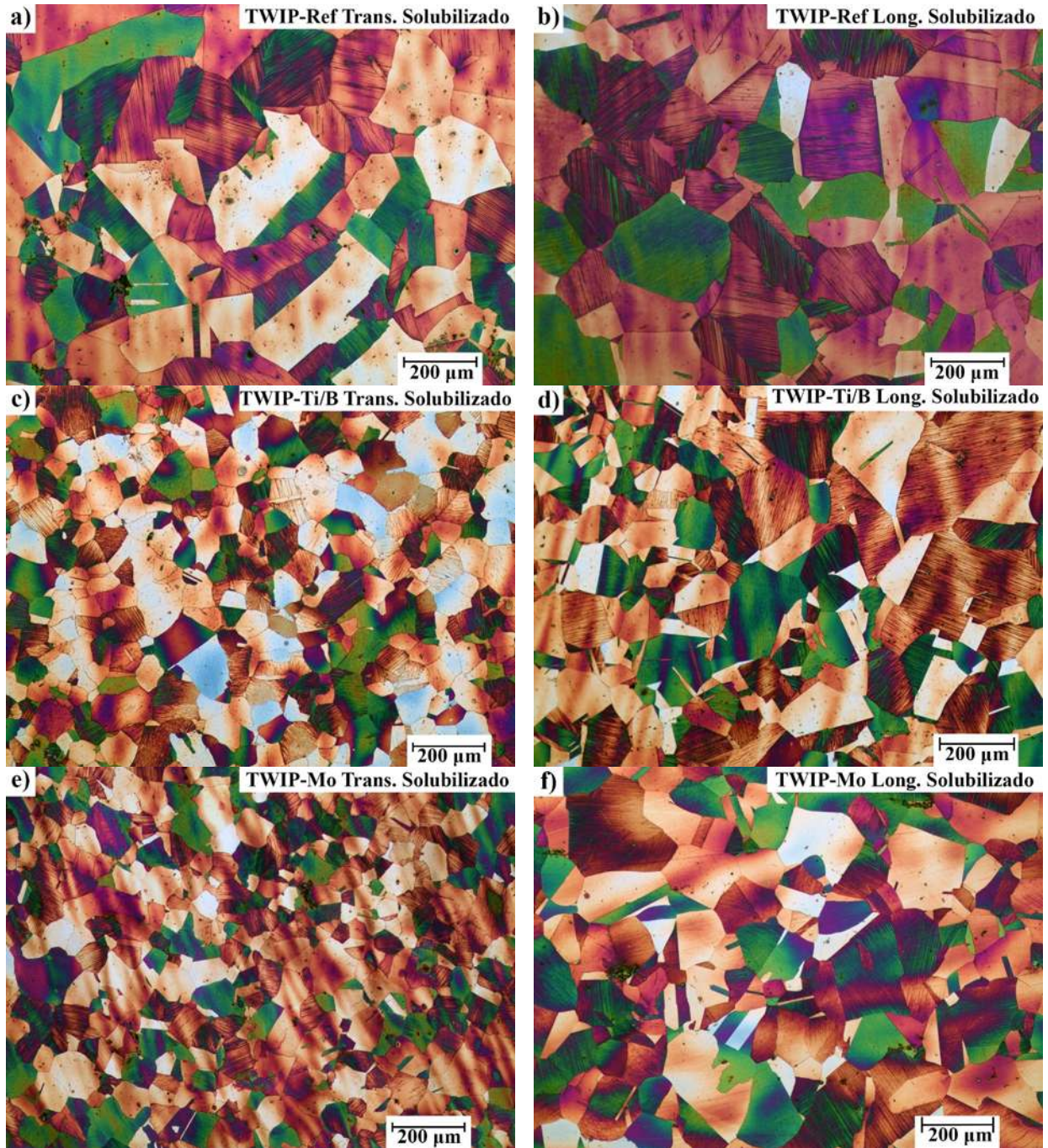


Figura 3.1. Micrografías obtenidas mediante microscopía óptica con ataque de tinte. a) y b) Acero TWIP-Ref; c) y d) Acero TWIP-Ti/B; e) y f) Acero TWIP-Mo.



En general, las imágenes muestran una estructura austenítica en cada una de las composiciones con presencia de maclas de recocido, pero a su vez, una cierta diferencia de tamaño de grano en cuanto al sentido trasversal y longitudinal a la laminación en cada uno de los aceros. Estos resultados ponen en manifiesto un tamaño de grano heterogéneo, debido al efecto de recristalización dinámica no homogénea durante el tratamiento termomecánico. El acero TWIP-Ref (Figs. 3.1 (a) y (b)) presenta notablemente el tamaño de grano más grande respecto a los aceros microaleados, tal como se puede apreciar en la Tabla III-1. Ambos aceros TWIP microaleados presentan una disminución del tamaño de grano debido a los elementos microaleantes que actúan como refinadores de grano [9], estos resultados se pueden apreciar en forma gráfica en la Fig. 3.2.

Tabla III-1. Tamaño de grano austenítico de aceros TWIP bajo estudio.

Acero	TWIP-Ref		TWIP-Ti/B		TWIP-Mo	
	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ
Transversal	181.64 μm	± 87.29	91.13 μm	± 28	83.96 μm	± 83.96
Longitudinal	248.81 μm	± 101.14	158.18 μm	± 68.55	131.72 μm	± 53.2
Promedio	208.27 μm	± 98.51	120.37 μm	± 60.03	105.73 μm	± 48.09

* \bar{x} = Valor promedio σ = Desviación estándar.

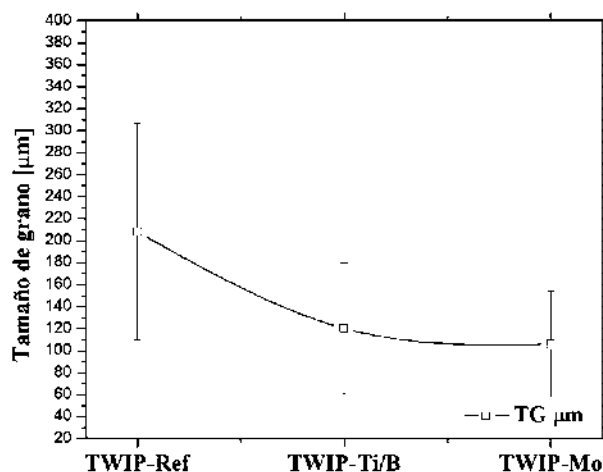


Figura 3.2. Tamaño de grano promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.

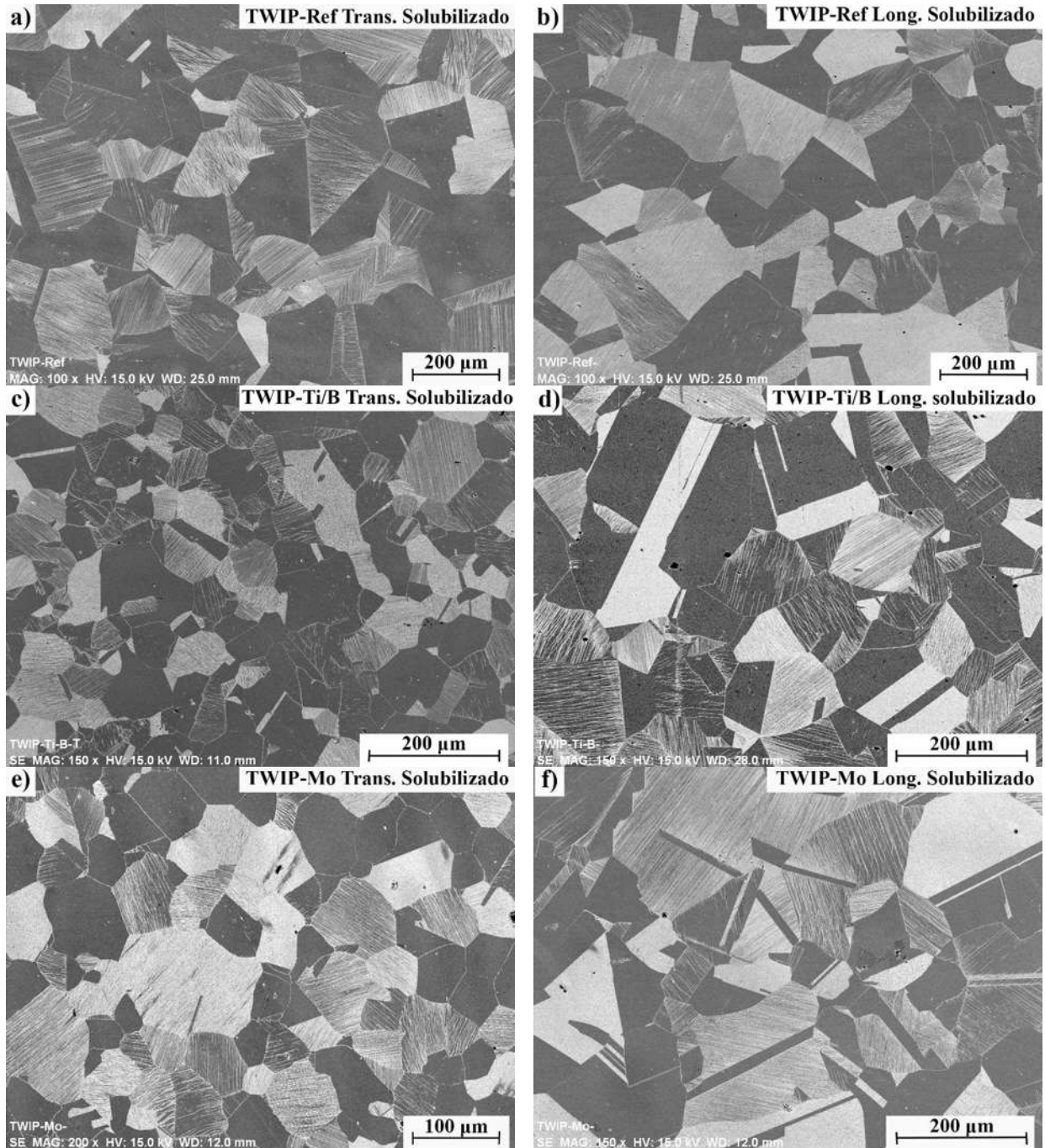


Figura 3.3. Micrografías por medio de microscopía electrónica de barrido a) y b) Acero TWIP-Ref c) y d) Acero TWIP-Ti/B e) y f) Acero TWIP-Mo.



La Fig. 3.4 muestra el análisis semicuantitativo por medio de MEB-EDS para cada composición de acero TWIP.

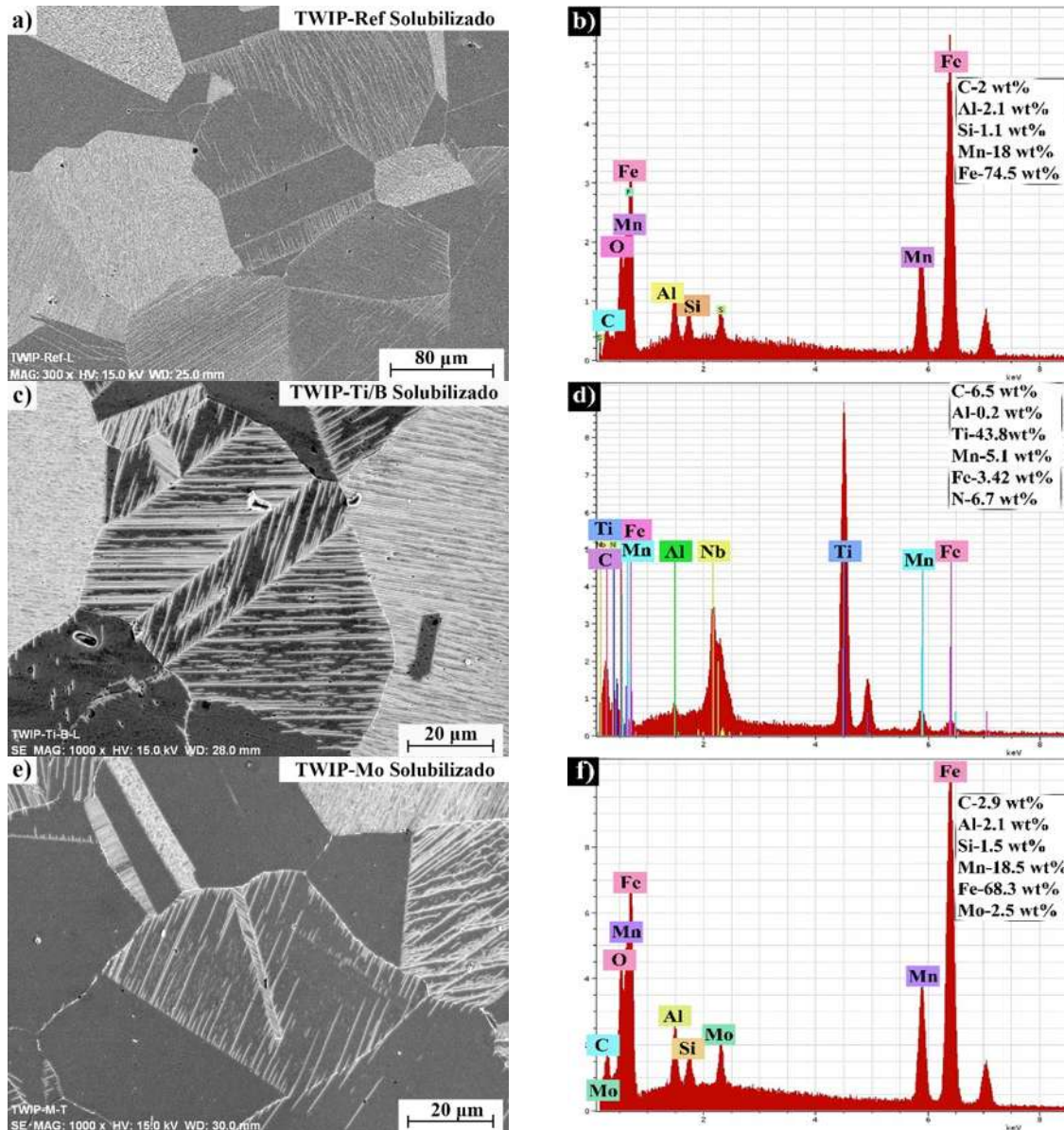


Figura 3.4. Micrografías por medio de microscopía electrónica de barrido y EDS a) y b) Acero TWIP-Ref c) y d) Acero TWIP-Ti/B e) y f) Acero TWIP-Mo.



En general, los resultados de cuantificación muestran valores cercanos a la composición de cada uno de los aceros. Es importante señalar que para el acero TWIP-Ti/B, los elementos microaleantes Ti y B no alcanzan a ser detectados disueltos en la matriz; sin embargo, la cuantificación de un análisis puntual en los precipitados presentes, tal como se observa en la Fig. 3.4 (c), presenta la composición de posibles precipitados de TiN o TiC, como se observa en la Fig. 3.4 (d). Por otro lado, el análisis para el acero TWIP-Mo, muestra un porcentaje importante del elemento Mo en la cuantificación, lo cual evidencia la presencia de este elemento.

Cálculos termodinámicos, por medio del software FactSage realizados por Reyes-Calderón [54], indican la formación de TiC y Ti(C, N) en acero TWIP microaleados con Ti. Sin embargo, la adición de Ti debe ser lo suficientemente alta para asegurar la formación de TiN para que la adición de B pueda quedar en solución sólida más que formando precipitados [55].

3.1.2. Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)

La Fig. 3.5 muestra los patrones de difracción para los aceros TWIP bajo estudio en condición de solubilizado. Cada uno de los difractogramas muestra las reflexiones características de una estructura cristalina FCC (COD 7204807), en la cual, los índices pueden ser todos pares o todos impares. En este caso, la fase austenita presente en los diferentes aceros TWIP, tienen un parámetro de red de 3.62 \AA . Los picos indexados muestran únicamente la presencia de fase austenita estable y ningún indicio de otras fases presentes como martensita ϵ ó α , las cuales llegan a presentarse en valores de EFA menores a 25 mJ/m^2 . Cabe señalar que los picos del difractogramas de la Fig. 3.5 (c) presenta una mayor intensidad debido a una orientación preferencial de la muestra de acero TWIP-Mo.

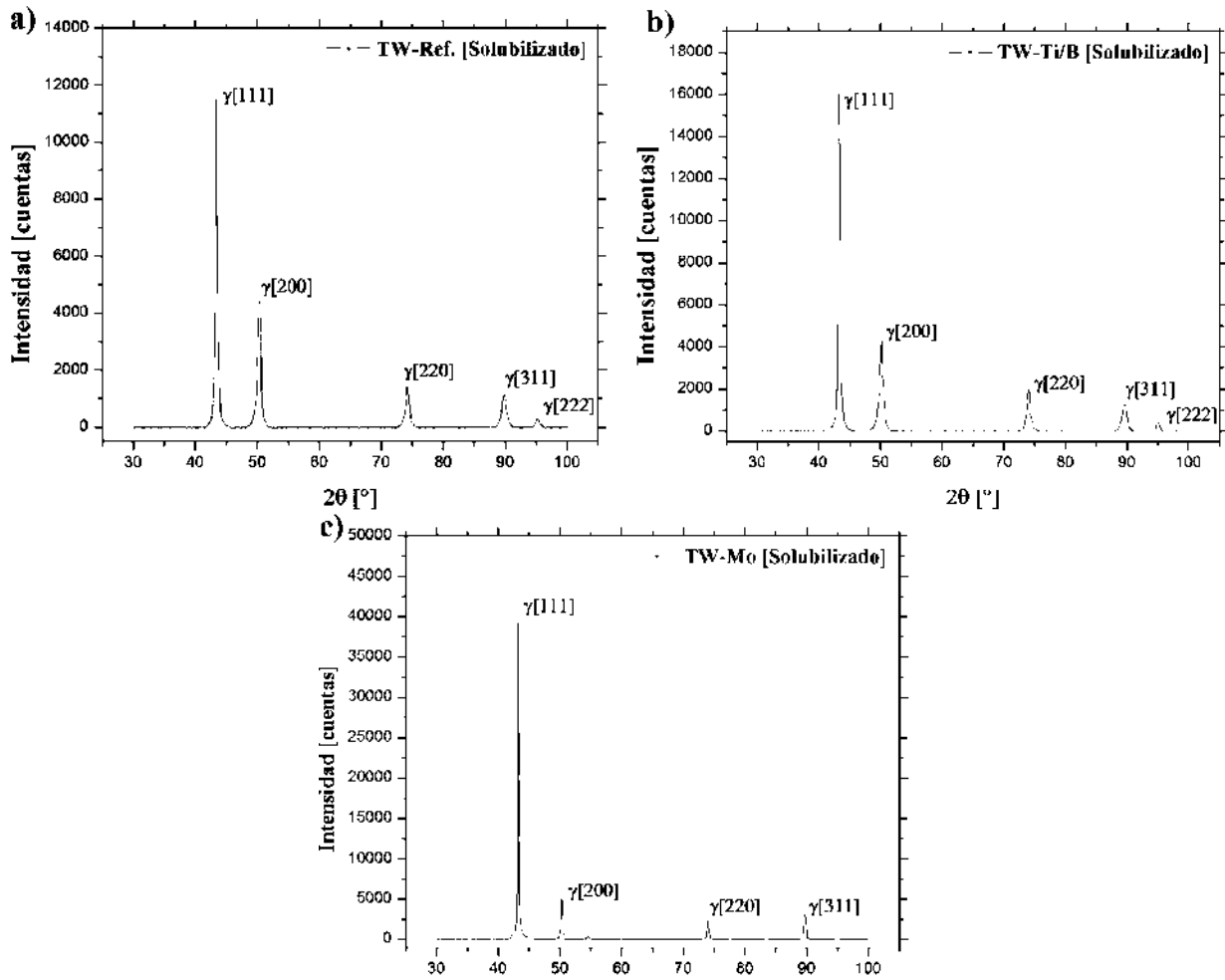


Figura 3.5. Patrones de difracción de Rayos-X en condición de solubilizado a) Acero TWIP-Ref en b) Acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo.

3.2. Microdureza Vickers (HV)

En la Tabla III-2 se muestra los valores de microdureza promedio para cada composición con su respectiva desviación estándar, dichos valores se presentan gráficamente en la Fig. 3.6.



Tabla III-2. Microdureza Vickers de aceros TWIP en condición de solubilizado.

Acero	TWIP-Ref		TWIP-Ti/B		TWIP-Mo	
	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ	\bar{x}	σ
Transversal	199.89	±12.45	187.65	±6.72	260.43	±10.36
Adyacente	197.90	±13.85	249.51	±8.83	221.45	±9.63
Longitudinal	230.39	±10.87	280.2	±30.65	252.15	±14.57
Promedio	209.40	±19.36	239.13	±42.99	244.42	±20.48

* \bar{x} = Valor promedio σ = Desviación estándar.

De acuerdo a los resultados obtenidos se aprecia claramente un aumento de dureza en los aceros TWIP microaleados respecto al acero TWIP-Ref, lo cual se atribuye a la presencia de los elementos microaleantes por la formación de carbonitruros, los cuales inducen un refinamiento de grano [56]. A este respecto, Razavi y colaboradores [29] realizaron investigaciones sobre el efecto del Mo en el acero TWIP, y encontraron la presencia de $(Fe,Mo)_3C$, principalmente en límites de grano, lo cual genera un aumento de la resistencia por un mecanismo de endurecimiento por precipitación y refinamiento de grano [9].

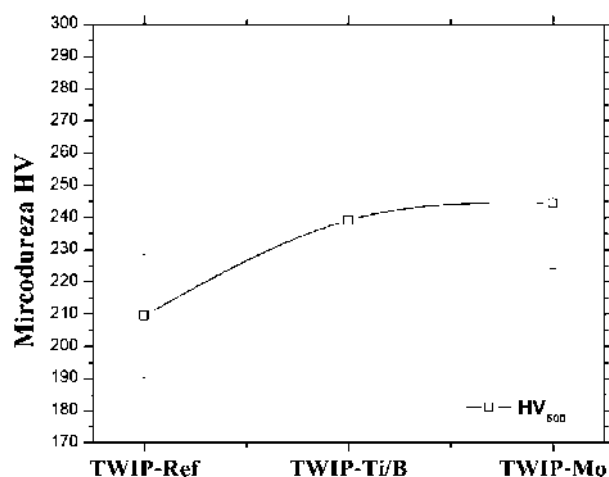


Figura 3.6. Microdureza Vickers promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.

Cabe señalar que de los tres aceros bajo estudio, el acero TWIP-Mo presenta el valor más alto de microdureza. El molibdeno es conocido como un elemento generador de carburos, estos se



presentan en los límites grano, evitando así un alto crecimiento de grano austenítico [29]. También es importante señalar que ambos aceros microaleados alcanzaron valores de dureza promedio muy similares entre sí, aunque el acero TWIP-Ti/B presenta una mayor dispersión de los valores de dureza debido al grado de heterogeneidad de tamaño de grano, así como la presencia de precipitados, tal como se muestra en la Fig. 3.6.

3.3. Ensayos de desgaste interrumpidos de los aceros TWIP mediante la técnica “pin-on-ring”

A continuación se muestran y discuten los resultados de desgaste (pérdida en peso, tasa de desgaste, resistencia al desgaste, coeficiente de fricción y temperatura superficial) para los aceros TWIP sometidos a deslizamiento en seco por la técnica de pin-on-ring, bajo diferentes cargas ($P_1=52.6$ N, $P_2=103.5$ N) y velocidades de deslizamiento ($V_1=0.21$ 9m/s, $V_2=0.868$ m/s), a distancias de deslizamiento de 2,500 m, 5,000 m y 7,500 m.

3.3.1. Pérdida en peso

Los resultados de pérdida en peso se presentan en la Tabla III-3 para cada composición y condición de desgaste. La Fig. 3.7 muestra tales valores en forma gráfica en función de la distancia de deslizamiento. En general, los resultados de pérdida en peso muestran un incremento en condición de baja velocidad de deslizamiento (P_1V_1 y P_2V_1) para todas las composiciones. Sin embargo, en condición de alta velocidad de deslizamiento (P_1V_2 y P_2V_2), la pérdida en peso disminuye drásticamente sin presentar diferencias significativas en cuanto a la variación de carga entre sí; esto debido a los mecanismo de desgaste oxidativos presentes principalmente a altas velocidades de deslizamiento [57].

Tabla III-3. Pérdida en peso de aceros TWIP en condición de solubilizado.



Condición/distancia	Pérdida en peso [gr]		
	2500 m	5000 m	7500 m
TWIP-Ref			
P1V1	0.087	0.195	0.311
P1V2	0.026	0.028	0.071
P2V1	0.086	0.252	0.441
P2V2	0.028	0.043	0.074
TWIP-Ti/B			
P1V1	0.116	0.155	0.370
P1V2	0.027	0.046	0.059
P2V1	0.142	0.187	0.472
P2V2	0.036	0.047	0.078
TWIP-Mo			
P1V1	0.031	0.148	0.257
P1V2	0.038	0.066	0.078
P2V1	0.176	0.348	0.495
P2V2	0.033	0.042	0.054

Algunos investigadores como Straffelini [58], mencionan que el mecanismo de desgaste oxidativo toma lugar a velocidades mayores de 1 m/s, no obstante en aceros de alta resistencia tratados térmicamente este fenómeno llega a presentarse por debajo de estas velocidades. Cabe resaltar que en condición de baja velocidad y baja carga (P1V1), los aceros bajo estudio presentan un incremento de la pérdida en peso en función de la distancia de deslizamiento como se muestra en la Fig. 3.8 (a); no obstante un aumento en la carga de P1 = 52.6 N a P2 = 103.5 N, es decir P2V1, refleja un mayor incremento de la pérdida en peso al incrementar la distancia de deslizamiento para cada composición de acero TWIP, tal como se muestra en la Fig. 3.8 (b). Estos resultados indican una diferencia de los mecanismos de desgaste actuantes, a medida que la distancia de deslizamiento aumenta.

