



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLAS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS

ESTUDIO DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE ACEROS
ALTO MANGANESO DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR
MACLAJE (TWIP) MICROALEADOS.

Tesis para optar el grado de:

Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

José Roberto Pablo Silva.

Ingeniero Mecánico, FIM (UMSNH), Agosto 2008.

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados.

Co-asesor:

Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde.

Morelia, Michoacán, México; Febrero, 2013.



Of. Núm. IIM-ST-056-2012.

Morelia, Mich., Agosto 16 del 2012.

**C. ING. JOSE ROBERTO PABLO SILVA
PRESENTE**

Esta Dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informar a usted que se aprueba el desarrollo y tema de tesis titulado:

***“ESTUDIO DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE ACEROS ALTO
MANGANESO DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP)
MICROALEADOS”***

Para presentar su examen de Grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

La tesis se desarrollará de acuerdo al siguiente capítulo:

Índice General

Lista de figuras y Tablas

Resumen

Introducción

Justificación

Objetivos

Hipótesis

CAPITULO I. REVISION BIBLIOGRAFICA

CAPITULO II. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTAL

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSION

CAPITULO IV. CONCLUSIONES

Recomendaciones y Sugerencias para Trabajo Futuro

Referencias Bibliográficas

Anexos

Sin otro particular, me es grato saludarlo cordialmente.

Atentamente

U. M. S. N. H.



DR. CARLOS ALBERTO LEÓN PATINO
DIRECTOR
INST. DE INVEST. METALURGICAS

CALP/letg



Of. Núm. IIM-ST-055-2012.

Morelia, Mich., Agosto 16 del 2012.

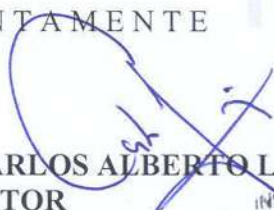

**C. ING. JOSE ROBERTO PABLO SILVA
P R E S E N T E**

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales, con la tesis titulada **“ESTUDIO DE LA RESISTENCIA AL DESGASTE DE ACEROS ALTO MANGANESO DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP) MICROALEADOS”**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

9300267-0	DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS	(Presidente)
0100306-2	DR. ARNOLDO BEDOLLA JACUINDE	(Vocal)
0100153-1	DR. JOSE LEMUS RUIZ	(Vocal)
0400318-7	DR. RICARDO MORALES ESTRELLA	(Vocal)
7700302-0	DRA. SANDRA L. BRIBIESCA VAZQUEZ	(Vocal)
0100048-9	DR. JORGE A. VERDUZCO MARTINEZ	(Suplente)

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirvan prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

ATENTAMENTE


DR. CARLOS ALBERTO LEÓN PARDO
DIRECTOR
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALÚRGICAS


CALP/letg'

AGRADECIMIENTOS

Agradezco al programa **CONACYT** por haberme brindado el apoyo económico para el desarrollo de este trabajo de investigación científica.

Al IIM (Instituto de Investigaciones Metalúrgicas), que más que un centro de investigación es un lugar donde conocí nuevas y valiosas amistades. Saludos a todas aquellas personas que dios los bendiga.

También quiero agradecer al Dr. Ignacio Mejía Granados persona que durante dos años estuvo asesorándome y dándome seguimiento en el proyecto, más que un asesor es un amigo el cual confió en mí y siempre tendrá mis respetos.

Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde, le agradezco por su disponibilidad de atender mis dudas que con su experiencia me basto para saber manejar y entender los resultados del proyecto.

A las personas técnicos que estuvieron brindándome tiempo fuera de su horario de trabajo para realizar los estudios correspondientes, siempre estaré agradecido con ustedes: Ing. Francisco Solorio González, Ing. José Antonio Rodríguez Torres y Sra. Victoria Luque Valdivia.

Agradezco de todo corazón a mi familia entera, que siempre me dieron apoyo y ánimos desde la decisión de hacer esta maestría hasta el día de mi titulación.

RESUMEN

Los aceros de Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP), están clasificados como aceros avanzados de alta resistencia AHSS, los cuales pueden tener un alto contenido de Mn (17-24%) que hace sean completamente austeníticos a temperatura ambiente. Además se caracterizan por un bajo nivel de energía de falla de apilamiento SFE (Stacking Fault Energy, por sus siglas en inglés) que favorece el maclaje como mecanismo principal de deformación. Hasta ahora no hay información que muestre resultados del efecto que tienen los elementos microaleantes en estos aceros sobre el comportamiento de la resistencia al desgaste. El presente trabajo de investigación tiene como objetivo principal determinar la influencia de la adición de diferentes elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la resistencia al desgaste de Aceros TWIP y evaluar los mecanismos de desgaste actuantes durante el proceso. Para determinar tal efecto, se realizaron ensayos de desgaste mediante la técnica “Pin-on-Ring” a diferentes niveles de carga (52, 103 y 154 N) y velocidad de deslizamiento (0.2 y 0.86 m/s). Adicionalmente se emplearon técnicas de caracterización metalográfica mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de Rayos-X y microdureza Vickers. En general los resultados indican que el mejor comportamiento al desgaste de los aceros TWIP bajo estudio se presenta con velocidad de deslizamiento alta (0.86 m/s) en los tres niveles de carga, lo cual se atribuye a la mejor estabilidad de la capa de óxido sobre el sustrato (reacción triboquímica). De acuerdo con la caracterización de las superficies y residuos (debris) de desgaste el mecanismo predominante es oxidativo. El acero TWIP que presenta mejor comportamiento al desgaste es el microaleado con Nb (TW-Nb), lo cual se asocia a efectos de endurecimiento por solución sólida y precipitación.

ÍNDICE

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
1.1 Aceros TWIP.....	1
1.1.1 Antecedentes.....	1
1.1.2 Características generales.....	3
1.1.3 Aplicaciones.....	6
1.1.4 Efecto de los elementos de aleación en los aceros TWIP.....	7
1.1.5 Efecto de los elementos microaleantes en los aceros.....	9
1.2 Mecanismos de plasticidad en los aceros TWIP.....	11
1.2.1 Mecanismos de deformación.....	11
1.2.2 Estabilidad de la fase.....	13
1.2.3 Energía de falla de apilamiento (SFE).....	13
1.2.4 Condiciones para el maclaje.....	15
1.2.5 Endurecimiento por deformación en los aceros TWIP.....	15
1.2.5.1 Papel de las maclas.....	15
1.2.5.2 Papel de la composición química.....	16
1.3 Tribología y desgaste.....	17
1.3.1 Tribosistemas.....	18
1.3.2 Mecanismos de desgaste.....	19
1.4 Desgaste de aceros y aleaciones alto manganeso.....	20
1.4.1 Modificación de las superficies durante el desgaste.....	20
1.4.2 Oxidación como principal mecanismo de desgaste.....	23
1.4.3 Profundidad de endurecimiento.....	24
1.4.4 Características de los fragmentos de desgaste en SEM.....	25
1.4.5 DRX de los fragmentos de desgaste.....	25
1.4.6 Coeficiente de fricción.....	26
1.4.7 Efecto de la distancia de deslizamiento sobre la intensidad de desgaste.....	26
1.4.8 Topografía de las superficies desgastadas.....	27
CAPITULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	29
2.1 Materiales y composición química.....	29
2.2 Historial térmico-mecánico de los aceros TWIP bajo estudio.....	29

2.3 Seccionamiento y maquinado de probetas.	32
2.4 Caracterización metalográfica.	32
2.4.1 Desbaste.	33
2.4.2 Pulido.	33
2.4.3 Ataque.	34
2.4.4 Procedimiento de la medición del tamaño de grano.....	35
2.5 Caracterización mecánica de los aceros TWIP.	35
2.5.1 Ensayo de microdureza Vickers.....	35
2.6 Ensayos de desgaste con la técnica “Pin-on-Ring”.....	36
2.6.1 Condiciones de ensayos de desgaste.	37
2.6.2 Medición de la pérdida en peso de las probetas desgastadas.	38
2.6.3 Medición del coeficiente de fricción.	38
2.7 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).	39
2.7.1 MEB de superficies desgastadas.	39
2.7.2 MEB de los fragmentos de desgaste (Debris).	40
2.8 Difracción de rayos-X de los fragmentos de desgaste.	40
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	42
3.1 Metalografía de los aceros TWIP en condición de solubilizado.	41
3.2. Difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.	44
3.3 Ensayos de microdureza Vickers de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.	45
3.4 Comportamiento al desgaste de los aceros TWIP bajo la técnica “Pin-on Ring”.....	47
3.5 Análisis de las superficies desgastadas por MEB.	50
3.5.1 Análisis químico semicuantitativo de la superficie desgastada de los aceros TWIP medianteMEB-EDS.....	60
3.6 Análisis de los fragmentos (debris) por MEB.	66
3.7. Difracción de rayos-X de los fragmentos de desgaste de los aceros TWIP bajo estudio.....	72
3.8 Coeficiente de Fricción (μ).....	77
CAPITULO 4. CONCLUSIONES.....	82
Referencias.....	85

LISTA DE FIGURAS

CAPITULO 1.

Figura 1.1 Perspectiva del perfil típico de resistencia-ductilidad de diferentes tipos de aceros, indicando una relación inversa entre estas dos propiedades. Los Aceros avanzados muestran una transición del comportamiento a la deformación plástica (TRIP/TWIP) como un buen y novedoso concepto [4].....	2
Figura 1.2 Microestructura del acero TWIP con tratamiento térmico de solubilizado despues de la laminación en caliente a 1200°C [2].	3
Figura1.3 Diagrama esfuerzo-deformación de un acero TWIP [8].....	5
Figura1.4 Probeta P1 antes y despues del ensayo de tensión con tratamiento térmico de solubilizado a 1200°C [8].....	5
Figura1.5 Metalografía de la probeta P1 de acero TWIP despues del ensayo de tension y con tratamiento termico de solubilizado a 1200°C [8]	6
Figura1.6 Micrografías de campo claro en TEM de estructuras deformadas de un acero Fe-22Mn-0.6C a) 77K (placas de martensita ϵ) y b) temperatura ambiente (maclaje mecánico) [23].	12
Figura1.7 Evolución del módulo de corte elástico del acero Fe-22Mn-0.6C en función de la temperatura [23].	14
Figura1.8 Comportamiento a la tensión de los aceros TWIP con granos burdos (entre 20 y 40 μm) para un amplio rango en contenido de manganeso y carbono [22].	16
Figura1.9 Representación esquemática de un tribosistema [51].	18
Figura1.10 clasificación de los procesos de desgaste por el tipo de movimiento relativo entre los elementos del tribosistema [50].	19
Figura1.11 Las cuatro categorías de modificación de superficies: a) modificación sin alguna transferencia de material; b) modificación que involucra transferencia de material; c) formación de tribo-películas o capas; d) desgaste (perdida de partículas o átomos de la superficie) [53].	22
Figura1.12 Desgaste vs. velocidad de deslizamiento (contacto en seco) en aleaciones Hadfield [72]. .	27

CAPITULO 2.

Figura 2.1 Historial termomecanico de los aceros TWIP, incluyendo las técnicas utilizadas para el análisis del estudio del comportamiento al desgaste	31
Figura 2.2 Cortadora BUEHLER ISOMET 1000.	32
Figura 2.3 Pulidora LECO SS-1000.....	34
Figura 2.4 Microscopio óptico Invertido NIKON EPIPHOT 300	35
Figura 2.5 Durómetro Nanovea series automático	36
Figura 2.6 (a) Muestra el tribosistema “Pin-on-Ring, (b) adaptación del tribosistema para desgaste por deslizamiento en seco y (c) Muestra el coeficiente de fricción obtenido durante la corrida del ensayo (variable de salida).	37
Figura 2.7 Balanza Mettler Toledo automática de alta precisión	38

Figura 2.8 Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400	39
Figura 2.9 Difractómetro de rayos-X SIEMENS.....	41
CAPÍTULO 3.	
Figura 3.1 Microestructura correspondiente a los aceros TWIP a) TWIP-Sin Microalea, b) TWIP-Niobio, c) TWIP-Vanadio, d) TWIP-Boro y d) TWIP-Titanio, en condición de solubilizado a 1100°C	42
Figura 3.2 Patrones de difracción de rayos-X de los diferentes aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado	45
Figura 3.3 Valores promedio de microdureza Vickers (HV ₂₀), de los distintos aceros TWIP en condición de solubilizado a 1100°C.....	46
Figura 3.4 Pérdida de peso como una función de la velocidad de deslizamiento durante la prueba de desgaste con cargas normales de 52, 103 y 154 N y distancia recorrida de 10 km, a) TW-SM, b) TW-Nb, c) TW-V, d) TW-B y e) TW-Ti.....	47
Figura 3.5 Pérdida de peso como una función de la carga normal aplicada durante la prueba de desgaste por deslizamiento y distancia recorrida de 10 km, a) TW-SM, b) TW-Nb, c) TW-V, d) TW-B y e) TW-Ti	49
Figura 3.6 SEM de superficies desgastadas del acero TWIP sin microalea, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N, y f) 0.86 m/s y 154 N	51
Figura 3.7 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N	53
Figura 3.8 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con vanadio, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N	55
Figura 3.9 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con boro, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.....	56
Figura 3.10 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con titanio, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.....	57
Figura 3.11 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP sin microalea, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10	

km, a) VIP1, b) V1P3, c) V2P2 y d) V2P3. ($V_1=0.2$ m/s, $V_2=0.86$ m/s, $P_1=52$ N, $P_2= 103$ N y $P_3=154$ N) 60

Figura 3.12 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. ($V_1=0.2$ m/s, $V_2=0.86$ m/s, $P_1=52$ N, $P_2= 103$ N y $P_3=154$ N). 61

Figura 3.13 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con V, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. ($V_1=0.2$ m/s, $V_2=0.86$ m/s, $P_1=52$ N, $P_2= 103$ N y $P_3=154$ N). 62

Figura 3.14 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con B, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. ($V_1=0.2$ m/s, $V_2=0.86$ m/s, $P_1=52$ N, $P_2= 103$ N y $P_3=154$ N). 63

Figura 3.15 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Ti, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. ($V_1=0.2$ m/s, $V_2=0.86$ m/s, $P_1=52$ N, $P_2= 103$ N y $P_3=154$ N). 64

Figura 3.16 Debris de desgaste del acero TWIP sin microaleaer, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N. 66

Figura 3.17 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N. 67

Figura 3.18 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con V, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N. 68

Figura 3.19 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con B, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N. 69

Figura 3.20 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con Ti, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N. 70

Figura 3.21 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP sin microaleaer. Recorriendo una distancia constante de 10 Km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento. 72

Figura 3.22 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Niobio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.....	73
Figura 3.23 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Vanadio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.....	74
Figura 3.24 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Boro. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.....	75
Figura 3.25 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Titanio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.....	76
Figura 3.26 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP sin microalealear, con velocidad 0.2 m/s y carga 154 N	77
Figura 3.27 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con Nb. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento	78
Figura 3.28 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con V. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento	79
Figura 3.29 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con B. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento	80
Figura 3.30 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con Ti. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento	81

LISTA DE TABLAS

CAPITULO 1.

Tabla 1.1 Parámetros del ensayo de tensión sobre un acero TWIP.....	4
---	---

CAPITULO 2.

Tabla 2.1 Análisis químico de los aceros TWIP bajo estudio determinado mediante espectrometría de chispa (% en peso).	29
---	----

Tabla 2.2 Granulometría de lijas de Carburo de Silicio.	33
--	----

CAPÍTULO 3.

Tabla 3.1 Tamaño de grano austenítico promedio de los TWIP bajo estudio.....	43
--	----

Tabla 3.2 Microdureza Vickers de los diferentes aceros TWIP en condición de solubilizado a 1100°C.....	46
--	----

OBJETIVO GENERAL:

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

OBJETIVOS PARTICULARES:

Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V y B) sobre la **resistencia al desgaste por deslizamiento** mediante la **técnica Pin-on-Ring** de aceros TWIP bajo estudio.

Determinar el efecto de los elementos microaleantes (Nb, Ti, V, B) sobre los **mecanismos de desgaste** de aceros TWIP bajo estudio.

Relacionar la topografía de las superficies desgastadas, coeficiente de fricción y los fragmentos de desgaste con los mecanismos de desgaste actuantes en cada uno de los aceros TWIP.

JUSTIFICACIÓN

Actualmente, la investigación metalúrgica se centra en la búsqueda de aceros que combinen alta resistencia con elevada tenacidad, y así obtener aceros con mejores propiedades mecánicas que los aceros convencionales, que permitan reducir la sección transversal de los componentes, encaminados a la industria automotriz y la construcción.

El desarrollo de aceros con estas propiedades, permite diseñar componentes estructurales de menor sección transversal, lo que favorece al incremento de la eficiencia específica de los motores de combustión interna y por ende la disminución del consumo de los combustibles fósiles y emisiones de gases contaminantes (impacto ecológico), además de absorber mayor energía durante una colisión (seguridad). Sin embargo, la información hasta ahora es escasa y no hay estudio referente al efecto de los elementos microaleantes sobre el comportamiento al desgaste, que es fundamental para establecer los criterios de diseño.

HIPÓTESIS

La adición controlada de elementos microaleantes (**Nb, Ti, V y B**), a los aceros **TWIP**, se refleja en el endurecimiento y refinamiento de grano, por la formación de carburos, nitruros e inclusive carbunitruros en la matriz y el borde de grano austenítico característico de este tipo de aceros, confiriéndole así una elevada resistencia. Por otra parte, de acuerdo a la ley de **ARCHARD**, la cual establece que durante el desgaste por deslizamiento en seco, la pérdida de peso y el coeficiente de desgaste son dependientes de la dureza del material. Por lo cual se espera que la resistencia al desgaste de aceros **TWIP** microaleados sea mayor que aceros **TWIP** sin microalea, debido a las altas propiedades mecánicas.

INTRODUCCIÓN

Actualmente, los aceros austeníticos alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP-Twinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés resultan ser una clase de los materiales más atractivos para aplicaciones estructurales en la industria automotriz debido a su combinación única de resistencia y elongación. Estos aceros ofrecen oportunidades técnicas ilimitadas en la fabricación de productos más resistentes y livianos. Los aceros TWIP también conocidos como aceros avanzados de “Tercera generación”, son completamente austeníticos a temperatura ambiente debido al contenido de manganeso de 17-24% en peso, que se caracterizan por presentar una baja energía de falla de apilamiento SFE (Stacking Fault Energy), lo cual favorece al maclaje como principal mecanismo de deformación. El desarrollo de aceros con estas propiedades, favorece la disminución del consumo de los combustibles fósiles y emisiones de gases contaminantes (impacto ecológico) debido al aligeramiento de componentes, además de absorber mayor energía durante una colisión (seguridad), particularmente cuando se trata del sector automotriz. Sin embargo, la información sobre el comportamiento mecánico de estos aceros, disponible hasta ahora es escasa, y en particular no existe reporte alguno referente al efecto de los elementos microaleantes sobre las propiedades tribológicas, lo cual es fundamental para establecer los criterios de diseño mecánico.

CAPITULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1 Aceros TWIP.

Un acero TWIP (Twinning Induced Plasticity, por sus siglas en inglés) es un acero austenítico con alto contenido de manganeso (15 a 30% en peso), el cual confiere una alta plasticidad inducida por maclaje. Estos aceros presentan un gran potencial en aplicaciones estructurales para la industria automotriz, debido a la combinación de propiedades resistencia-ductilidad. Estos aceros también son llamados de tercera generación [1].

1.1.1 Antecedentes.

El acero TWIP fue desarrollado hace algunos años por el profesor George Frommeyer [1], director del grupo de investigación del Departamento de Ingeniería en Materiales en el MPIR (MPIR-Max Planck Institute Research), en Dusseldorf, Alemania [2]. Este acero se ha creado para aumentar la ductilidad del material y absorber la energía producida durante una colisión mientras se conserva su estabilidad y resistencia. Se introducen cantidades de Mn entre 17 y 30% y pequeñas adiciones de C, Al y Si. Este acero permite su alargamiento hasta un 90% sin romperse. Los aceros TWIP son considerados aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), que actualmente se encuentran en desarrollo [3].

El “MPIR” considera que los aceros convencionales comúnmente usados en la industria automotriz, son resistentes para el marco del coche, pero no lo suficientemente dúctiles, lo que hace que se fracturen ante la presencia de sobrecargas; o son dúctiles para fabricar el chasis, pero relativamente débiles ante la presencia de las cargas que deben soportar.

El acero TWIP es muy similar al acero TRIP (Transformation Induced Plasticity, por sus siglas en inglés), el cual ya cuenta con casi trece años en el mercado, pero el cual tiene mayor ductilidad de reserva. La tasa de endurecimiento y el aumento de la fuerza requerida para continuar con la deformación en los aceros TRIP, son mayores. Por lo tanto, la capacidad de formabilidad se agota rápidamente.

El equipo de investigación del MPIR está trabajando en conjunto con la empresa ThyssenKrupp Steel Company, a fin de desarrollar este acero mejorando sus propiedades y estableciendo su factibilidad, toda vez que resulta complicada su fabricación y manufactura, debido a la alta presión parcial del Mn durante la fusión y el vaciado. La tendencia a formar óxidos en gran escala durante el rolado en caliente provocando el agrietamiento y su alto endurecimiento durante el rolado en frío, lo cual complica el procesamiento técnico.

Las empresas fabricantes de automóviles en Europa, ven con agrado la introducción de este acero TWIP, ya que permite el conformado de modelos tridimensionales, lo cual favorece a la obtención de perfiles con diseño más adecuado y eficiente. En la figura 1.1 se muestran las regiones en el área de resistencia-alargamiento para cada familia de aceros AHSS.

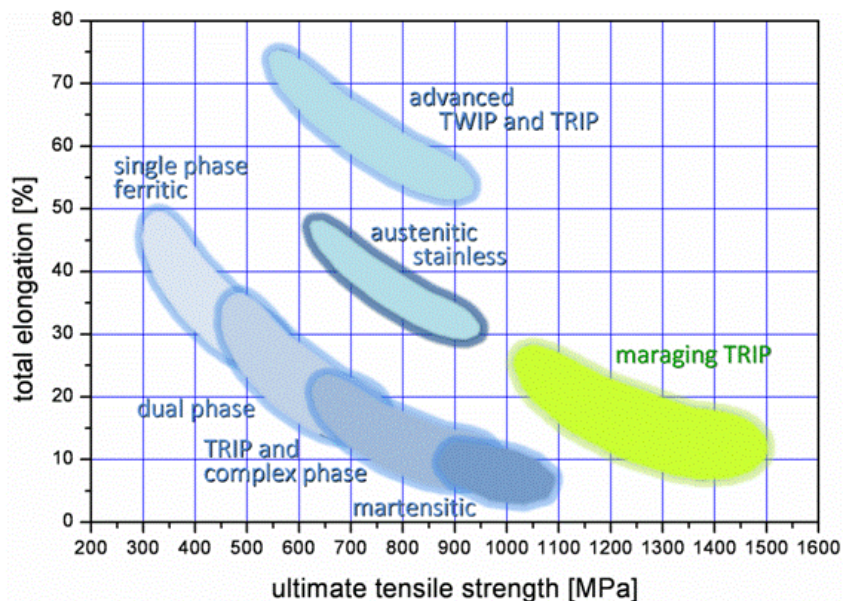


Figura 1.1 Perspectiva del perfil típico de resistencia-ductilidad de diferentes tipos de aceros, indicando una relación inversa entre estas dos propiedades. Los Aceros avanzados muestran una transición del comportamiento a la deformación plástica (TRIP/TWIP) como un buen y novedoso concepto [4].