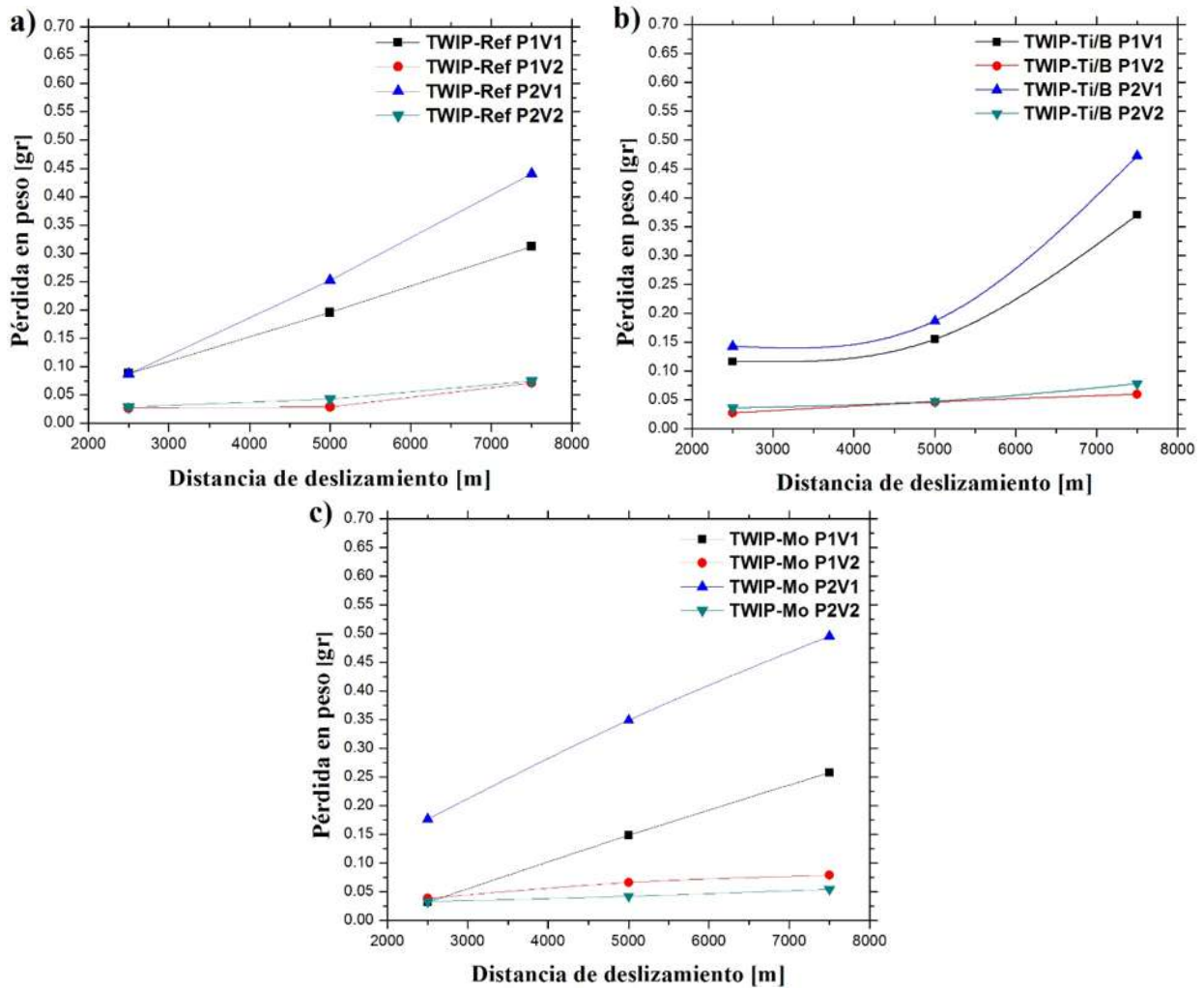


Figura 3.7. Pérdida en peso en función de la distancia de deslizamiento a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.

Es importante resaltar que el acero TWIP-Ti/B presenta un comportamiento diferente respecto a los otros aceros, particularmente a una distancia de deslizamiento de 5000 m (Fig. 3.7 b), lo cual se asocia cambios en el mecanismo de desgaste conforme incremental la distancia de deslizamiento, tal como se explica en las secciones posteriores particularmente con el coeficiente de fricción.

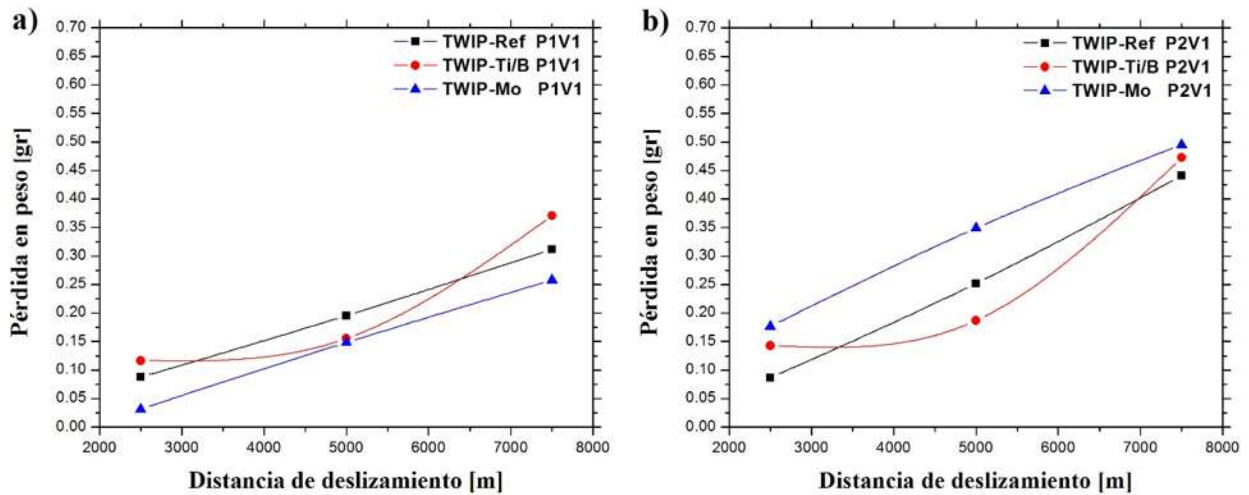


Figura 3.8. Pérdida en peso en función de la distancia de deslizamiento en condiciones de baja velocidad para los aceros TWIP. a) P1V1 b) P2V1.

3.3.2. Tasa de desgaste

Los resultados obtenidos de pérdida en volumen en función de la distancia de deslizamiento, se obtuvieron de forma indirecta a partir de la pérdida en peso afectada por la densidad del acero, los cuales se presentan en la Fig. 3.9. Los resultados de pérdida en volumen para cada composición a bajas velocidades de deslizamiento presentan un aumento significativo en función de la distancia de deslizamiento; sin embargo, al aumentar la carga de 52 a 103.5 N, la pérdida en volumen aumenta en mayor medida. Por otro lado, a altas velocidades de deslizamiento (P1V2 y P2V2) la pérdida en volumen presenta un mínimo incremento en función de la distancia de deslizamiento y la diferencia respecto a la carga aplicada, también es mínima.

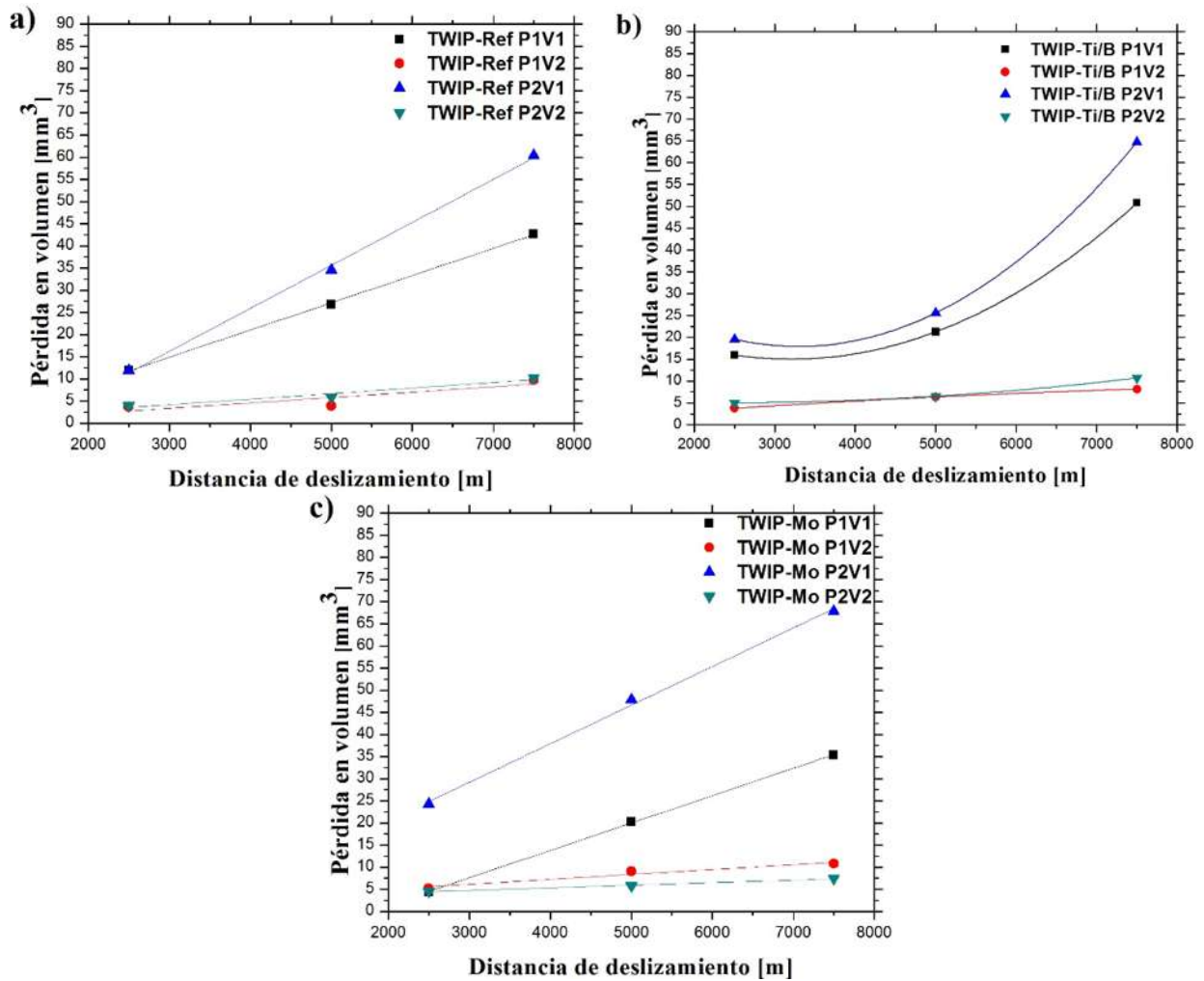


Figura 3.9. Pérdida en volumen en función de la distancia de deslizamiento en aceros TWIP. a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.

Los resultados de tasa de desgaste se presentan en la Tabla III-4, los cuales fueron calculados de la pendiente de las curvas obtenidas de pérdida en volumen en función de la distancia de deslizamiento, puesto que la pérdida en volumen entre la distancia de deslizamiento, representa la tasa de desgaste mm^3/m .



Tabla III-4. Tasa de desgaste de aceros TWIP en condición de solubilizado.

Condición/distancia	Tasa de desgaste [mm ³ /m]		
	m = W[mm ³ /m]	R ²	y = b + mx
TWIP-Ref			
P1V1	0.00614	0.99	y = -3.5 + 0.006 x
P1V2	0.00121	0.56	y = -0.2 + 0.001 x
P2V1	0.00971	0.99	y = -12 + 0.009 x
P2V2	0.00125	0.91	y = 0.4 + 0.001 x
TWIP-Ti/B			
P1V1	0.00696	-	y = 2E ⁻⁶ x ² - 0.01x + 34.8
P1V2	0.00085	0.98	y = 1.6 + 0.0008 x
P2V1	0.00903	-	y = 3E ⁻⁶ x ² - 0.01x + 46.5
P2V2	0.00115	0.86	y = 1.6 + 0.001 x
TWIP-Mo			
P1V1	0.00619	0.99	y = -10 + 0.006 x
P1V2	0.0011	0.91	y = 2.8 + 0.0011 x
P2V1	0.00873	0.99	y = 2.9 + 0.008 x
P2V2	0.00058	0.98	y = 3.0 + 0.0005 x

La Fig. 3.10 muestra la tasa de desgaste en función de la distancia de deslizamiento. Bajo condición de alta velocidad (P1V2 y P2V2), se observa una ligera disminución de la tasa de desgaste en función de la distancia de deslizamiento, mientras que los resultados no muestran diferencias significativas entre cada una de las composiciones. Sin embargo, Para condición de baja velocidad (P1V1 y P2V1), se presentan mayores variaciones entre los tres aceros. A baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1), el acero TWIP-Ti/B tiende a incrementar la tasa de desgaste, mientras que al aumentar la carga, es decir P2V1, el acero TWIP-Mo es el que presenta mayor tasa de desgaste. Cabe mencionar que el acero TWIP-Ti/B presentó un comportamiento diferente a los otros aceros a bajas velocidades de deslizamiento a distancia de 5000 m, lo cual se puede atribuir a las condiciones de humedad de aproximadamente un 69 % en que se llevaron a cabo estos ensayos respecto a las condiciones promedio de 25% de humedad para el resto de los ensayos, lo cual generó una mayor estabilidad de la capa de óxido.

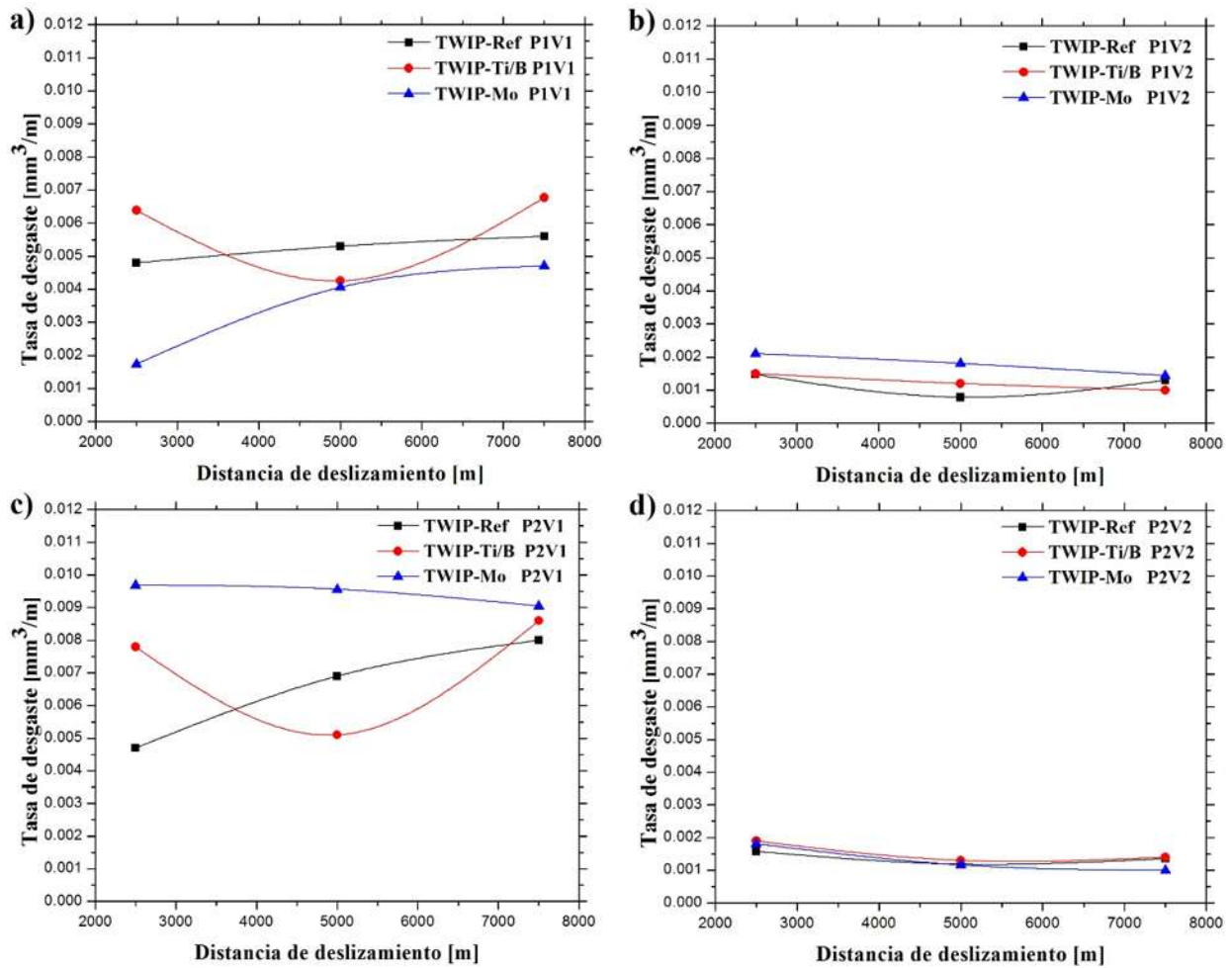


Figura 3.10. Tasa de desgaste para aceros TWIP a) Acero TWIP-Ref b) acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo

La Fig. 3.11 muestra los resultados de la tasa de desgaste en función de la velocidad y la carga. La tasa de desgaste tiende a disminuir considerablemente al aumentar la velocidad de deslizamiento, tal como se aprecia en la Fig. 3.11 (a). Por otro lado, la tasa de desgaste en relación con la carga se muestra en la Fig. 3.11 (b), la cual presenta un ligero aumento a bajas velocidades de deslizamiento mientras que a altas velocidades presenta los más bajos valores y se mantiene prácticamente constante.

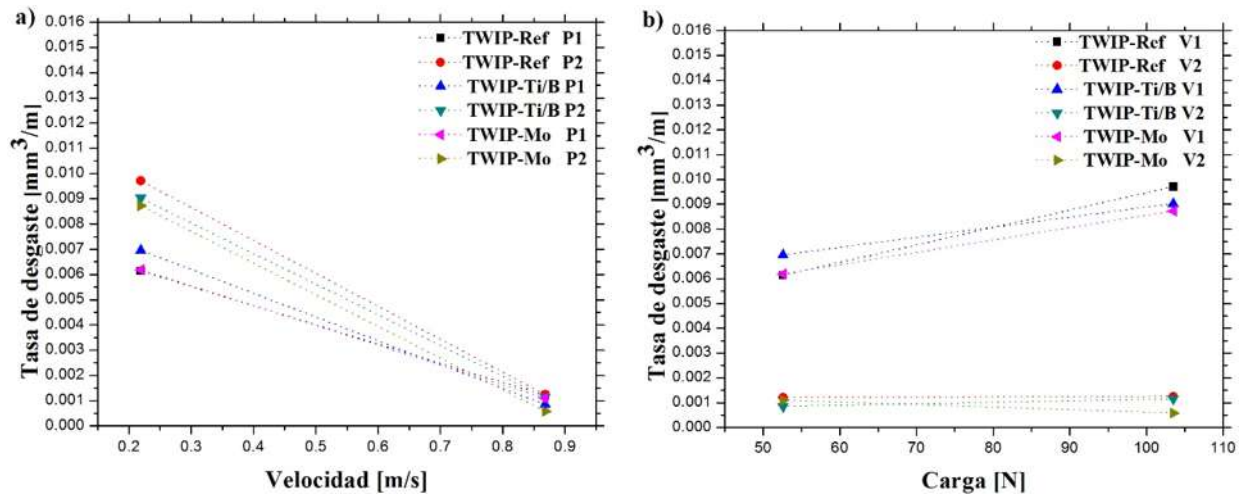


Figura 3.11. Tasa de desgaste para aceros TWIP a) Tasa de desgaste en función de la velocidad b) Tasa de desgaste en función de la carga.

En este sentido, Zhang y colaboradores [57], relacionaron ciertos mecanismos de desgaste oxidativo con el comportamiento de la tasa de desgaste. Un incremento de la tasa de desgaste en función de la carga aplicada fue atribuido a una transición de mecanismos de desgaste oxidativo moderado a un mecanismo de desgaste oxidativo severo; por consiguiente, una tasa de desgaste constante en función de la distancia de deslizamiento al aumentar la carga aplicada, se caracteriza como un mecanismo de desgaste oxidativo moderado. Por otro lado, las investigaciones realizadas por Zhang y Alpast [59] indican que la tasa de desgaste tiende a disminuir, a medida que la velocidad de deslizamiento incrementa. En concordancia con este comportamiento, Stott [38], reportó que el contacto friccionante genera calor entre las superficies a medida que, tanto la velocidad, como la carga aplicada incrementan. De esta manera, el calor resultante del contacto friccionante facilita la oxidación de la superficie, lo cual resulta en una disminución de la tasa de desgaste. Por otro lado, la disminución de la tasa de desgaste, debido al calor friccionante y/o temperatura externa aplicada puede variar dependiendo de la velocidad y/o temperatura. Esto puede producir un ablandamiento del sustrato y debilitar o impedir la formación de la capa óxido, y por ende, se refleja directamente sobre un incremento de la tasa de desgaste, mejor conocido como desgaste oxidativo severo.



De acuerdo a los resultados obtenidos, bajo condiciones de alta velocidad de deslizamiento (P1V2 y P2V2) la tasa de desgaste no varía en función de la carga aplicada. Sin embargo, para condiciones de baja velocidad, es decir, P1V1 y P2V1, se aprecia un aumento de la tasa de desgaste al incrementar la carga aplicada. De lo anterior, se pueden definir los mecanismos de desgaste oxidativo moderado y desgaste oxidativo severo en concordancia con el estado del arte.

3.3.3. Resistencia al desgaste

Los valores de resistencia al desgaste para cada composición de acero TWIP bajo las distintas condiciones de desgaste y distancias de deslizamiento se presentan en la Tabla III-5.

Tabla III-5. Resistencia al desgaste de aceros TWIP en condición de solubilizado.

TWIP-Ref	Resistencia al desgaste [N·m/mm ³]		
	2500 m	5000 m	7500 m
Cond./Distancia			
P1V1	11274.6	10111.2	9506.9
P1V2	36682.1	68793.4	41614.1
P2V1	22453.8	15422.1	13227.6
P2V2	67587.6	90022.9	78438.7
TWIP-Ti-B	2500 m	5000 m	7500 m
P1V1	21910.8	32540.8	20376.1
P1V2	93228.9	109269.2	126764.1
P2V1	18222.9	27285.6	16088.7
P2V2	71623.3	107284.2	97231.6
TWIP-Mo	2500 m	5000 m	7500 m
P1V1	80346.5	34081.7	29306.6
P1V2	66456.8	76543.1	95918.3
P2V1	14726.5	14624.1	15348.8
P2V2	78703.4	120650.3	139642.0

La Fig. 3.12 muestra en forma gráfica los valores de resistencia al desgaste en función de las distancia de deslizamiento. A partir de estas gráficas es evidente que la resistencia al desgaste presenta una relación con la velocidad de deslizamiento, de manera que altas velocidades de deslizamiento tienden a aumentar la resistencia al desgaste conforme aumenta la distancia de



deslizamiento, tal como se muestra en la Fig. 3.12 (b); aunque en los aceros TWIP-Ref y TWIP-Ti/B tiende a presentarse una ligera disminución a distancias mayores de 5000 m, tal como se muestra en la Fig. 3.12 (d). Por otro lado, en la condición de baja velocidad (P1V1 y P2V1) todas las composiciones presentan una tendencia a disminuir la resistencia al desgaste conforme aumenta la distancia de deslizamiento, tal como se muestra en las Figs. 3.12 (a) y (c).

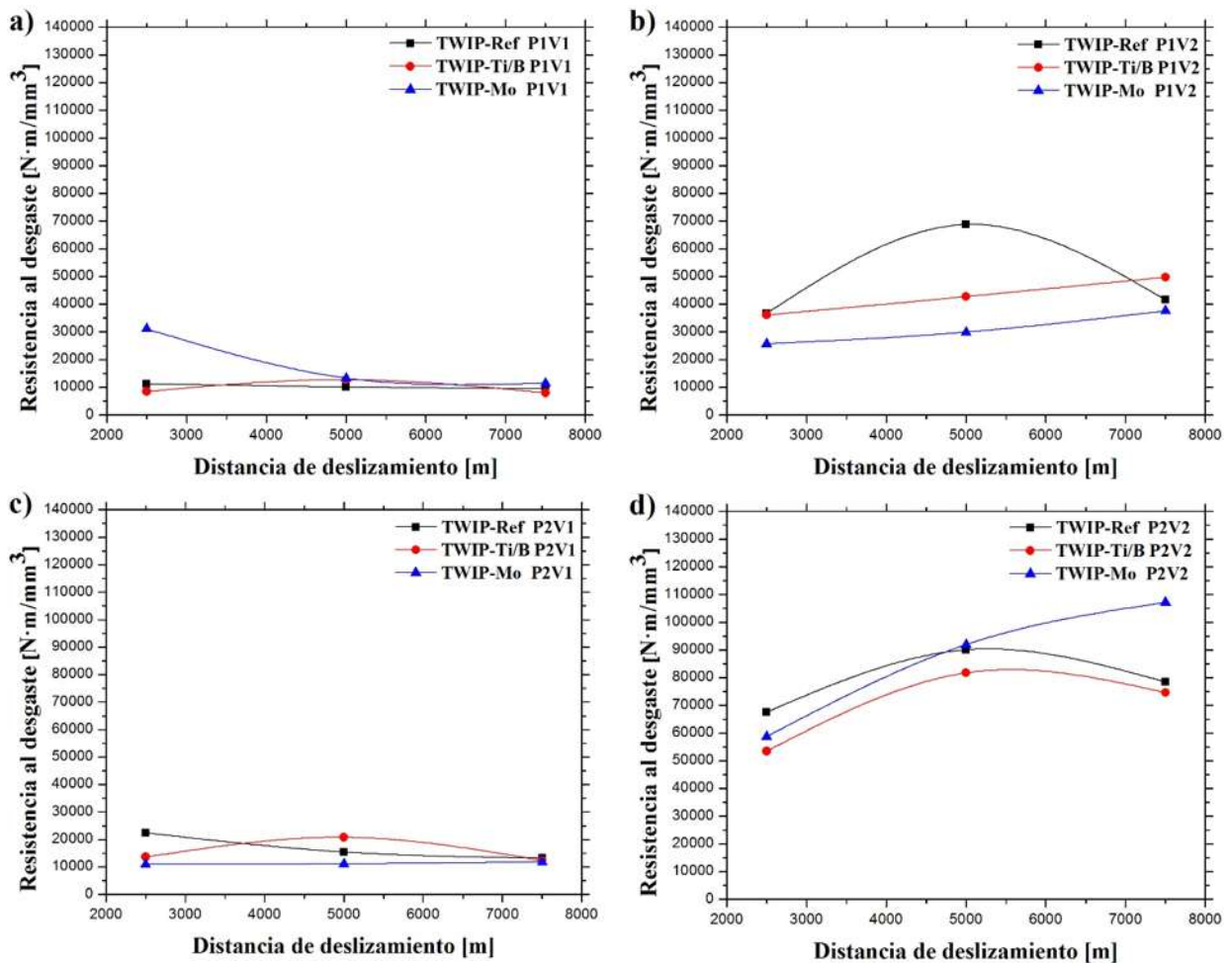


Figura 3.12. Resistencia al desgaste en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.



Los estudios realizados por Zambrano [60] y Abbasi y colaboradores [61] sobre la resistencia al desgaste abrasivo de aceros alto manganeso han presentado resultados de resistencia al desgaste en función de la distancia de deslizamiento en base a la relación de Stachowiak [33].

$$K \left(\frac{Nm}{mm^3} \right) = \frac{\rho L F_N}{\Delta m} \quad \text{Ec. 3}$$

Donde la resistencia al desgaste K es calculada a partir del inverso de la tasa de desgaste y depende de la carga normal aplicada F_N , tal como muestran los resultados obtenidos por varios investigadores [60, 61, 62]. Dichas investigaciones están basadas en el comportamiento al desgaste abrasivo de acero alto manganeso. Los resultados muestran un incremento en la resistencia al desgaste abrasivo debido al mecanismo de endurecimiento por transformación martensítica en aceros con baja energía de falla de apilamiento (EFA), y a los mecanismos de endurecimiento por deformación. Los resultados obtenidos en este trabajo de investigación, muestran que a bajas velocidades, no se presenta un incremento de la resistencia al desgaste al incrementar la distancia de deslizamiento, lo cual indica que los mecanismos de endurecimiento por deformación en estos aceros bajo deslizamiento no-lubricado, no juegan un papel importante en términos de resistencia al desgaste; sin embargo, a altas velocidades, se presenta un cierto incremento de la resistencia al desgaste y en mayor medida al aumentar la carga de P1V2 a P2V2. En base a este comportamiento, es preciso decir que bajo condiciones de deslizamiento en seco, la velocidad de deslizamiento influye de forma directa la resistencia al desgaste.

Por otro lado, de acuerdo a los resultados obtenidos, los valores de resistencia al desgaste son muy altos en contraste con los resultados obtenidos por Zambrano [60] y Abbasi y colaboradores [61] ya que los tipos de desgaste abrasivo y desgaste por deslizamiento no lubricado son muy distintos entre sí, así como los mecanismos de desgaste presente, y por consiguiente la remoción de material.



3.3.4. Coeficiente de fricción

La Fig. 3.13 muestra en forma gráfica el coeficiente de fricción de los aceros bajo estudio para las diferentes condiciones de ensayo en función de la distancia de deslizamiento hasta 7500 m.

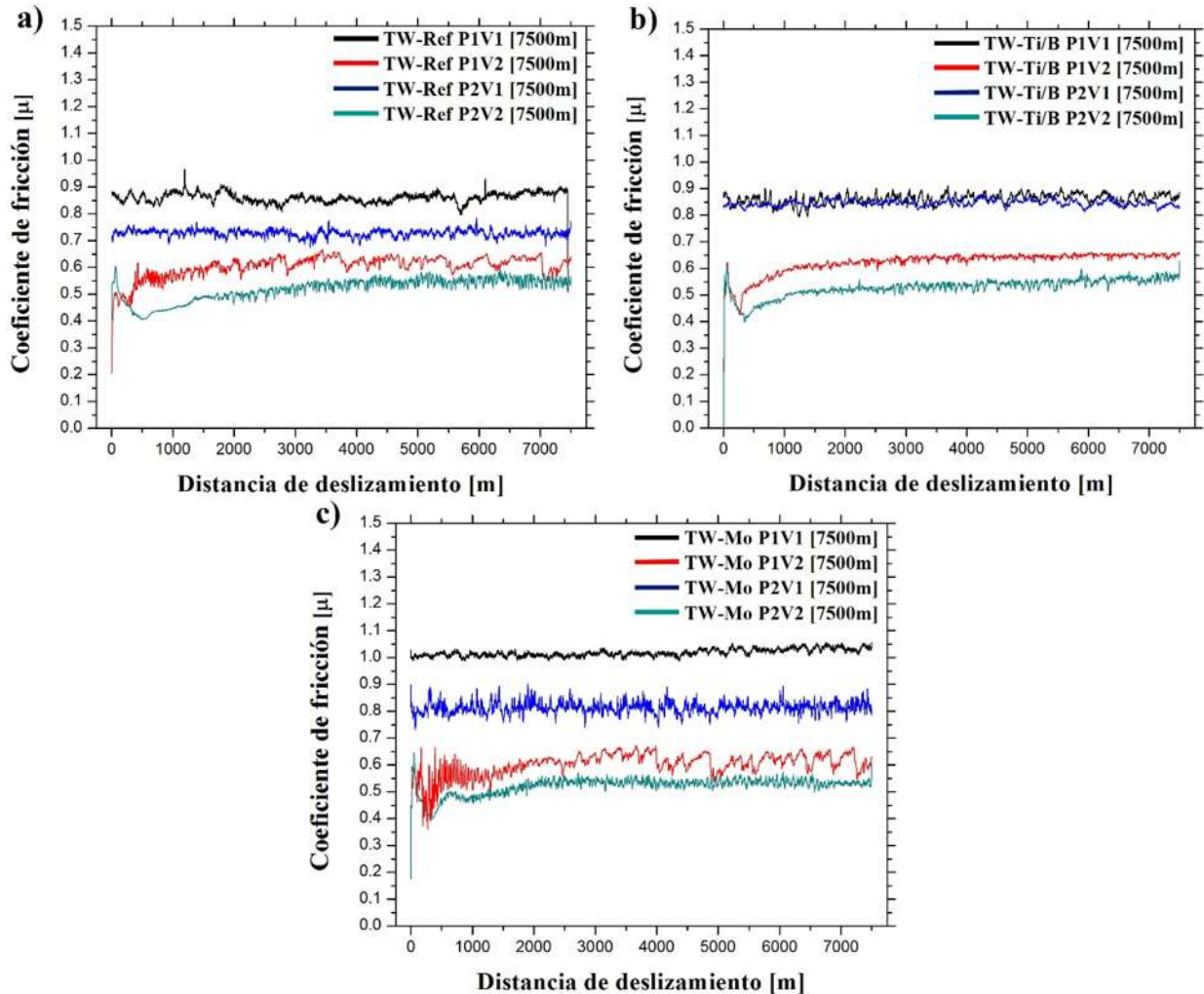


Figura 3.13. Comportamiento del coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP a 7500 m. a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.

En condiciones de alta velocidad $V_2 = 0.868$ m/s, se presenta un aumento progresivo del coeficiente de fricción hasta de alcanzar una estabilidad entre los 500 y 1000 m de deslizamiento; en cambio, a



altas velocidades, el coeficiente de fricción se estabiliza de forma inmediata. Por otro lado, los resultados muestran una disminución del coeficiente de fricción al aumentar tanto la velocidad de deslizamiento como la carga aplicada, siendo así más significativa la disminución por efecto de la velocidad de deslizamiento.

Los resultados de los coeficientes de fricción promedio, así como su respectiva desviación estándar se muestran en la Tabla III-6 para cada una de las composiciones y condiciones de ensayo.

Tabla III-6. Coeficiente de fricción promedio de aceros TWIP en condición de solubilizado.

TWIP-Ref	Coeficiente de fricción [μ]		
	2500 m	5000 m	7500 m
Cond./Distancia			
P1V1	0.8±0.06	0.7±0.03	0.8±0.05
P1V2	0.4±0.03	0.7±0.14	0.6±0.04
P2V1	0.6±0.02	0.7±0.14	0.7±0.05
P2V2	0.5±0.06	0.6±0.07	0.5±0.04
TWIP-Ti/B	2500 m	5000 m	7500 m
P1V1	0.7±0.03	0.8±0.07	0.8±0.03
P1V2	0.5±0.05	0.6±0.05	0.6±0.04
P2V1	0.7±0.09	0.6±0.02	0.8±0.01
P2V2	0.5±0.03	0.5±0.04	0.5±0.04
TWIP-Mo	2500 m	5000 m	7500 m
P1V1	0.6±0.1	0.7±0.07	1±0.04
P1V2	0.5±0.04	0.5±0.06	0.6±0.04
P2V1	0.7±0.2	0.7±0.06	0.8±0.08
P2V2	0.5±0.05	0.6±0.05	0.5±0.03

La Fig. 3.14 presenta en forma gráfica los valores de coeficiente de fricción promedio en función de la distancia de deslizamiento con su respectiva desviación estándar. En general, los valores de coeficiente de fricción se presentan entre 0.4 y 0.8, y con ligeras variaciones respecto a la distancia de deslizamiento. Es evidente que los valores más altos corresponden a la condición de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1), mientras que los valores más bajos a la condición de alta carga y alta velocidad. Es importante mencionar que en el acero TWIP-Ref para la condición P1V2 y distancia de deslizamiento de 5000 m el valor de coeficiente de fricción es mayor en



relación a los otros materiales, lo cual podría estar relacionado con una inestabilidad de la capa de óxido.

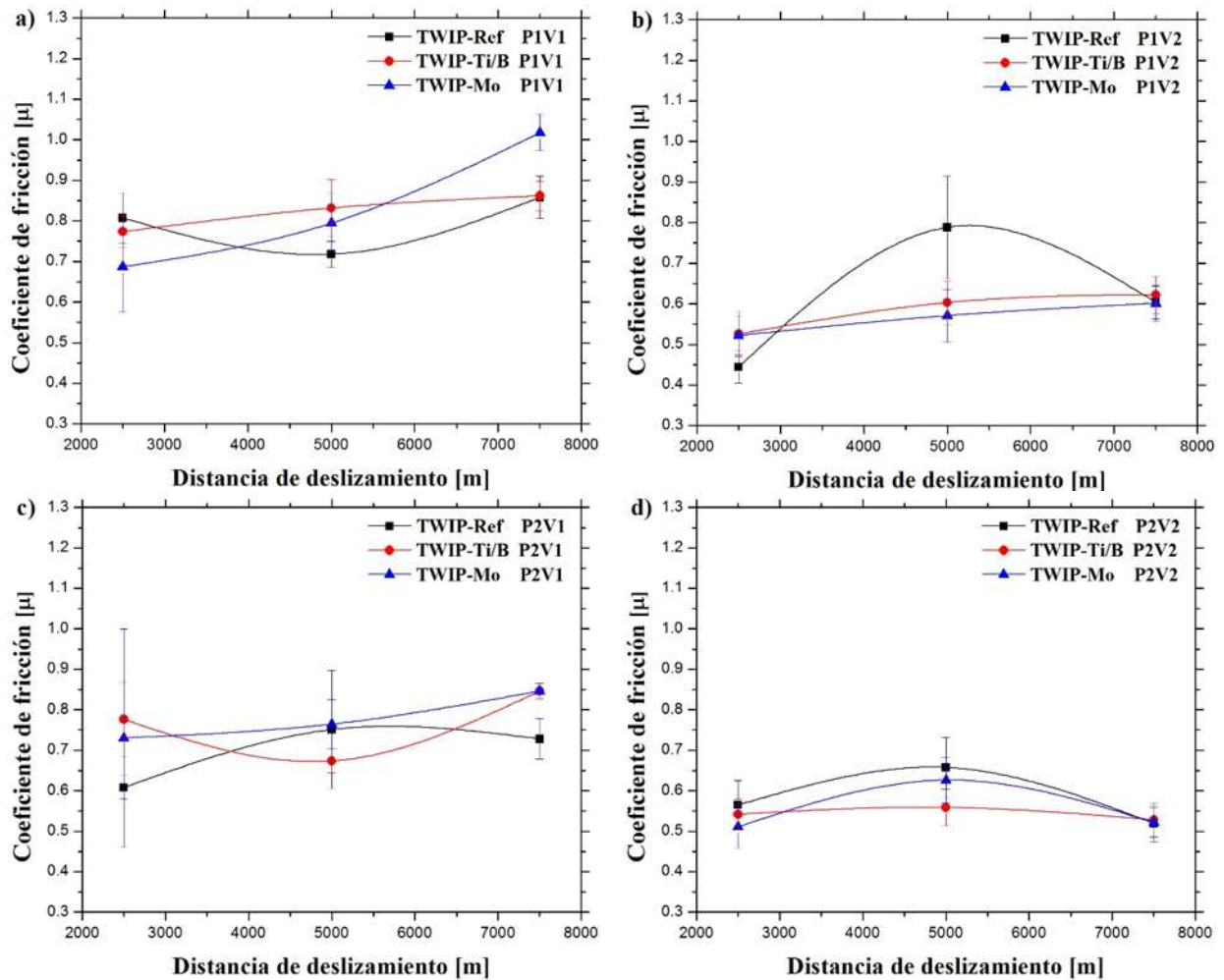


Figura 3.14. Coeficiente de fricción en función de la distancia de deslizamiento para aceros TWIP-Ref, TWIP-Ti/B y TWIP-Mo 7500 m. a) 52.6 N y 0.219 m/s b) 52.6 N y 0.868 m/s c) 103.5 N y 0.219 m/s d) Para 103.5 N y 0.868 m/s.

La Fig. 3.15 muestra el coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento y carga aplicada. Los resultados del coeficiente de fricción en función de la velocidad de deslizamiento, muestran claramente una disminución del coeficiente de fricción al aumentar la velocidad de deslizamiento, tal como se puede apreciar en la Fig. 3.15 (a). Una tendencia similar, pero en menor



medida se presenta al aumentar la carga aplicada, tal como se muestra en la Fig. 3.15 (b). Investigaciones realizadas por Straffelini y colaboradores [58], así como por So [63], indican una disminución del coeficiente de fricción con el aumento, tanto de la velocidad de deslizamiento, como de la carga bajo condiciones de desgaste oxidativo, lo cual es corroborado en este trabajo. Este comportamiento del coeficiente de fricción se debe principalmente a que bajo condiciones de alta velocidad y/o alta carga el contacto friccionante es mayor, por consiguiente, se generan altas temperaturas de contacto mejor conocidas como temperatura flash, las cuales favorecen la formación de óxidos masivos en la superficie friccionante, por ende, el contacto friccionante disminuye, es decir, se ve reflejado directamente en un menor coeficiente de fricción [64].

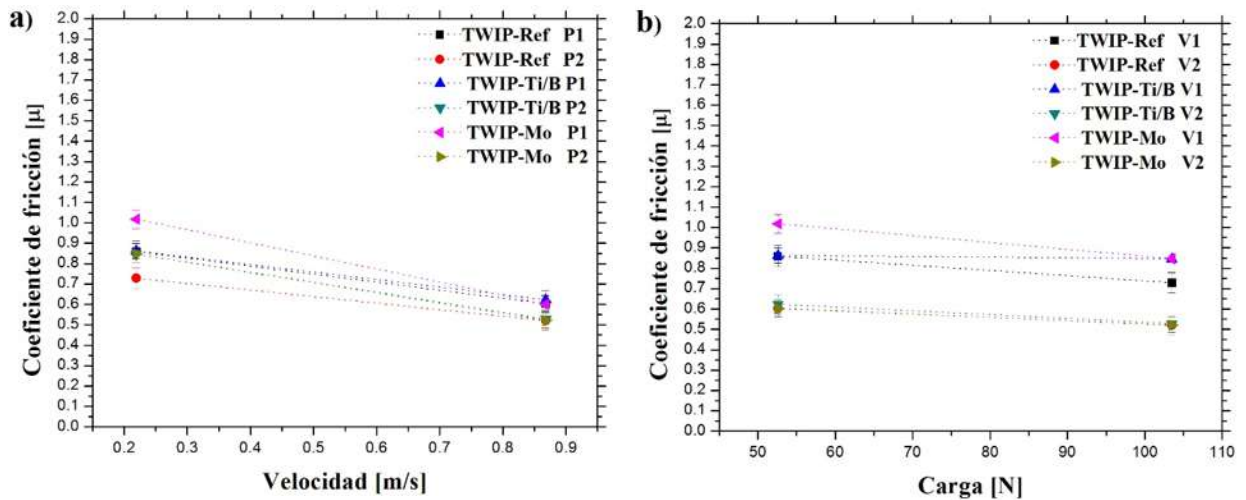


Figura 3.15. Coeficiente de fricción en función de velocidad y carga a) Coeficiente de fricción en función de la velocidad b) Coeficiente de fricción en función de la carga.

3.3.5. Temperatura superficial

La Fig. 3.16 muestra la evolución del incremento de temperatura durante el deslizamiento, la cual fue medida a una distancia de entre 1 y 2 mm de la superficie en contacto. Los resultados muestran que la temperatura aumenta en función de la distancia de deslizamiento hasta alcanzar un estado estable por arriba de 1000 m para condiciones de bajas velocidad de deslizamiento $V1 = 0.219$ m/s.



Sin embargo, a altas velocidades de deslizamiento $V_2=0.868$ m/s, la temperatura aumenta considerablemente por encima de los 1000 m y continua aumentando en menor medida durante el deslizamiento. Es importante señalar que bajo condiciones de alta velocidad de deslizamiento se presenta cierta fluctuación o inestabilidad de la temperatura, mientras que a baja velocidad el comportamiento de la temperatura con la distancia es más estable, lo cual se asocia a los mecanismos de desgaste, y será discutido con mayor detalle al final de ésta sección.

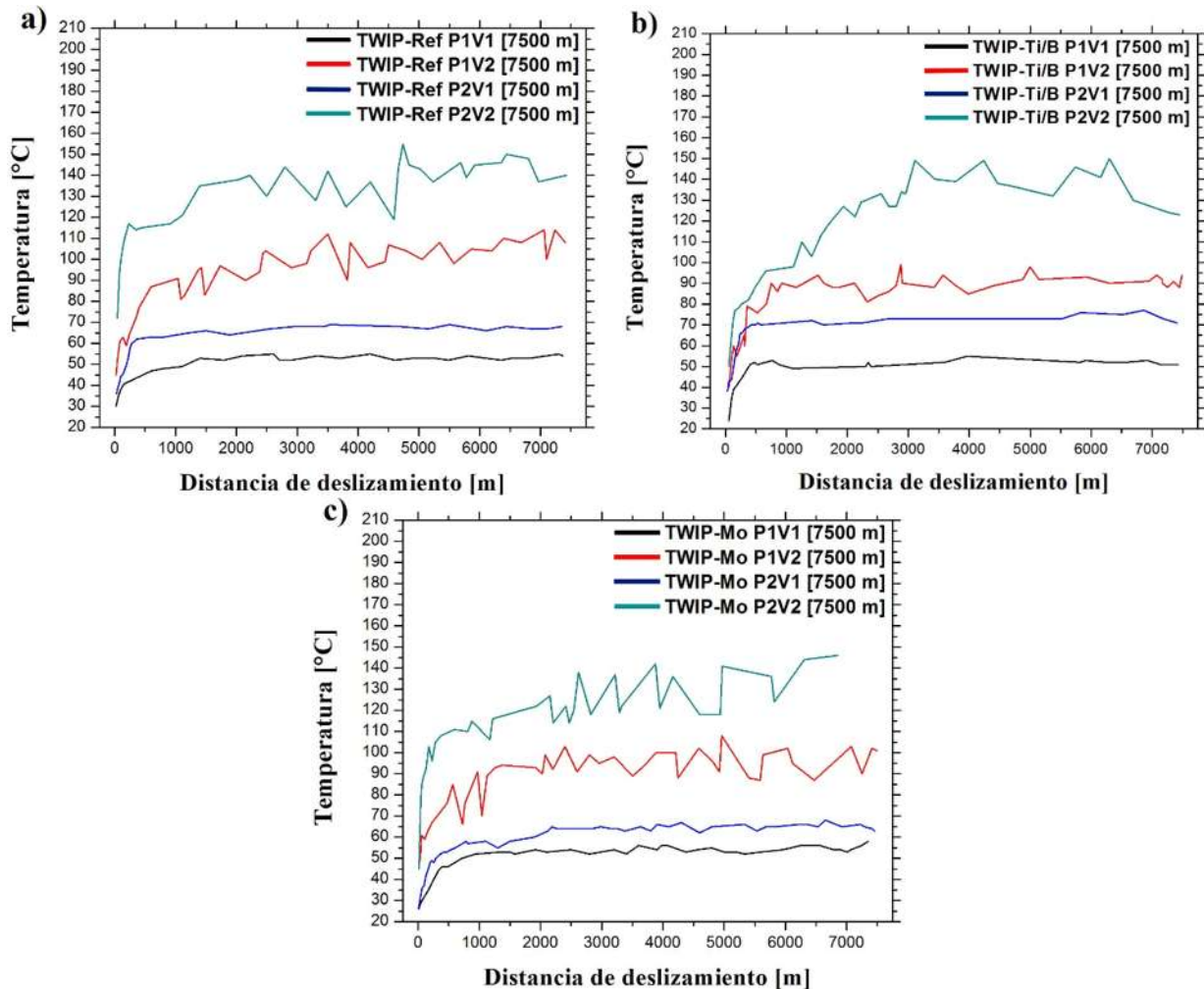


Figura 3.16. Comportamiento de la temperatura de la pin cercana a la superficie en función de la distancia de deslizamiento a 7500 m a) Acero TWIP-Ref b) Acero TWIP-Ti/B c) Acero TWIP-Mo.



La Tabla III-7 muestra las temperaturas superficiales promedio a una distancia de entre 1 y 2 mm de la superficie desgastada. Es importante señalar que estas temperaturas no representan las temperaturas reales alcanzadas en la superficie de contacto, sino temperaturas inferiores registradas en un punto cercano a la superficie donde evidentemente se presentan pérdidas de calor por conducción y por convección durante el desgaste [45]. La Fig. 3.17 muestra en forma gráfica dichos valores.

Tabla III-7. Temperatura superficial promedio en aceros TWIP en condición de solubilizado.

TWIP-Ref Cond./Distancia	Temperatura superficial [°C]		
	2500 m	5000 m	7500 m
TWIP-Ref			
P1V1	54.4±2.8	54.8±2.7	53.3±1.1
P1V2	83.4±7.9	116.2±14.8	101.5±7.5
P2V1	63±2.6	69.5±1.8	65.8±2.9
P2V2	110.8±9.2	132.3±9.4	141.5±7.8
TWIP-Ti/B			
P1V1	53.6±1.0	52.95±1.3	51.5±1.5
P1V2	71.8±1.8	69.5±2.2	78.5±1.0
P2V1	74.7±2.5	62.2±1.1	72.2±2.2
P2V2	77.1±4.8	90.6±8.6	118.9±6.2
TWIP-Mo			
P1V1	45±2.3	47.6±2	54±1.5
P1V2	89±5.08	96.1±6.8	94.3±7.6
P2V1	63.4±2.7	68.8±1.1	64.1±2.1
P2V2	113.6±12	133.8±5.4	124.5±11.5

Los resultados presentan un incremento de la temperatura a altas velocidades conforme aumenta la distancia de deslizamiento; mientras que a bajas velocidades de deslizamiento la tendencia es a permanecer constante. En general, la temperatura alcanza su valor máximo por encima de los 5000 m en condiciones de alta velocidad, tal como se muestra en la Fig. 3.16.