Por otra lado el grupo de investigación conformado por investigadores tanto del IIM-UMSNH (México) como de la ETSEIB-UPC (España), se dieron la tarea de optimizar la composición

química base de un acero TWIP (Fe-C-Mn-Si-Al), que presentará una mayor factibilidad operativa, técnica y económica, toda vez que al parecer, el principal inconveniente para fabricar un acero TWIP, es el costo de la adición del Mn, ya que según consta en investigaciones realizadas, las pérdidas de este elemento debido a su bajo punto de fusión y poder de vaporización son grandes, aunado al alto contenido o porcentaje que debe existir en solución.

1.1.2 Características generales.

Los aceros TWIP (Fe-C-Mn-Si-Al) [5] pueden tener un alto contenido de Mn (hasta un 30%) que hace que el acero sea completamente austenítico a temperatura ambiente, y aluminio para asegurar una baja energía de defectos de apilamiento. El mecanismo de deformación es el maclaje dentro de los granos en lugar del deslizamiento de dislocaciones [6]. Estos aceros son completamente austeníticos y no-magnéticos, no presentan transformaciones de fase lo que hace que el principal modo de deformación sea el maclaje, el cual produce un valor muy alto de velocidad de endurecimiento instantáneo (coeficiente n) con una microestructura muy fina. Los límites de maclas resultantes actúan como límites de grano y refuerzan el acero. El coeficiente “ n ” aumenta a un valor de 0.4 con una deformación ingenieril de aproximadamente 30% y se mantiene constante hasta una elongación total alrededor del 50%. La resistencia a la tracción puede ser superior a 900 MPa. La formación de maclas durante la deformación genera endurecimiento, lo que hace que mantenga una elevada capacidad de resistencia [7]. Estudios realizados a un acero TWIP en la condición de solubilizado a 1200°C [8], muestran el aumento significativo del tamaño de grano, lo cual da indicios de la inestabilidad de la fase austenítica a temperatura elevada.



Figura 1.2. Microestructura del acero TWIP con tratamiento térmico de solubilizado después de la laminación en caliente a 1200°C [8].

A partir de los resultados del ensayo esfuerzo-deformación en este acero (tabla 1.1), se nota su alta capacidad de resistir los esfuerzos aplicados y su deformación para esas condiciones microestructurales. El esfuerzo de fluencia fue de 350 MPa, su esfuerzo máximo a la tensión fue de 758 MPa, una deformación homogénea del 74 % y una deformación hasta la ruptura de 79.2 % [8].

Tabla 1.1. Parámetros del ensayo de tensión sobre un acero TWIP.

Etiqueta	Limite elástico 0.2% (MPa)	Esfuerzo máximo de tracción (MPa)	Deformación homogénea (%)	Deformación a rotura (%)
P1	346	758	73.4	79.2

Estos datos se aprecian en el diagrama esfuerzo-deformación del ensayo de tracción realizado en este acero TWIP, Figura 1.3.

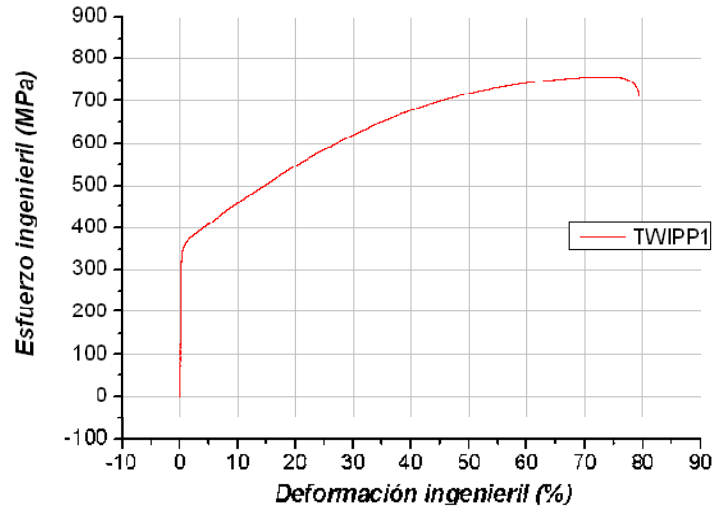


Figura 1.3. Diagrama esfuerzo-deformación de un acero TWIP [8].

En la probeta ensayada a tensión se observa el cambio dimensional que ha sufrido y cabe señalar que la deformación casi en su totalidad fue homogénea, al final llega a la ruptura con muy poca estricción o encuellamiento en el material, ver figura 1.4.



Figura 1.4. Probeta P1 antes y después del ensayo de tensión, con tratamiento térmico de solubilizado de 1200°C [8].

En la zona deformada de la probeta, se puede apreciar una microestructura con alto grado de maclado, figura 1.5. Se aprecian maclas finas distribuidas homogéneamente en el interior del grano austenítico. Se resalta además, que existen algunos granos de austenita en los cuales no se observan maclas formadas debido a la posición en la cual se encuentra orientado el grano. Esta apariencia del maclado, es el “efecto refinador” del grano, el cual ha sido referenciado en la bibliografía especializada, se aprecia que en cada grano, la orientación que toma el grupo de maclas es la misma, formando una serie de laminillas que le confieren el efecto endurecedor al material.

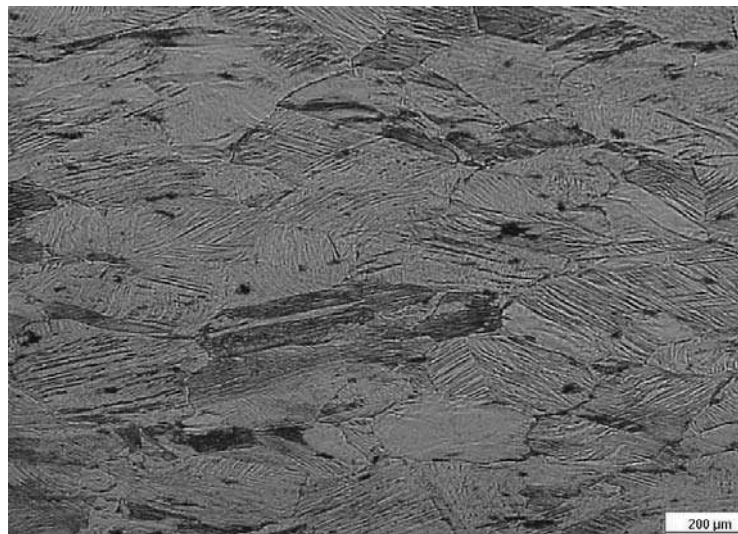


Figura 1.5. Metalografía de la probeta P1 de acero TWIP después del ensayo de tensión y con tratamiento térmico de solubilizado a 1200°C [8].

1.1.3 Aplicaciones.

Los aceros TWIP son vistos como buenos candidatos a aplicaciones de nuevos conceptos de diseño tecnológico para la construcción de sistemas avanzados de transporte de peso ligero, como lo son los automóviles, camiones de carga pesada, trenes eléctricos y barcos de carga los cuales son orientados básicamente a requerimientos ecológicos y económicos. El uso de estos aceros conlleva a una reducción considerable en peso, en consumo de combustible y en la menor emisión de gases a la atmosfera. Otro aspecto importante es el incremento de la eficiencia específica; la potencia del motor por unidad de masa de un vehículo [5]. Estas

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

aleaciones muestran prometedoras propiedades físicas, mecánicas y tecnológicas, como es alta elasticidad específica a la rigidez y resistencia, excelente ductilidad y formabilidad, peso específico reducido, y una resistencia mejorada a la corrosión [5].

Tomando en cuenta estas propiedades, dos principales áreas de aplicación están siendo consideradas: una es el uso en la manufactura de la carrocería de los autos; usándose en los procesos de embutido profundo así como en el conformado de chapa y la producción de vigas y barras reforzadas. La otra son construcciones de ingeniería civil, tales como puentes, túneles, y edificios incluyendo fachadas [5].

1.1.4 Efecto de los elementos de aleación en los aceros TWIP.

Los elementos de aleación se añaden al acero para:

- a) Proporcionar un endurecimiento por solución sólida.
- b) Precipitar carburos de elementos aleantes en lugar de la formación habitual de cementita.
- c) Mejorar la resistencia a la corrosión por la formación de capas superficiales protectoras.
- d) Mejorar la templabilidad.

La composición química de partida determina las propiedades mecánicas finales del acero fabricado, así como el modo en que los elementos se distribuyen en él ya que cada elemento tiende a formar carburos u otros compuestos, y por ende las propiedades especiales de cada aleación.

Manganeso.

Es el principal elemento de aleación del acero TWIP, el cual se emplea para conservar la estructura austenítica del acero. Su función principal es controlar la energía en las fallas de apilamiento (SFE-Stacking Fault Energy, por sus siglas en inglés) [9]. Investigaciones demuestran que al aumentar sus niveles Mn, hace que la SFE disminuya hasta un valor mínimo y posteriormente aumente nuevamente [10]. Aumentando el contenido de Mn, el

modo de deformación cambia de TRIP a TWIP, debido al aumento en la SFE por arriba de 20 mJ/m^2 .

Aluminio

La adición de Al a las aleaciones con alto contenido de Mn (TWIP), tiene varias funciones: aumenta la SFE significativamente, y por tal motivo estabiliza la austenita durante una transformación inducida por esfuerzo ($\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$) ocurrida durante la deformación, además refuerza la austenita por endurecimiento por solución sólida. El aluminio incrementa el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo máximo debido al efecto de endurecimiento por solución sólida [5].

Silicio

La adición de silicio a aceros alto manganeso-aluminio desestabiliza la austenita y disminuye la SFE, de manera que la transformación subsiguiente sea la martensítica ($\gamma_{fcc} \rightarrow \varepsilon_{hcp} \rightarrow \alpha'_{bcc}$) ocurriendo el efecto TRIP [5].

La adición de 2% de Si a un acero Fe-27% Mn baja la SFE de la austenita, aumentando las fallas de apilamiento, lo cual genera sitios de nucleación para la martensita ε . Por otro lado, la adición de Si endurece la fase austenítica debido al endurecimiento por solución sólida, del orden de 50 MPa por cada 1% de Si.

Carbono

El carbono es un excelente estabilizador de la austenita FCC [11]. En los aceros TWIP se llega a adicionar hasta 0.6% en peso [5]. Un incremento en el contenido de carbono de 1.5% en las aleaciones con 22.5% de Mn incrementan la resistencia al desgaste abrasivo casi tres veces, mientras que la dureza incrementa solo el 20% [12].

1.1.5 Efecto de los elementos microaleantes en los aceros.

Aun no hay reportes del efecto de los microaleantes en los TWIP, pero la adición de elementos microaleantes a los aceros tiende generalmente a presentar niveles de esfuerzo de cedencia arriba de los 550 MPa aproximadamente, lo cual se genera por una combinación de refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, usando microaleantes como el Niobio, Vanadio y Titanio en forma individual o una combinación de estos [13-15].

Boro

El boro es conocido como un elemento que incrementa la templabilidad, ya que retarda la descomposición cinética de la austenita a ferrita y da como resultado la formación de microestructuras bainítico-martensíticas. Lo que refleja alta resistencia y ductilidad después del tratamiento térmico [16]. Adicionar boro en cantidades superiores a 0.008% (en general 70-100 ppm) en Aceros al carbono produce un incremento en la dureza e intensifica la templabilidad respecto a la de un acero con la misma composición química pero sin boro. Es posible sustituir el carbono por boro y obtener valores de dureza iguales [17].

Titanio

Es un fuerte formador de carburos y nitruros, el efecto del titanio es similar al del Nb y V, pero los carburos y nitruros de titanio son más estables que los del Nb y V. Es ampliamente usado en aceros inoxidable austeníticos como un formador de carburo en la solubilización para eliminar la corrosión intergranular. Mediante la adición de Ti, componentes intermetálicos son formados en aceros Maraging, causando endurecimiento por envejecido. El titanio incrementa el esfuerzo de ruptura (creep) a través de la formación de nitruros especiales y tiende significativamente a la segregación y al bandeado [18].

El titanio es un buen inhibidor del crecimiento de grano porque sus carburos y nitruros son bastante estables y difíciles de disolver en la austenita. Si el Ti, se disuelve en la austenita, el endurecimiento de las aleaciones de acero puede incrementar fuertemente debido a la

presencia de Mn y Cr en aceros. El Mn y Cr disminuyen la estabilidad de los carburos de Ti en el acero [19].

Vanadio

Fuerte formador de carburos, aunque pequeñas cantidades de vanadio se disuelven en la cementita. Si se disuelve en la austenita, incrementan fuertemente el endurecimiento, pero los carburos de vanadio sin disolver disminuyen el endurecimiento [20]. El vanadio es un gran refinador de grano, aportando importante resistencia y tenacidad. Carburos y nitruros finos dispersos dan un fuerte efecto de endurecimiento en aceros microaleados después del rolado controlado y enfriamiento controlado. El vanadio ofrece un fuerte endurecimiento secundario en el temple. Por lo tanto, aumenta la dureza en caliente y así la capacidad de corte en aceros de alta velocidad. El vanadio incrementa la resistencia a la fatiga y mejora la sensibilidad al corte [21].

El vanadio mejora la resistencia al desgaste y la resistencia a alta temperatura. Por lo tanto, es usado principalmente como un elemento adicional en aleaciones de alta velocidad, conformados en caliente y aceros resistentes al creep. Eso promueve la velocidad de aceros tratados térmicamente. La presencia del vanadio retarda la velocidad de templado la cual provoca la fragilidad de aceros al Mo para cojinetes [21].

Niobio

Al igual que el titanio y vanadio, el niobio es un fuerte formador de carburos y nitruros. Pequeñas cantidades de Nb pueden formar finos carburos y carbunitruros, así como refinamiento de grano, de esta forma aumenta el esfuerzo de fluencia en los aceros. El niobio es usado extensamente en aceros microaleados para obtener altos esfuerzos y buena resistencia a través de la práctica del rolado y enfriamiento controlado. Un 0.03% de Nb en la austenita puede incrementar el esfuerzo de fluencia de aceros de medio carbono hasta 150 MPa [21].

Aceros templados y no templados que contienen niobio, incluyendo microaleados de medio y de bajo contenido de carbono, son estructuralmente bainítico/martensíticos, y ofrecen una

combinación mejorada de resistencia-tenacidad. El niobio es estabilizador en aceros austeníticos Cr-Ni para eliminar la corrosión intergranular [21]

1.2 Mecanismos de plasticidad en los aceros TWIP.

Durante los últimos cinco años las aleaciones FeMnC han sido objeto de una intensa actividad científica en todo el mundo. No solo al interés de los fabricantes de acero para proponer soluciones innovadoras para la producción de piezas para estampado en frío en comparación con los tradicionales aceros ferríticos, si no también para comprender la base de los mecanismos de deformación múltiples y complejos que presentan estas aleaciones, los cuales explican su excelente comportamiento mecánico [22].

Las principales razones que explican el excelente balance entre el esfuerzo de fluencia y la ductilidad de estas aleaciones fueron reportadas por Boazis y Allain [22, 23] como un mecanismo atípico de envejecimiento por deformación dinámica (DSA) y la aparición de mecanismos auxiliares de deformación para el deslizamiento de dislocaciones. Dependiendo de la composición y la temperatura de deformación estos mecanismos pueden ser transformaciones de fase de austenita a martensita tipo ε o α' o darse el mecanismo de maclaje. Los cuales presentan similitudes interesantes, aunque se producen de manera simultánea y los mecanismos están claramente relacionados a través del concepto de energía de falla de apilamiento (SFE) [22].

1.2.1 Mecanismos de deformación.

El maclaje mecánico y la transformación martensítica ε son mecanismos de deformación competitivos para el deslizamiento de dislocaciones, los cuales son muy similares desde el punto de vista de la nucleación (reacción de dislocaciones) y la morfología resultante (placas de algunas decenas de nanómetros de espesor). La Figura 1.6 muestra micrografías de TEM de la microestructura de deformación de una aleación Fe-22Mn-0.6C a 77K (placas de martensita ε) y a temperatura ambiente (maclaje mecánico) [23].

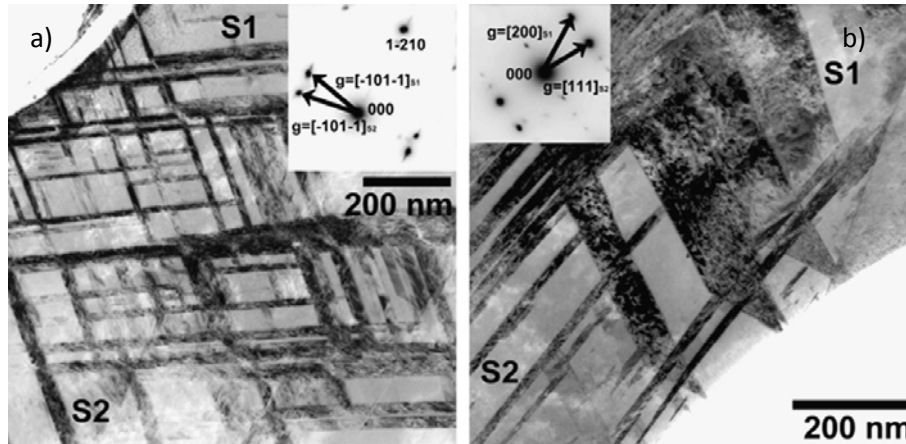


Figura 1.6. Micrografías de campo claro en TEM de estructuras deformadas de un acero Fe-22Mn-0.6C a) 77K (placas de martensita ϵ) y b) temperatura ambiente (maclaje mecánico) [23].

Está bien establecido que en aleaciones FCC de baja energía de falla de apilamiento, el maclaje mecánico es el resultado del deslizamiento de las dislocaciones parciales intrínsecas tipo Shockley con dirección de corte $\frac{a}{6}\langle 112 \rangle$ en planos paralelos sucesivos $\{111\}$ los cuales definen el plano de hábito del maclaje. Adler et al. [25] señalaron que átomos de carbono atrapados en sitios intersticiales octaédricos de estructuras FCC se desplazaran a sitios tetraédricos en la región maclada. Según los autores esto introducirá un proceso adicional de endurecimiento responsable de la alta velocidad de endurecimiento por deformación de estos aceros. Sin embargo, este enfoque no explica el comportamiento de ciertas aleaciones libres de carbono tales como FeMnAlSi estudiadas por Grässel et al. [26]. La transformación martensítica ϵ es muy similar al mecanismo de maclaje y se produce cuando las mismas dislocaciones se deslizan sobre cada segundo plano $\{111\}$, o de manera similar, dislocaciones parciales extrínsecas tipo Shockley se deslizan en planos paralelos sucesivos $\{111\}$. Bracke y Remy [27, 28] han observado, incluso que ambos procesos podrían ser detectados dentro de las mismas bandas de corte. Según lo reportado por Grässel, Bracke, Hao y Schumann [26, 29, 30, 31] Cabe destacar que no hay enlace directo desde el punto de vista termodinámico o que haya una relación entre la SFE y la transformación martensítica que también puede ocurrir en estas aleaciones.

La SFE también controla la estructura final y el espesor del maclaje mecánico, según lo establecido por Friedel [32]. Allain et al. [33] han propuesto más recientemente una extensión del análisis de Friedel para definir una relación lineal entre SFE y el espesor de la macla, pero ninguno de ellos ha sido validado con datos experimentales recientes.

1.2.2 Estabilidad de la fase.

La alta temperatura y la alta SFE permiten el trepado de dislocaciones y la activación de los sistemas de deslizamiento múltiples. A temperaturas más bajas las dislocaciones comienzan a deslizarse y se vuelven más y más planas, y por debajo de cierto valor, la disociación de dislocaciones se vuelve más favorable. Esto permite que el proceso de maclaje se produzca como un proceso competitivo al deslizamiento de dislocaciones ya que el costo energético de maclaje se vuelve lo suficientemente bajo. En la actualidad, pocos autores como Christian, Idrissi, Mahajan y Venables [34, 35, 36 y 37] se han preocupado por estudiar las reacciones de dislocación en el origen de la nucleación de la macla.

Saeed-Akbari et al. [38], reportaron recientemente valores críticos de SFE para la transición de maclaje mecánico y formación de martensita ϵ . La mayoría de los autores encuentran que el valor crítico para la energía de falla de apilamiento intrínseca es de $20mJ/m^2$ para aceros alto manganeso.

1.2.3 Energía de falla de apilamiento (SFE).

Las mediciones directas en TEM de la SFE son particularmente un caso delicado, ya que están sujetas a muchas fuentes que la puedan producir y, son por lo tanto, raros los datos en la literatura y a menudo hay controversia en las fuentes. Para una composición dada de acero y una temperatura, los valores reportados pueden variar significativamente de un autor a otro. Como es el caso de Karaman et al. [39], que reportan un valor de $23mJ/m^2$, y el reportado por Bayraktar y Dastur [40, 41] de $50mJ/m^2$ para aceros alto manganeso Hadfield similares a temperatura ambiente.

La mayoría de los autores han optado por un enfoque indirecto para tratar de correlacionar los cálculos de SFE en una base termodinámica con las observaciones directas de los mecanismos de deformación en el TEM. Cotes et al. [42] reportan que todas estas evaluaciones se basan en la medición de la temperatura de inicio de formación martensítica M_s , así como la temperatura de inicio de la austenita A_s . Todos estos estudios recientes dedicados a la SFE y el papel que juega en el estado magnético (paramagnético o ferromagnético) de estas aleaciones, son con el propósito de determinar la relativa estabilidad de las fases [22].

La temperatura crítica de transición (conocida como temperatura de Neel) es superior a los 200K en la mayoría de las aleaciones FeMnC, y por lo tanto, tiene consecuencias directas y obvias para su comportamiento a temperatura ambiente. La evolución del módulo de corte elástico de una aleación Fe-22Mn-0.6C se ha presentado como una función de la temperatura en la figura 1.7. Se presenta una anomalía evidente en torno a la temperatura de Neel. A bajas temperaturas, en el estado antiferromagnético, el módulo de elasticidad volumétrico es bajo y bastante insensible a la temperatura. Por encima de la temperatura Neel, en estado paramagnético, disminuye linealmente en función de la temperatura como lo predijeron Ghosh y Olson [43].

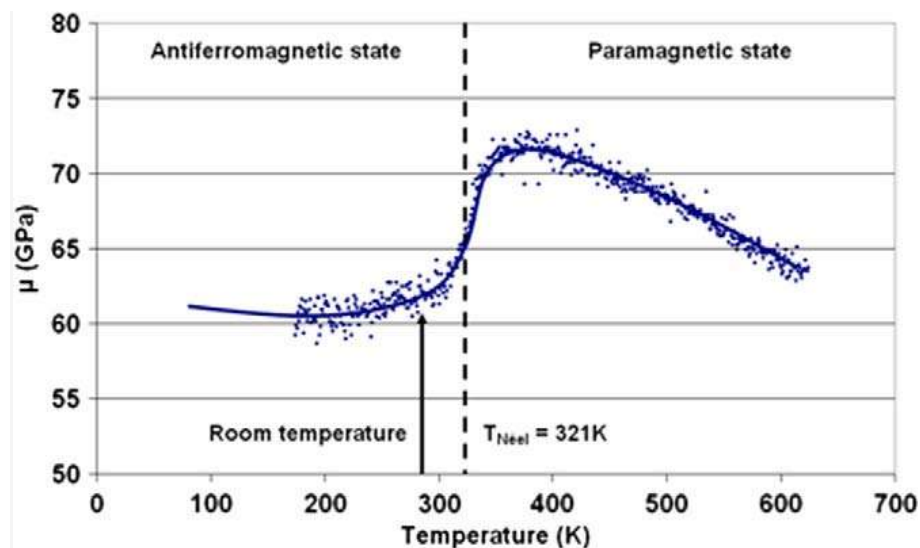


Figura 1.7 Evolución del módulo de corte elástico del acero Fe-22Mn-0.6C en función de la temperatura [23].