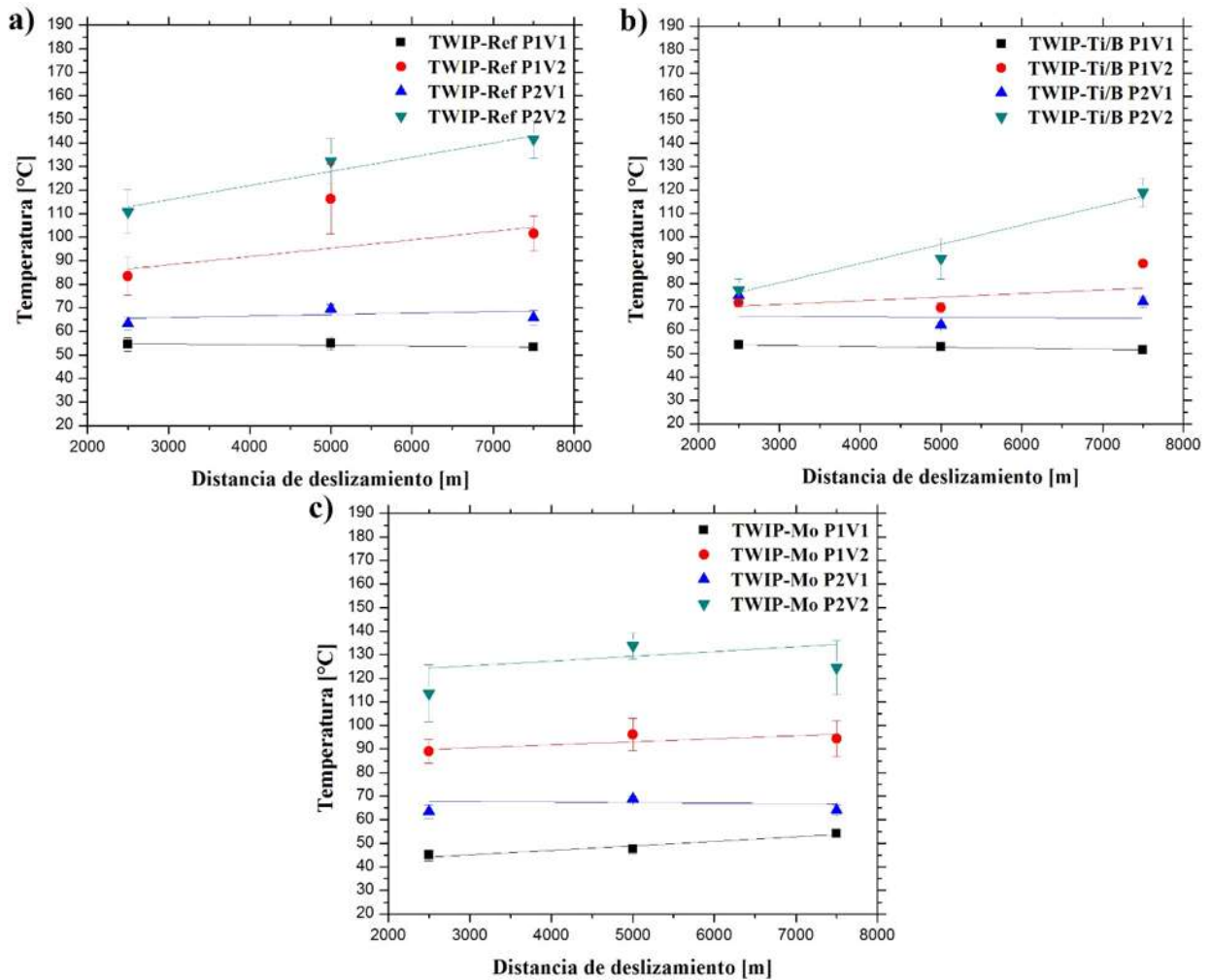


Figura 3.17. Temperatura promedio con desviación estándar de aceros TWIP a 7500 m a) TWIP-Ref b) TWIP-Ti/B c) TWIP-Mo.

Las fluctuaciones de temperatura presentes en las gráficas mostradas en la Fig. 3.16, particularmente bajo condiciones de alta velocidad de deslizamiento, se asocian con los mecanismos de desgaste oxidativo moderado [45] debido al ciclo de formación y desfragmentación de la capa de óxido adherida al sustrato. En otras palabras, los incrementos de temperatura son debidos al contacto friccionante metal-metal que se presenta antes de la formación de la capa de óxido, lo cual provoca que la temperatura flash incremente [63] hasta alcanzar una temperatura alta que promueve la formación de la capa de óxido estable evitando el contacto metal-metal. Así el



contacto friccionante disminuye, esto genera que la temperatura descienda nuevamente y provoque la inestabilidad y fractura de la capa de óxido, es el motivo por el cual la temperatura varía debido al cambio en las condiciones del contacto friccionante.

La temperatura de contacto superficial en deslizamiento o temperatura flash no es fácil de medir. Ciertos investigadores como Quinn y Sullivan [65], mencionan que la temperatura flash varía entre 300 y 400 °C, mientras que investigaciones realizadas por Straffelini [58], muestran temperaturas por encima de los 400 °C; no obstante, es bien sabido que la temperatura superficial está directamente relacionada, tanto con la velocidad, como con la carga aplicada durante el deslizamiento. Por consiguiente, Zhang y Alpas [59], así como por Straffelini y colaboradores [58] han calculado la temperatura superficial real promedio T_b y la temperatura flash T_f en base a las ecuaciones planteadas por Ashby y colaboradores [45].

$$T_b - T_0 = \frac{\mu F v}{A_n} \left[\frac{K_1}{l_{1b}} + \frac{K_2}{l_{2b}} \right]^{-1} \quad \text{Ec. 3}$$

$$T_f - T_{b'} = \frac{\mu F v}{A_r} \left[\frac{K_1}{l_{1f}} + \frac{K_2}{l_{2f}} \right]^{-1} \quad \text{Ec. 4}$$

En ambas ecuaciones se toma en cuenta la conductividad térmica $K_{1,2}$ de los dos metales en contacto, así como la difusión de calor l_{1f} . En la ec. 3 se determina la temperatura superficial promedio, tomando en cuenta, tanto un gradiente de temperatura, como el área aparente de contacto. Por otro lado, la ec. 4 para la temperatura flash toma en cuenta la temperatura disipada $T_{b'}$ así como el área real de contacto que es menor al área aparente, por lo que la temperatura flash es mayor que la temperatura superficial promedio. Lim y Ashby [66] mencionan que las temperaturas flash que se llegan alcanzar en este tipo de desgaste oxidativo en seco para aceros está entre los 400°C y toma lugar a velocidad de deslizamiento mayores a 1 m/s.



3.4. Caracterización de superficies desgastadas

Una forma complementaria de determinar los mecanismos de desgaste actuantes bajo las condiciones de ensayo, es mediante la caracterización metalográfica (MEB) y estructural (DRX) de las superficies desgastadas. En esta sección se muestran y discuten los resultados de la caracterización de las superficies desgastadas de los aceros TWIP bajo estudio ensayados a distintas condiciones de carga, velocidad y distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m.

3.4.1. Caracterización metalográfica mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)

Las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Ref bajo las distintas condiciones de carga y velocidad de deslizamiento a distancias de 2500, 5000 y 7500 m se muestran a partir de las Figs. 3.18, 3.19 y 3.20, respectivamente. En general, se presentan morfologías de superficies desgastadas típicas de desgaste oxidativo. Sin embargo, se observan mecanismos adicionales en ciertas condiciones. Así, para condiciones de alta carga y baja velocidad de deslizamiento (P2V1), se observan franjas de deformación plástica con vestigios de pequeños surcos, así como de partículas finas de óxido, tal como se muestra en la Fig. 3.18 (c). Por otro lado, a bajas cargas y bajas velocidades (P1V1), se presentan únicamente partículas finas de óxido sin deformación plástica, tal como se muestra en la Fig. 3.18 (a); mientras que las superficies desgastadas a altas velocidades de deslizamiento P1V2, P2V2 (Fig. 3.18 (b) y (d)) presentan un tipo de morfología de capa de óxido delaminada. Cabe destacar que en condición de alta velocidad y alta carga (P2V2) se presentan partículas de óxido en mayor cantidad, mientras que a bajas carga y alta velocidad (P1V2) se presentan regiones lisas, vestigios de ralladuras y menor cantidad de óxidos.

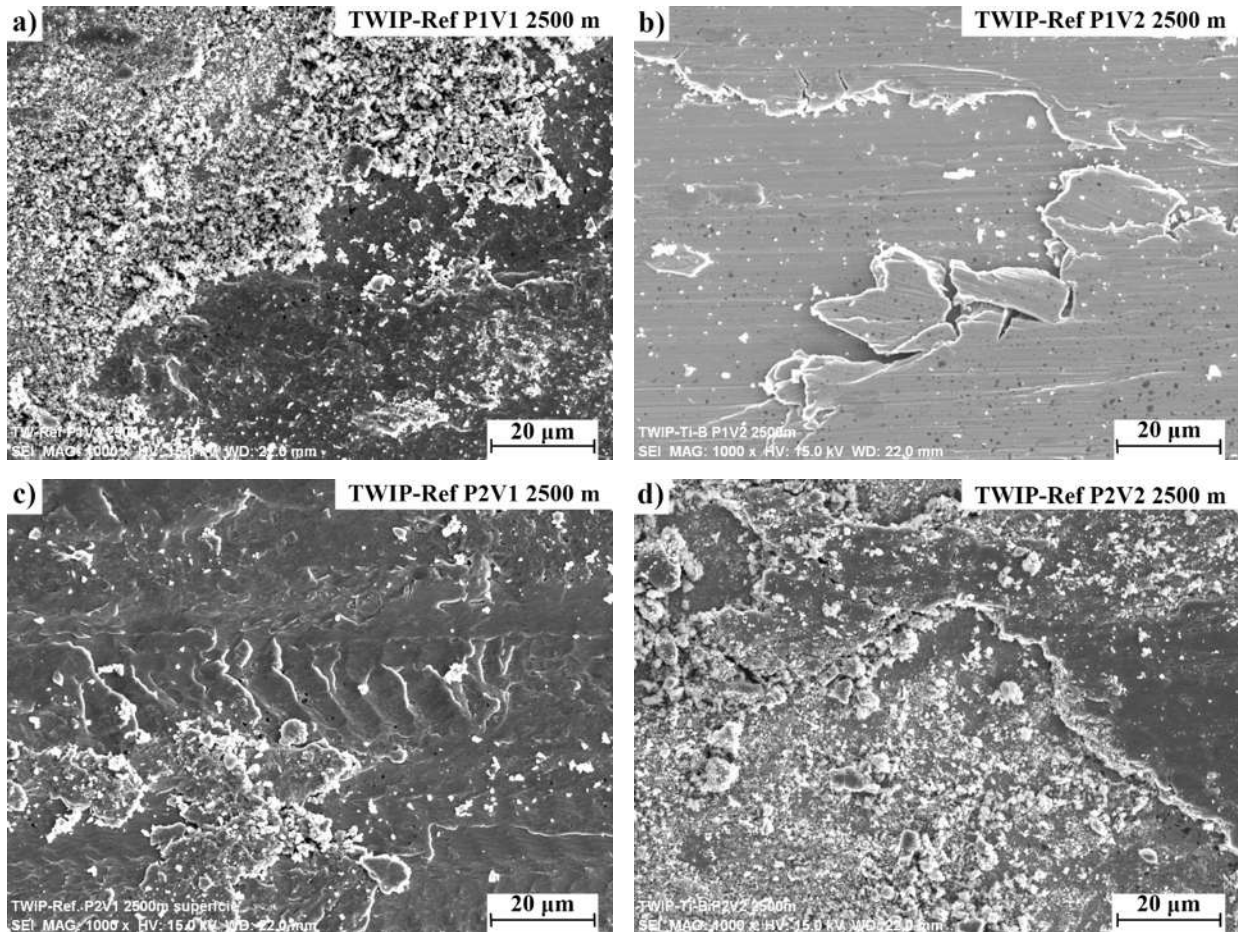


Figura 3.18. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 2500 m. a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s. b) $P1=52.6$ N y $V2=0.868$ m/s. c) $P2=103.5$ N y $V1=0.219$ m/s. d) $P2=103.5$ N y $V2=0.868$ m/s.

Las micrografías de las superficies desgastadas del acero TWIP-Ref a 5000 m, se muestran en la Fig. 3.19. En este caso, altas velocidades de deslizamiento ($P1V2$ y $P2V2$) muestran desfragmentación y delaminación de la capa de óxido. Sin embargo, se presenta un aumento de partículas de óxido a bajas cargas ($P1V2$), en contraste a 2500 m, tal como se muestra en la Fig. 3.19 (b). A baja velocidad de deslizamiento ($P1V1$) permanece la presencia de partículas finas de óxido aglomeradas entre sí, no obstante, comienza a observarse la desfragmentación de pequeñas partículas de óxido de poco espesor, tal como se muestra en la Fig. 3.19 (a). Por otro lado, al



al aumentar la carga (P2V1) se presenta un aumento significativo de óxidos, como se muestra en la Fig. 3.19(c).

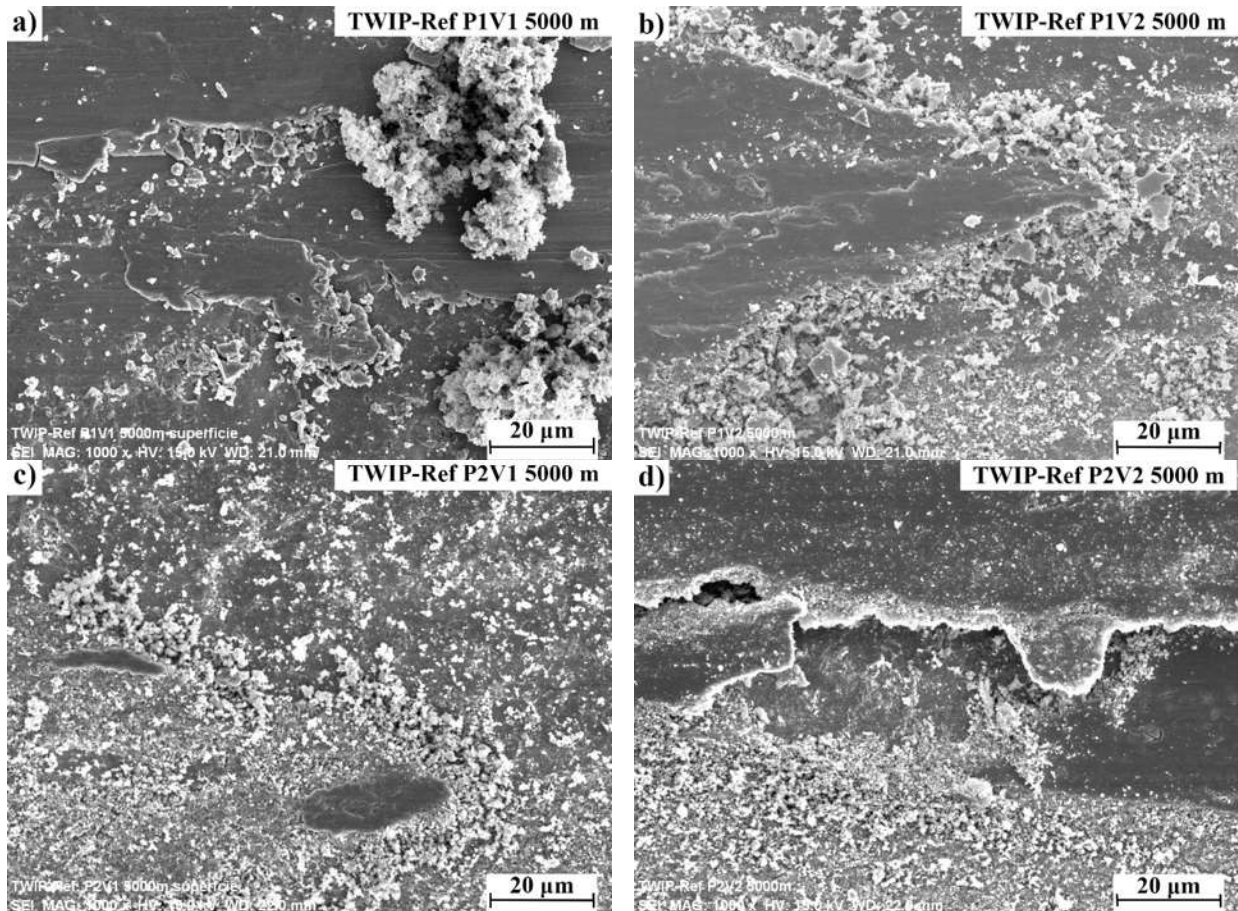


Figura 3.19. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 5000 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

La Fig. 3.20 muestra las micrografías de las superficies desgastadas a 7500 m para el acero TWIP-Ref. Bajo condiciones de alta carga y alta velocidad de deslizamiento, es decir P2V2, la presencia de delaminación de fragmentos grandes sigue presente, así como las partículas de óxido, tal como se muestra en la Fig. 3.20 (d); en tanto que, al disminuir la carga aplicada (P1V2) se presentan aglomeraciones de partículas finas de óxido, Fig. 3.20 (b). Por otro lado, en condiciones de baja



velocidad (P1V1 y P2V1), a diferencia de menor distancia de deslizamiento (5000 m), disminuye la cantidad de óxidos dispersos sobre las superficies, así como vestigios de pequeños surcos, tal como se observa en la Fig. 3.20 (a) y (c).

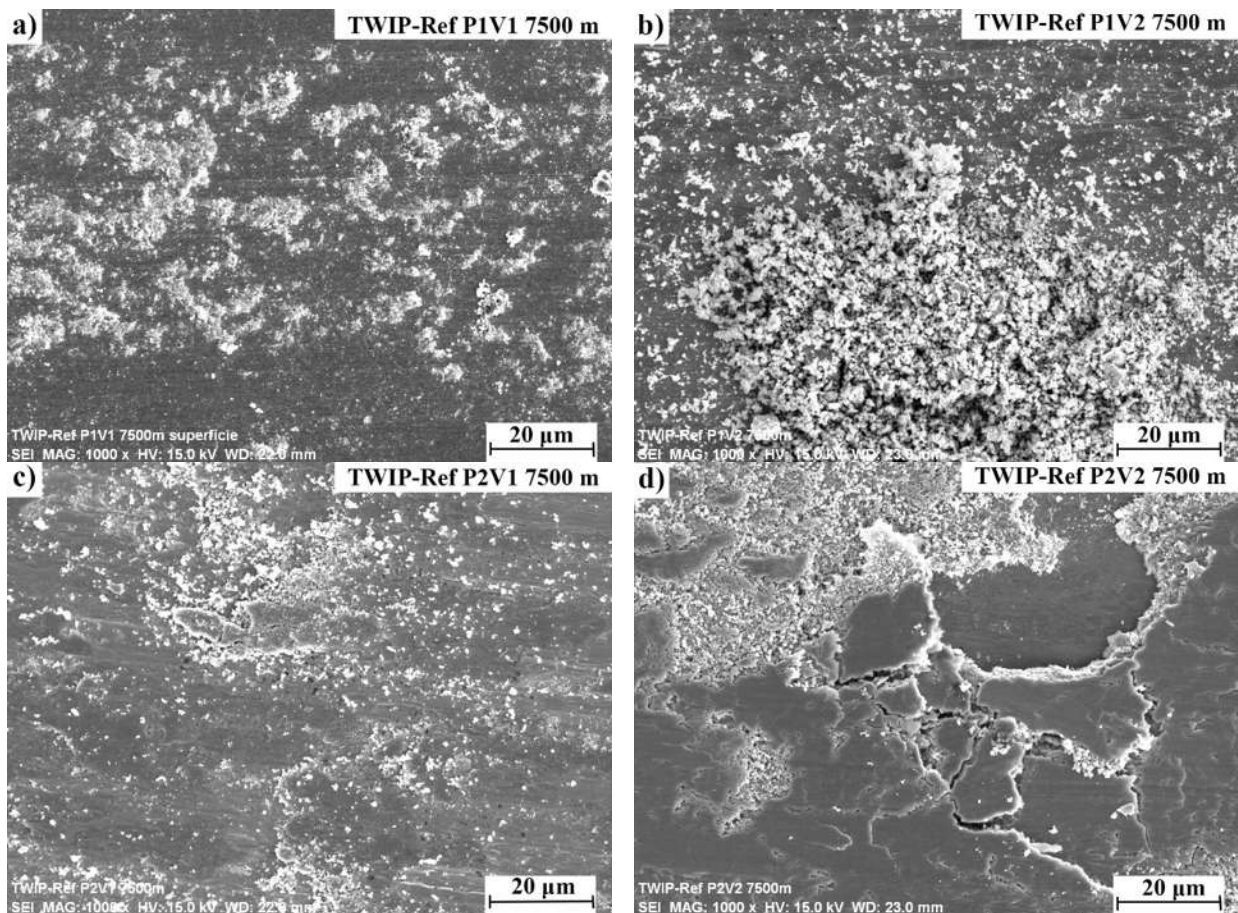


Figura 3.20. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

Las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Ti/B para las diferentes condiciones de ensayo a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m se muestran en las Figs. 3.21, 3.22 y 3.23, respectivamente. La Fig. 3.21 muestra las superficies desgastadas a 2500 m, donde en condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1) se observa



partículas finas de óxido dispersas sobre la superficie, tal como se muestra en la Fig. 3.21 (a). Sin embargo, a altas velocidades de deslizamiento (P1V2), se observa aumento en el tamaño de las partículas de óxido, así como vestigios de zonas lisas con indicios de deformación plástica, tal como se puede observar en la Fig. 3.21 (b). No obstante, al aumentar la carga aplicada, (P2V2), se observa desfragmentación de partículas de óxido, en forma adicional a las partículas de óxido (Fig. 3.21 (c)).

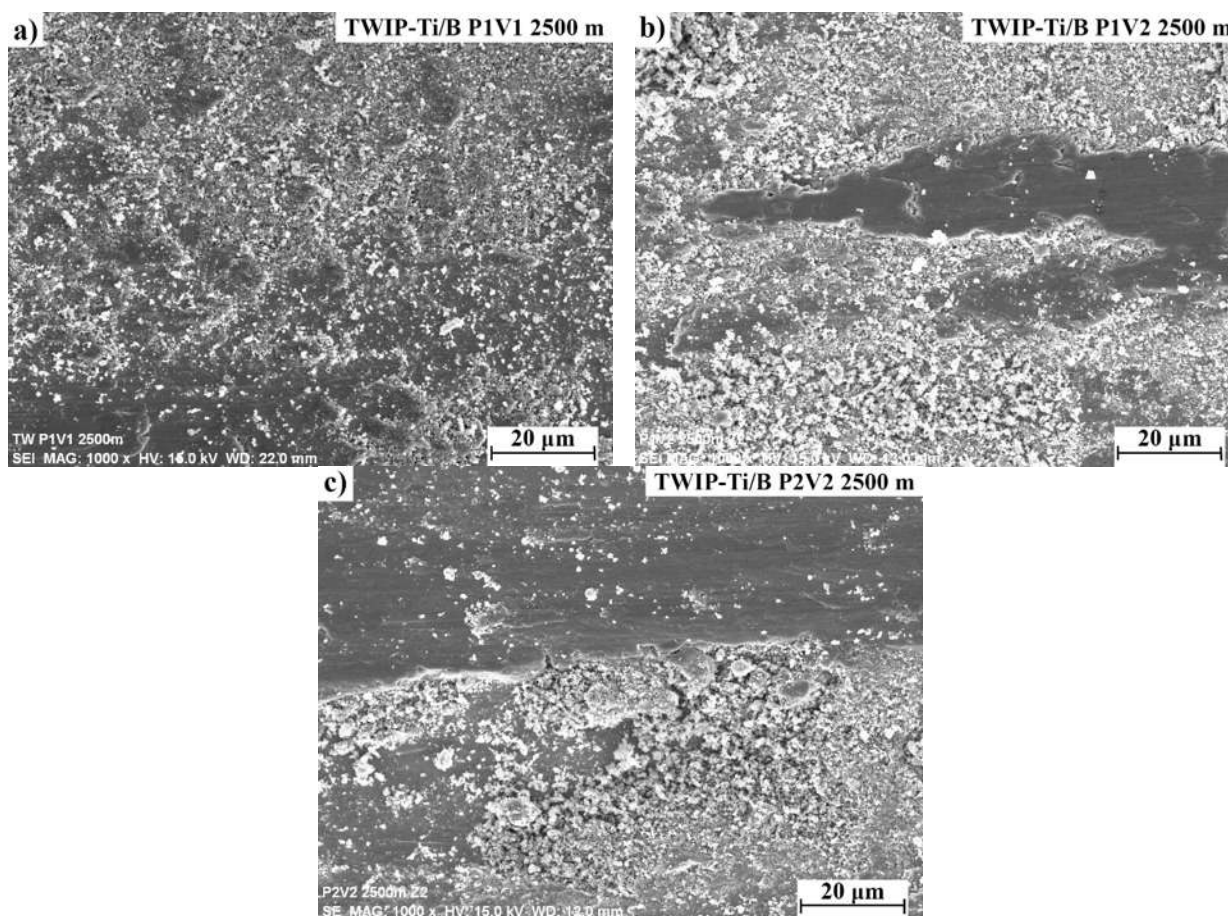


Figura 3.21. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2=0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

La Fig. 3.22 muestra las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Ti/B a 5000 m. En general, en cada una de las condiciones a diferencia de 2500 m, existe una ligera



disminución de las partículas de desgaste. Por otro lado, en condiciones de alta velocidad (P1V2 y P2V2), la delaminación disminuye, tal como se muestra en la Fig. 3.22 (b) y (d). Mientras que para la condición de alta carga y baja velocidad de deslizamiento (P2V1), se presenta vestigios de franjas de deformación plástica, así como capas delgadas de óxido en proceso de desfragmentación, tal como se muestra en la Fig. 3.22 (c).