1.2.4 Condiciones para el maclaje.

Una revisión reciente sobre el mecanismo de maclaje de aleaciones alto manganeso ha sido publicada por Meyers et al. [44]. Todos los resultados experimentales mostraron que una baja SFE es una condición necesaria pero no suficiente para el maclaje. Por ejemplo Allain et al. [45], reportaron que la aleación Fe-30Mn solo deforma por deslizamiento de dislocaciones, mientras que las aleaciones Fe-22Mn-0.6C, Fe-17Mn-0.9C, y Fe-12Mn-1.2C deforma tanto por deslizamiento de dislocaciones como por maclaje mecánico. Todos estos grados de aceros, muestran similares SFE, debido a que son estables frente a la transformación martensítica ϵ . Por lo que el carbono parece ser un parámetro clave que desencadena el maclaje y, posiblemente, todos los demás mecanismos que colaboran en las dislocaciones.

1.2.5 Endurecimiento por deformación en los aceros TWIP.

El efecto del grado de endurecimiento de aceros alto manganeso TWIP está fuertemente influenciado por la composición química y el maclaje como se describe a continuación.

1.2.5.1 Papel de las maclas.

El endurecimiento por deformación elevado de los aceros TWIP es la característica más estudiada en estas aleaciones. En el que pueden estar actuando mecanismos de maclaje, pseudo-maclaje, DSA y candados de Lomer-Cottrell adecuados para explicar el endurecimiento por deformación de los aceros TWIP. Solo el papel de las maclas como obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones se ha tomado en cuenta, este aspecto se debe principalmente al hecho de que en ausencia del maclaje el endurecimiento es menor, como se ilustra en la figura 1.8. En donde se muestra que la aleación Fe-30Mn deformada solo por deslizamiento de dislocaciones hasta el alargamiento uniforme, muestran menor pendiente en la curva esfuerzo deformación [46]. Así también H. Idrissi et al. [47] reportaron que incluso en ausencia del carbono en solución sólida, una aleación maclada exhibe un importante endurecimiento por deformación.

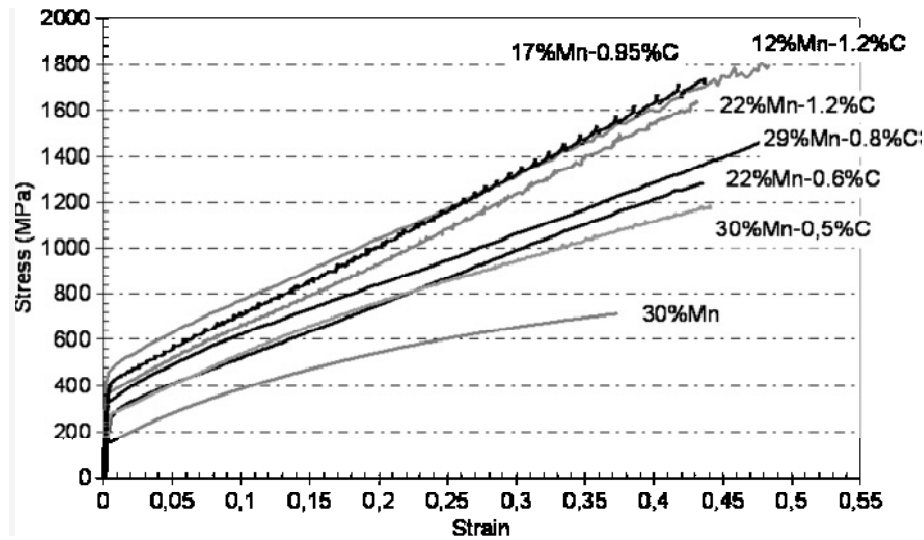


Figura 1.8 Comportamiento a la tensión de los aceros TWIP con granos burdos (entre 20 y 40 μm) para un amplio rango en contenido de manganeso y carbono [22].

Además Kim et al. [48, 24] confirmaron que el maclaje en lugar del envejecimiento por deformación dinámica (DSA) es el mecanismo más importante para explicar el alto endurecimiento por deformación de los aceros TWIP. Estos autores mostraron que la contribución del DSA no es más de 20 MPa (equivalente a <3%) del esfuerzo de fluencia total de una aleación Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, el cual es insignificante. Finalmente, se han propuesto modelos para el comportamiento microestructural en el que se involucra el papel de las maclas en el endurecimiento por deformación utilizando un enfoque similar al desarrollado por Hall-Petch para describir el efecto de refinamiento de grano en los metales.

1.2.5.2 Papel de la composición química

Experimentos recientes realizados por Bouaziz et al. [49] muestran que la energía de falla de apilamiento no es el único parámetro que controla el endurecimiento por deformación de los aceros Fe-Mn-C TWIP con similares energías de falla de apilamiento, ya que se demostró que el endurecimiento por deformación depende fuertemente del contenido de carbón. Esto podría

estar ligado a las propiedades intrínsecas de las maclas como se propuso por Idrissi et al. [47] en un reciente estudio de TEM, el cual muestra que el acero TWIP Fe-Mn-C y Fe-Mn-Al-Si con fracción volumétrica de maclas similares exhiben valores muy diferentes endurecimientos por deformación. Este estudio de TEM y las observaciones experimentales indican que el contenido de carbón controla la acumulación de dislocaciones en los obstáculos planares.

Las propiedades mecánicas mencionadas de los aceros alto manganeso TWIP de alguna manera tienen reportes por diferentes centros de investigación, sin embargo aun no se ha abordado el comportamiento al desgaste. Por otro lado también se ha reportado que las aleaciones alto manganeso aceros Hadfiel tienen buena resistencia al desgaste abrasivo, sin embargo bajo deformación plástica estos sufren la transformación martensítica, lo que despierta el interés de saber el comportamiento al desgaste de los aceros TWIP. Para lo que nos apoyaremos de conceptos tribológicos.

1.3 Tribología y desgaste.

La tribología es la materia que se encarga del estudio del desgaste, el cual es caracterizado como un proceso de daño superficial debido al contacto mecánico de la materia. El tipo de contacto mecánico es muy importante para todas las pérdidas por desgaste [50].

El desgaste ocurre en muchas situaciones diferentes, en equipos en movimiento, maquinaria agrícola, bombas de pulpa, trituradoras, baleros, cojinetes planos, anillos de pistones, engranes, embragues, etc. En todos estos casos, la causa del desgaste se debe a una amplia variedad de situaciones y la solución para cada sistema especial de desgaste depende de la identificación exacta de la naturaleza del problema [50]. El análisis del sistema es necesario para identificar los parámetros del sistema tribológico, y dependiendo de los parámetros del tribosistema pueden ocurrir diferentes mecanismos de desgaste. Para la realización de ensayos de desgaste se pueden utilizar muchas técnicas; a diferencia de otros tipos de ensayo mecánico, no existen especificaciones estándar para la realización de ensayos de desgaste, pero algunas técnicas han recibido una buena aceptación a nivel laboratorio en todo el mundo [50].

1.3.1 Tribosistemas.

La aplicación de sistemas inteligentes o sistemas de análisis ha sido útil en la descripción de sistemas tribológicos. Los sistemas de análisis han sido aplicados a la tribología con relativo éxito por varios investigadores. El propósito de estos sistemas es la transformación y/o transmisión de datos de entrada en datos de salida tecnológicamente útiles. La figura 1.9 muestra la forma simplificada de un tribosistema general. La estructura general está determinada por los elementos, sus propiedades y las interacciones entre ellos [50].

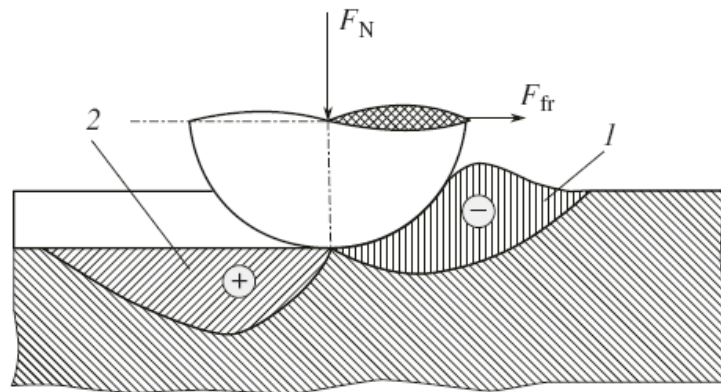


Figura 1.9. Representación esquemática de un tribosistema [51].

El cuerpo de oposición puede ser un sólido, un líquido, un gas o una mezcla de ellos. Los elementos interfaciales en sistemas tribológicos pueden ser un lubricante, capas adsorbidas, suciedad, que pueden ser sólidos, líquidos o gases o una combinación de ellos. En algún caso especial, el elemento interfacial podría estar ausente [50].

La acción de los elementos o la interacción entre ellos pueden variar ampliamente. La figura 1.10 muestra diferentes tipos de acción sobre la superficie de un cuerpo sólido. De acuerdo al movimiento, los procesos de desgaste se pueden clasificar como deslizamiento, rodamiento, oscilación, impacto y flujo. Otras descripciones de los procesos de desgaste es en relación al elemento interfacial, en el que los procesos de desgaste son lubricados o no lubricados [50].

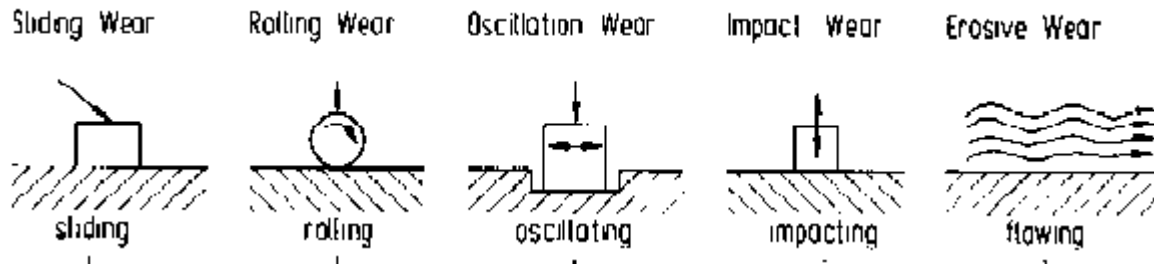


Figura 1.10 clasificación de los procesos de desgaste por el tipo de movimiento relativo entre los elementos del tribosistema [50].

Dependiendo de la estructura del tribosistema, ocurren interacciones físicas y químicas entre los elementos, que producen el desprendimiento del material de la superficie del cuerpo sólido y/o del cuerpo de oposición. La formación de rebabas de desgaste es descrita por el mecanismo de desgaste [50].

1.3.2 Mecanismos de desgaste.

El desgaste puede presentarse como pérdidas de material y/o daño superficial, pero el gran número de términos utilizados para describir los procesos de desgaste frecuentemente complican la discusión de los problemas de desgaste. Estos son términos que relacionan las características de las superficies desgastadas con los modos o mecanismos de desgaste.

Muchos autores reportan una serie de mecanismos que ocurren en el proceso del desgaste, los cuales muchas veces son redundantes, para esto la DIN en su norma 50320 resume cuatro mecanismos de desgaste (adhesión, abrasión, fatiga superficial y reacción triboquímica) que son considerados principales. En sistemas tribológicos complejos más de un mecanismo determina el comportamiento al desgaste, por lo que la selección de los materiales en aplicaciones industriales juega un papel crucial [52].

- a) Adhesión.- Se caracteriza por la formación y rompimiento de enlaces adhesivos en la interfaz.
- b) Abrasión.- Se caracteriza por remoción de material debido a las ralladuras.

- c) Fatiga superficial.- Se caracteriza por la formación de grietas en regiones superficiales debido a ciclos de esfuerzo que producen separación de partículas del material.
- d) Reacción triboquímica.- Se caracteriza por la formación de productos de una reacción química como resultado de las interacciones químicas entre los elementos del tribosistema.

1.4 Desgaste de los aceros y aleaciones alto manganeso.

Hasta el momento no hay información reportada en la literatura del comportamiento al desgaste de los aceros TWIP, ni tampoco del efecto de los elementos microaleantes en estas aleaciones. Por lo que en esta revisión se hace énfasis en los mecanismos más comúnmente reportados en aceros al carbono y aceros Hadfield, estos últimos tienen mucha similitud con los TWIP debido al contenido de manganeso, pero diferente comportamiento mecánico bajo condiciones de deformación.

1.4.1 Modificación de las superficies durante el desgaste.

Una característica importante de varios tipos de contacto tribológico en seco es la composición y las propiedades tribológicas de la interface original cambiando durante el contacto. Jacobson y Hogmark [53] reportaron que las modificaciones incluyen los cambios topográficos (suaves o rugosos), formación de microgrietas, transformaciones de fase, formación de óxidos, formación de películas sólidas por la reacción con lubricantes aditivos, transferencia de material de la superficie del cuerpo de oposición, y así sucesivamente. Sin el conocimiento acerca de cómo estas capas superficiales se forman y como modifican el tribosistema, no es posible predecir las propiedades de fricción y desgaste del material en un sistema tribológico dado. Por lo tanto, posterior a la evaluación de la prueba, se requiere el análisis de las superficies por medio de la microscopía [53].

Muy a menudo la nueva superficie del material exhibe fricción y propiedades de desgaste totalmente diferentes comparadas con el material original [54, 55]; la fricción puede reducir o

incrementar y la resistencia al desgaste puede mejorar o empeorar. Cuatro categorías de modificación de superficies pueden distinguirse (ver la figura 1.11):

- a) Modificación de la superficie original sin alguna transferencia de material (mecanismos que incluyen el endurecimiento por deformación, fatiga, generación de grietas, cambio local de la composición y fase debido a la difusión, etc.).
- b) Modificación de la superficie original que involucra transferencia de material (mecanismos que involucran difusión y posibles reacciones químicas con átomos o moléculas procedentes de la superficie de contacto o del medio que la rodan. La Tribo-oxidación de los materiales es un ejemplo muy importante en esta categoría.).
- c) Formación de tribo-películas o capas sobre la superficie original (formación de películas de escala atómica, mecanismos posibles que incluyen transferencia ambas superficies, las películas a la vez se van desprendiendo y compactándose, adsorción y adhesión de lubricante, etc.).
- d) Desgaste (pérdida de partículas o átomos de la superficie).

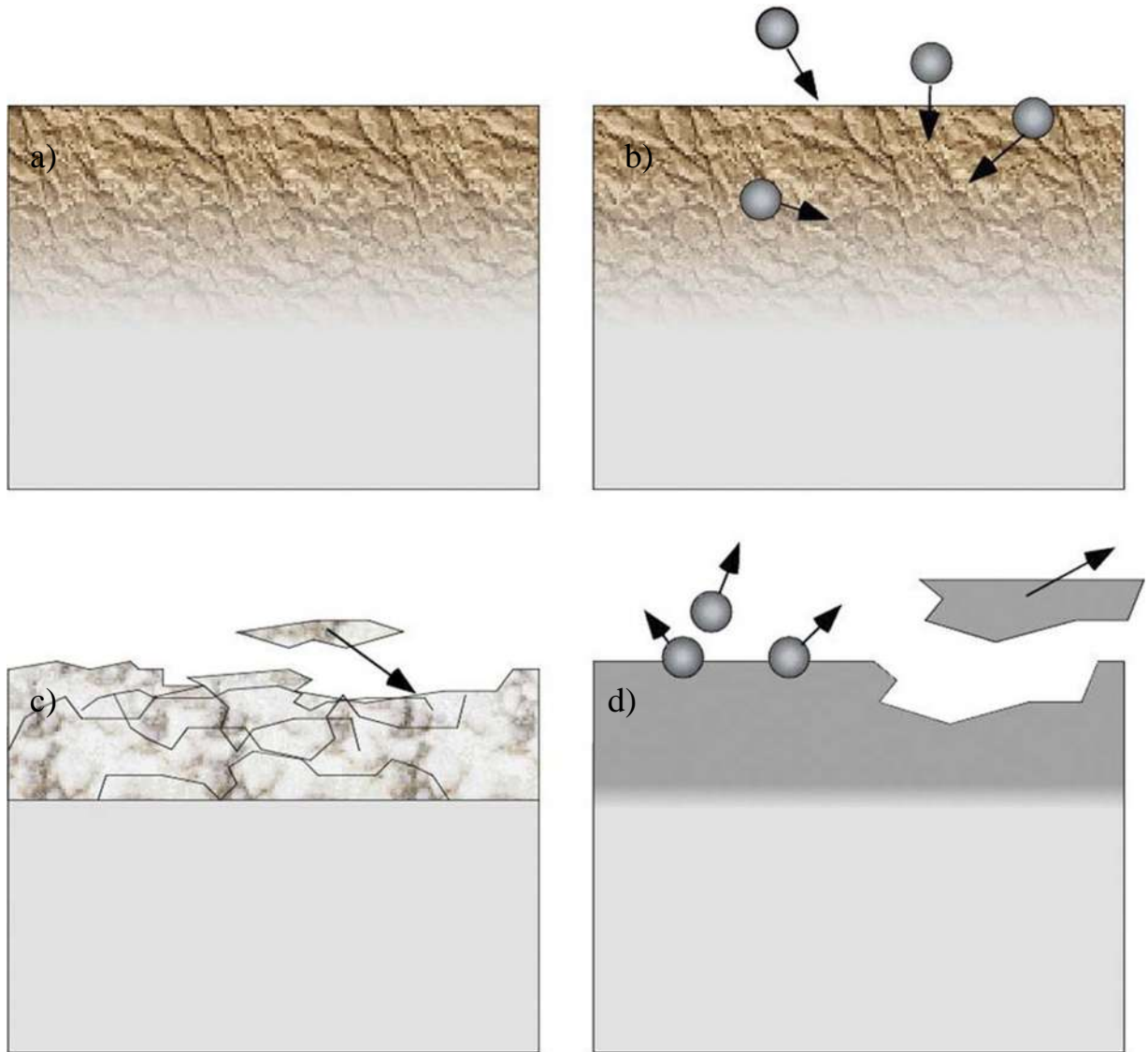


Figura 1.11. Las cuatro categorías de modificación de superficies: a) modificación sin alguna transferencia de material; b) modificación que involucra transferencia de material; c) formación de tribo-películas o capas; d) desgaste (pérdida de partículas o átomos de la superficie) [53].

Como es bien conocido, las propiedades de los materiales metálicos pueden alterarse considerablemente debido a la deformación plástica, oxidación y transformación de fase. De hecho, todos los mecanismos conocidos para el endurecimiento del material [56], pueden ser activados localmente en la capa superficial durante el contacto tribológico. Esto involucra endurecimiento por deformación (endurecimiento debido a la acción de las dislocaciones),

refinamiento de grano, (endurecimiento tipo Hall-Petch), generación de fases duras (transformación martensítica en aceros), endurecimiento debido al soluto, endurecimiento debido a partículas (óxidos entremezclados), formación de compuestos endurecidos debido al arrastre de partículas de desgaste, etc. Eklund y Hogmark [57] reportaron que el éxito de los materiales tribológicos es particularmente explicado por el hecho de que estos cambios a menudo actúan para mejorar la resistencia al desgaste.

1.4.2 Oxidación como principal mecanismo de desgaste.

La oxidación de superficies friccionadas es un proceso típico bajo condiciones de desgaste moderado, ya que, muchos de los sistemas tribológicos en deslizamiento no lubricado corriendo bajo condiciones de oxígeno atmosférico hace que el desgaste oxidativo moderado sea el mecanismo más importante. Es bien conocido que las funciones tribológicas de los óxidos formados durante el proceso de fricción previenen el contacto metal a metal sirviendo como un suplemento de lubricante adicional según lo reportado por Kato [58] en estudios de la transición de desgaste oxidativo moderado a severo. En caso de desgaste oxidativo moderado de superficies ferrosas, la temperatura de contacto es suficientemente alta, lo que causa oxidación localizada “hot-spot”. La película de óxido es delgada, irregular, y presenta desquebramiento a un cierto espesor crítico de acuerdo con lo publicado por Inman et al. [59]. El desgaste oxidativo moderado es observado en un amplio rango de temperaturas, debido a la transferencia de óxidos contenidos en la tribocapa, los cuales actúan sobre los cuerpos. A temperatura ambiente estos polvos de desgaste permanecen en forma de partículas, mientras que a 500°C las partículas comienzan a compactarse y sinterizarse conjuntamente como una protección contra el desgaste en forma de una capa. La interrelación e interdependencia de la tribo-oxidación y fragmentación o delaminación de la capa superficial de los metales son la base de las condiciones de operación del desgaste moderado [60].

El desgaste oxidativo moderado ocurre cuando los óxidos son capaces de proteger los materiales que comienzan el contacto entre sí. En cambio ocurriría desgaste metálico severo cuando la velocidad de remoción de óxidos excede la velocidad de formación de estos [60]. Las ecuaciones de predicción de desgaste para la oxidación a elevadas temperaturas,

consideran la difusión controlada por la reacción del oxígeno, las cuales son reportadas a grandes rasgos en la literatura [61-63]. También la influencia del oxígeno atmosférico y la limitación de la oxidación parabólica (cuando la velocidad de crecimiento de la capa de óxido, es inversamente proporcional al espesor del óxido) son descritas en detalle por Hong et al. [64]. Un modelo lineal del desgaste oxidativo a baja velocidad de deslizamiento fue desarrollado por Hodgson et al. [9] y confirmado por otros investigadores [65-67]. Muchas referencias describen el desgaste oxidativo combinado con otros mecanismos de desgaste a relativamente bajas velocidades de deslizamiento y temperatura ambiente [68-70]. Inman et al. [71] reportó que los óxidos de desgaste como debris se dispersan sobre la superficie desgastada de una aleación Nimonic 80A ensayada bajo condiciones de desgaste por deslizamiento contra una superficie de Stellite 6 (recubrimiento duro base cobalto), además que había algunas formaciones de óxidos compactos cerca de la temperatura ambiente.

1.4.3 Profundidad de endurecimiento.

El endurecimiento por debajo de las superficie desgastada se relaciona con la pérdida en peso como lo reporta Battacharya [72] que la profundidad del endurecimiento por deformación bajo deslizamiento en seco es mayor a velocidades de deslizamiento menores en aleaciones Hadfield. La extremadamente rápida capacidad de endurecimiento por deformación de los aceros austeníticos al manganeso fue reflejada en un incremento rápido en la dureza superficial, y consecuentemente, una disminución de la intensidad de desgaste. Un número considerable de líneas de deslizamiento y marcas de deformación fueron observadas en la microestructura, muy extendidas debajo de la superficie. Las velocidades lentas de deslizamiento producen relativamente mayores profundidades de endurecimiento por deformación. La profundidad de endurecimiento por deformación también fue encontrada con el aumento de la distancia de deslizamiento.

1.4.4 Características de los fragmentos de desgaste en MEB.

Las características de los fragmentos de desgaste de aceros alto manganeso Hadfield bajo condiciones de deslizamiento en seco fueron reportadas por Battacharya [72], y las describe que fueron de naturaleza magnética, en forma de polvos negros así como material escamoso; estas últimas eran muy brillantes y se desmoronaban muy fácilmente. La mayoría de los tamaños de partículas eran de 20-50 μm observadas con el microscopio a 30X. Con el aumento en la distancia de deslizamiento se obtuvieron grandes cantidades de partículas y la naturaleza de las partículas restantes esencialmente se mantuvo sin cambios.

1.4.5 DRX de los fragmentos de desgaste.

Battacharya [72], también determinó mediante la técnica de difracción de rayos-X que el deslizamiento en seco de aleaciones Hadfield, produce óxidos de hierro (magnetita) como productos del desgaste. Battacharya, analizó unas pocas partículas con la técnica de difracción de rayos X usando radiación $\text{Fe K}\alpha$ a 40Kv y 80 mA por 10 horas. Reportó que todos los picos eran más amplios y menos intensos debido al grado de deformación existente así como también el tamaño menor de la cristalita. El análisis de difracción de rayos-X indican la presencia de muy fuertes picos de $\text{Fe}_2\text{O}_3 - \alpha$ y también fuertes picos de Fe_3O_4 en partículas de desgaste después de un tiempo de 500 minutos a velocidades de 11.7 cm/seg, pero débiles picos de Fe_3O_4 después de 100 minutos a la velocidad de 3.5 cm/seg.

D.N. Hanlon y W.M. Rainforth [73] midieron la intensidad de desgaste en función de la temperatura de fundiciones convencionales y de fundiciones hechas por el método de “spray” de aleaciones HSS. Encuentran que los fragmentos de desgaste estaban compuestos principalmente de $\text{Fe}_2\text{O}_3 - \alpha$ (Hematita), pero también contenían $\text{Fe} - \alpha$. Algunos picos débiles estaban presentes, los cuales sugieren que pequeñas fracciones de Fe_3O_4 estaban también presentes, aunque se traslapaban entre los picos de Fe_2O_3 y Fe_3O_4 lo que hizo la identificación difícil y equivocada de una pequeña fracción de Fe_3O_4 . No se encontraron diferencias obvias entre los materiales formados por el método de “spray” y materiales de fundición convencional. Además, la constitución de los debris era aproximadamente constante

con la temperatura de ensayo, aunque hubo un incremento en la porción metálica de las partículas de desgaste con el aumento de temperatura.

1.4.6 Coeficiente de fricción.

Estudios del coeficiente de fricción de aceros alto manganeso Hadfield reportado por Battacharya [72] conducen que a bajas velocidades de deslizamiento la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción son grandes. La disminución observada del coeficiente de fricción μ con el aumento de la velocidad de deslizamiento sigue el comportamiento establecido de los materiales metálicos endurecidos. El coeficiente de fricción varió con la distancia de deslizamiento, el bajo valor de μ durante el desarrollo de la prueba fue seguido de un incremento repentino, y después los valores alcanzaron un estado estable.

D.N. Hanlon y W.M. Rainforth [73] encuentran que el coeficiente de fricción en fundiciones convencionales y de fundiciones hechas por el método de “spray” de aleaciones HSS, muestran variaciones significativas durante las primeras etapas del ensayo, llegando a un estado estable. La fricción fue alta a temperatura ambiente, pero descendió significativamente a la temperatura por encima de los 300°C.

1.4.7 Efecto de la distancia de deslizamiento sobre la intensidad de desgaste.

El comportamiento al desgaste de aceros Hadfield fue reportada por Battacharya [72], las cuales fueron sometidos de 10 a 1000 min bajo una carga constante de 50 kg. Fueron usadas dos velocidades de deslizamiento de 3.5 y 11.7 cm/s. La variación del desgaste total con la distancia de deslizamiento bajo condiciones en seco se muestra en la figura 1.12.

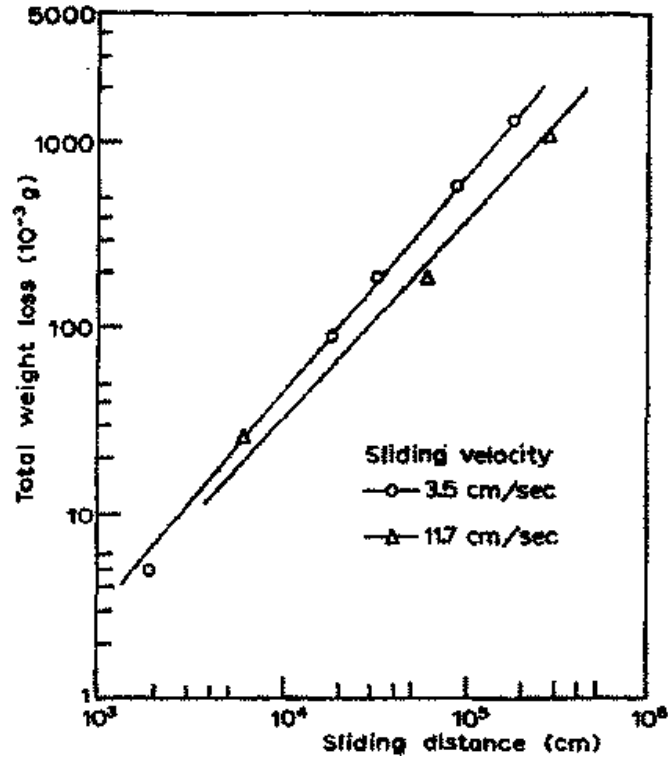


Figura 1.12. Desgaste vs. velocidad de deslizamiento (contacto en seco) en aleaciones Hadfield [72].

De la figura anterior, bajo las condiciones friccionantes de deslizamiento en seco fueron obtenidas las tasas de desgaste; la pendiente de casi 45° en ambas curvas indica una relación lineal entre el desgaste total y la distancia de deslizamiento. También muestra que las pérdidas en peso de las muestras sometidas a bajas velocidades de deslizamiento son mayores en relación a altas velocidades de deslizamiento. Grandes cantidades de partículas de óxidos fueron observadas, particularmente a bajas velocidades de deslizamiento.

1.4.8 Topografía de las superficies desgastadas.

Las superficies desgastadas bajo deslizamiento en seco de aleaciones Hadfield reportadas por Battacharya [72], muestra que fueron revestidas o cubiertas con manchas y rayas de óxidos negros. La rugosidad de la superficie en tiempos cortos de deslizamiento fueron más o menos

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

equivalentes en ambas velocidades de deslizamiento, pero aumentó en gran medida con el incremento de la velocidad de deslizamiento.

Hanlon y Rainforth [73] demostraron por medio de análisis de EDS en fundiciones convencionales y de fundiciones hechas por el método de “spray”, que las capas sobre la superficie desgastada contenían cantidades significativas de oxígeno, así como constituyentes de los HSS. Las superficies fueron extremadamente estriadas. Con el ancho de la estría comparable en tamaño al ancho de las películas.

CAPITULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

2.1 Materiales y composición química.

En este proyecto de investigación se utilizaron 5 composiciones experimentales de acero TWIP, fabricados en el laboratorio de Fundición del IIM. Se fabricó una composición de referencia (TW-SM) y otras 4 composiciones microaleados por separado con B, Nb, V y Ti. La composición química de los cinco aceros TWIP, fueron determinadas mediante un espectrómetro de chispa perteneciente a la empresa Fundidora Morelia. Los resultados del análisis químico para las cinco aleaciones, se muestran en la Tabla 2.1, y es importante mencionar que la composición es muy cercana a los valores requeridos por la composición ideal para este proyecto (0.45C-22Mn-1.5Al-1.5Si-Fe), a pesar de las condiciones de fabricación para este acero en horno de inducción abierto y no de vacío.

Tabla 2.1 Análisis químico de los aceros TWIP bajo estudio determinado mediante espectrometría de chispa (% en peso).

Elementos	Fe	C	Mn	Al	Si	P	S	N	B	Nb	V	Ti
TWIP												
TW-SM	76.8	0.46	23.0	1.25	1.3	0.02	0.001	0.015	---	---	---	---
TW-B	76.0	0.40	23.0	1.22	1.20	0.02	0.007	0.019	0.015	---	---	---
TW-Nb	76.0	0.40	23.0	1.40	1.20	0.02	0.007	0.02	---	0.08	---	---
TW-V	76.9	0.43	23.0	1.40	1.20	0.02	0.007	0.02	---	---	0.13	---
TW-Ti	76.0	0.40	23.0	1.50	1.30	0.02	0.008	0.022	---	---	---	0.23

2.2 Historial térmico-mecánico de los aceros TWIP bajo estudio.

Para realizar los estudios de resistencia al desgaste, las 5 aleaciones TWIP se tuvieron que someter a diferentes tratamientos térmicos y mecánicos. Luego de la condición de colada se sometieron al tratamiento térmico de homogenización, esto con el propósito de eliminar o

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

disminuir la segregación por difusión. Como siguiente paso se aplicó el tratamiento termomecánico de laminación en caliente, lo que permitió obtener piezas con microestructuras más homogéneas y alcanzar el espesor deseado en forma de placas. El último tratamiento fue una solubilización a una temperatura de 1100°C, por un tiempo de permanencia de 26 min y enfriadas en agua, permitiendo modificar la estructura heterogénea generada durante el procesamiento termomecánico. La Figura 2.1 muestra en resumen el historial termomecánico de los aceros TWIP, así como las diferentes técnicas de caracterización para el alcance de objetivos del proyecto de investigación.

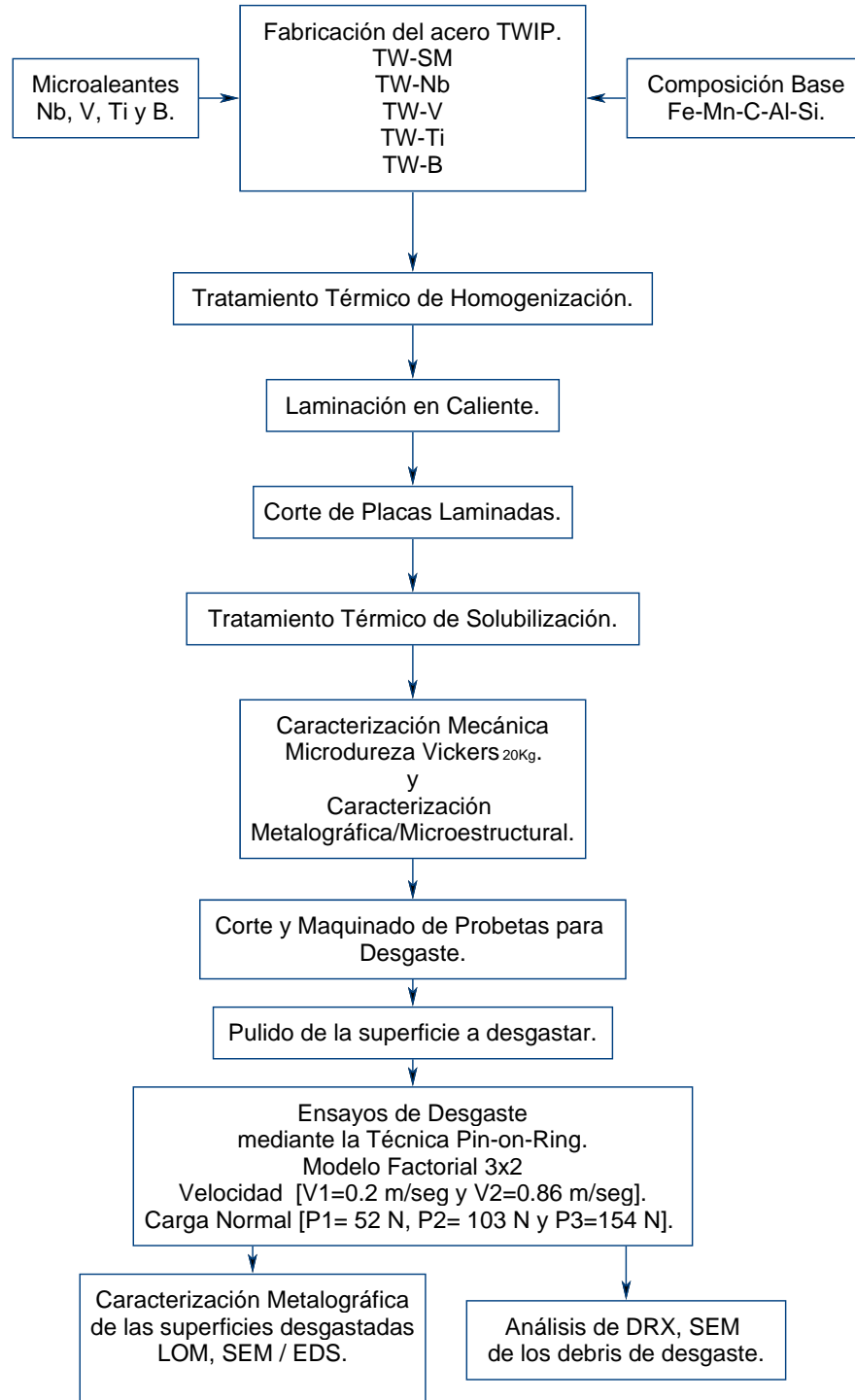


Figura 2.1 Historial termomecánico de los aceros TWIP, incluyendo las técnicas utilizadas para el análisis del estudio del comportamiento al desgaste.

2.3 Seccionamiento y maquinado de probetas.

Después del tratamiento térmico de solubilizado se realizó el seccionamiento de las placas de los aceros TWIP. Los cortes de las placas se hicieron en las instalaciones del Tecnológico de Morelia, de esta manera se obtuvieron 4 piezas por cada acero TWIP cuyas dimensiones fueron de 10x15x35 mm, las cuales fueron maquinadas en una fresa tipo vertical para obtener barras rectangulares de 9x10x30 mm con el fin de realizar los estudios del material como análisis metalográfico, dureza y ensayos de desgaste. El corte de las probetas destinadas a los ensayos de desgaste se hicieron con un disco de diamante con baja velocidad y poca carga, el cual va montado en una maquina BUEHLER ISOMET 1000, utilizando cantidades considerables de refrigerante (ver Figura 2.2), esto con el objetivo de no alterar la microestructura de la superficie que sería sometida al desgaste. Finalmente, las dimensiones de las probetas para desgaste fueron de 9x10x14 mm obteniendo 6 probetas de desgaste por cada acero TWIP.



Figura 2.2 Cortadora BUEHLER ISOMET 1000.

2.4 Caracterización metalográfica.

El objetivo de la caracterización de los aceros TWIP en condición de solubilizado mediante microscopía óptica, es analizar la morfología, tamaño del grano austenítico, presencia de maclas y relacionar esto con el efecto de los elementos microaleantes.

2.4.1 Desbaste.

El desbaste burdo, tanto para metalografía, como para el estudio del desgaste de los cinco aceros TWIP se realizó en papel abrasivo de carburo de silicio de numeración comercial (Grit) de 240, 320, 400, 600, 1000 y 1200, la granulometría promedio del papel abrasivo se muestran en la Tabla 2.2, cabe señalar que el desbaste se llevo a cabo con muy poca presión y utilizando un chorro continuo de agua para no alterara la microestructura de la superficie a analizar y/o estudiar.

Tabla 2.2 Granulometría de lijas de Carburo de Silicio.

numeración comercial (Grit)	Granulometría promedio (μm)
240	52
320	34
400	22
600	14
1000	10
1200	9.3

2.4.2 Pulido.

Posterior del desbaste las probetas se sometieron al pulido, mediante una máquina pulidora SPECTRUM SYSTEM grinder/polisher (LECO SS-1000) de disco giratorio a una velocidad de 150 rpm (Figura 2.3), la cual se encuentra en el laboratorio de preparación metalográfica, del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH.

El proceso comenzó con un paño Lecloth B-PSA y pasta de diamante sintético LECO de 6 y 3 μm como abrasivo. La última etapa de pulido fue con pasta de diamante de 1 μm . Posterior al pulido fino, se lavaron las probetas con agua y alcohol de manera que se eliminaran los contaminantes productos del pulido y de esta manera se quedara una superficie limpia.

La fuerza aplicada en el pulido, debe ser mínima pero suficiente para mantener firme la probeta en el paño que está montado en el disco giratorio, pero no excesiva, pues estas aleaciones tienen la particularidad del desprendimiento de pequeñas partículas de nitruro de aluminio (AlN), dejando huecos que se reflejan en el ataque químico. El lubricante utilizado en los tres casos fue Ultralap Diamond Extender en cantidad abundante.



Figura 2.3. Pulidora LECO SS-1000.

2.4.3 Ataque.

Una vez pulidas las probetas, fueron atacadas con el reactivo Nital con 10% de concentración (10 ml de ácido nítrico HNO_3 y 90 ml etanol). Mediante esta técnica de ataque la probeta se sumergió en el reactivo y se agitó por un tiempo de 45 segundos. Posterior al ataque, la probeta se enjuagó con agua, etanol y se secó con chorro de aire caliente para revelar la estructura y el límite de grano austenítico de los diferentes aceros TWIP, las cuales fueron observadas en el banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300 (Figura 2.4), para su posterior análisis.



Figura 2.4 Microscopio óptico Invertido NIKON EPIPHOT 300.

2.4.4 Procedimiento de la medición del tamaño de grano.

El tamaño de grano está relacionado con el comportamiento mecánico de los materiales. La medición del tamaño de grano de los diferentes aceros TWIP, se determinó mediante el método de calque en acetato, dibujando el contorno del grano austenítico, para después ser escaneado. La imagen generada se procesó con el software Sigma Scan Pro 5 para el análisis de imágenes. Se reportó el tamaño de grano promedio y su desviación estándar.

2.5 Caracterización mecánica de los aceros TWIP.

2.5.1 Ensayo de microdureza Vickers.

Para la realización de ensayos de microdureza Vickers, muestras de los diferentes aceros TWIP se desbastaron y pulieron a espejo con el objetivo de eliminar las protuberancias superficiales y obtener una lectura más fiable, ya que la dureza se considera como la resistencia que opone el material a ser penetrado, según la norma E384 de ASTM, y sin lugar a dudas dependerá de las condiciones superficiales del mismo. Se realizaron cinco indentaciones por muestra mediante un durómetro Nanovea con indentador de diamante piramidal automático y con una carga de 20 kg (ver la Figura 2.5). Se reportan valores

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

promedio de las indentaciones, así como su desviación estándar para determinar el comportamiento de la dureza de los diferentes aceros TWIP.



Figura 2.5 Durómetro Nanovea automático.

2.6 Ensayos de desgaste con la técnica “Pin-on-Ring”.

Los experimentos de resistencia al desgaste son la parte medular del presente trabajo de investigación ya que no existe información reportada del comportamiento al desgaste de este tipo de aleaciones, ni mucho menos del efecto que imponen los elementos microaleantes en dichos aceros bajo condiciones de desgaste en seco. Para dichos ensayos se utilizó una maquina ajustada para el método “Pin-on-Ring”, la cual es asistida con software SIMATIC WinCC para el procesamiento de datos de entrada en datos de salida. La figura 2.6 muestra una descripción funcional del sistema tribológico utilizado.

En cada ensayo la carga tangencial es registrada por una celda de carga, la cual envía las señales analógicas a una interface de codificación en lenguaje binario, generando así las variaciones del coeficiente de fricción.

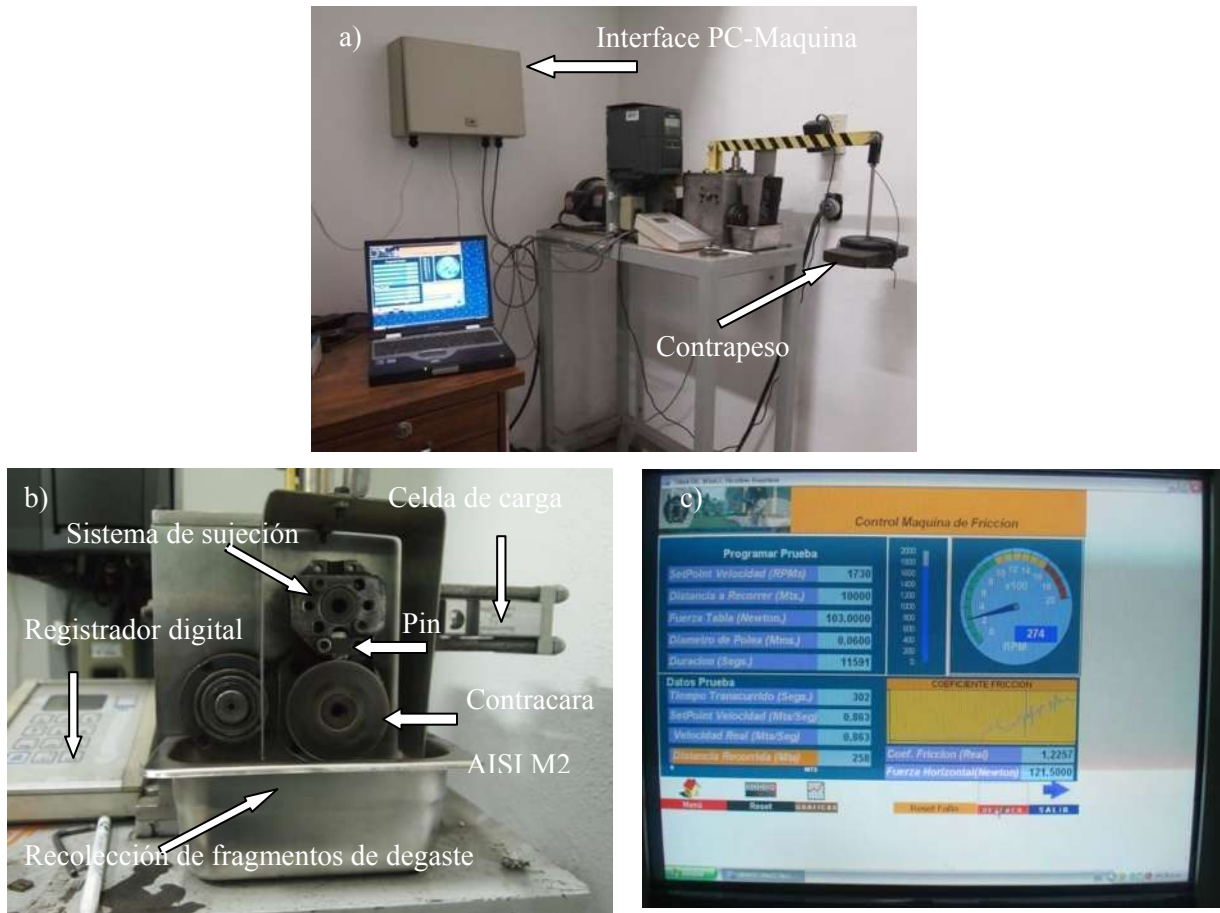


Figura 2.6 (a) Muestra el tribosistema “Pin-on-Ring, (b) adaptación del tribosistema para desgaste por deslizamiento en seco y (c) Muestra el coeficiente de fricción obtenido durante la corrida del ensayo (variable de salida).

2.6.1 Condiciones de ensayos de desgaste.

Las muestras se hicieron deslizar sin lubricación (en seco) a una distancia constante de 10 Km, con cargas de 52, 103 y 154 Newtons, sobre una contra cara de un acero endurecido M2 con una dureza de 62 HRC. La contracara es una rueda de 6 cm de diámetro, la cual se hizo girar a dos diferentes velocidades; una velocidad baja de 0.2 m/seg y a velocidad alta de 0.86 m/seg. Siendo un modelo experimental 3x2 factorial; de tres niveles de carga y dos condiciones de velocidad de deslizamiento en seco, dando un total de 6 ensayos por cada acero TWIP.