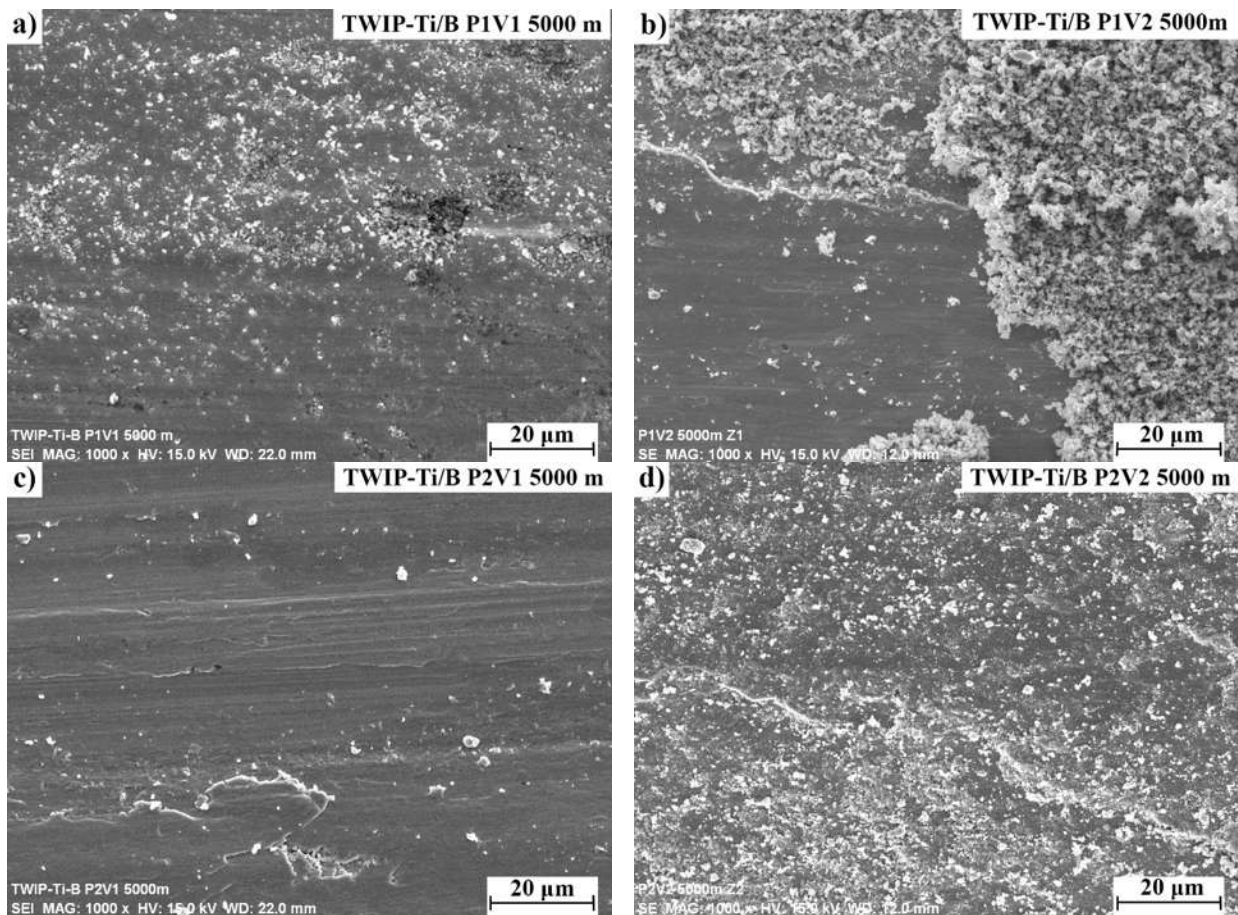


Figura 3.22. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 5000 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

Las superficies desgastadas para el acero TWIP-Ti/B a 7500 m se muestran en la Fig. 3.23. Las superficies desgastadas en condición de baja carga y alta velocidad de deslizamiento (P1V2),



muestran desfragmentación de pequeñas y finas hojuelas de óxido, tal como se observa en la Fig. 3.23 (a). Sin embargo, al aumentar la carga aplicada (P2V2), disminuye la cantidad de óxido presente sobre la superficie, a diferencia de la distancia de 5000 m, tal como se observa en la Fig. 3.23 (d). Mientras que en condiciones de alta carga y baja velocidad (P2V1), presentan franjas delgadas de desgaste, así como partículas de óxido dispersa de forma uniforme sobre la superficie, tal como se muestra en la Fig. 3.23 (c).

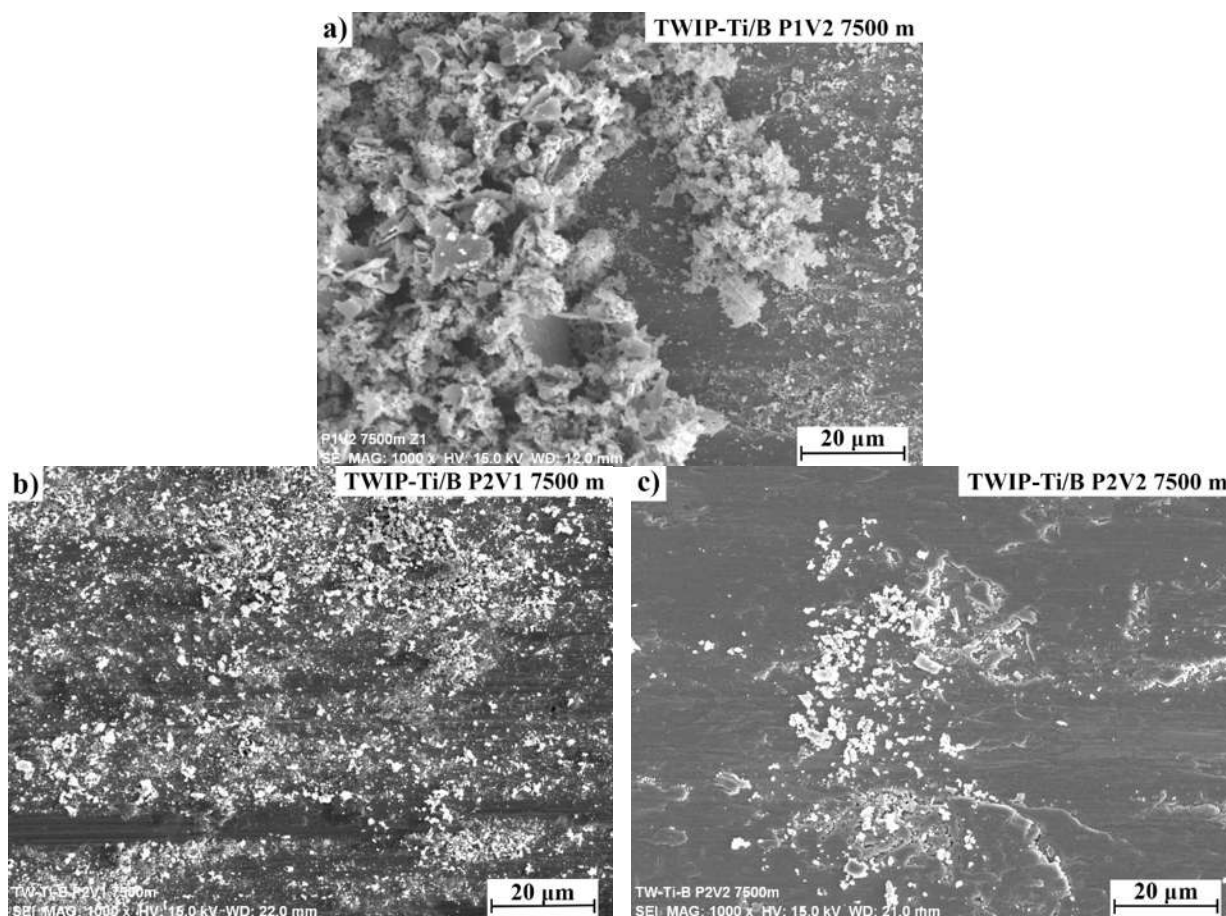


Figura 3.23. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.



Las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Mo para cada condición de carga y velocidad de deslizamiento a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m se muestran en las Figs. 3.24, 3.25 y 3.26, respectivamente.

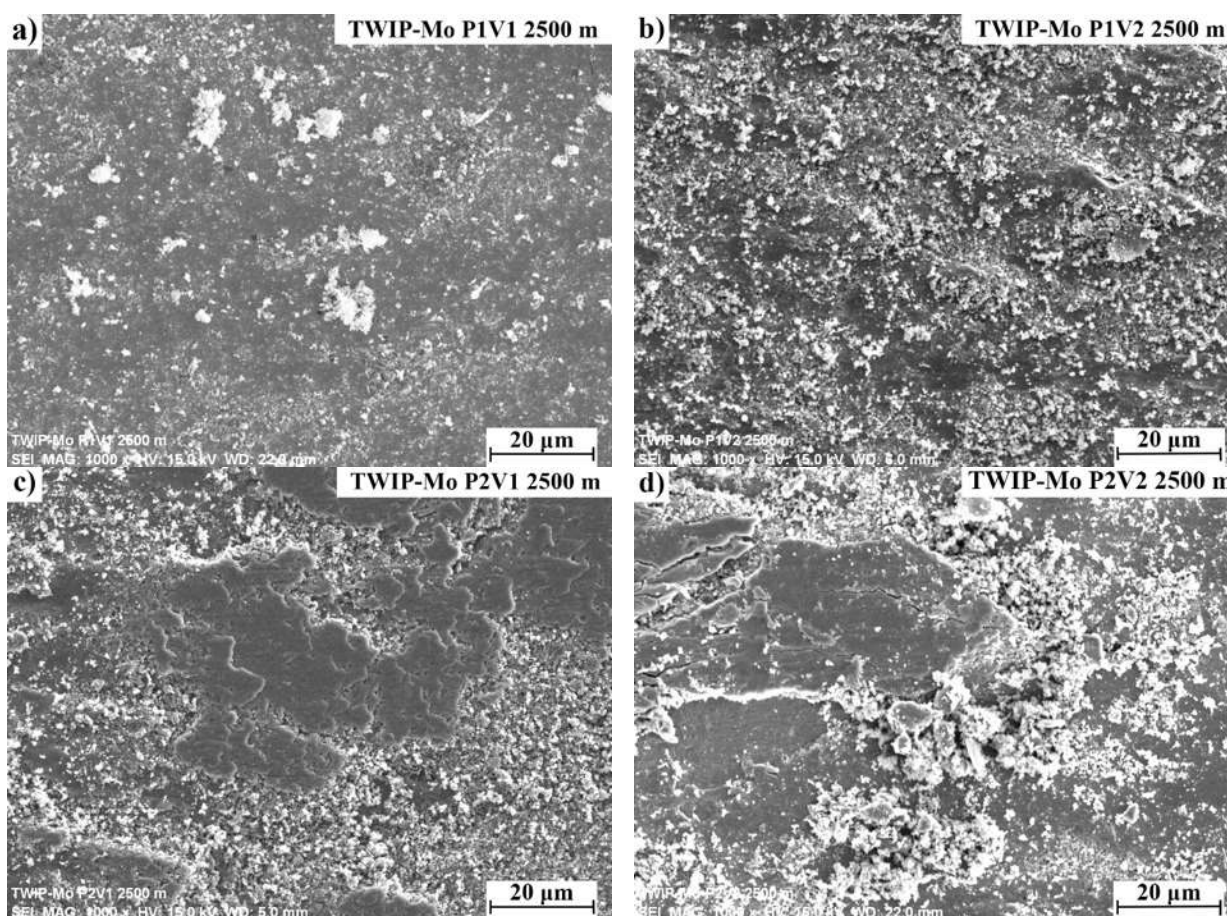


Figura 3.24. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

Las superficies desgastadas para el acero TWIP-Mo a 2500 m se muestran en la Fig. 3.24. En este caso, en condición de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1), se observa poca cantidad de partículas de óxido dispersas sobre las superficies, así como pequeñas aglomeraciones entre sí, tal como se muestra en la Fig. 3.24 (a). No obstante al aumentar la carga aplicada (P2V1)



se observan vestigios de deformación plástica sobre la superficie con desfragmentación de pequeñas partículas de óxido, así como pequeños surcos, tal como se muestra en la Fig. 3.24 (c). Por otro lado, bajo condiciones de alta velocidad (P1V2), se observa un aumento de las partículas de óxido dispersas sobre la superficie, en tanto que al aumentar la carga aplicada (P2V2), se observa delaminación de las capas de óxido, tal como se muestra en la Fig. 3.24 (d).

La Fig. 3.25 muestra las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Mo a 5000 m de distancia de deslizamiento.

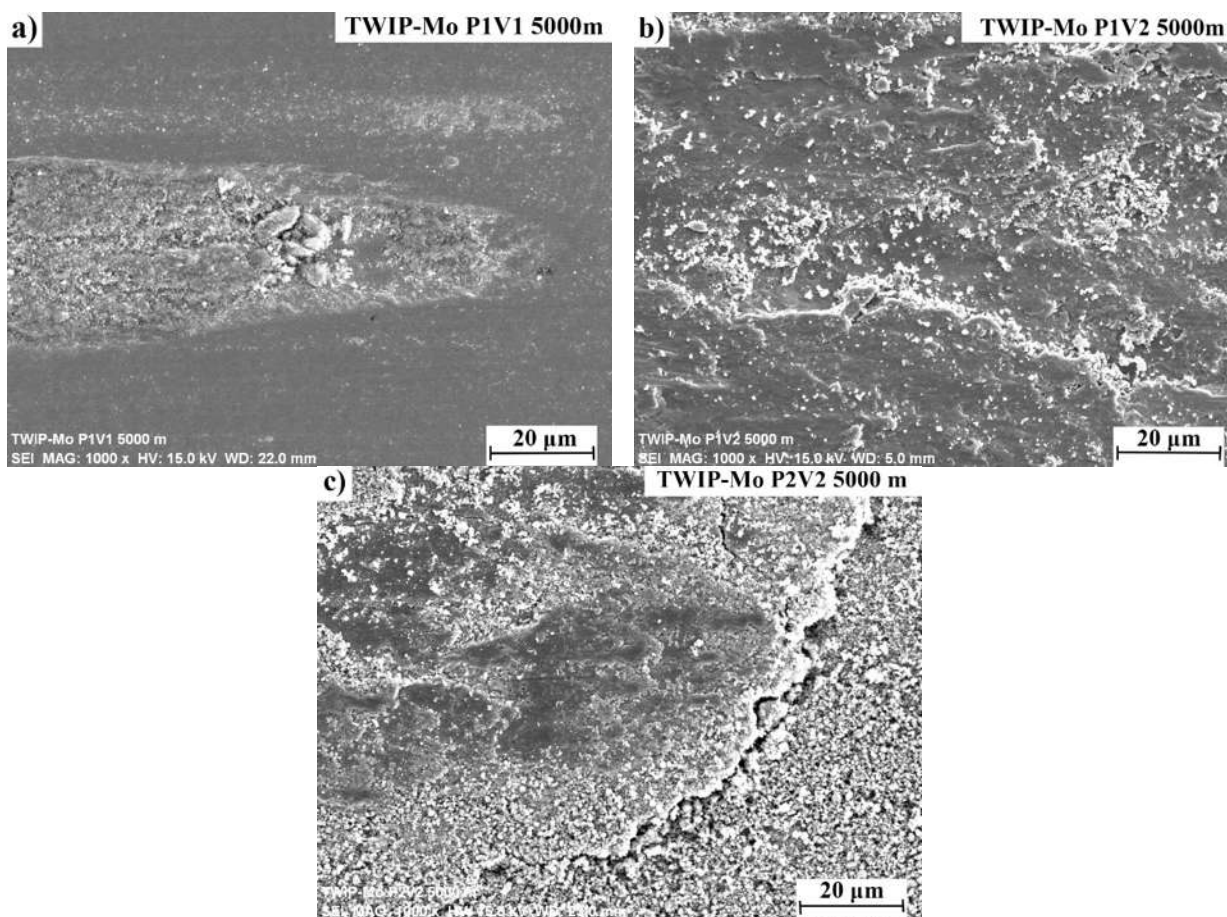


Figura 3.25. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 5000 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.



En condición de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1), se observa poca cantidad de partículas de óxido sobre la superficie, tal como se muestra en la Fig. 3.25 (a), mientras que a altas velocidades de deslizamiento (P1V2) se observa una mayor cantidad de partículas de óxido dispersas sobre la superficie. Sin embargo, a diferencia de la distancia de 2500 m, se observan regiones de delaminación de delgadas capas de óxido y pequeños surcos (Fig. 3.25 (b)). Por otro lado, al aumentar la carga aplicada, es decir P2V2, la cantidad de partículas de óxido aumenta considerablemente, así como el tamaño de las regiones delaminadas, tal como se observa en la Fig. 3.25 (d).

La Fig. 3.26 muestra las micrografías de las superficies desgastadas para el acero TWIP-Mo a 7500 m. Bajo condiciones de baja velocidad (P1V1) se observa un aumento en las partículas de óxido a diferencia de distancias de deslizamiento de 2500 m y 5000 m, así como pequeñas zonas lisas, tal como se muestra en la Fig. 3.26 (a). Por otro lado, al aumentar la carga aplicada (P2V1) disminuye la presencia de partículas de óxido, entonces se presentan zonas de deformación plástica con pequeños surcos, tal como se observa en la Fig. 3.26 (c). Por otra parte, bajo condiciones de alta velocidad (P1V2) la cantidad de óxidos dispersas sobre las superficies aumenta. Sin embargo, al aumentar la carga aplicada, es decir (P2V2), se observa regiones de delaminación y desfragmentación, tal como se muestra en la Fig. 3.26 (d).

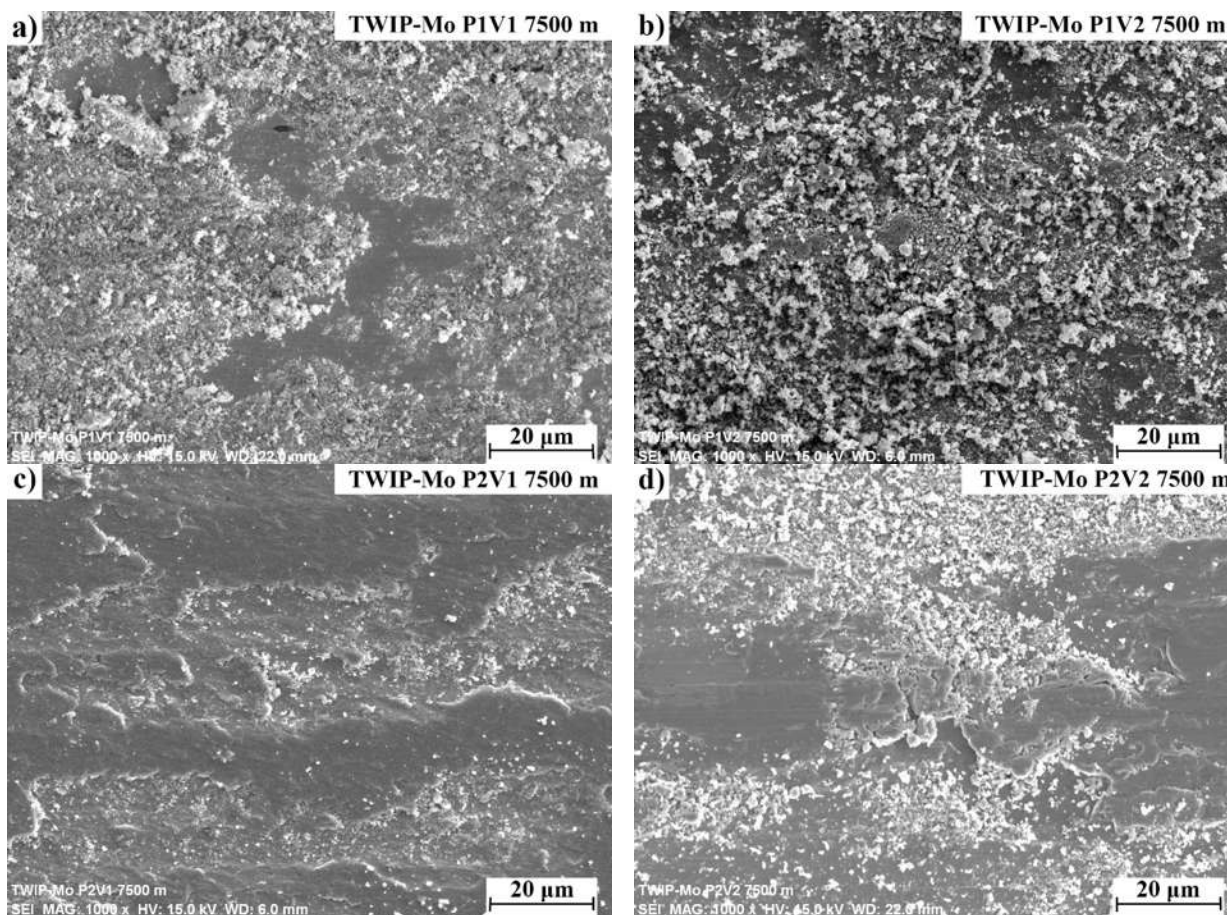


Figura 3.26. Micrografías de superficies desgastadas de acero TWIP-Mo a 7500 m. a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s b) $P1=52.6$ N y $V2= 0.868$ m/s. c) $P2= 103.5$ N y $V1=0.219$ m/s. d) $P2= 103.5$ N y $V2= 0.868$ m/s.

En general, las micrografías para cada condición en los tres aceros TWIP, no presentan un cambio significativo entre sí. Sin embargo, sí presentan características distintas en las superficies respecto a las condiciones de carga y velocidad de deslizamiento típicas de ciertos mecanismos de desgaste, por consiguiente bajo condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1), se presentan superficies lisas en conjunto con pequeñas cantidades de partículas finas de óxido dispersas sobre la superficie y pequeñas aglomeraciones de estas partículas. Zhang y colaboradores [57] mencionan que este tipo de desgaste es producido por un mecanismo de tipo extrusión por la fuerza aplicada por sobre la superficie, mientras que al aumentar la carga aplicada, es decir en condiciones de P2V1, se observan vestigios de franjas de deformación plástica, así como pequeños



surcos, lo cual es típico de un mecanismo de desgaste adhesivo [57]. Por otra parte, en condiciones de baja carga aplicada y alta velocidad de deslizamiento (P1V2), se observa mayor cantidad de partículas de óxido, a diferencia de la condición (P1V1), así como también en algunos casos, regiones de delaminación, puesto que la temperatura no es lo suficientemente alta, de modo que se puede definir como un desgaste tipo oxidativo moderado. Para el caso de condiciones de alta carga y alta velocidad de deslizamiento (P2V2), la cantidad de tribo-óxidos aumenta considerablemente, así como aumenta el tamaño de las zonas afectadas por delaminación, de igual manera se caracteriza como un mecanismo de desgaste-oxidativo moderado [57]. Es importante destacar que los resultados de pérdida en peso, tasa de desgaste y temperatura que se muestran en las Figs. 3.7, 3.8 y 3.16 se complementan de manera consistente con la caracterización de las superficies desgastadas. Así, en condiciones de alta carga y baja velocidad de deslizamiento, es decir P2V1, la pérdida en peso aumenta en mayor medida con la distancia de deslizamiento a diferencia de la condición de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1); esto es debido al tipo de mecanismo de desgaste adhesivo que se suscita bajo estas condiciones, la cual presenta deformación plástica sobre el sustrato acelerando la delaminación de los tribo-óxidos [57] y la remoción de material es mayor, por consiguiente se alcanzan altas tasas de desgaste. Por otro lado, bajo condiciones de alta velocidad, es decir P1V2 y P2V2, la pérdida en peso disminuye drásticamente sin presentar aumentos significativos con la distancia de deslizamiento, por consiguiente la tasa de desgaste se mantiene constante en función de la carga aplicada, como se muestra en la Fig. 3.11, esto es atribuido a un mecanismo de desgaste oxidativo-moderado.

3.4.2. Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)

A partir de los ensayos de desgaste, se realizó un análisis estructural de las superficies desgastadas para la determinación de óxidos presentes en las distintas condiciones de carga, velocidad de deslizamiento y distancias de deslizamiento. La Fig. 3.27 muestra los patrones de difracción para el acero TWIP-Ref en diferentes condiciones de ensayo. En general, se observan las difracciones de la fase γ , la cual corresponde al material base (COD 7204807), y en adición, difracciones de



óxidos presentes sobre la superficie. Para condiciones de baja velocidad de deslizamiento (P1V1 y P2V1) se observa una baja cantidad de tribo-óxidos presentes sobre las superficies para cada distancia de deslizamiento, tal como se muestra en las Fig. 3.12 (a) y (c). De igual forma, en condiciones de baja carga y alta velocidad de deslizamiento (P1V2), se observa la presencia de Fe_3O_4 (COD 9006318).