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

2.6.2 Medición de la pérdida en peso de las probetas desgastadas.

Las muestras se pesaron antes del ensayo en una balanza Mettler Toledo automática de alta precisión (Figura 2.7), después de haber recorrido los 10 Km la máquina “Pin-on-Ring” paró automáticamente, e inmediatamente las muestras fueron pesadas nuevamente para registrar la pérdida en peso por efecto del desgaste. Las partículas productos del desgaste (debris) fueron colectadas para su posterior análisis por SEM y difracción de rayos-X. Tanto los polvos de desgaste (debris) y las muestras desgastadas se almacenaron en una campana de vacío para evitar que se siguieran oxidando y no dificultar el análisis en el SEM. La pérdida de peso fue considerada como medida de resistencia al desgaste.



Figura 2.7 Balanza Mettler Toledo automática de alta precisión.

2.6.3 Medición del coeficiente de fricción.

El coeficiente de fricción es un parámetro importante durante el contacto mecánico, mediante el cual se puede seguir el progreso del desgaste y los posibles cambios en el contacto que hay durante el ensayo (mecanismos de desgaste). Así, en los ensayos de desgaste las lecturas del coeficiente de fricción (μ) se almacenaron automáticamente en una base de datos del software utilizado SIMATIC Win CC. Las curvas del coeficiente de fricción se trataron con el

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

programa OriginPro 8. Para dar un suavizado mediante un grado polinomial 7, con el propósito de marcar la tendencia que sigue dicho coeficiente durante el ensayo.

2.7 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB).

La caracterización por microscopia electrónica de barrido es una herramienta completa sobre todo para la observación o caracterización de la topografía de superficies, así como la morfología de partículas de desgaste ya que con la ayuda de la profundidad de campo se pueden definir la topografía de las superficies, desniveles, fracturas generadas durante el contacto tribológico de los aceros TWIP, en la Figura 2.8 se muestra el Microscopio electrónico de barrido MEB.



Figura 2.8 Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-6400.

2.7.1 MEB de superficies desgastadas.

Las muestras de los diferentes aceros TWIP se llevaron al microscopio electrónico de barrido y mediante la técnica de electrones secundarios se hicieron análisis de las superficies desgastadas, con el objetivo de asociar el tipo de mecanismo de desgaste predominante en las diferentes condiciones de carga y velocidad en contacto deslizante no lubricado. También con

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

EDS (Energy dispersive spectrometry) se hizo microanálisis químico semicuantitativo en diferentes zonas de las superficies desgastadas, con el objetivo de analizar la transferencia de elementos de aleación de la contracara (AISI M2) hacia la superficie de acero TWIP. Las condiciones de operación de SEM fueron con voltaje de 15 KV, con una distancia de trabajo de 20 mm. Cabe señalar que no fue necesaria la preparación de las superficies desgastadas, pues los altos y bajos de la topografía superficial, son las condiciones óptimas para el estudio en SEM.

2.7.2 MEB de los fragmentos de desgaste (Debris).

Los polvos productos del desgaste se colectaron para ser analizados en SEM con el objetivo de revisar posibles transformaciones de fase debido al calentamiento en las diferentes condiciones de carga y velocidad, producto del desgaste por rodamiento deslizamiento. La preparación de los productos del desgaste (debris), fue mediante depositación de una fracción de polvo (debris) sobre una cinta electroconductora de carbono de doble cara, la cual va montada sobre cilindros de carbón de 4 mm de diámetro y 9 mm de altura.

2.8 Difracción de rayos-X de los fragmentos de desgaste.

Los polvos de desgaste también fueron caracterizados mediante un difractómetro de rayos-X SIEMENS (ver Figura 2.9), con el propósito de confirmar la presencia de nuevas fases, así como también los tipos de óxidos predominantes que se forman durante el contacto deslizante debido al calentamiento provocado durante el contacto friccionante entre la superficie de la muestra del acero TWIP bajo estudio y la superficie del contracuerpo del acero M2. Las condiciones de operación fueron las siguientes: el rango del ángulo 2θ de 20 a 120° , rejilla de 6 mm, paso 0.06 y tiempo de 6 segundos. La identificación de los picos fue mediante el Software EVA versión 2007, en el cual se hicieron suavizaciones de los picos del 20% y de esta manera facilitar la identificación de los óxidos o fases presentes en el análisis.



Figura 2.9 Difractómetro de rayos-X SIEMENS 5000.

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1 Metalografía de los aceros TWIP en condición de solubilizado.

En la Figura 3.1 se muestran las metalografías de las microestructuras de los diferentes aceros TWIP sin microaleaar y los microaleados en condición de solubilizado a 1100°C.

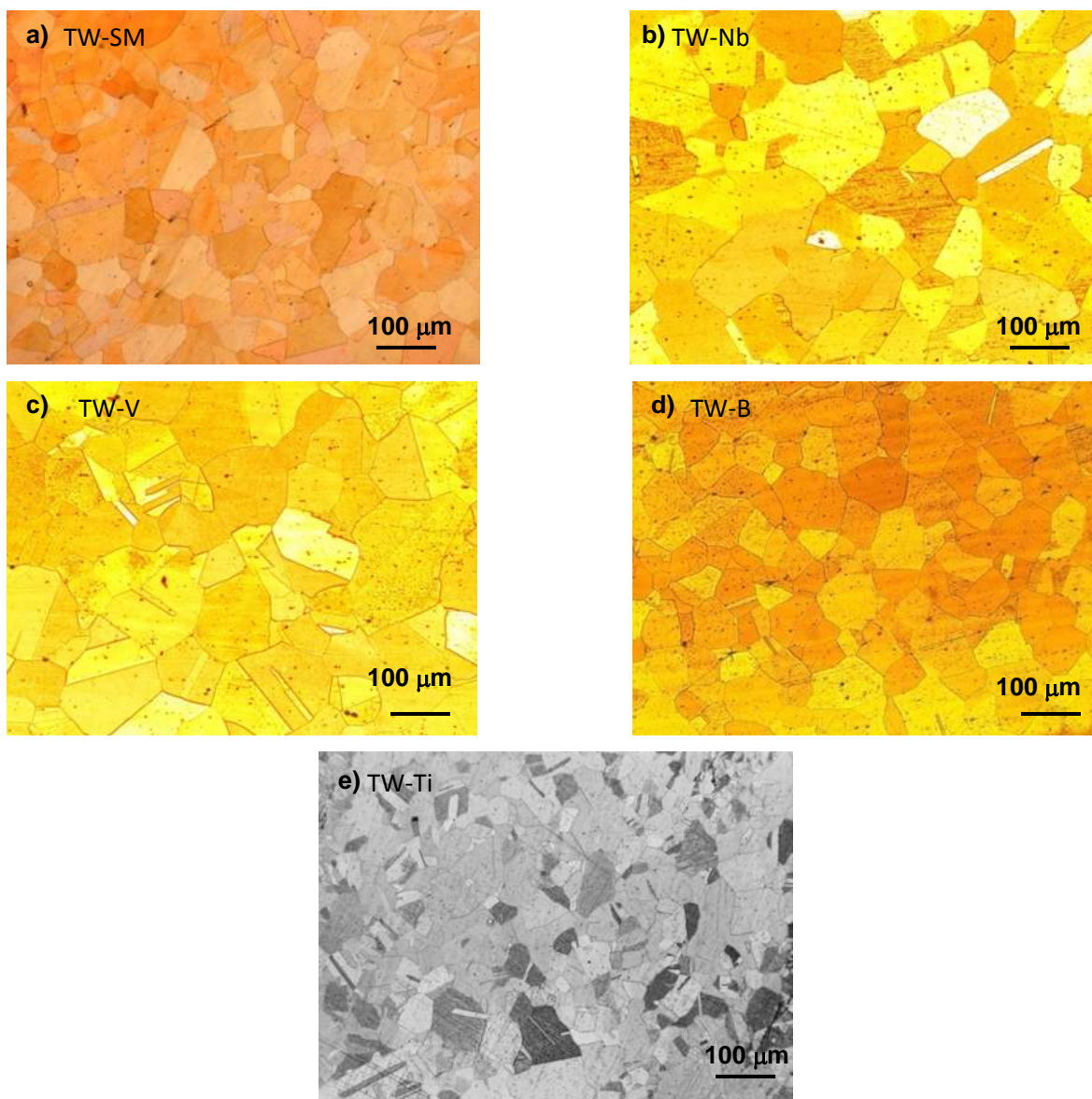


Figura 3.1 Microestructura correspondiente a los aceros TWIP a) TWIP-Sin Microaleaar, b) TWIP-Niobio, c) TWIP-Vanadio, d) TWIP-Boro y e) TWIP-Titanio, en condición de solubilizado a 1100°C.

En la microestructura del acero TWIP sin microaleador (figura 3.1a) se aprecia una estructura austenítica homogénea, la cual es el producto de recristalización generada durante el tratamiento térmico aplicado, también es notoria la presencia de maclas de recocido. En cuanto a las micrografías de los aceros TWIP microaleados con Nb y V (figuras 3.1b y c), muestran una mayor homogeneidad en el grano austenítico, aunque también presentando las maclas de recocido incompletas. Por último, la Figura 3.1d correspondiente al acero TWIP microaleado con titanio presenta granos austeníticos muy heterogéneos con presencia de maclas. En general, en la mayoría de los aceros TWIP bajo estudio hay presencia de nitruros de aluminio (AlN) y picaduras (efecto pitting) provocados durante el ataque químico para revelar la microestructura austenítica. La tabla 3.1 presenta el tamaño de grano austenítico promedio de los aceros TWIP bajo estudio.

Tabla 3.1 Tamaño de grano austenítico promedio de los TWIP bajo estudio.

Acero TWIP.	Tamaño de Grano μm.	Desviación estándar.
TW-SM	119.3	66
TW-Nb	84.8	84
TW-V	122.8	77
TW-B	88	80
TW-Ti	69	78

A partir de los valores mostrados en la Tabla 3.1 se deriva que en general el tamaño promedio del grano austenítico para los diferentes aceros TWIP es diferente a pesar que estuvieron sometidos bajo el mismo tratamiento de recocido de solubilizado, lo cual se asocia al efecto refinador de los elementos microaleantes y la temperatura a la que se realiza el tratamiento térmico de solubilizado.

3.2. Difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

La Figura 3.2 muestra los patrones de difracción de los diferentes aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado. En estos difractogramas se distingue claramente que el pico de mayor intensidad presente en todos los aceros se localiza a un ángulo $2\theta \approx 44.5^\circ$ correspondiente a la fase austenita FCC con índices cristalográficos $\gamma(111)$. Los difractogramas también corroboran la existencia de la fase austenita a un ángulo $2\theta \approx 50.5^\circ$ cuyos índices cristalográficos son $\gamma(200)$, así como en picos de menor intensidad a ángulos $2\theta \approx 74^\circ$ y 90° asociados con los índices cristalográficos $\gamma(220)$ y $\gamma(311)$, respectivamente. El pico de relativa baja intensidad ubicado a un ángulo $2\theta \approx 95.5^\circ$ correspondiente a la fase austenita FCC con índices cristalográficos $\gamma(222)$, solo se presentó en los aceros TWIP microaleados con B, Nb y Ti. Es importante señalar la presencia del pico de baja intensidad ubicado a un ángulo $2\theta \approx 55^\circ$, correspondiente a la fase martensita ϵ -HCP con índices cristalográficos $\epsilon(101)$, es indicativo que alguna pequeña fracción de austenita ha sido

transformada.

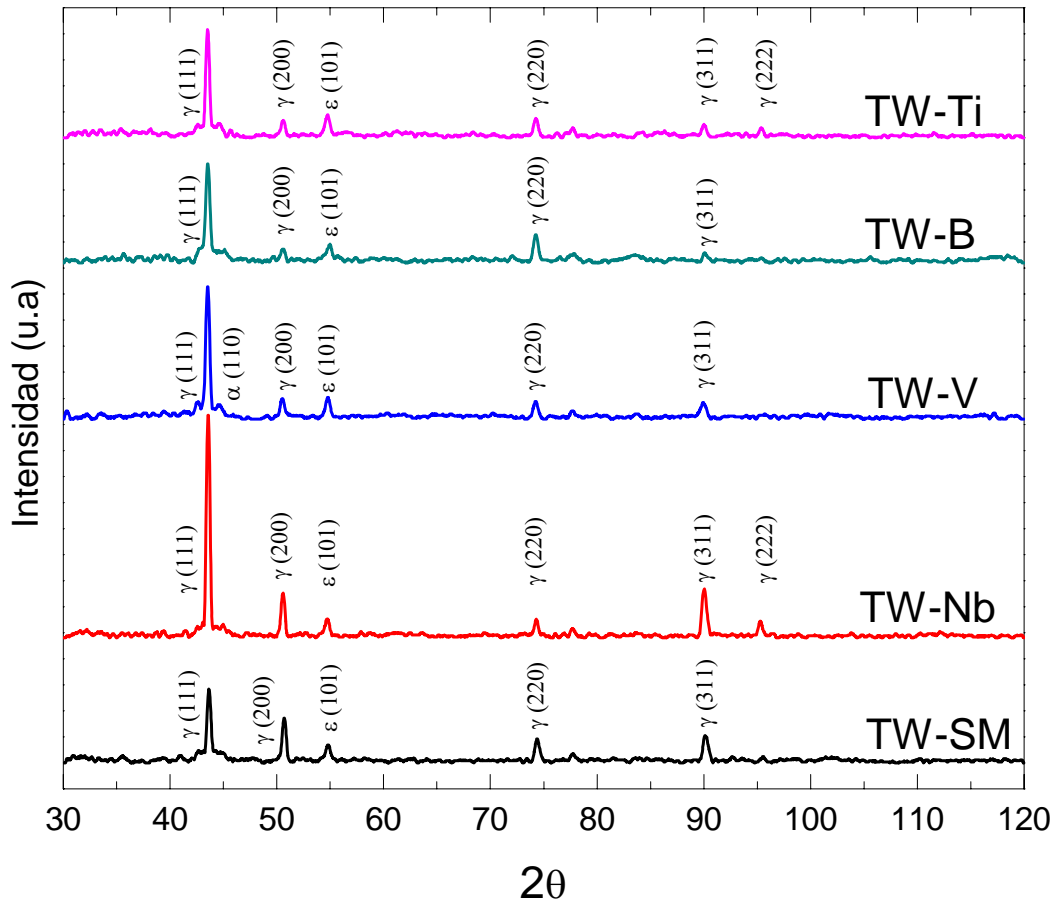


Figura 3.2. Patrones de difracción de rayos-X de los diferentes aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

3.3 Ensayos de microdureza Vickers de los aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de solubilizado.

La Figura 3.3 muestra la dureza de los aceros TWIP así como su desviación estándar. De acuerdo con estos resultados, se presenta que la aleación sin microaleaer tiene menor dureza comparada con los aceros microaleados. El acero TWIP microaleado con Niobio (TW-Nb) presenta mayor dureza respecto al resto de los aceros TWIP. De manera gradual, de mayor a menor dureza, se presenta el TWIP microaleado con Vanadio (TW-V), TWIP microaleado con Boro (TW-B) y por último el TWIP microaleado con Titanio (TW-Ti); aunque la diferencia en dureza de estos últimos tres aceros no es tan grande. Referente a los resultados obtenidos, se puede aseverar que la adición de los elementos microaleantes por separado en la composición

base del acero TWIP, impone un mejoramiento en cuanto a la dureza de esta aleación, debido a endurecimiento por solución sólida y precipitación.

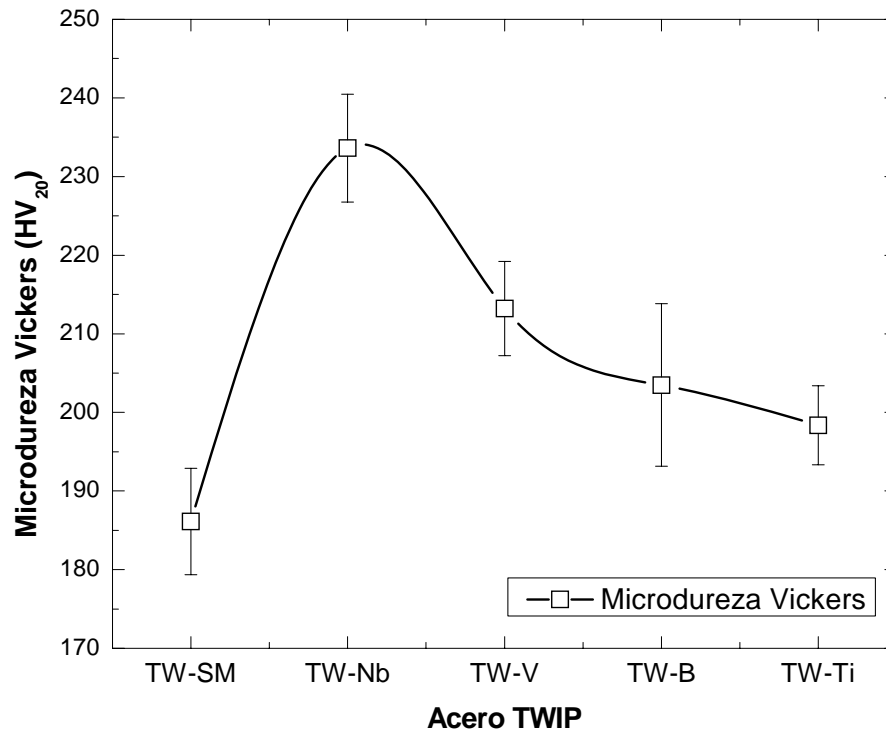


Figura 3.3 Valores promedio de microdureza Vickers (HV₂₀), de los distintos aceros TWIP en condición de solubilizado a 1100°C.

En la Tabla 3.2 muestran de manera resumida los valores de dureza promedio de los diferentes aceros TWIP, así como sus desviaciones estándar respectivas.

Tabla 3.2 Microdureza Vickers de los diferentes aceros TWIP en condición de solubilizado a 1100°C.

Acero TWIP.	Dureza Vickers Promedio.	Desviación estándar.
TW-SM	186.1	6.7
TW-Nb	233.6	6.8
TW-V	213.2	5.9
TW-B	203.48	10.3
TW-Ti	198.34	5.0

3.4 Comportamiento al desgaste de los aceros TWIP bajo la técnica “Pin-on Ring”.

En este apartado se presentan los resultados obtenidos del comportamiento al desgaste por deslizamiento en seco bajo la técnica “Pin-on-Ring” de los aceros TWIP en la condición de solubilizado a una distancia constante de 10 kilómetros a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

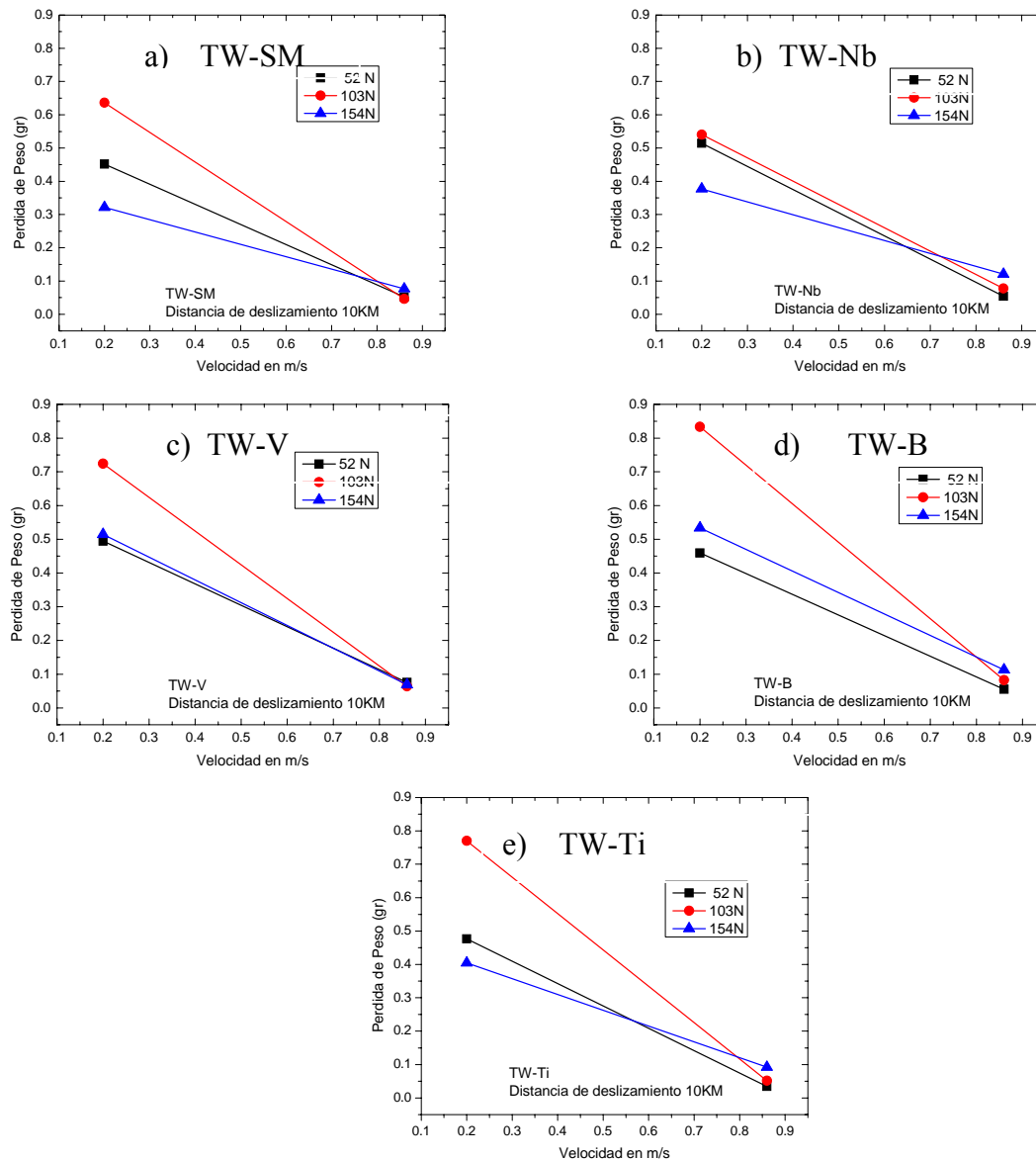


Figura 3.4 Pérdida de peso como una función de la velocidad de deslizamiento durante la prueba de desgaste con cargas normales de 52, 103 y 154 N y distancia recorrida de 10 km, a) TW-SM, b) TW-Nb, c) TW-V, d) TW-B y e) TW-Ti.

A partir de las curvas presentadas en la Figura 3.4 se observa que a velocidad de deslizamiento menor (0.2 m/s) se tienen las mayores tasas de desgaste, comparadas con la velocidad de deslizamiento alta (0.86 m/s). Siendo la carga de 103 N la que siempre impone mayor pérdida de peso en todos los aceros TWIP. En cuanto a la carga mayor de 154 N, se presenta contradicción con la ley de Archard [74], ya que se esperaría que a mayor carga normal, mayor la pérdida en peso. Prácticamente a altas velocidades de deslizamiento en seco las pérdidas en peso son mínimas y no es claro el efecto de la carga. Cabe señalar también que el acero TWIP microaleado con Niobio (TW-Nb) presentó menor tasa de desgaste comparado con el resto de los aceros TWIP, tal y como se aprecia en la Figura 3.4 (b).

Otra manera de presentar los resultados de pérdida en peso es en función de la carga, para apreciar mejor el efecto que esta impone en las dos condiciones de velocidad de deslizamiento baja (0.2 m/s) y alta (0.86 m/s). La Figura 3.5 muestra la pérdida de peso para los aceros TWIP en función de la carga.