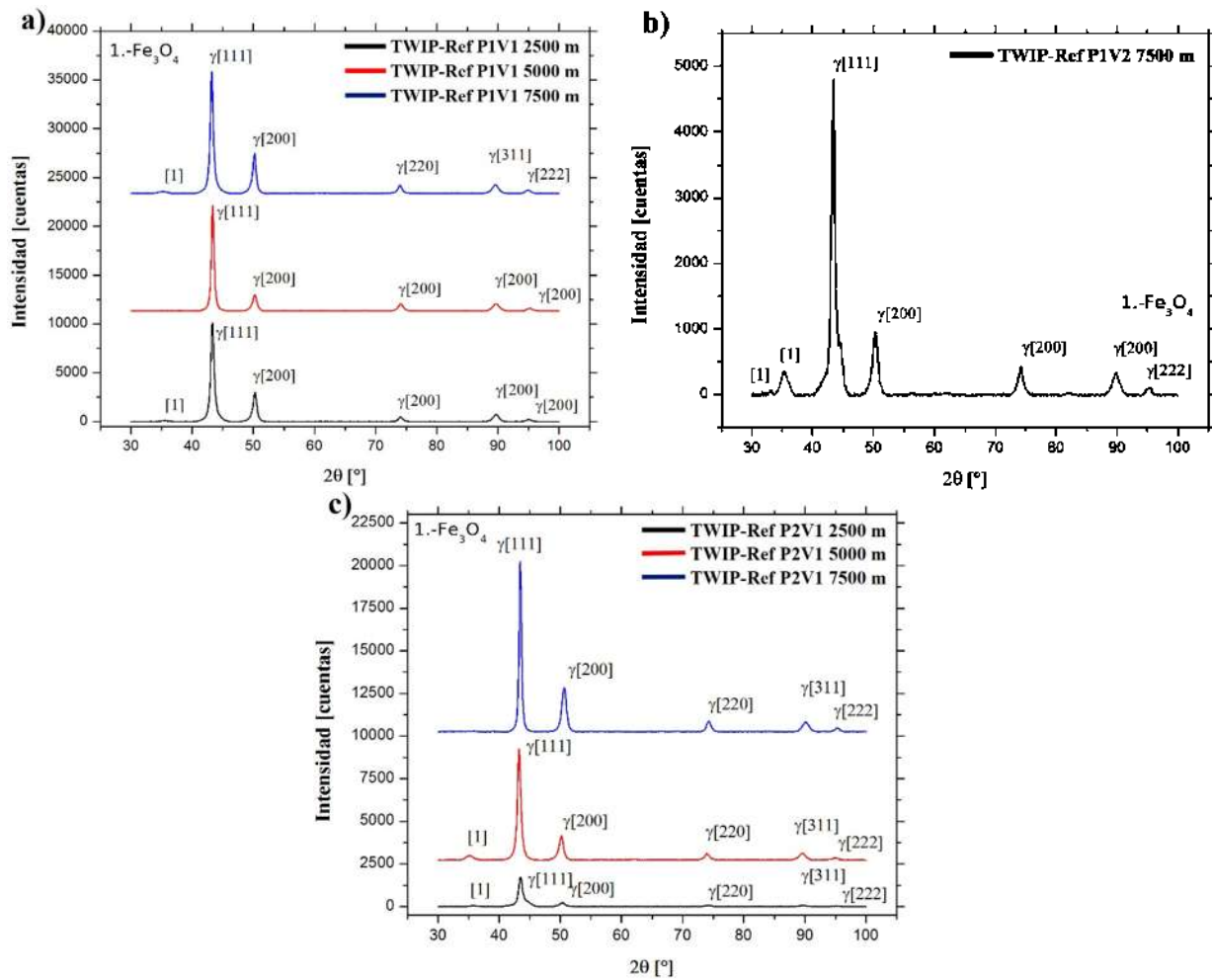


Figura 3.27. Patrones de difracción de las superficies desgastadas de acero TWIP-Ref a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2=103.5 N y V1=0.219 m/s.



La Fig. 3.28 muestra los patrones de difracción para las superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B. Para condiciones de baja velocidad (P1V1 y P2V1) la presencia de tribo-óxidos es mínima para cada distancia de deslizamiento (Fe_2O_3 -COD 1011084), como se observa en la Fig. 3.28 (a) y (d). Por otro lado, para condiciones de alta velocidad (P1V2 y P2V2) la cantidad de óxidos incrementa en función de la distancia de deslizamiento, incluso al aumentar la carga aplicada, como se muestra en la Fig. 3.28 (b) y (d) (Fe_3O_4 -COD 9000139, Fe_2O_3 -COD 1011084).

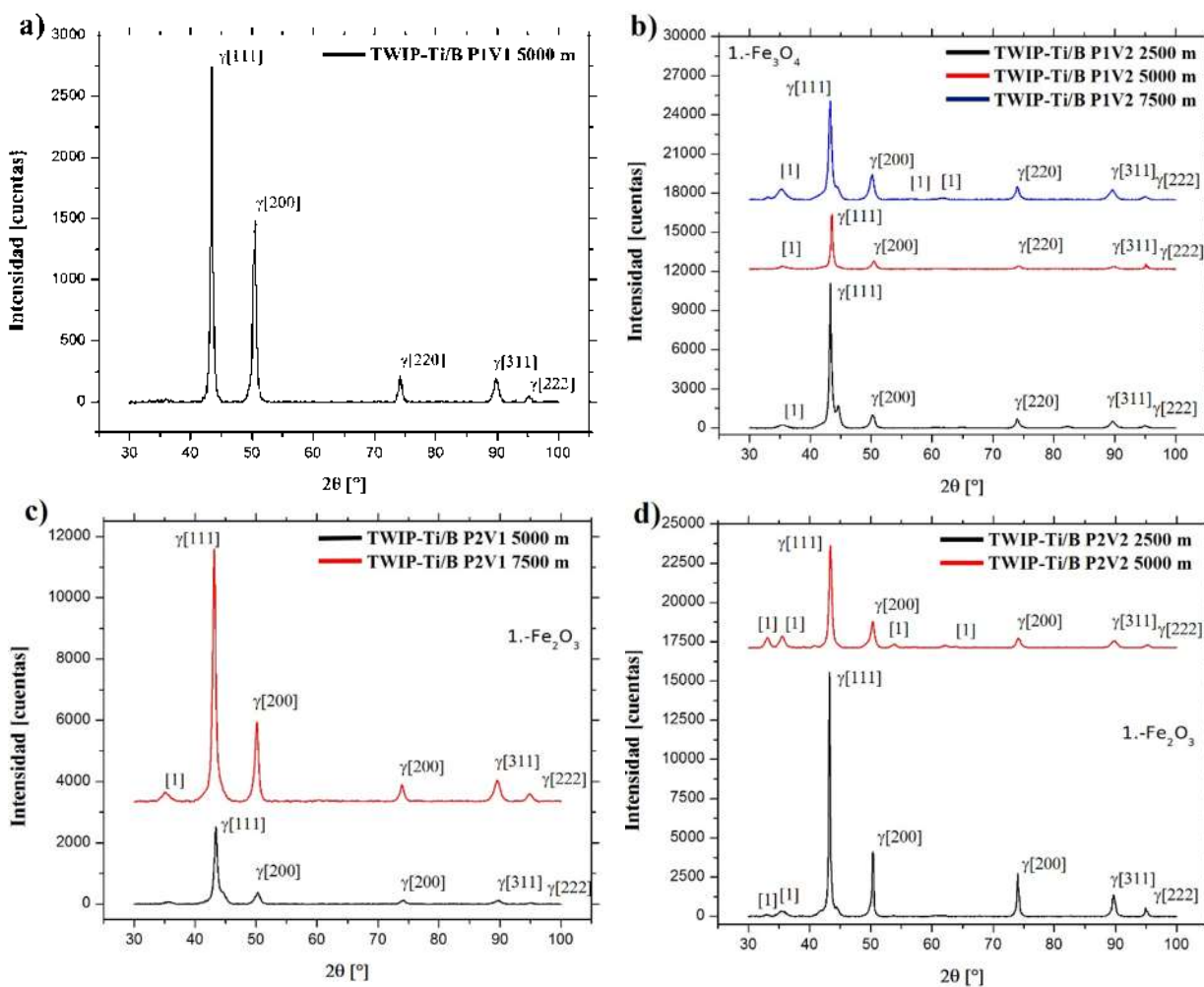


Figura 3.28. Patrones de difracción de las superficies desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s. d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.



En general, los resultados de difracción de rayos-X de las superficies desgastadas bajo las diferentes condiciones de ensayo de los aceros TWIP bajo estudio presentan un patrón común en cuanto a las condiciones de carga y velocidad de deslizamiento. De esta manera, la mayor presencia de óxidos se presenta a altas velocidades de deslizamiento con un aumento en la cantidad de óxido en función de la carga aplicada, esto se debe principalmente a las temperaturas que se alcanzan en la superficie por el contacto friccionante. La Fig. 3.16 muestra que los rangos de temperatura cercana a la superficie más altos, son bajo condiciones de alta velocidad de entre 90 °C para condiciones de P1V2 y 140°C en condiciones de P2V2; sin embargo, los óxidos presentes Fe_2O_3 y Fe_3O_4 , se dan lugar a temperaturas inferiores a 400 °C y en el rango de 400 y 600 °C, respectivamente, mientras que el FeO se presenta a temperaturas superiores a 600 °C [65]. De lo anterior, existe una correlación entre los óxidos presentes y las temperaturas alcanzadas en las superficies de contacto, de acuerdo a las condiciones de carga y velocidad de deslizamiento. En general, los resultados obtenidos mediante difracción de rayos-X coinciden bastante bien con los mecanismos de desgaste caracterizados previamente por microscopía electrónica de barrido. La mayor presencia de delaminación en las superficies se presentó a altas velocidades de deslizamiento con un aumento significativo al aumentar la carga aplicada, mientras que a bajas cargas y bajas velocidades de deslizamiento (P1V1) sólo se presentaban óxidos finos sobre la superficie, mientras que al aumentar la carga (P2V1) se observan indicios de deformación plástica.

3.5. Caracterización de fragmentos de desgaste “Debris”

En esta sección se presentan y discuten los resultados de la caracterización mediante microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X de los fragmentos de desgaste, bajo las diferentes condiciones de ensayo de los aceros TWIP bajo estudio.



3.5.1. Caracterización metalográfica mediante microscopía electrónica de barrido (MEB)

Las micrografías de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Ref para las diferentes condiciones de ensayo a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m se muestran en las Figs. 3.30, 3.31 y 3.32, respectivamente. Las micrografías de los fragmentos de desgaste a 2500 m para las condiciones de P1V1, P2V1 y P2V2 se muestran en la Fig. 3.30.

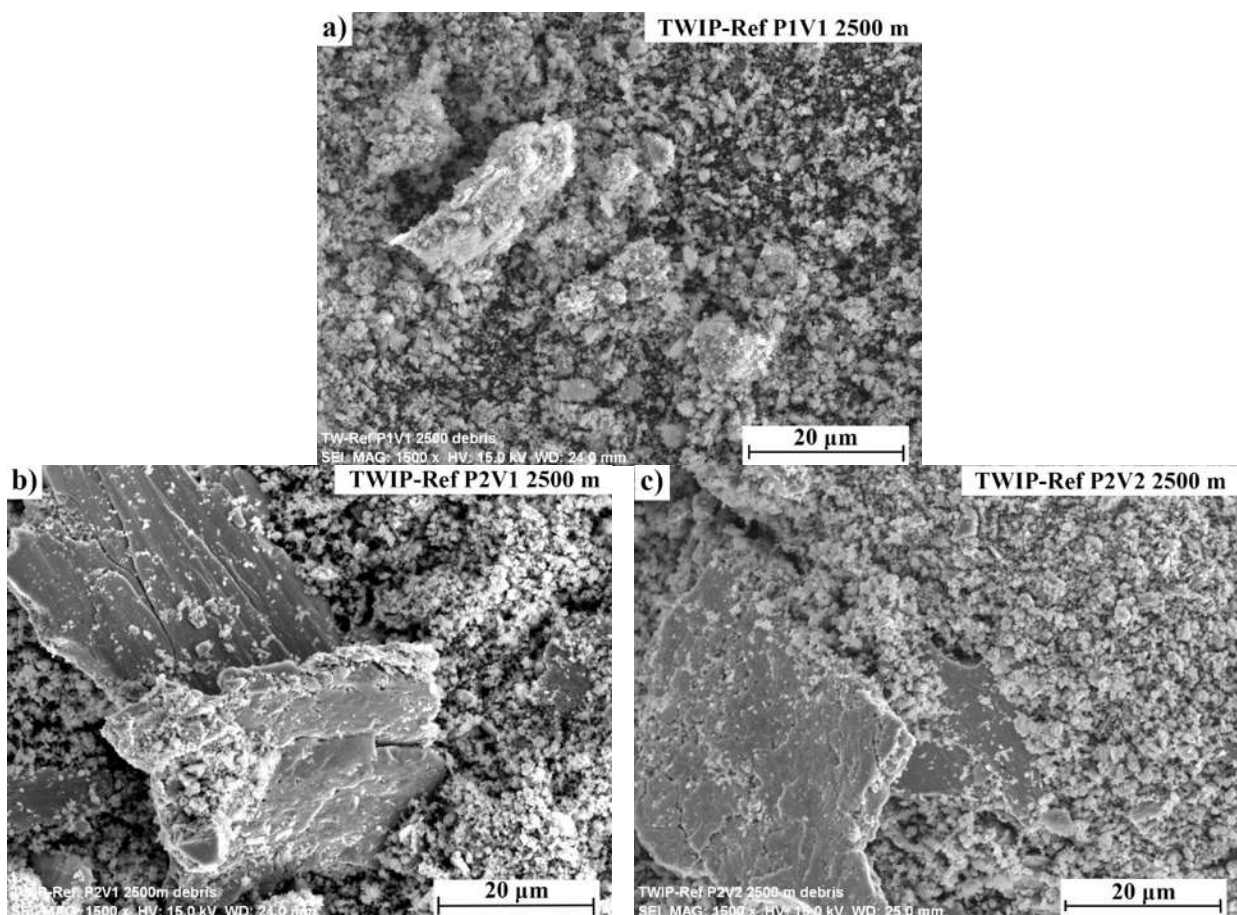


Figura 3.30. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s c) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

En este caso, bajo condición de baja velocidad se puede observar que los fragmentos de desgaste consisten de partículas finas de óxido, así como aglomeraciones de entre 10 y 20 µm, tal como se



muestra en la Fig. 3.30 (a). En tanto que al aumentar la carga, los fragmentos presentan forma de tipo plato producto de la delaminación, de igual manera a altas cargas y altas velocidades de deslizamiento, se decir P2V2, se observa un aumento significativo de los fragmentos de delaminación tipo placas de hasta 40 μm .

La Fig. 3.31 muestra los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Ref a 5000 m para las condiciones de P1V1, P1V2 y P2V1. En condición de baja carga y baja velocidad, es decir P1V1, predominan las partículas finas de óxido con aglomeraciones entre sí, de manera similar que a la distancia de 2500 m, tal como se muestra en la Fig. 3.31 (a). Sin embargo, a altas cargas y bajas velocidades (P2V1) hay presencia de delaminación de menor tamaño a diferencia de los 2500 m pero predominando las partículas finas de óxidos como se muestra en la Fig. 3.31 (c). Para condiciones de alta velocidad y baja carga (P1V2) se observan grandes fragmentos tipo plato, así como partículas de óxido, tal como se observa en la Fig. 3.31 (b).

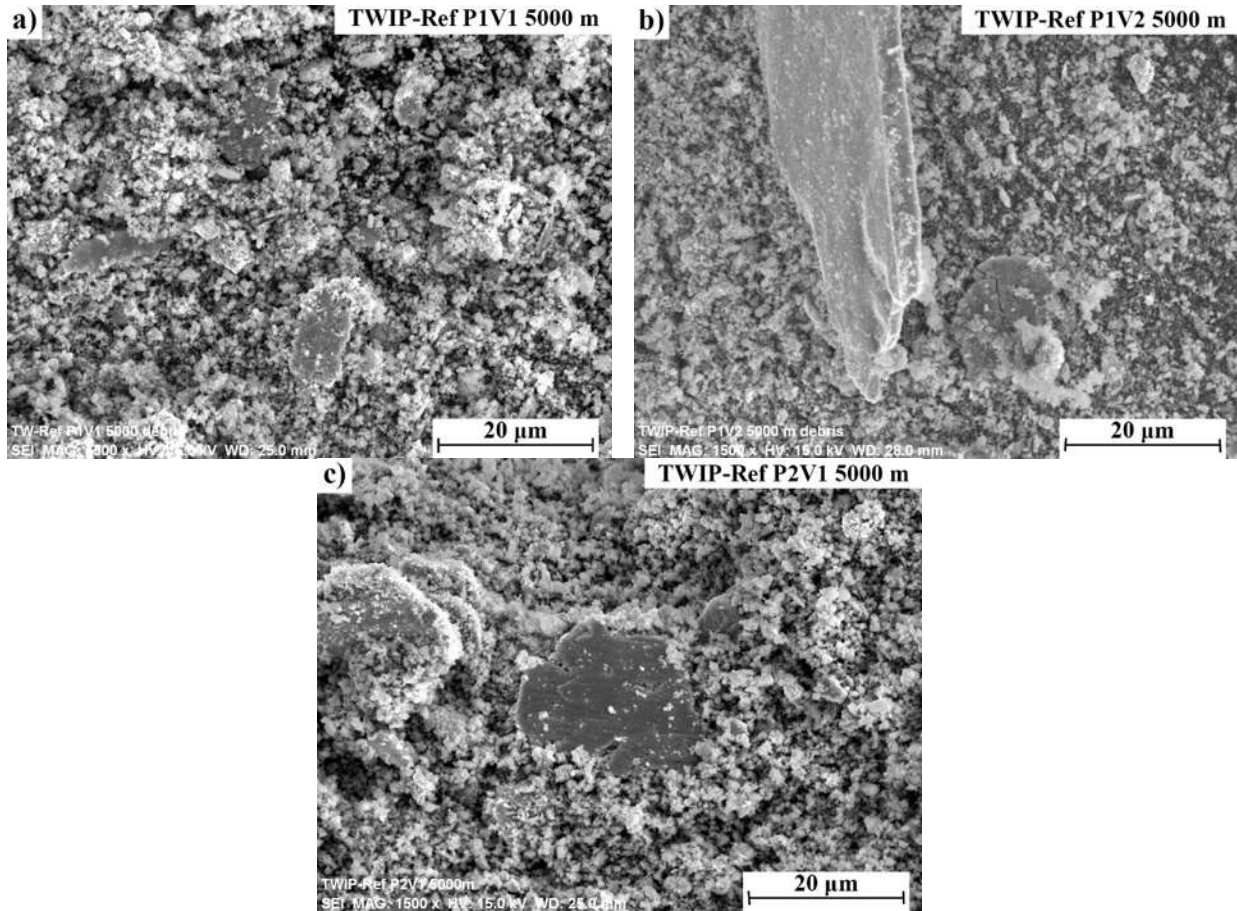


Figura 3.31. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 5000 m. a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s. b) $P1=52.6$ N y $V2=0.868$ m/s. c) $P2=103.5$ N y $V1=0.219$ m/s.

La Fig. 3.32 presenta las micrografías de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Ref a 7500 m para cada una de las condiciones. En condiciones de alta velocidad, es decir P1V2 y P2V2 se observa la presencia de fragmentos de desgaste grandes, al igual que a menores distancias de deslizamiento (2500 y 5000 m), tal como se muestra en la Fig. 3.32 (b) y (d), mientras que a baja carga y baja velocidad (P1V1), predominan partículas finas de desgaste. Sin embargo, al aumentar la carga aplicada (P2V1) se observa la presencia de fragmentos tipo plato de menor tamaño en contraste a altas velocidades, tal como se observa en la Fig. 3.32 (c).

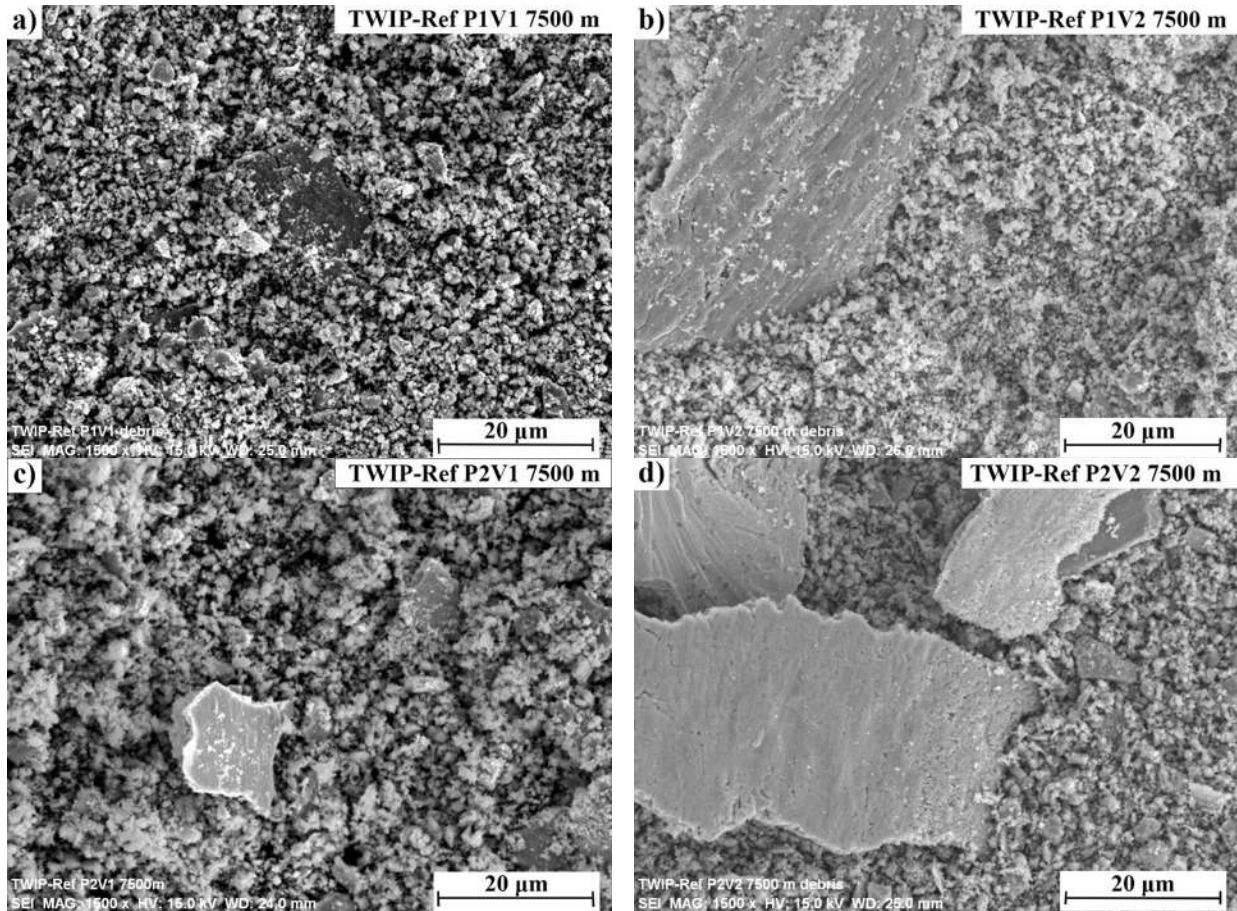


Figura 3.32. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ref a 7500 m a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s b) $P1=52.6$ N y $V2= 0.868$ m/s. c) $P2= 103.5$ N y $V1=0.219$ m/s d) $P2= 103.5$ N y $V2= 0.868$ m/s.

Las micrografías de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Ti/B para diferentes condiciones de ensayo a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m se muestran en las Figs. 3.33, 3.34 y 3.35, respectivamente. La Fig. 3.33 muestra los fragmentos de desgaste a 2500 m para cada condición, en la cual se observa que a bajas velocidades de deslizamiento los fragmentos están constituidos de pequeñas partículas de tribo-óxidos. Sin embargo, a bajas cargas y altas velocidades de deslizamiento (P1V2) se observa la presencia de fragmentos de mayor tamaño. Cabe destacar que al aumentar carga aplicada (P2V2), los fragmentos son aún de mayor dimensión, tal como se muestra en la Fig. 3.33 (b) y (d).

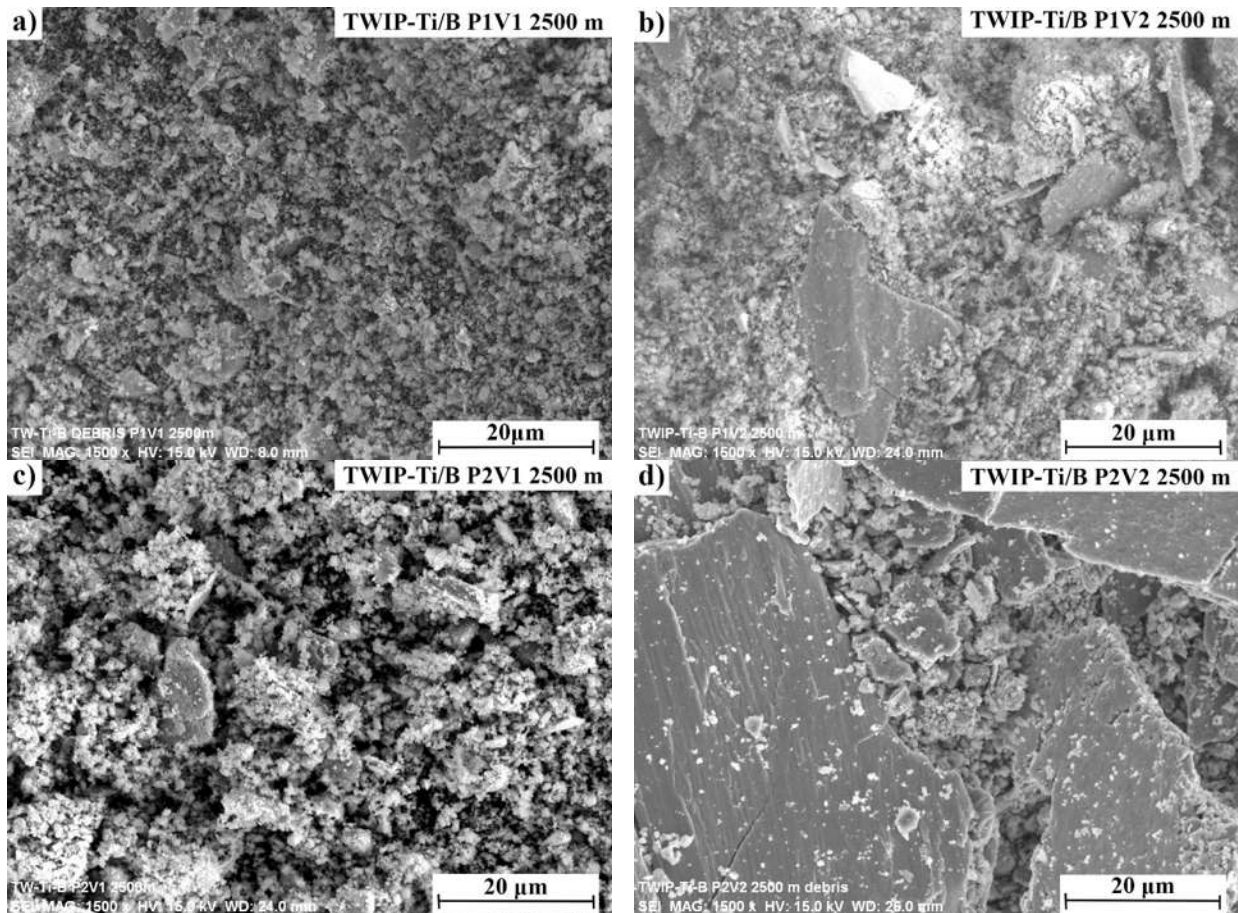


Figura 3.33. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

La Fig. 3.34 muestra las micrografías de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Ti/B a 5000 m. En este caso, bajo condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1) se mantiene la presencia de finas partículas de óxido, tal como se observa en la Fig. 3.34 (a), mientras que al aumentar la carga (P2V1) se observa pequeñas hojuelas de entre 25 y 10 µm. Para las condiciones de alta velocidad (P1V2 y P2V2) se observa la presencia de hojuelas de mayor tamaño de hasta 50 µm, producto de la delaminación, tal como se muestra en la Fig. 3.34 (b) y (d).

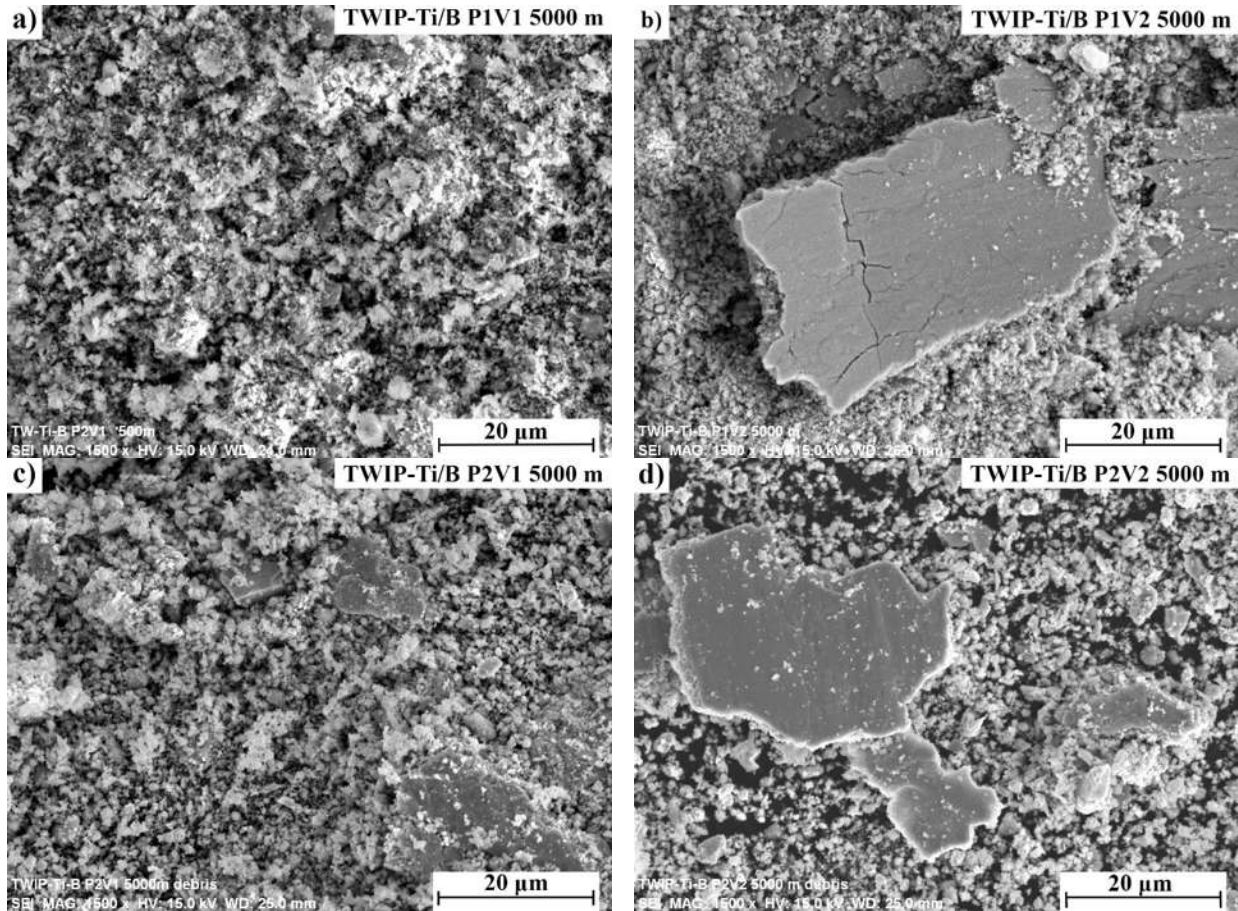


Figura 3.34. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 5000 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

Las micrografías para los fragmentos de desgaste a 7500 m en condiciones de P1V2, P2V1 y P2V2 se muestran en la Fig. 3.35. En este caso, bajo condiciones de baja carga y alta velocidad de deslizamiento (P1V2) se observan hojuelas de gran tamaño, las cuales aumentan al aumentar la carga aplicada, es decir (P2V2), de una manera similar que a bajas distancias de deslizamiento (2500 m), tal como se observa en la Fig. 3.35 (a) y (c). Por otro lado, es evidente que para condiciones de baja velocidad (P2V1) predomina las partículas finas de óxido con fragmentos de desgaste de menor tamaño de entre 10 y 15 µm.

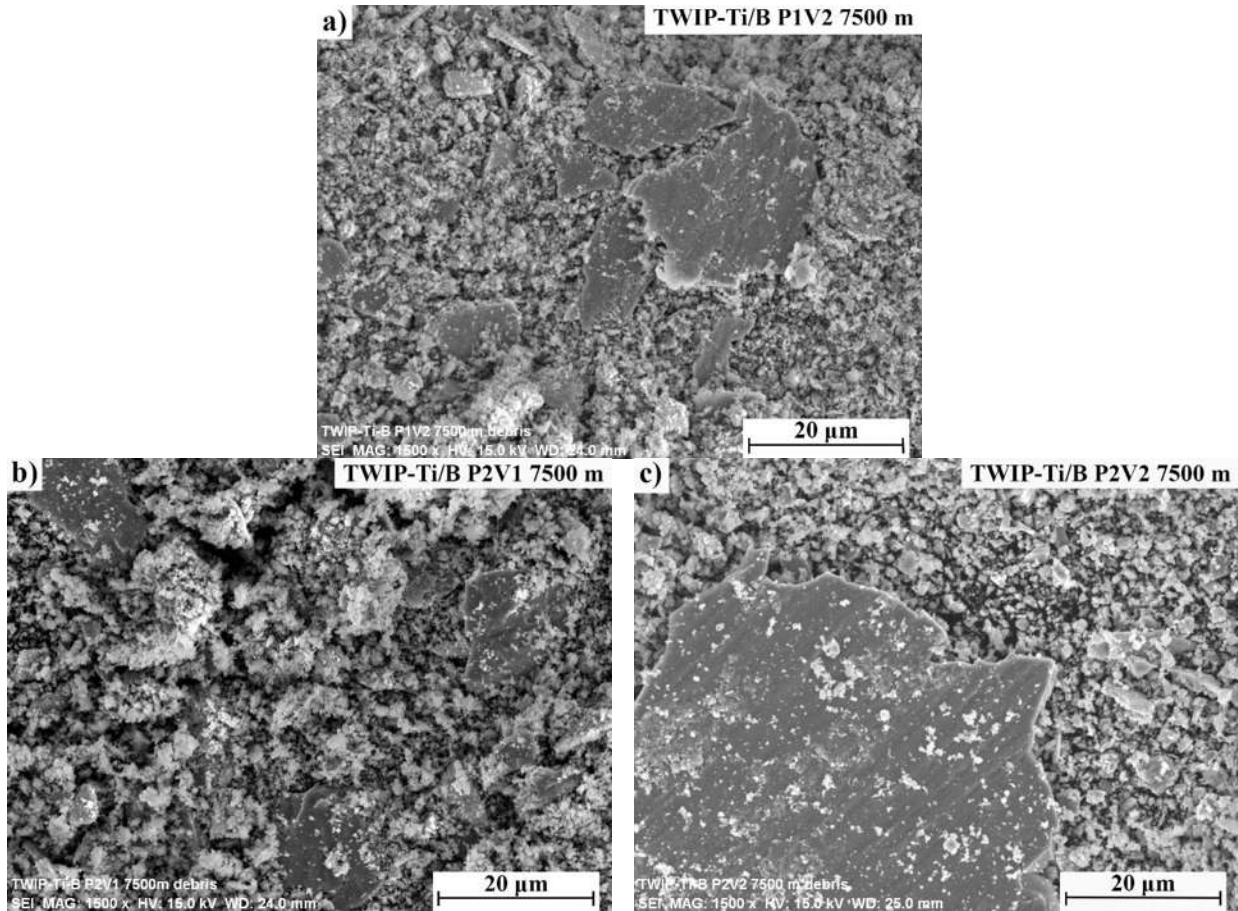


Figura 3.35. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Ti/B a 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

En las Figs.3.36, 3.37 y 3.38 se muestran las micrografías de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Mo a distancias de deslizamiento de 2500, 5000 y 7500 m, respectivamente. En la Fig. 3.36 se muestran los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Mo a 2500 m. En este caso, en condición de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1) predomina la presencia de partículas finas de desgaste Fig. 3.36 (a); mientras que al aumentar la carga (P2V1), se nota la presencia de partículas de mayor tamaño de hasta 20 µm. Sin embargo, tan pronto como se presenta un aumento en la velocidad de deslizamiento, es decir P1V2 y P2V2, aumenta el tamaño de los fragmentos de desgaste significativamente por encima de 50 µm, tal como se muestra en la Fig. 3.36 (b) y (d).

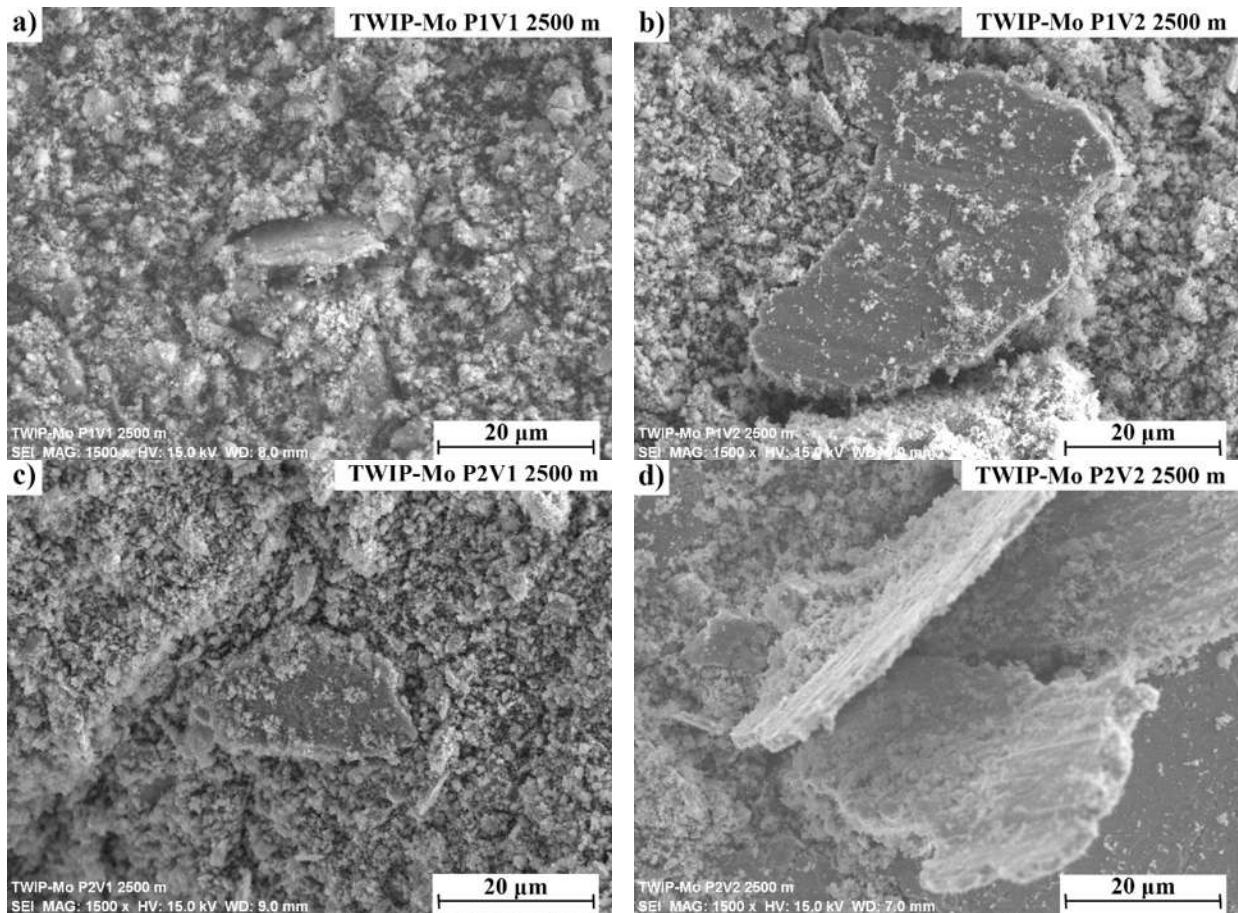


Figura 3.36. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 2500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

La Fig. 3.37 muestra los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Mo a 5000 m. En condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1) se observan únicamente partículas finas de desgaste; mientras que al aumentar la carga aplicada (P2V1) comienzan a aparecer fragmentos de desgaste tipo plato de 20 µm aproximadamente, de manera similar a bajas distancias de deslizamiento (2500 m). Por otro lado, bajo condiciones de alta velocidad (P1V2 y P2V2) de forma adicional a las partículas de desgaste se presentan grandes fragmentos de desgaste.

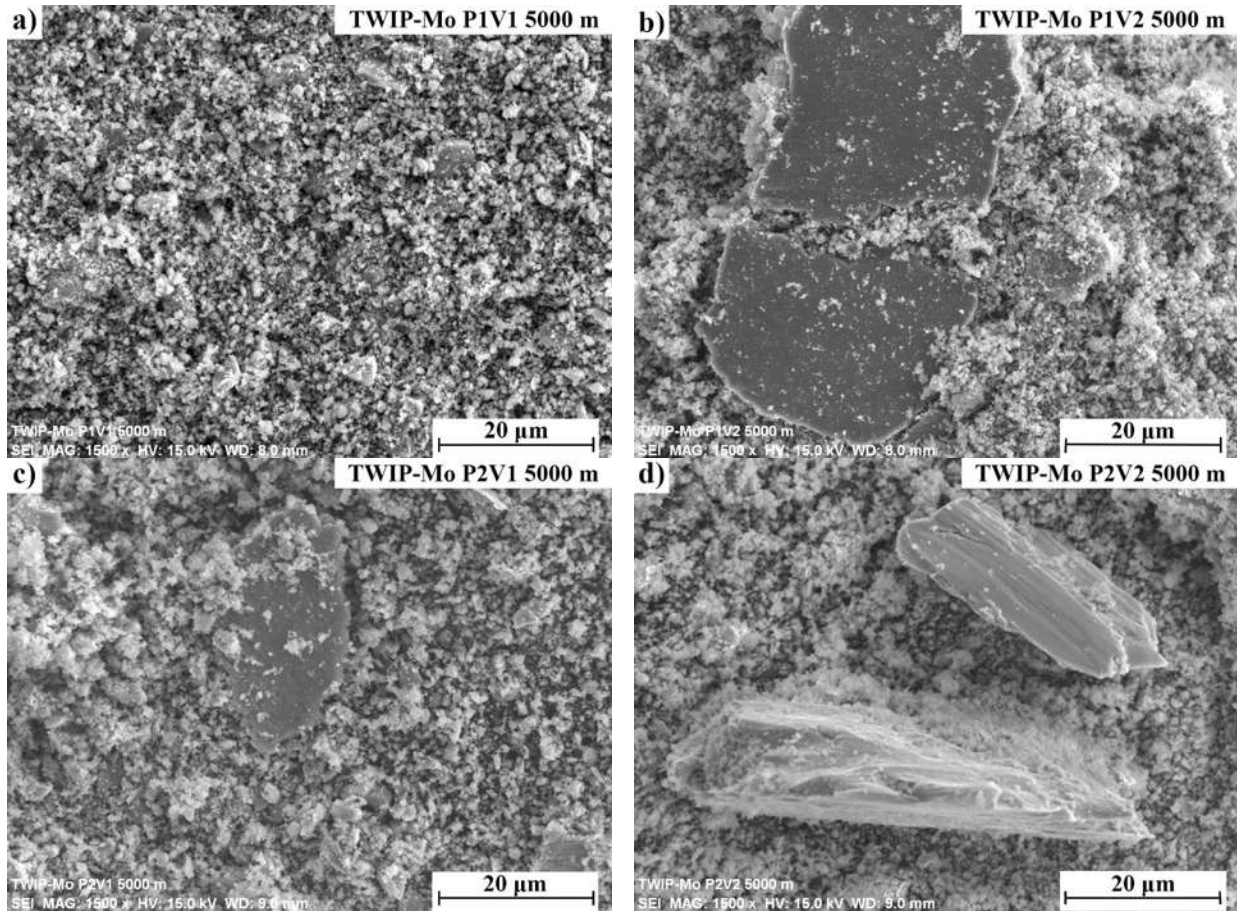


Figura 3.37. Micrografías de fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 5000 m a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s b) $P1=52.6$ N y $V2=0.868$ m/s. c) $P2=103.5$ N y $V1=0.219$ m/s d) $P2=103.5$ N y $V2=0.868$ m/s.

La Fig. 3.38 muestra los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Mo a 7500 m para cada condición de carga y velocidad de deslizamiento. En general, para cada condición de carga y velocidad de deslizamiento se presentan resultados similares a los reportados para 2500 y 5000 m de distancia de deslizamiento.

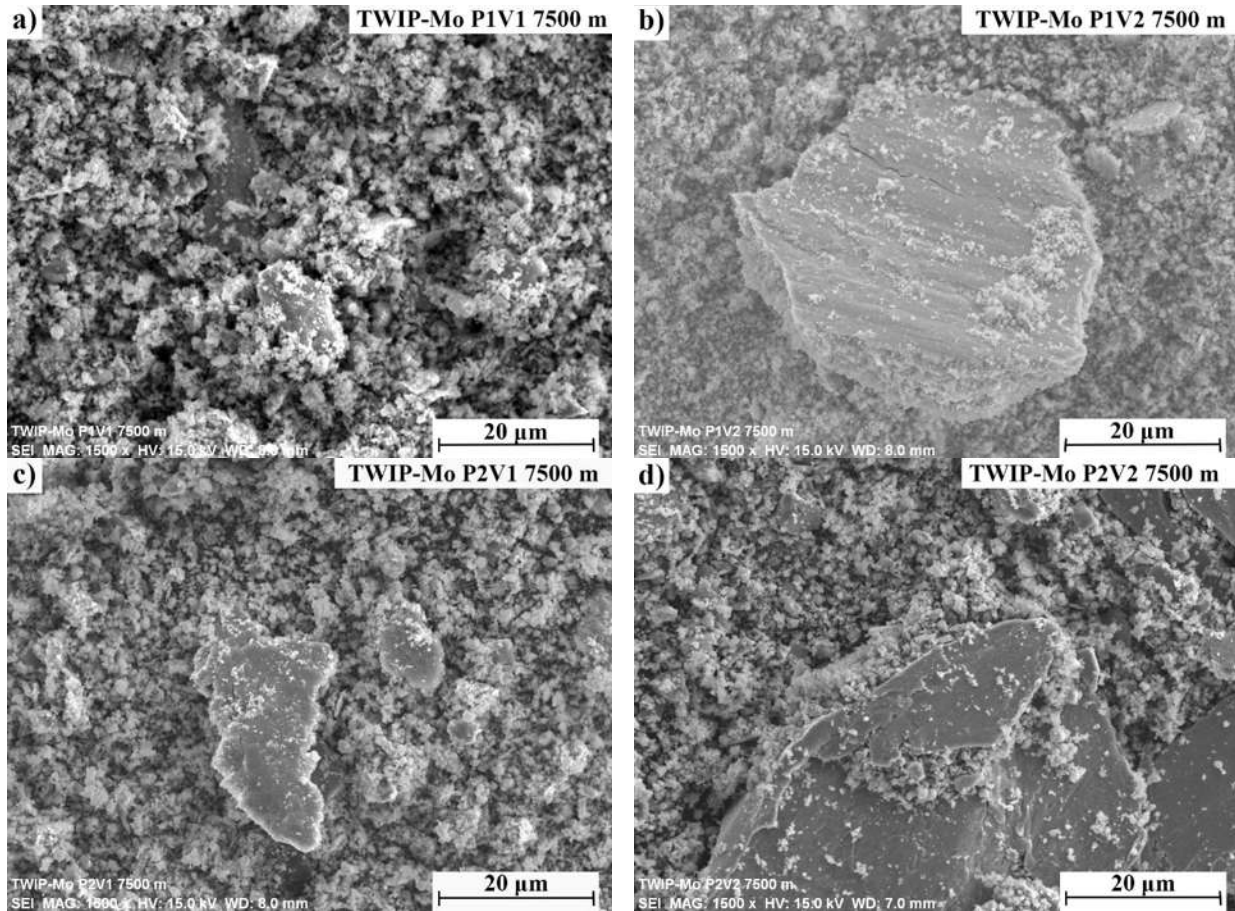


Figura 3.38. Micrografías de los fragmentos de desgaste de acero TWIP-Mo a 7500 m a) $P1=52.6$ N y $V1=0.219$ m/s b) $P1=52.6$ N y $V2=0.868$ m/s. c) $P2=103.5$ N y $V1=0.219$ m/s d) $P2=103.5$ N y $V2=0.868$ m/s.

En general, los fragmentos de desgaste para las diferentes condiciones de ensayo de los aceros TWIP bajo estudio presentan un patrón similar, lo cual está relacionado íntimamente con los mecanismos de desgaste, tal como se detalla a continuación. Bajo condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento ($P1V1$), se observan partículas finas de óxidos debido a la remoción continua de la delgada e inestable capa de óxido; mientras que al incrementar la carga aplicada ($P2V1$) comienza a aparecer fragmentos de desgaste tipo lámina o plato, los cuales son producto de la delaminación de los pequeños surcos que se presentan en la superficies desgastadas para esta condición [59]. Por otro lado, para condiciones de alta velocidad ($P1V2$ y $P2V2$), el tamaño de los fragmentos de desgaste aumenta significativamente producto de la delaminación de la capa de



óxido. Lo anterior está en concordancia con los resultados publicados por Straffelini y colaboradores [58] quienes reportaron la formación de partículas finas de desgaste y ciertos fragmentos de tipo plato, para condiciones de ensayos similares. Por otro lado, en condiciones de alta carga y velocidad de deslizamiento (P2V2) los fragmentos tienden a incrementar su tamaño, lo cual se asocia al incremento de la temperatura en la zona de contacto bajo estas condiciones, tal como se muestra en la Fig. 3.16. Las temperaturas más altas registradas bajo estas condiciones promueven la formación de óxidos masivos en la superficie en contacto, evitando el contacto metal-metal y reduciendo la resistencia al deslizamiento [67], lo cual se ve reflejando directamente en una disminución del coeficiente de fricción y en una mayor resistencia al desgaste.

3.5.2. Caracterización estructural mediante difracción de rayos-X (DRX)

En las Figs. 3.39, 3.40 y 3.41 se muestran los patrones de difracción de los fragmentos de desgaste para diferentes condiciones de ensayo de los aceros TWIP bajo estudio. La Fig. 3.39 muestra los patrones de difracción para el acero TWIP-Ref en condiciones de P1V1 y P2V1. Para la condición de P1V1 a 2500 m, se observa la formación de óxidos principalmente: Fe_2O_3 , $\text{Fe}_3\text{O}_4\text{Si}$ y Cr_2MnO_4 ; mientras que al aumentar la distancia de deslizamiento a 5000 m, se observa la presencia únicamente de Fe_2O_3 y Cr_2MnO_4 , y a una distancia de 7500 m desaparece por completo la presencia de óxido de Fe_2O_3 , dando lugar al óxido Fe_3O_4 , así como Cr_2MnO_4 y SiO_2 . Por otro lado, en condiciones de P2V1, se presenta principalmente Fe_3O_4 , así como FeO en ausencia de Fe_2O_3 (COD 9000139, COD 9012051, COD 9015065, COD 1011198).