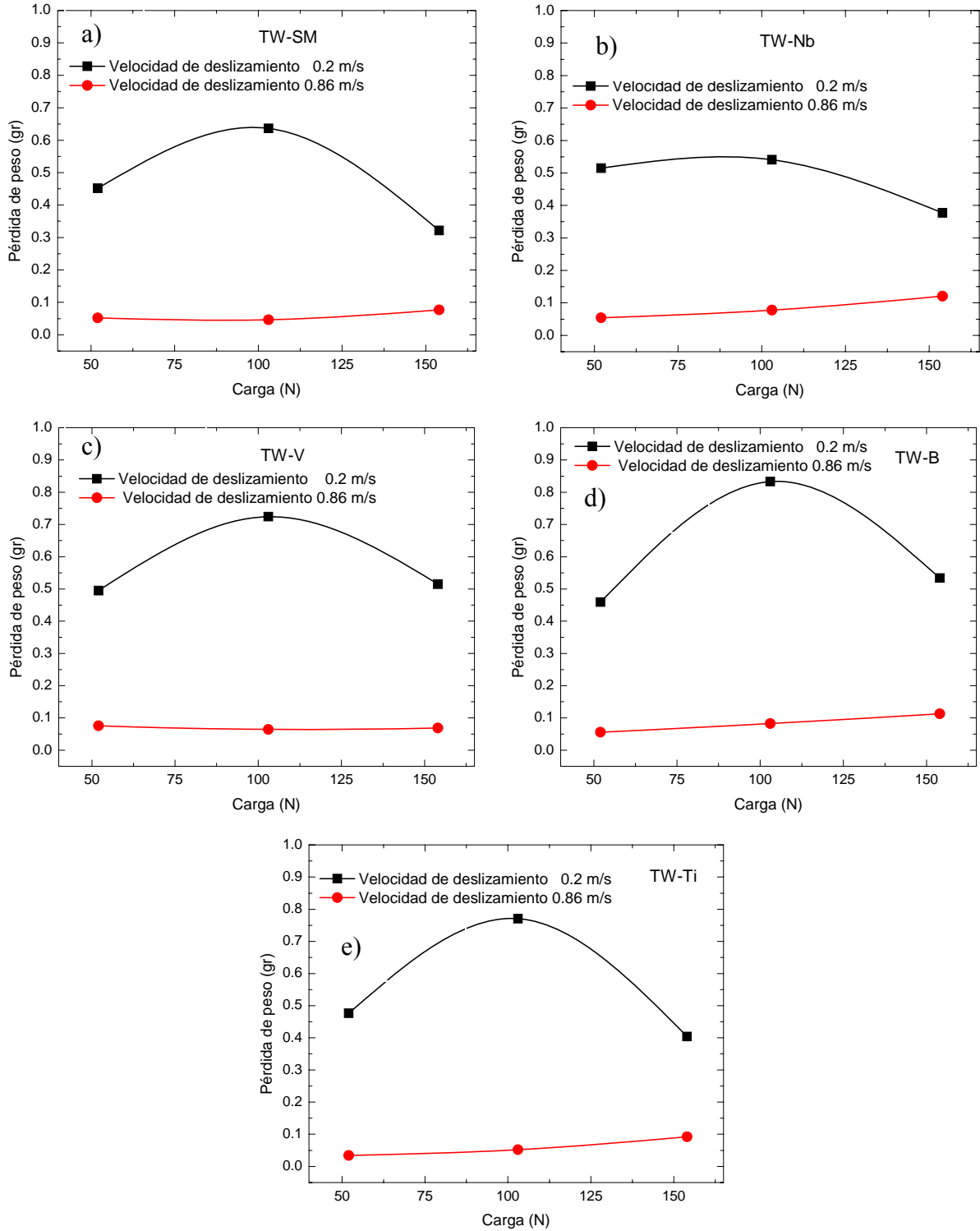


Figura 3.5 Pérdida de peso como una función de la carga normal aplicada durante la prueba de desgaste por deslizamiento y distancia recorrida de 10 km, a) TW-SM, b) TW-Nb, c) TW-V, d) TW-B y e) TW-Ti.

Los resultados muestran que en aceros TWIP microaleados, el efecto de la carga en la tasa de desgaste es notorio a velocidades de deslizamiento bajas (0.2 m/s), ya que a esta velocidad la mayor tasa de desgaste se presenta en la carga intermedia (103 N), y en cuanto a la tasa de desgaste impuesta por la carga alta es relativamente menor comparada con la carga mínima de 52 N, en la mayoría de los aceros TWIP. Por otro lado, a la velocidad alta (0.86 m/s) la carga impone una tasa de desgaste menor, pero cabe señalar que aunque no hay mucha diferencia de pérdidas de peso, se manifiesta la tendencia descrita por Archard [74], que a mayor carga, mayor es la tasa de desgaste. El acero TWIP que presenta mejor comportamiento al desgaste es el microaleado con Nb (TW-Nb), respecto al resto de las aleaciones TWIP. Esto puede ser explicado desde el punto de vista de la dureza, puesto que este acero fue el que presentó más alto valor de dureza Vickers, y podría estar relacionado con el endurecimiento por solución sólida y precipitación generada por el niobio como elemento microaleante.

3.5 Análisis de las superficies desgastadas por MEB.

En este apartado se muestran las micrografías de MEB de las superficies desgastadas de los diferentes aceros TWIP (Figuras 3.6-3.10), bajo las diferentes condiciones de variación de carga y velocidad a una distancia de 10 kilómetros. La figura 3.6 muestra las superficies desgastadas en el acero TWIP de referencia (TW-SM).

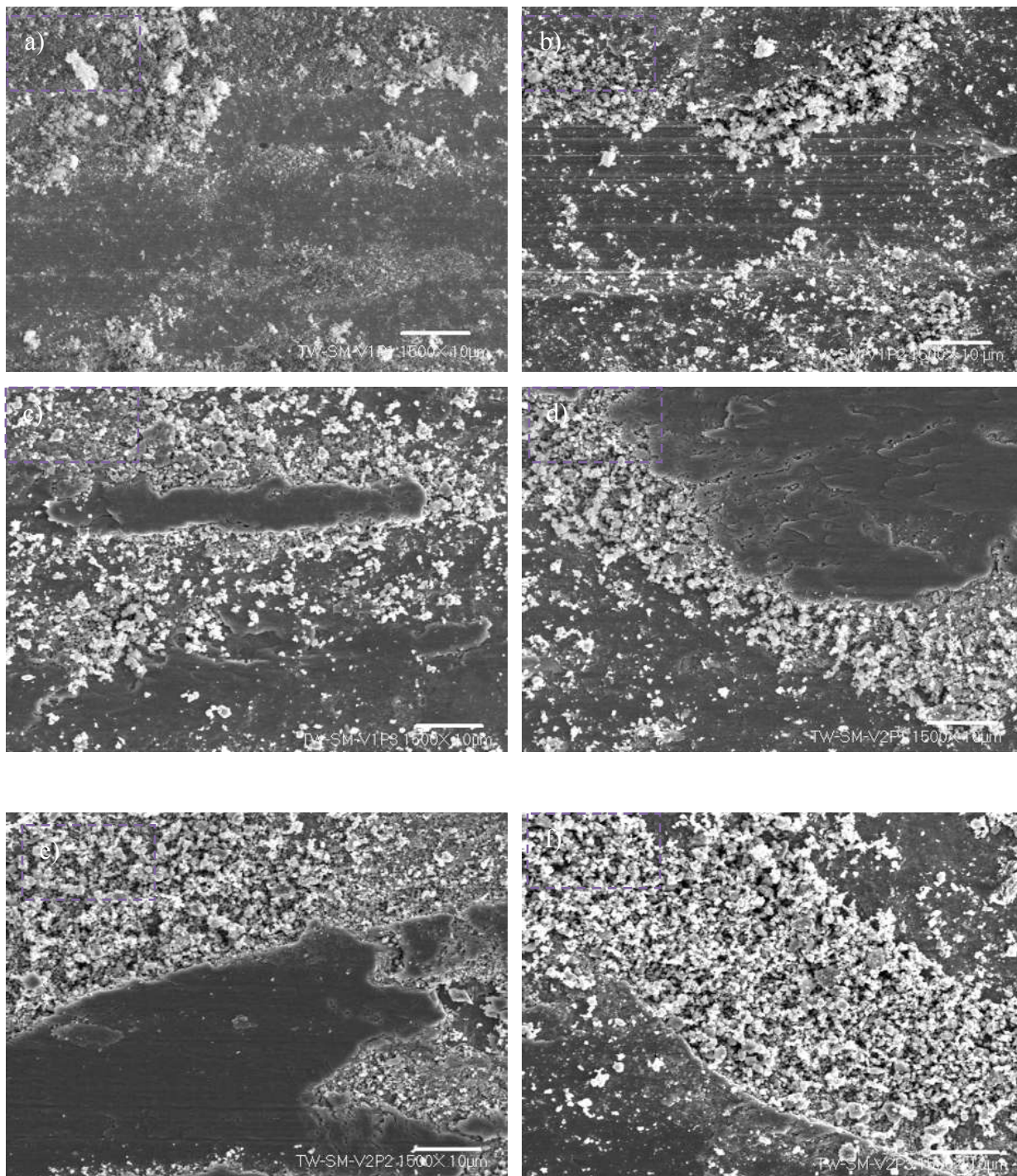


Figura 3.6 Superficies desgastadas del acero TWIP sin microaleaer, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N, y f) 0.86 m/s y 154 N.

En el acero TWIP sin microaleado desgastado con velocidad baja (0.2 m/s) y nivel de carga baja (52 N), las superficies desgastadas presentan un aspecto liso con partículas oxidadas y dispersas sobre ella. Para la condición de velocidad baja (0.2 m/s) y carga intermedia (103 N), se presentan ralladuras, indicios del desgaste abrasivo, así como también se presenta acumulación de partículas de desgaste en forma de óxidos sobre la superficie desgastada. En la condición con baja velocidad y carga alta, se presentan áreas con marcas típicas de desgaste y áreas de la superficie original con revestimiento de multicapas de óxido [75]. En esta condición también se encontraron las superficies con velocidad alta y la carga más baja, donde además existe la presencia de pequeñas marcas en delaminación. En velocidades altas (0.86 m/s) y cargas de 103 N y 152 N se presentan superficies exfoliadas, lo cual es producto de la delaminación superficial [53], es decir la presencia de capas de óxido sobre toda la superficie desgastada, los cuales pueden resultar en una disminución de la pérdida en peso [76]. La Figura 3.7 muestra las superficies desgastadas en el acero TWIP microaleado con Niobio (TW-Nb).

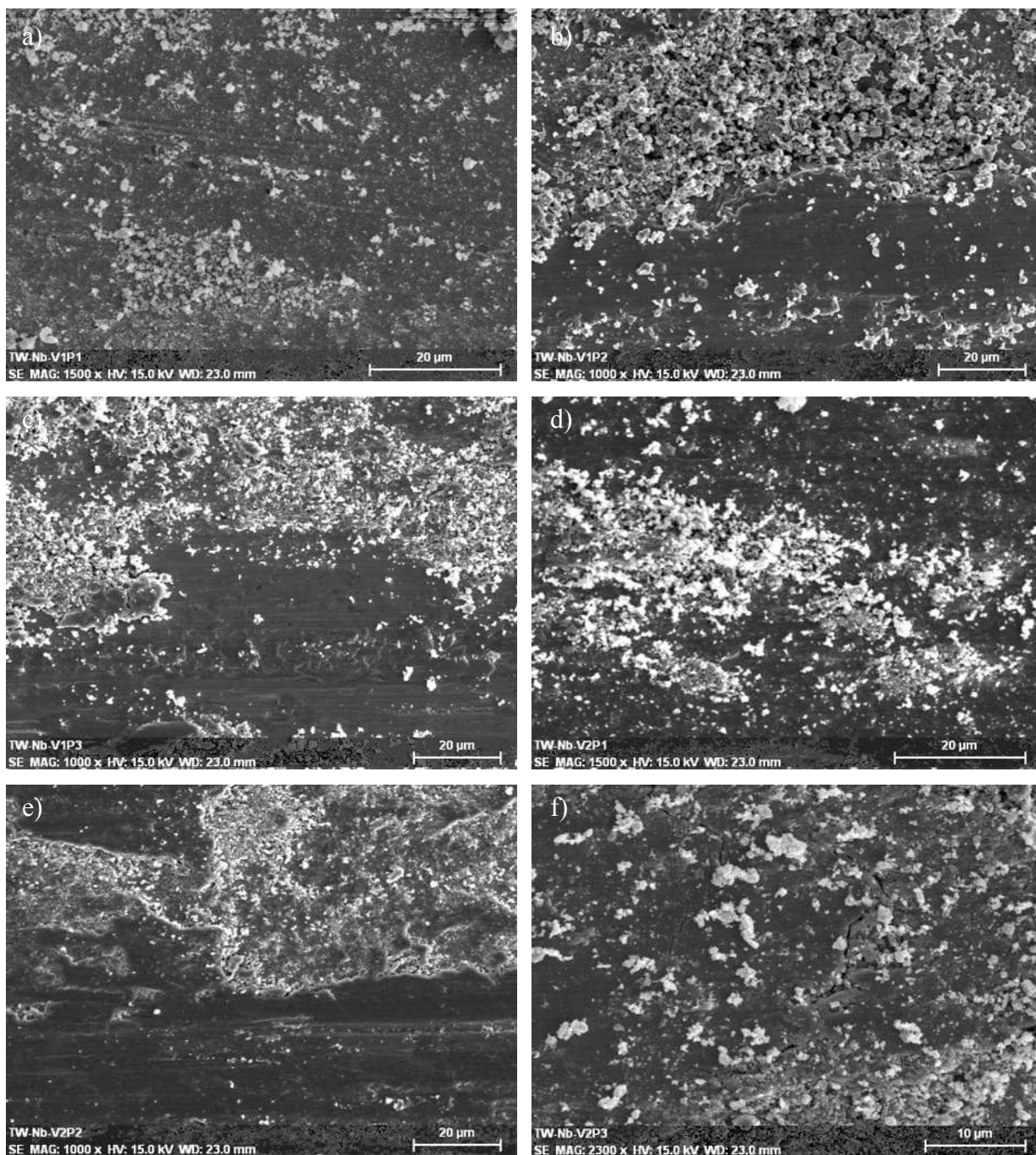


Figura 3.7 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

Los aceros TWIP microaleados con Niobio, el comportamiento al desgaste con velocidad baja (0.2 m/s) y nivel de carga baja, se presenta oxidación de la superficie. En niveles de carga intermedia y alta hay presencia de surcos finos, así como también exfoliación de la superficie con partículas oxidadas y dispersas sobre ella. Para la condición de velocidad baja (0.2 m/s) y carga intermedia (103 N), se presentan surcos, indicios del desgaste abrasivo, así como también presentan acumulación de partículas de desgaste en forma de óxidos sobre la superficie desgastada. En la condición con baja velocidad y carga alta, se presentan áreas con marcas típicas de desgaste y áreas de la superficie original con revestimiento de multicapas de óxido [75]. Esto también se presenta para la condición de velocidad alta y carga más baja, así como también indicaciones de pequeñas delaminaciones. En velocidades altas (0.86 m/s) y cargas de 103 N y 152 N se presentan superficies exfoliadas, lo cual es producto de la delaminación superficial [53], la presencia de grietas en la superficie corrobora que esta aleación tiene menor tenacidad a la fractura, debido al efecto microaleante con niobio.

La figura 3.8 muestra las superficies desgastadas en el acero TWIP microaleado con vanadio (TW-V).

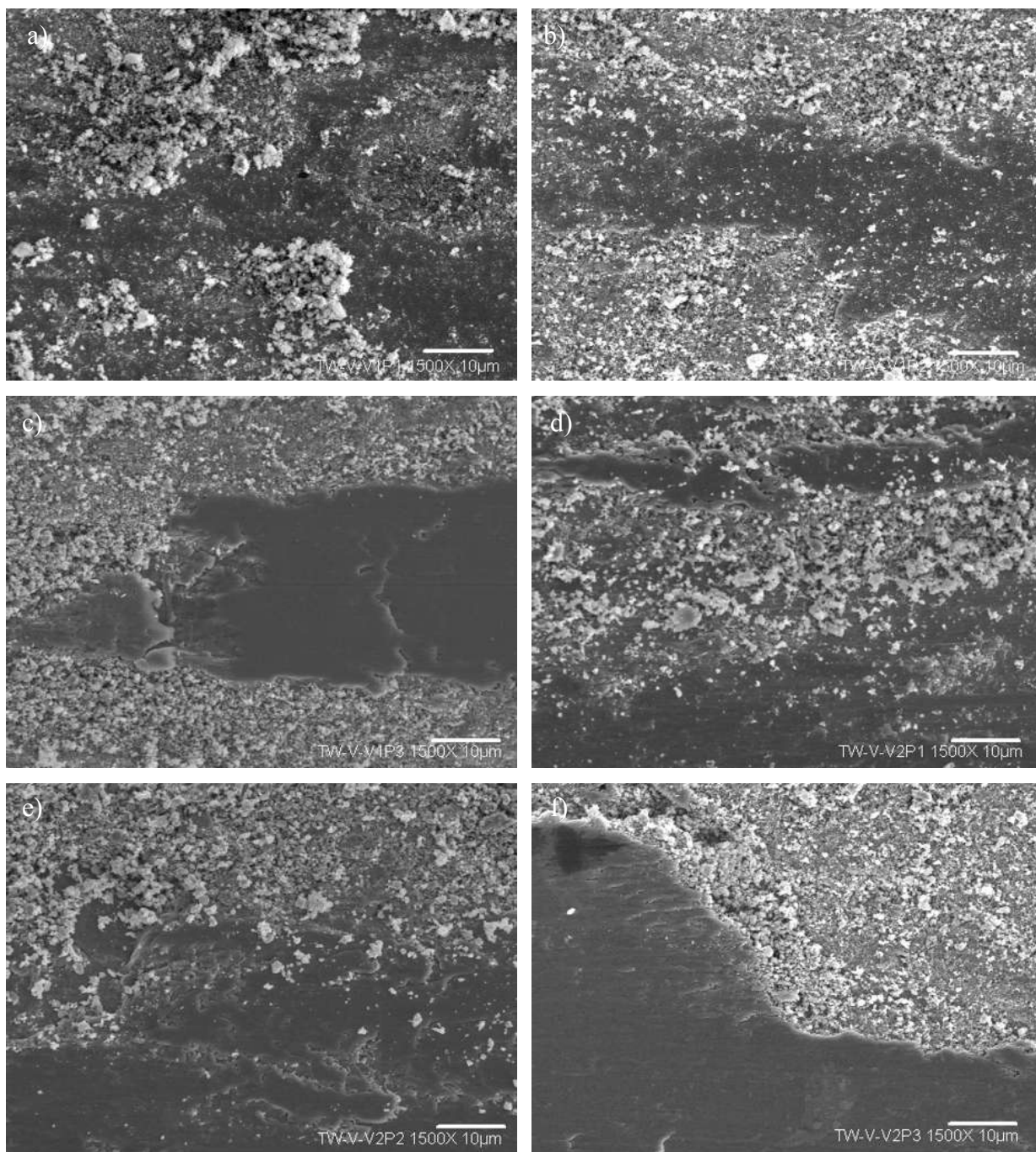


Figura 3.8 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con vanadio, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

La figura 3.9 muestra las superficies desgastadas en el acero TWIP microaleado con boro (TW-B).

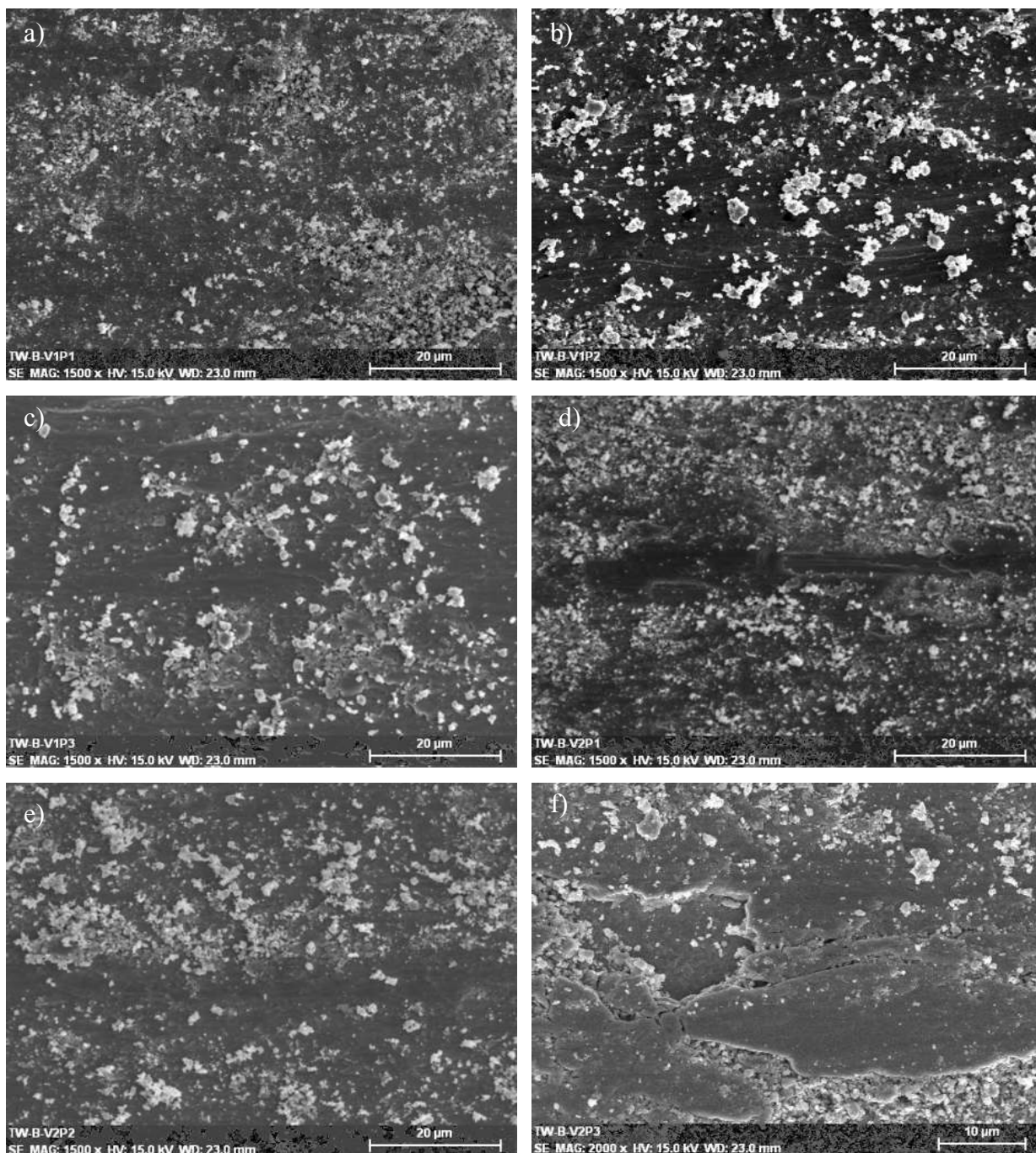


Figura 3.9 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con boro, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

La figura 3.10 muestra las superficies desgastadas en el acero TWIP microaleado con titanio (TW-Ti).

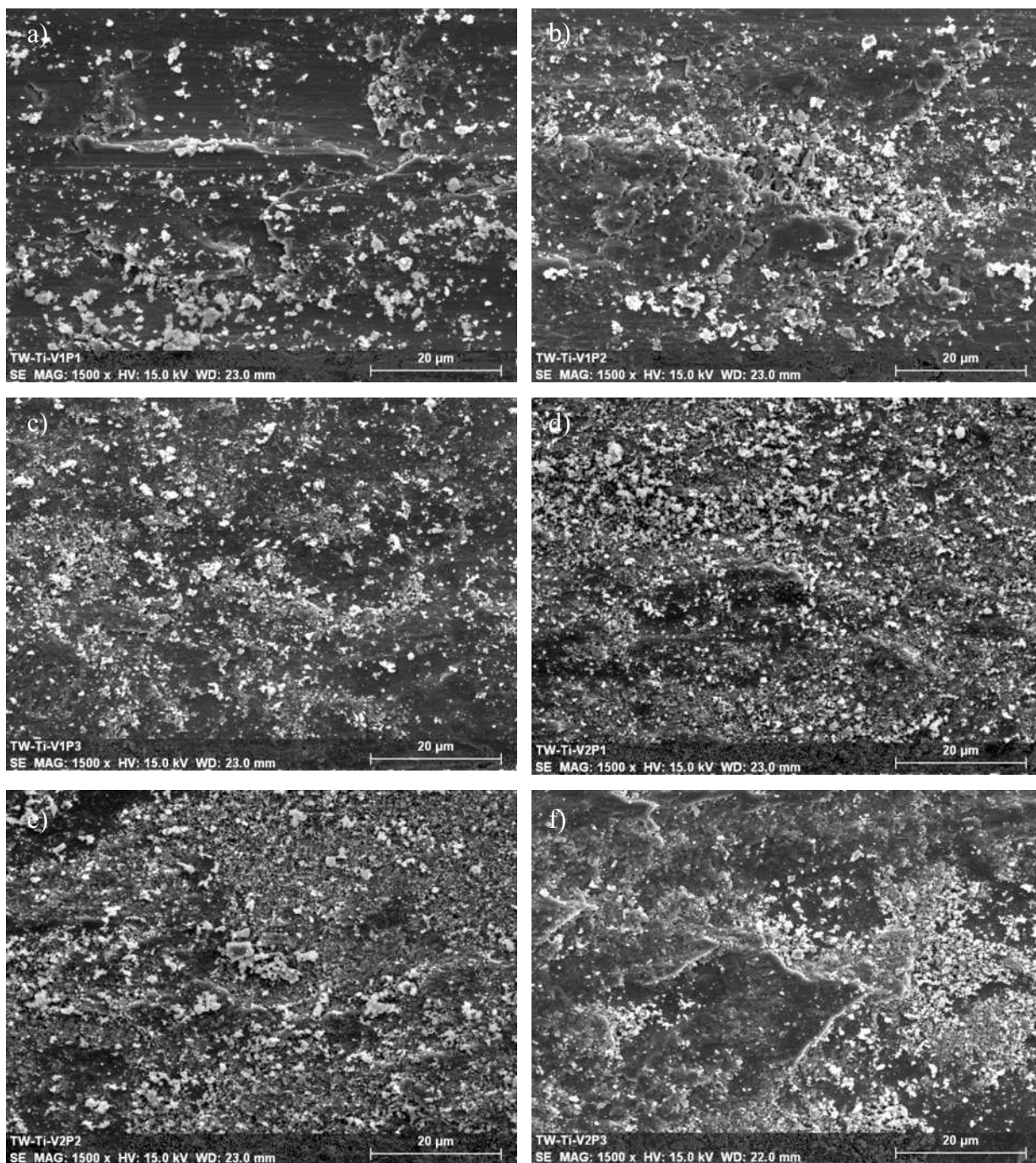


Figura 3.10 Superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con titanio, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 Km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s e y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

En general para los aceros TWIP bajo estudio, los ensayos con velocidad baja (0.2 m/s) y nivel de carga baja (52 N), las superficies desgastadas presentan un aspecto liso con partículas oxidadas y dispersas sobre ella. Para la condición de velocidad baja (0.2 m/s) y carga intermedia (103 N), se presentan rallas, indicios del desgaste abrasivo, así como la acumulación de partículas de desgaste en forma de óxidos sobre la superficie desgastada. En la condición de velocidad baja (0.2 m/s) y carga alta (154 N), se presentan áreas con marcas típicas de desgaste y áreas de la superficie original con revestimiento de multicapas de óxido [75], esto también se presenta para la condición de velocidad alta (0.86 m/s) y la carga más baja (52 N), donde además existe la presencia de pequeñas marcas en delaminación. En velocidades altas (0.86 m/s) y cargas de 103 N y 152 N se presentan superficies exfoliadas, las cuales son una fuente potencial de transferencia de material de la rueda AISI M2 hacia la superficie del acero TWIP [77], y es producto de la delaminación superficial [53]. Por otra parte la presencia de capas de óxido sobre toda la superficie desgastada puede resultar en una disminución de la pérdida en peso [76], es decir una mejora de la resistencia al desgaste del acero debido a que estas capas de óxido disminuyen el coeficiente de fricción al actuar como lubricante.

Se puede resumir, que a bajas velocidades de deslizamiento en seco y con carga intermedia (condición donde se presenta la mayor pérdida en peso), existe combinación de mecanismos de desgaste abrasivo y oxidativo. Debido al mecanismo de abrasión, la capa de óxido se hace inestable (desprendimiento repetitivo de esta capa de óxido), provocando que haya contacto metal a metal, lo que conduce a la mayor tasa de desgaste registrado en esta condición de ensayo. Para el caso con carga mayor, donde se presenta incluso menor pérdida de peso, podría deberse a que con esta presión de contacto superficial se genera mayor calor aumentando la temperatura entre las superficies, comparado con el calor generado con carga intermedia, lo cual hace la capa de óxido estable y de esta manera se evita el contacto metal a metal.

En lo que respecta a las condiciones de velocidad alta en todas las condiciones de carga, la capa de óxido generada tiene mayor estabilidad (es decir buena adherencia con el sustrato). Esto puede sustentarse con el aumento excesivo de la temperatura generada por la velocidad de deslizamiento utilizada. El aumento de la temperatura en el contacto tribológico favorece la

oxidación (reacción triboquímica), y esto evita el contacto metal a metal. Bajo estas condiciones, la capa protectora sirve incluso como un lubricante, ya que disminuye el coeficiente de fricción durante el deslizamiento, por lo tanto, las fuerzas tangenciales disminuyen y son disipadas fácilmente por la superficie del material bajo ensayo, esto también fue reportado por Kato, Inman y Garbar [58, 59 y 60] en estudios relacionados la transición de desgaste severo a suave por la formación de películas de óxido, estudios de desgaste de a temperatura alta de interfases metálicas disimiles y estudios de gradación sobre el desgaste oxidativo respectivamente.

3.5.1 Análisis químico semicuantitativo de la superficie desgastada de los aceros TWIP mediante MEB-EDS.

En esta sección se muestran los análisis químicos semicuantitativo de EDS, para los diferentes aceros TWIP de las condiciones de ensayo más representativas (figuras 3.11 a 3.15).

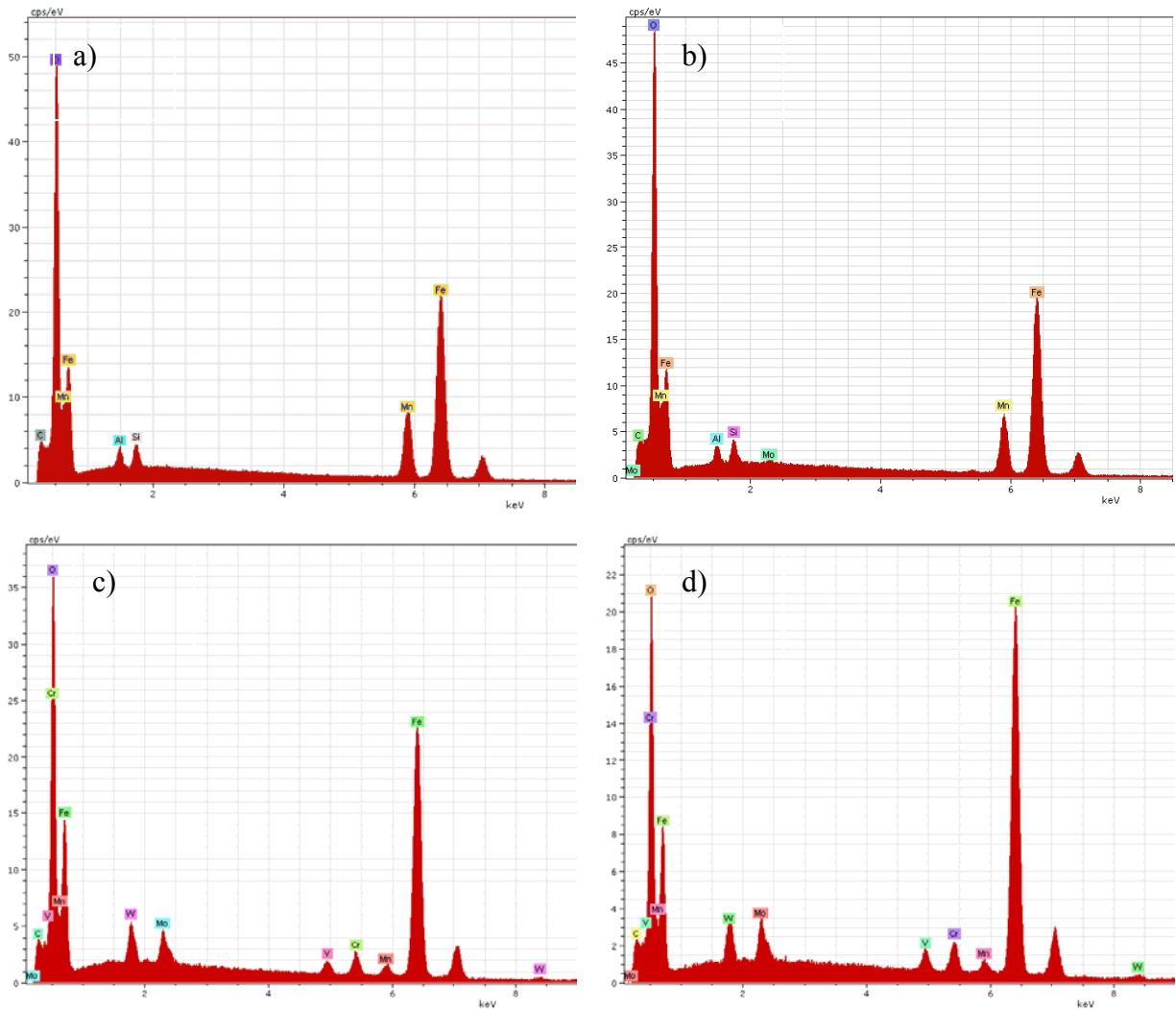


Figura 3.11 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP sin microaleaer, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) VIP1, b) V1P3, c) V2P2 y d) V2P3. (V1=0.2 m/s, V2=0.86 m/s, P1=52N, P2= 103 N y P3=154 N).

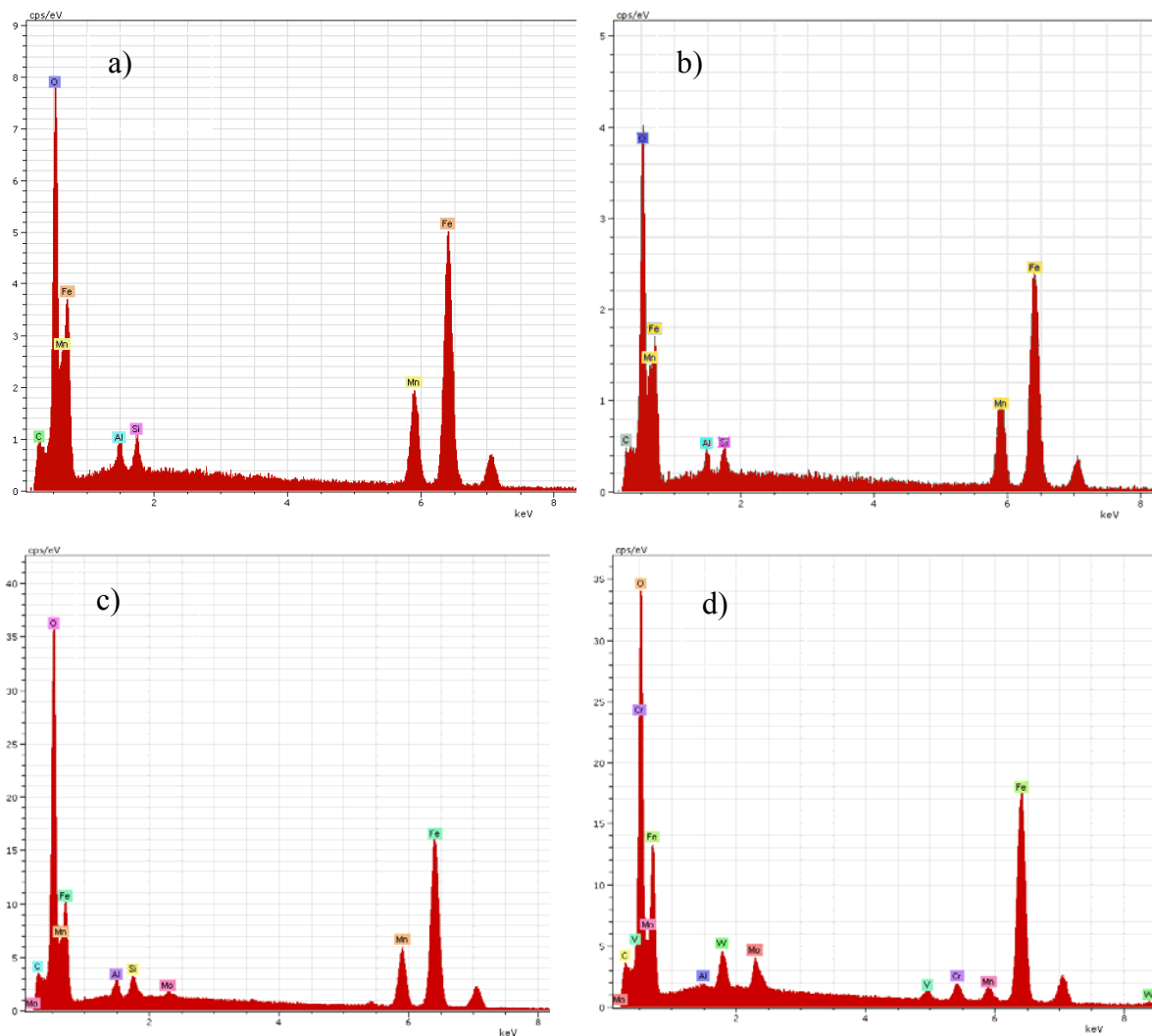


Figura 3.12 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. (V1=0.2 m/s, V2=0.86 m/s, P1=52N, P2=103 N y P3=154 N).

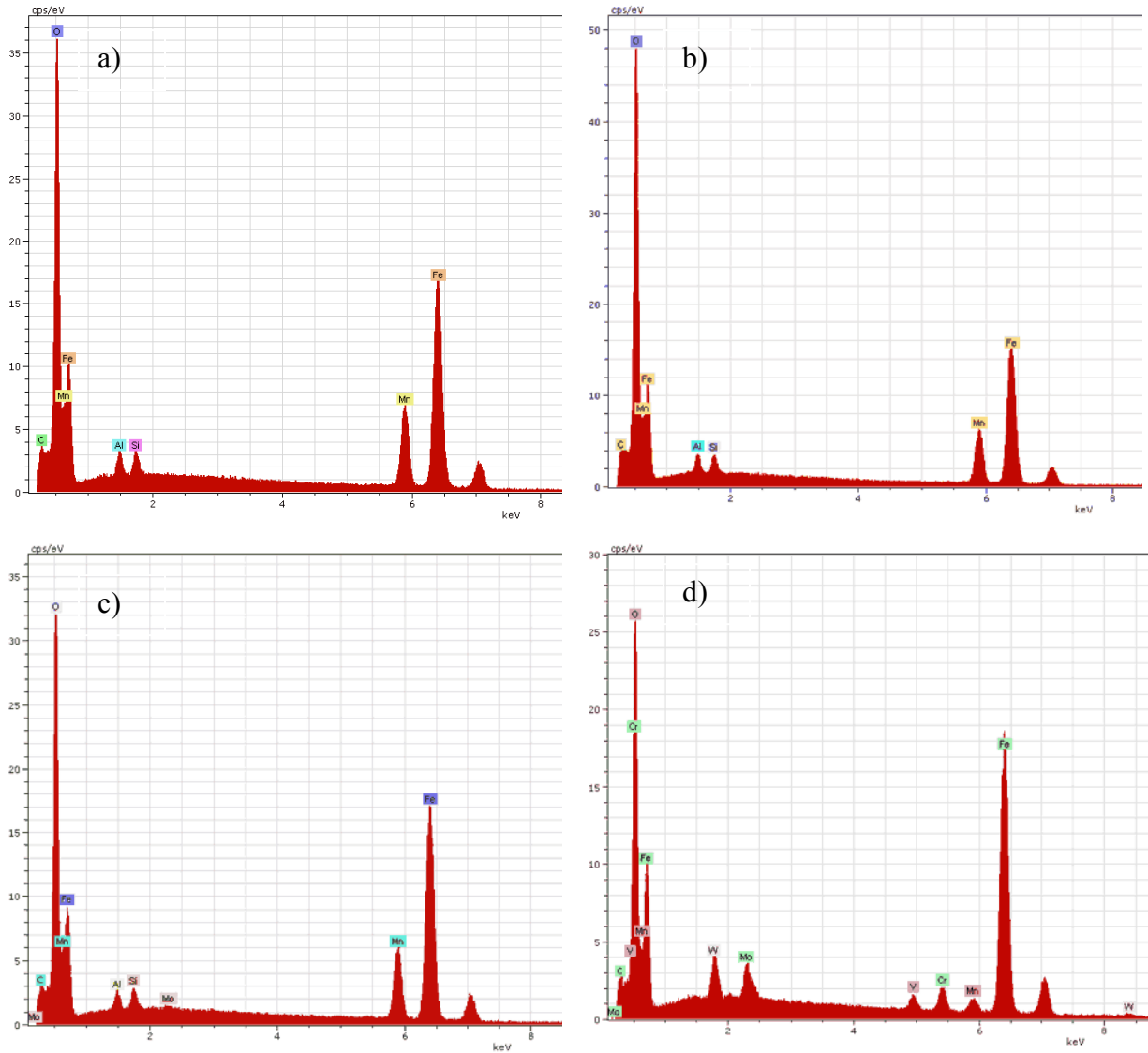


Figura 3.13 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con V, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. (V1=0.2 m/s, V2=0.86 m/s, P1=52N, P2=103 N y P3=154 N).

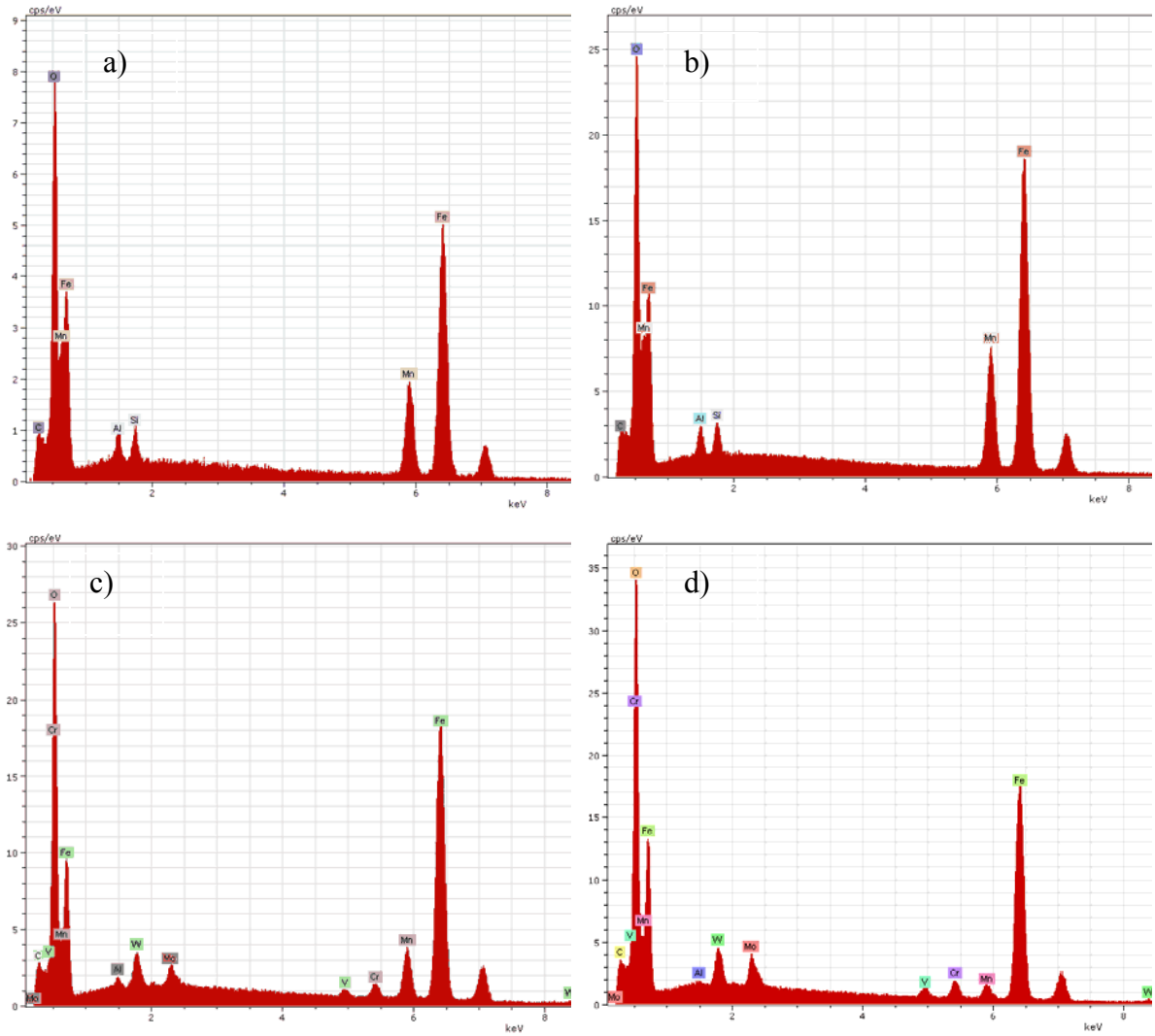


Figura 3.14 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con B, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. (V1=0.2 m/s, V2=0.86 m/s, P1=52N, P2=103 N y P3=154 N).