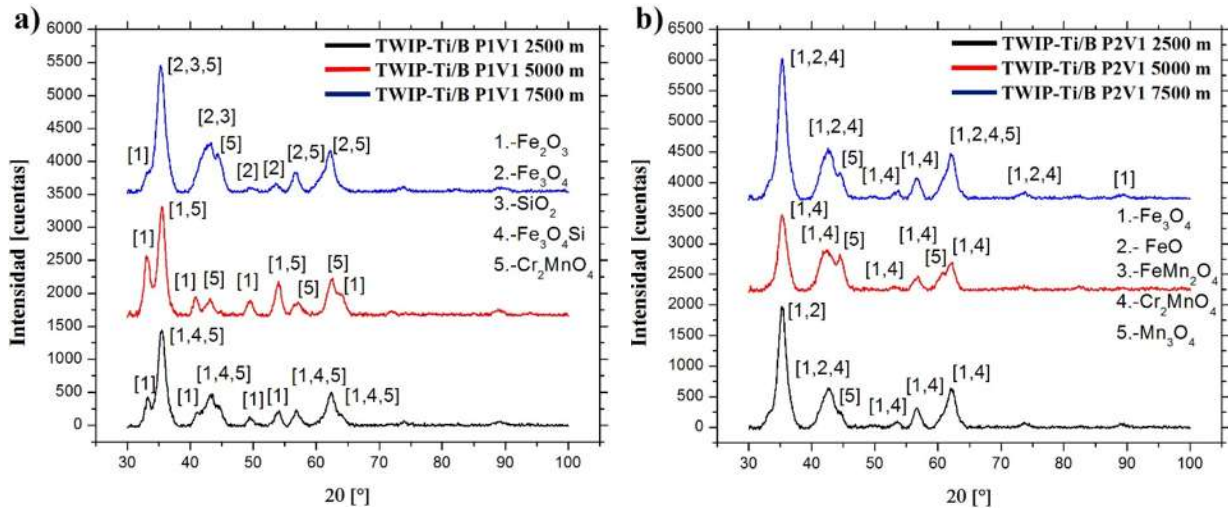


Figura 3.40. Patrones de difracción de los fragmentos de desgastadas de acero TWIP-Ti/B a 2500, 5000 y 7500 m. a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s.

La Fig. 3.41 muestra los patrones de difracción de los fragmentos de desgaste para el acero TWIP-Mo bajo las diferentes condiciones de ensayo. En condiciones de baja carga y baja velocidad de deslizamiento (P1V1) predomina la formación de Fe₂O₃ y Fe₃O₄ (COD 9000139, COD 9013529) O, mientras que al incrementar la distancia de deslizamiento comienza la aparición de Fe₂MnO₄. Asimismo, al incrementar la carga aplicada (P2V1) a altas distancias de deslizamiento 7500 m, se presenta el FeO (COD 1011198) de manera adicional al Fe₂MnO₄ (COD 1010131). Por otro lado, en condiciones de baja carga y alta velocidad de deslizamiento (P1V2) se observa la presencia de FeO a cortas distancias de deslizamiento (2500 m), tal como se observa en la Fig. 3.41 (b), no obstante, al incrementar la carga aplicada (P2V2) se mantiene el FeO para cada una de las distancias de deslizamiento, tal como se muestra en la Fig. 3.41 (d).

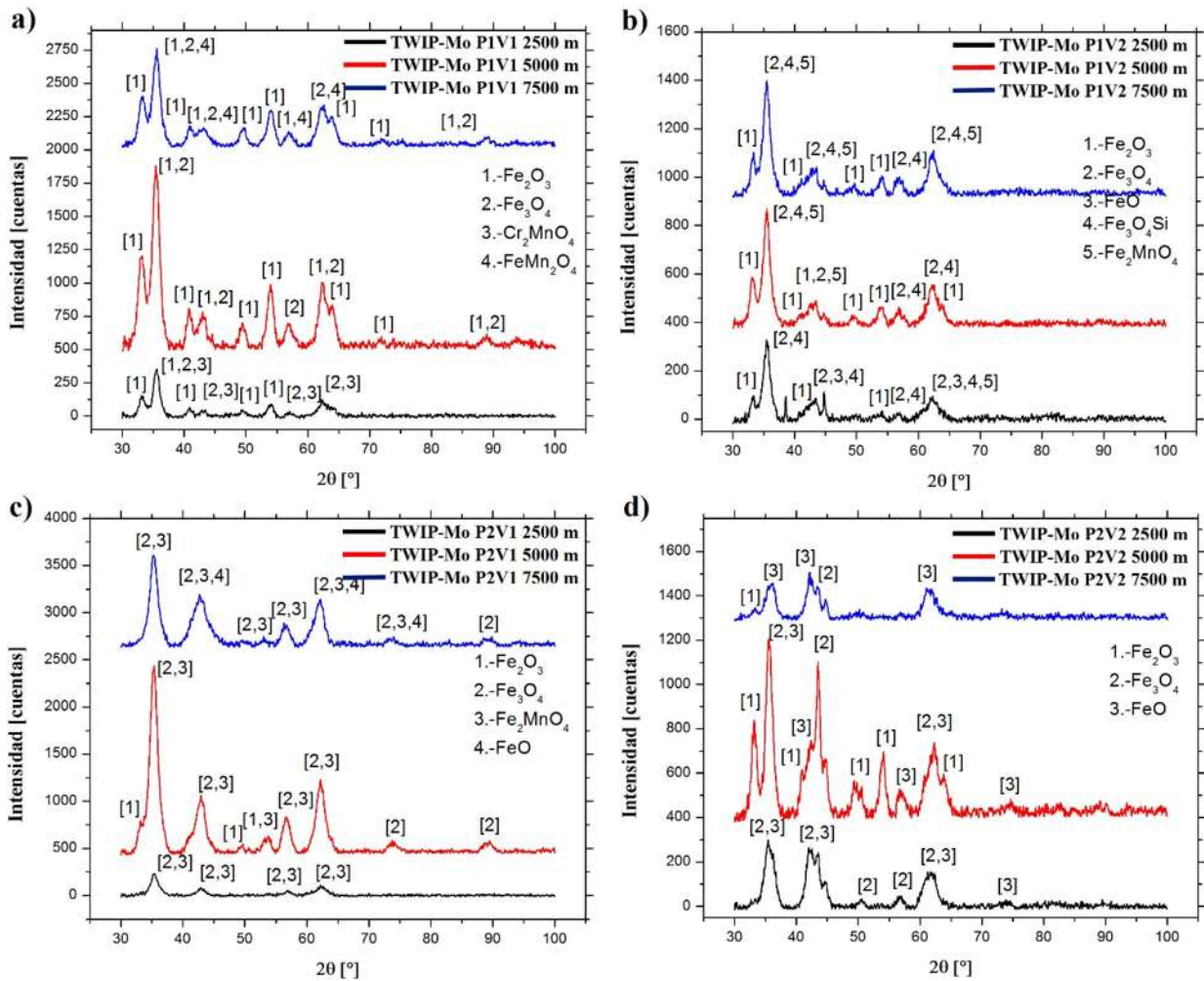


Figura 3.41. Patrones de difracción de los fragmentos de desgastadas de acero TWIP-Mo a 2500, 5000 y 7500 m a) P1=52.6 N y V1=0.219 m/s. b) P1=52.6 N y V2= 0.868 m/s. c) P2= 103.5 N y V1=0.219 m/s d) P2= 103.5 N y V2= 0.868 m/s.

En general, los patrones de difracción de los fragmentos de desgaste de las distintas condiciones de ensayo ratifican principalmente la formación de óxidos (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO), por consiguiente el mecanismo de desgaste presente es oxidativo. Por otro lado, se detectó la presencia de otros óxidos como: SiO_2 , Mn_3O_4 , Fe_2MnO_4 , Cr_2MnO_4 y FeOSi , los cuales son producto de la oxidación de los elementos principales de aleación del acero TWIP (Mn, Si y Al), y de la transferencia de masa de la contracara (Cr y Mo). La presencia de óxidos bajo las distintas condiciones y distancias de deslizamiento coinciden con los resultados de temperatura. En condiciones de menor carga (P1V1)



y cortas distancias de deslizamiento se forman principalmente Fe_2O_3 . Sin embargo, al aumentar la carga aplicada y cualquier distancia de deslizamiento; es decir, condición de P2V1 comienza la formación de Fe_3O_4 .

De acuerdo a los resultados de temperatura cercana en la zona de contacto (ver Fig. 3.16), esta tiende a incrementar al aumentar la carga y velocidad de deslizamiento, así como la distancia de deslizamiento, por lo que el Fe_2O_3 puede formarse por debajo de 400°C , mientras que el Fe_3O_4 en el rango de $400\text{-}600^\circ\text{C}$ [65]. Por otro lado, bajo condiciones de alta velocidad P1V2 y P2V2 la formación de Fe_2O_3 disminuye de forma súbita y predomina la formación principalmente de Fe_3O_4 y FeO ; este último se forma a temperaturas superiores a 600°C .



CONCLUSIONES

De acuerdo con los resultados obtenidos en el presente trabajo de investigación, se establecen las siguientes conclusiones sobre el comportamiento al desgaste no-lubricado de ensayos interrumpidos de aceros TWIP microaleados.

1. La adición de los elementos microaleantes Ti/B y Mo al acero TWIP bajo estudio genera una ligera mejora de las propiedades de resistencia (dureza), lo cual se atribuye a endurecimiento por refinamiento de grano, solución sólida y precipitación. La fase austenítica estable se presenta en todos los aceros.
2. La pérdida en peso de los aceros bajo estudio aumenta conforme incrementa la distancia de deslizamiento. Por otro lado, la menor pérdida en peso se presenta en la condición de mayor velocidad de deslizamiento.
3. La tasa de desgaste de los aceros bajo estudio varía con la distancia de deslizamiento: a alta velocidad de deslizamiento la tendencia es a disminuir, mientras que a baja velocidad la tendencia es de aumento.
4. La tasa de desgaste tiende a disminuir considerablemente al aumentar la velocidad de deslizamiento. Por otro lado, la tasa de desgaste en función de la carga tiende a mantenerse constante a alta velocidad de deslizamiento, mientras que a baja velocidad la tendencia es de aumento.
5. En general, la mayor resistencia al desgaste se presenta en la condición de mayor velocidad de deslizamiento y mayor carga. Por otro lado, la adición de elementos microaleantes Ti/B



- y Mo, parece no tener una influencia significativa en el incremento de la resistencia al desgaste.
6. El coeficiente de fricción de los aceros bajo estudio tienden a disminuir al aumentar, tanto la velocidad de deslizamiento como la carga aplicada, siendo más significativa la disminución por efecto de la velocidad de deslizamiento.
 7. El coeficiente de fricción tiende a incrementar a baja velocidad de deslizamiento conforme aumenta la distancia de deslizamiento. En esta condición se presenta una mayor inestabilidad del coeficiente de fricción.
 8. La temperatura cercana a la zona de contacto de los aceros TWIP bajo estudio aumenta conforme incrementa la distancia de deslizamiento, en mayor medida al incrementar la velocidad de deslizamiento y carga aplicada. Por otro lado, bajo condición de alta velocidad de deslizamiento se presenta mayor inestabilidad, mientras que a baja velocidad el comportamiento es más estable.
 9. Las superficies de desgaste de los aceros bajo estudio presentan un patrón común, es decir, en condición de baja velocidad de deslizamiento y baja carga predominan las superficies lisas con pequeñas cantidades de partículas finas de óxido, mientras que a alta velocidad y alta carga aumenta la cantidad de óxido sobre las superficies con indicios de deformación plástica y desfragmentación.
 10. Las superficies desgastadas de los aceros bajo estudio indican que el mecanismo de desgaste predominante es oxidativo, y en menor grado adhesivo.
 11. El análisis de difracción de rayos-X de las superficies desgastadas indica que no se presentan transformaciones de fase durante el desgaste de los aceros bajo estudio. Por otro



lado, se corrobora la mayor presencia de fase óxido para condiciones de mayor velocidad de deslizamiento.

12. Los debris de desgaste de los aceros bajo estudio muestran un patrón común. Bajo condiciones de baja velocidad de deslizamiento y carga predominan finas partículas de óxido aglomeradas, producto de la remoción de una delgada e inestable capa de óxido; mientras que a alta velocidad y carga predominan los fragmentos tipo plato, producto de la delaminación de una estable capa de óxido de mayor espesor, cuyo tamaño aumenta principalmente con el aumento de la velocidad de deslizamiento.
13. El análisis de difracción de rayos-X de los debris de desgaste corrobora la naturaleza oxidativa del desgaste mediante la presencia principal de óxidos tipo Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO ; así como SiO_2 , Mn_3O_4 , Fe_2MnO_4 , Cr_2MnO_4 y FeOSi .
14. El tipo de óxido formado está íntimamente relacionado con la temperatura alcanzada durante el contacto friccionante. Así, en condición de baja velocidad de deslizamiento y baja carga en distancias cortas (menor temperatura) predomina el Fe_2O_3 ; mientras a alta velocidad y alta carga (mayor temperatura) predominan Fe_3O_4 y FeO .
15. Finalmente, contrario a lo esperado, la adición de elementos microaleantes Ti/B y Mo en los aceros TWIP bajo estudio no generó un aumento significativo de la resistencia al desgaste por deslizamiento no lubricado, debido principalmente al carácter oxidativo predominante que se suscita bajo las condiciones de ensayo, lo cual minimiza el efecto microaleante. Asimismo, se presenta que el mecanismo de endurecimiento por deformación tampoco juega un papel importante sobre la resistencia al desgaste en estos aceros. Por otro lado, el efecto de los elemento microaleantes Ti/B y Mo sobre los mecanismos de desgaste parece ser insignificante, ya que todos los aceros tienden a comportarse de manera similar.



En estos aceros TWIP, la resistencia al desgaste por deslizamiento está fuertemente influenciada por la velocidad de deslizamiento, así como la temperatura superficial desarrollada durante el contacto friccionante.



RECOMENDACIONES Y SUGERENCIAS PARA TRABAJO FUTURO

1. Determinar la pérdida en volumen para cada huella de desgaste de manera directa por medio de perfilometría.
2. Determinar la temperatura superficial de contacto para las distintas condiciones de carga y velocidad de deslizamiento.
3. Complementar el efecto del incremento de la velocidad de deslizamiento sobre el comportamiento al desgaste de aceros TWIP.
4. Construir mapas de desgaste para distintas condiciones de carga y velocidad aplicada.



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] H. Si, R. Xiong, F. Song, Y. Wen, and H. Peng, “Wear Resistance of Austenitic Steel Fe–17Mn–6Si–0.3C with High Silicon and High Manganese”, *Acta Metall. Sin. (English Letters)*, vol. 27, No. 2, pp. 352–358, 2014.
- [2] O. Bouaziz, S. Allain, C. P. Scott, P. Cugy, and D. Barbier, “High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships”, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 15, no. 4, pp. 141–168, 2011.
- [3] N. I. Medvedeva, M. S. Park, D. C. Van Aken, and J. E. Medvedeva, “First-principles study of Mn, Al and C distribution and their effect on stacking fault energies in fcc Fe”, *J. Alloys Compd.*, vol. 582, pp. 475–482, 2014.
- [4] B. De Cooman, K. Chin, and J. Kim, “High Mn TWIP steels for automotive applications”, *Intech Open Access Publisher.*, pp. 101–128, 2011.
- [5] G. R. Razavi, “The Study of type twin annealing in high Mn steel” Applied Mechanics and Materials, *Trans Tech Publications*, vol. 148, pp. 1085–1088, 2012.
- [6] S. Allain, J. P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, and N. Guelton, “Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 387–389, No. 1–2 SPEC. ISS., pp. 158–162, 2004.
- [7] G. Frommeyer, E. J. Drewes, B. Engl, “Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels”, *Rev. Métallurgie*, vol. 97, no. 10, pp. 1245–1253, 2000.
- [8] G. Frommeyer, U. Brück, and P. Neumann, “Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes”, *ISIJ Int.*, vol. 43, No. 3, pp. 438–446, 2003.
- [9] N. Fonstein, “Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties”, *Springer International Publishing*, pp. 1–7, 2015.
- [10] M. Y. Demeri, “Advanced High-strength Steels: Science, Technology, and Applications”, *ASM International*, pp. 20-35, 2013.
- [11] B. C. De Cooman, O. Kwon, and K.-G. Chin, “State-of-the-knowledge on TWIP steel”, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 28, No. 5, pp. 513–527, 2012.
- [12] C. Scott, N. Guelton, S. Allain, and M. Faral, “The Development of a New Fe-Mn-C Austenitic Steel for Automotive Applications”, *Revue de Métallurgie*, Vol. 103, No. 6, pp. 291-302, 2006.



- [13] D. T. Pierce, J. A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, C. Oskay, and J. E. Wittig, “The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe-Mn-(Al-Si) steels investigated by experiment and theory”, *Acta Mater.*, vol. 68, pp. 238–253, 2014.
- [14] E. Mazancová and K. Mazanec, “Stacking fault energy in high manganese alloys”, vol. 16, no. 2, pp. 26–31, 2009.
- [15] O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, and L. W. Meyer, “High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development - properties - application”, *Int. J. Plast.*, vol. 16, no. 10, pp. 1391–1409, 2000.
- [16] J. E. Jin and Y. K. Lee, “Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel”, *Acta Mater.*, vol. 60, no. 4, pp. 1680–1688, 2012.
- [17] K. T. Park, K. G. Jin, S. H. Han, S. W. Hwang, K. Choi, and C. S. Lee, “Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 16–17, pp. 3651–3661, 2010.
- [18] B. De Cooman, K. Chin, and J. Kim, “High Mn TWIP steels for automotive applications”, *New Trends Dev. Automot. Syst. Eng.*, pp. 1001–128, 2011.
- [19] L. Chen, Y. Zhao, and X. Qin, “Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review”, *Acta Metall. Sin. (English Letters)*, vol. 26, no. 1, pp. 1–15, 2013.
- [20] A. S. Hamada, L. P. Karjalainen, and M. C. Somani, “The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels”, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 467, no. 1–2, pp. 114–124, 2007.
- [21] B. K. Zuidema, D. K. Subramanyam, and W. C. Leslie, “The Effect of Aluminum on the Work Hardening and Wear Resistance of Hadfield Manganese Steel”, *Metallurgical Transactions A*, vol. 18, No. September, pp. 1629–1639, 1987.
- [22] D. Li, Y. Feng, S. Song, Q. Liu, Q. Bai, F. Ren, and F. Shangguan, “Influences of silicon on the work hardening behavior and hot deformation behavior of Fe–25wt%Mn–(Si, Al) TWIP steel”, *J. Alloys Compd.*, vol. 618, pp. 768–775, 2015.
- [23] S. Asgari, E. El-Danaf, S. R. Kalidindi, and R. D. Doherty, “Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy fcc alloys that form deformation twins”, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 28, no. 9, pp. 1781–1795, 1997.
- [24] C. Scott, B. Remy, J. L. Collet, A. Cael, C. Bao, F. Danoix, B. Malardc, and C. Curfse, “Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels”, *Int. J. Mater. Res.*, vol. 102, no. 5, pp. 538–549, 2011.



- [25] R. E. Reed-Hill, L. Abbaschian R. Abbaschian, “Physical Metallurgy Principles”, *Cengage Learning, Van Nostrand*, pp. , 2009.
- [26] L. Vinet and A. Zhedanov, “Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements”, *Int. Semin. Appl. Mo Steels*, pp. 1–18, 2010.
- [27] ASM Handbook, “*Properties and Selection: Irons steels and high performance alloys*”, ASM International, vol. 1, pp. , 1990.
- [28] A. E. Salas-Reyes, “Estudio de la ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).”(tesis doctoral), IIMM, Morelia, Mich., 2014.
- [29] G. R. Razavi, M. S. Rizi, and H. M. Zadeh, “Effect of a Mo addition on the properties of high-Mn steel”, *Mater. Tehnol.*, vol. 47, no. 5, pp. 611–614, 2013.
- [30] P. K. Rohatgi, M. Tabandeh-Khorshid, E. Omrani, M. R. Lovell, and P. L. Menezes, *Tribology for Scientists and Engineers*. 2013.
- [31] K. H. Zum Gahr, “Microstructure and Wear of Materials”, *Tribology Series*, vol. 10. pp. v–vi, 1987.
- [32] A. Bedolla-Jacuinde, “Apuntes de Tribología y Desgaste de Materiales.”, IIMM-U.M.S.N.H., Morelia, Mich.,
- [33] G. W. Stachowiak and A. W. Batchelor, *Engineering Tribology*, vol. 1. Elsevier Science Publishers B.V., 1993.
- [34] B. Bhushan, “*Introduction to Tribology*”, John Wiley & Sons, 2013.
- [35] G. Straffelini, “Friction and Wear: Methodologies for Design and Control”, *Springer International Publishing.*, 2015.
- [36] T. F. J. Quinn, “Oxidational wear modelling: I”, *Wear*, vol. 153, no. 1, pp. 179–200, 1992.
- [37] S. Wen and P. Huang, “Principles of Tribology”, *John Wiley & Sons*, 2012.
- [38] F. H. Stott, “The role of oxidation in the wear of alloys”, *Tribol. Int.*, vol. 31, no. 1–3, pp. 61–71, 1998.
- [39] M. X. Wei, K. M. Chen, S. Q. Wang, and X. H. Cui, “Analysis for wear behaviors of oxidative wear”, *Tribol. Lett.*, vol. 42, no. 1, pp. 1–7, 2011.
- [40] V. K. IV Kragelskiy, MN Dobyichin, “Foundation of calculations of friction and wear”, *Mach. Build.*, 1977.
- [41] R. Liu and D. Y. Li, “Modification of Archard’s equation by taking account of elastic/pseudoelastic properties of materials”, *Wear*, vol. 251, pp. 956-964, 2001.



- [42] J. F. Archard, “Contact and rubbing of flat surface”, *Applied Physics*, vol. 24, No. 8, pp. 981-988, 1953.
- [43] S. Ying and Y. Yupeng, “Temperature field analysis of pin-on-disk sliding friction test”, vol. 107, pp. 339-346, 2017.
- [44] J. F. Archard, “Temperature of rubbing surfaces”, *Wear*, vol. 2, No. 59, pp. 438- 455, 1959.
- [45] M. F. Ashby, J. Abulawi, and H. S. Kong, “Temperature Maps for Frictional Heating in Dry Sliding”, *Tribology Transactions*, No. June 2013, pp. 37–41, 2008.
- [46] I. A. Inman, S. Datta, H. L. Du, J. S. Burnell-Gray, and Q. Luo, “Microscopy of glazed layers formed during high temperature sliding wear at 750 °C”, *Wear*, vol. 254, no. 5–6, pp. 461–467, 2003.
- [47] S. Bhattacharyya, “A friction and wear study of hadfield manganese steel”, *Wear*, vol. 9, no. 6, pp. 451–461, 1966.
- [48] A. Shchulepnikova, “Wear resistance of high-manganese steels with different structures”, *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 10, No. 10, pp. 824–826.
- [49] I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, and J. R. Pablo, “Sliding wear behavior of a high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb”, *Wear*, vol. 301, no. 1–2, pp. 590–597, 2013.
- [50] J. Park, K. H. Jeong, J. G. Jung, C. S. Lee, and Y. K. Lee, “The mechanism of enhanced resistance to the hydrogen delayed fracture in Al-added Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity steels,” *Int. J. Hydrogen Energy*, vol. 37, No. 12, pp. 9925–9932, 2012.
- [51] ASTM, “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”, *ASTM E112-10*, pp. 1–27, 2012.
- [52] ASTM, “Estándar Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials”, *ASTM E92*, pp. 1-27, 2012.
- [53] J. E. Pujol, L. L. Pitarch, and Ó. Luengo, “Estudio tribológico de fricción y desgaste de capas de aleación NiP”, Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona-Enginyeria de Materials, 2008.
- [54] I. Mejía, “A Effect of microalloying elements (Nb , V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel”, *Materials Science and Engineering*, vol. 560, pp. 552–560, 2013.



- [55] I. Mejía, A. E. Salas-Reyes, J. Calvo and J. M. Cabrera, “A Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5 C TWIP-Steel”, *Materials Science and Engineering*, vol. 648, pp. 311–329, 2015.
- [56] J. Fernández, S. Illescas, and J. M. Guilemany, “Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel”, *Materials Letters*, vol. 61, pp. 2389–2392, 2007.
- [57] Q. Y. Zhang, K. M. Chen, L. Wang, X. H. Cui, and S. Q. Wang, “Characteristics of oxidative wear and oxidative mildwear”, *Tribol. Int.*, vol. 61, pp. 214–223, 2013.
- [58] G. Straffelini, D. Trabucco, and A. Molinari, “Oxidative wear of heat-treated steels”, *Wear*, vol. 250–251, No. 1, pp. 485–491, 2001.
- [59] J. Zhang and A. T. Alpast, “Transition between mild and severe wear in aluminium alloys”, *Acta Materialia* 45.2, vol. 45, No. 2, pp. 513–528, 1997.
- [60] O. A. Zambrano, Y. Aguilar, J. Valdés, S. A. Rodríguez, and J. J. Coronado, “Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels”, *Wear*, vol. 349, pp. 61–68, 2016.
- [61] M. Abbasi, S. Kheirandish, Y. Kharrazi and J. Hejazi “On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels”, *Wear*, Vol. 268, No. 1, October, 2016.
- [62] R.N. Dehsorkhi, S. Saboni, F. Karimzadeh, A. Rezaeian and M. Enayati, “The effect of grain size and martensitic transformation on the wear behavior of AISI 304L stainless steel”, *Materials and Design*, No. 64, pp. 56-62, October, 2016.
- [63] H. So, “The mechanism of oxidational wear”, *Wear*, Vol. 184, No. 2, pp. 161–167, 1995.
- [64] P. Blau, “Friction science and technology: from concepts to applications.” *CRC press*, 2008.
- [65] W. A. T. Low, “Origins and development ambient temperatures”, *Wear*, vol. 94, pp. 175–191, 1984.
- [66] S. C. Lim and M. F. Ashby, “Overview No . 55 wear-mechanism maps”, *Acta Metallurgica* vol. 35, No. I, pp. 1-24, 1987.
- [67] F. H. Stott, “The role of oxidation in the wear of alloys”, *Tribology International*, vol. 31, No. 98, pp. 61–71, 1998.