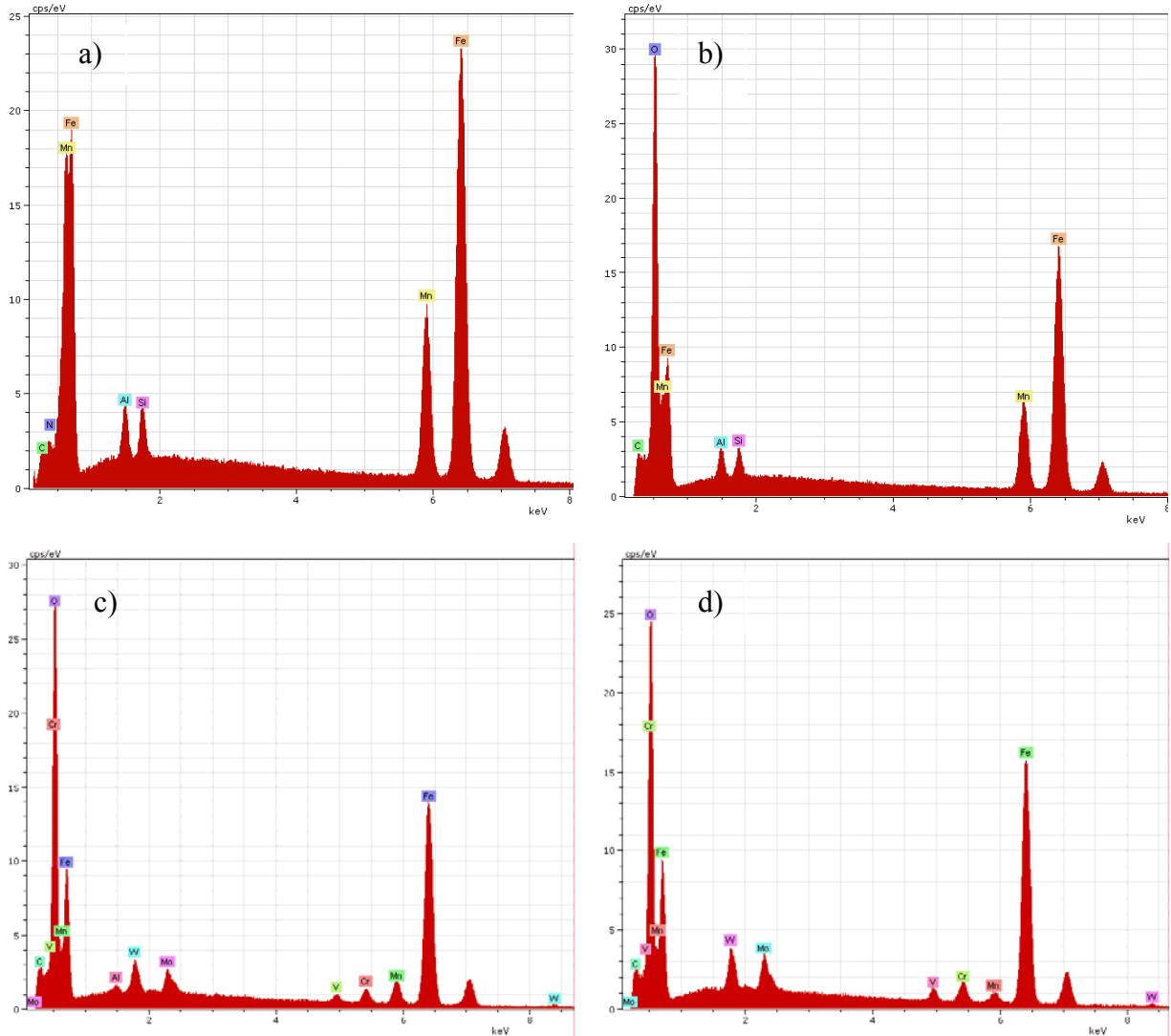


Figura 3.15 EDS de superficies desgastadas del acero TWIP microaleado con Ti, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km, a) V1P1, b) V1P3, c) V2P1 d) V2P3. (V1=0.2 m/s, V2=0.86 m/s, P1=52N, P2=103 N y P3=154 N).

En general se puede apreciar que en las condiciones de velocidad baja y los tres niveles de carga, no existe transferencia de material de la contracara (rueda) hacia la superficie desgastada, ya que los elementos que se muestran son principalmente de la composición base de los aceros TWIP (Fe, Mn, Al, Si, C) y altas cantidades oxígeno, confirmando así que el modo principal de desgaste es oxidativo. A velocidades altas y carga baja, el Molibdeno comienza aparecer como consecuencia de la transferencia de material de la contracara hacia la

Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, UMSNH.

superficie desgastada del acero TWIP. Para el caso de carga media y alta, prácticamente se presenta la transferencia de los elementos que conforman la composición de acero contracara AISI M2 (Mo, Cr, V y W), lo cual también confirma que las superficies exfoliadas son un área potencial de transferencia de materia [77].

3.6 Análisis de los fragmentos de desgaste (debris) por MEB.

En las Figuras 3.16 a 3.20, se presentan las imágenes de MEB de las partículas de desgaste (debris) características de cada condición de ensayo, para los diferentes aceros TWIP.

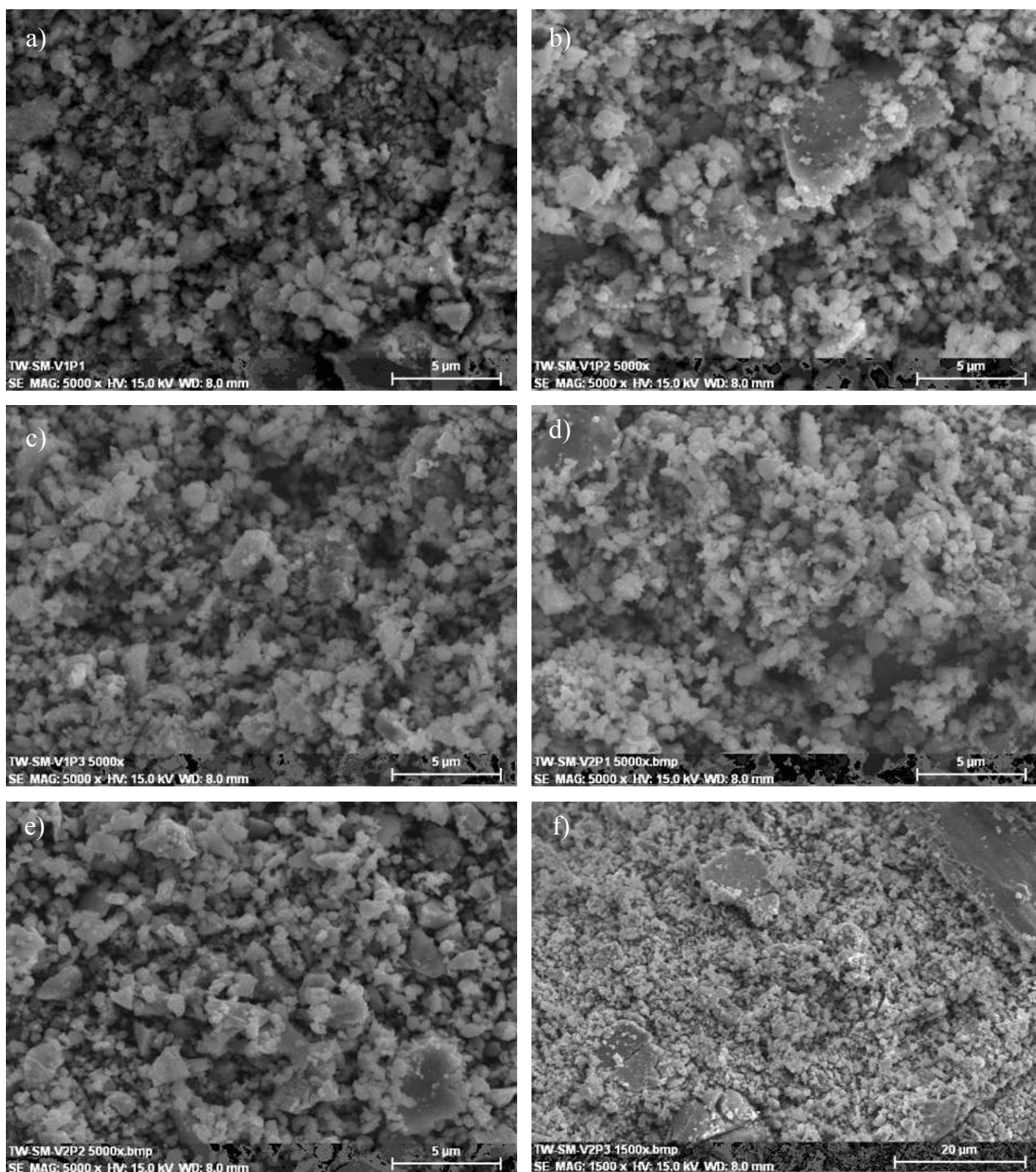


Figura 3.16 Debris de desgaste del acero TWIP sin microaleaer, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2

m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

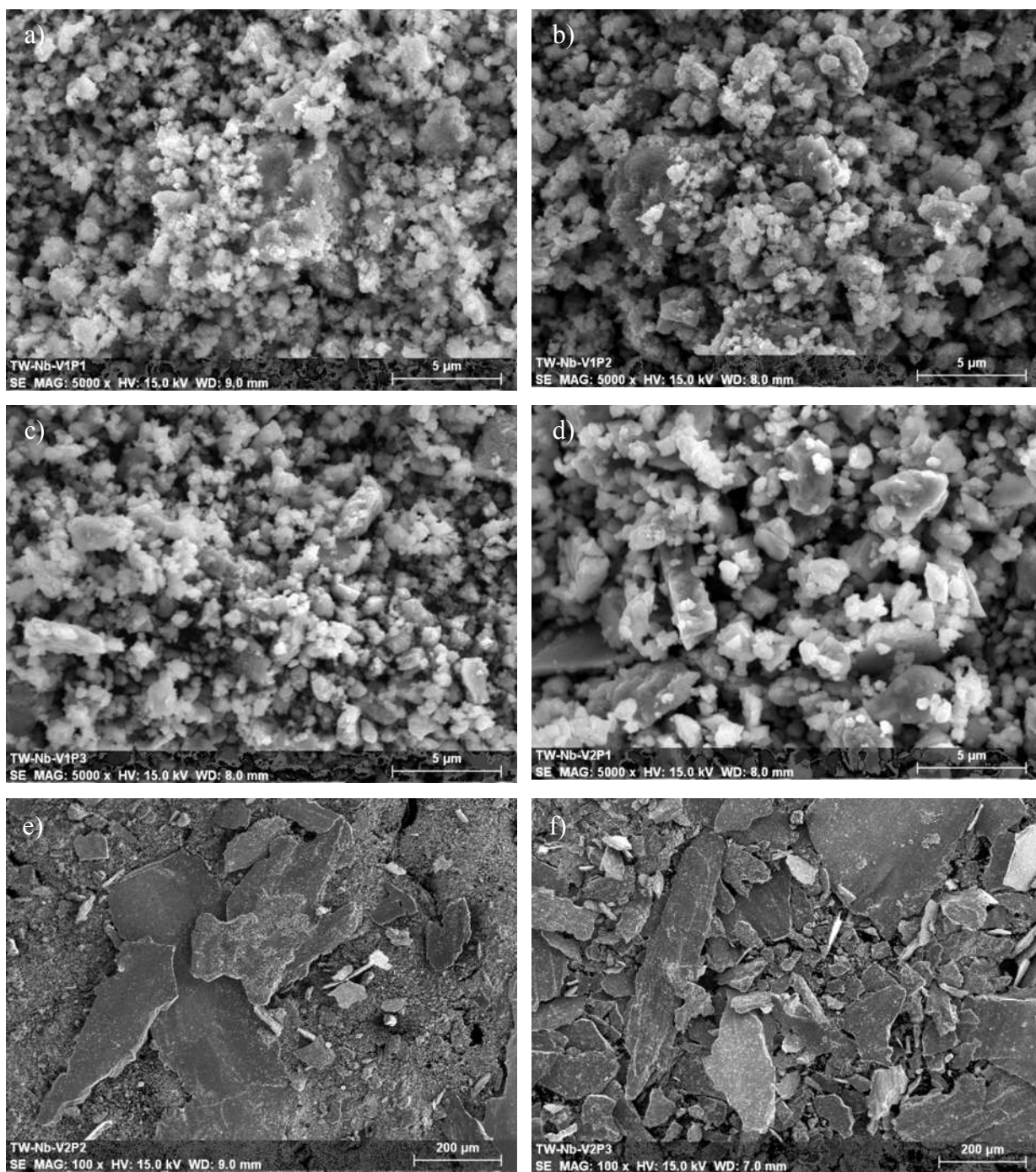


Figura 3.17 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con Nb, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

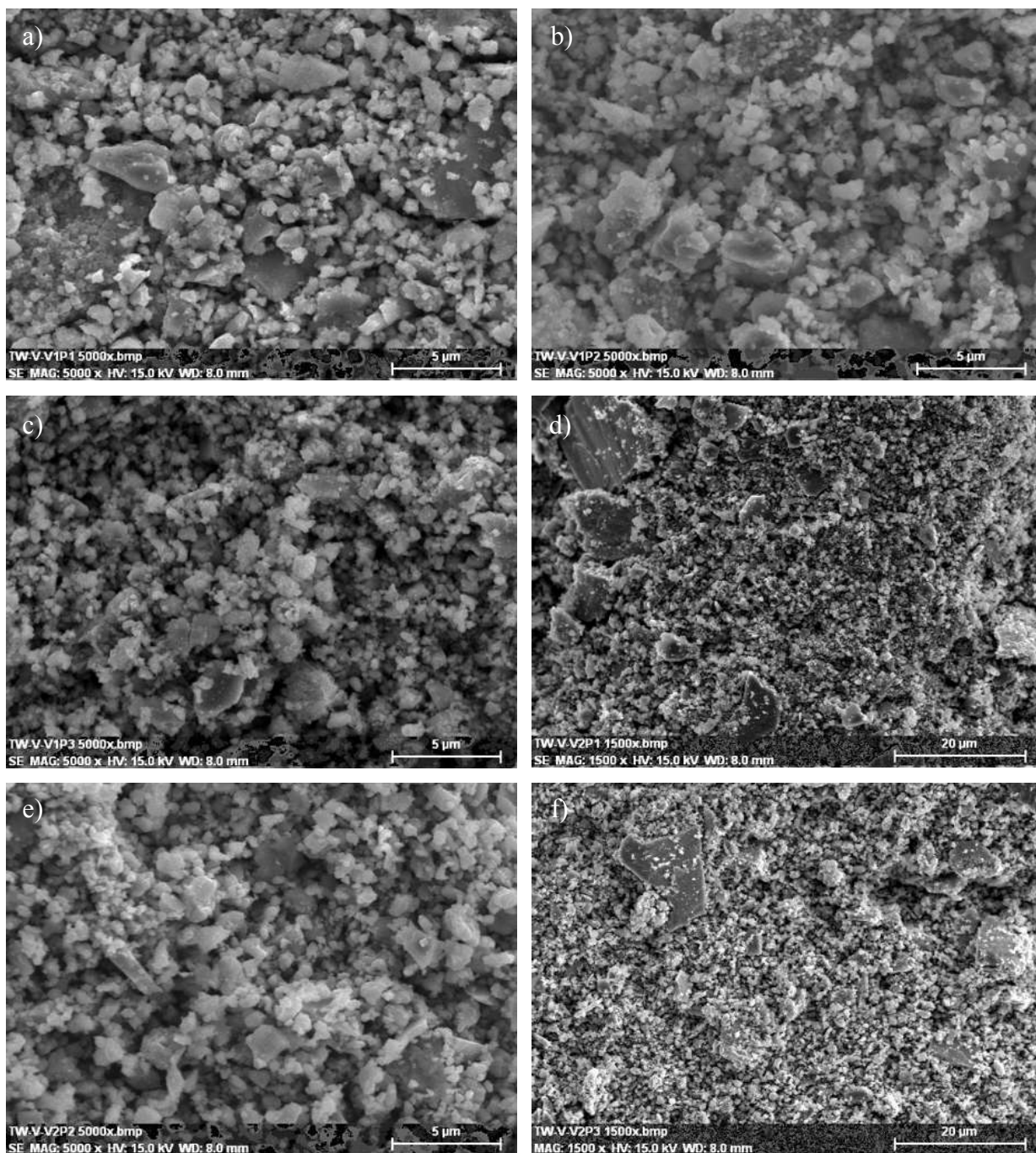


Figura 3.18 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con V, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

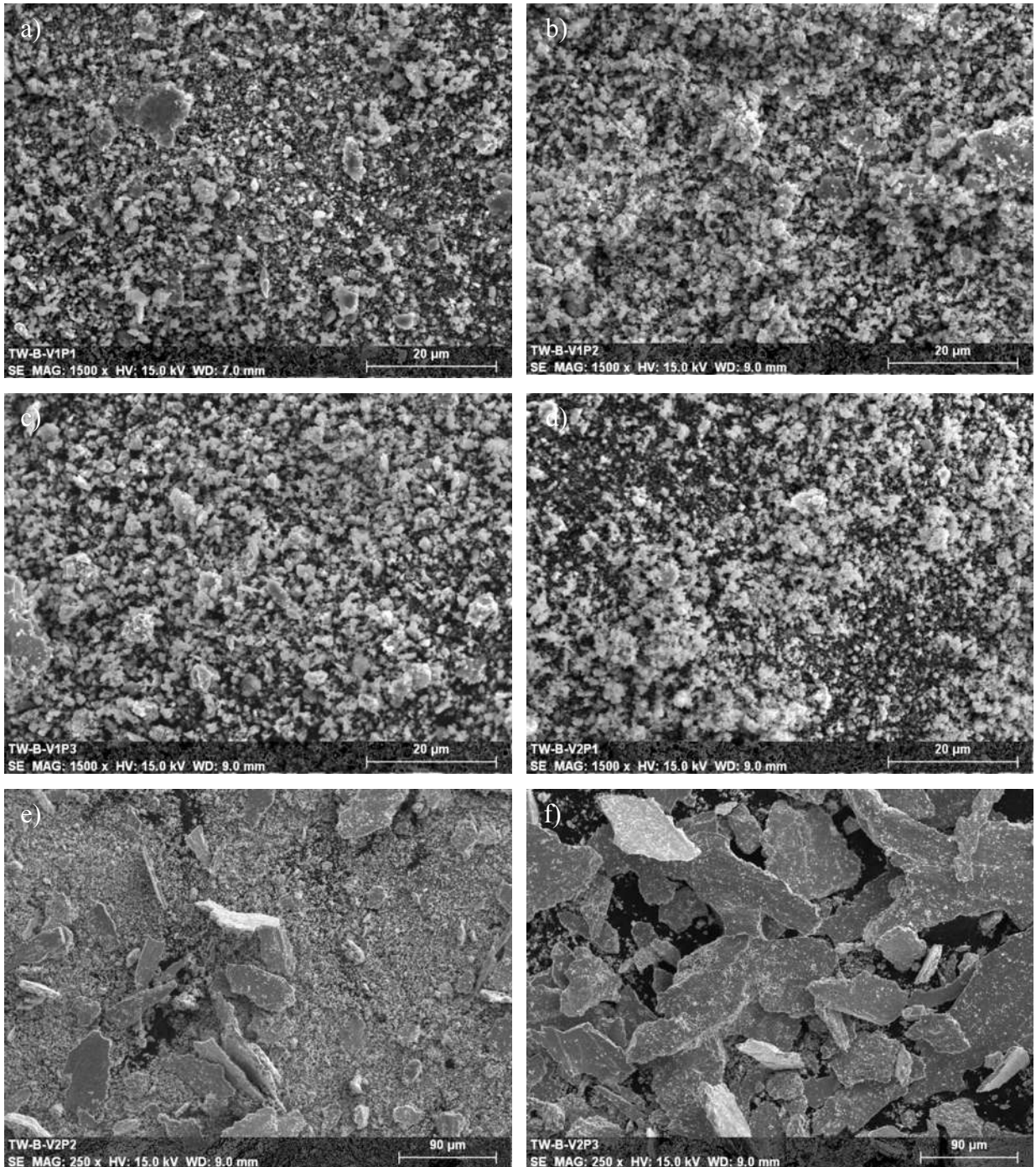


Figura 3.19 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con B, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

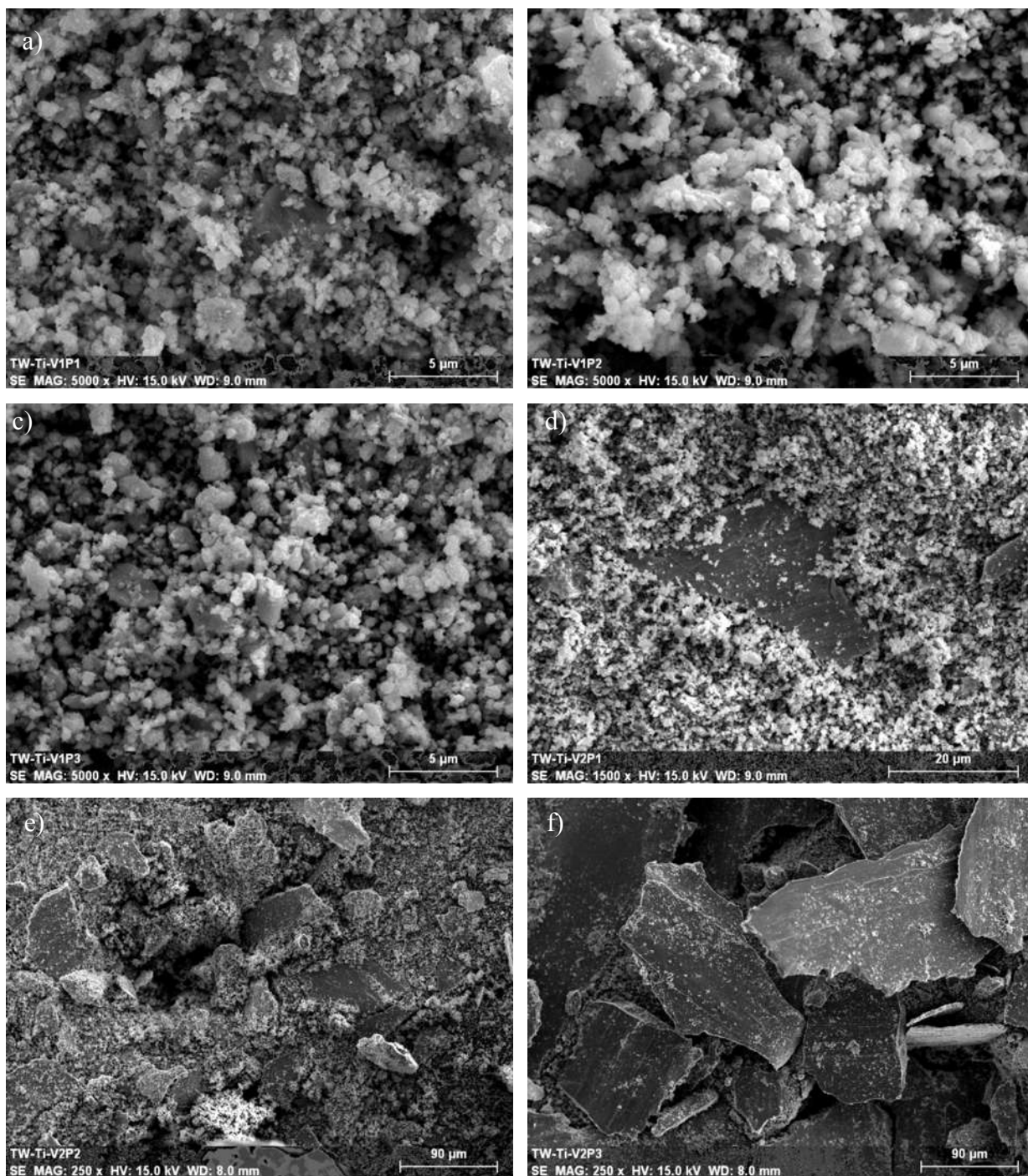


Figura 3.20 Debris de desgaste del acero TWIP microaleado con Ti, después de haber sido sometidas a desgaste por deslizamiento en seco sobre una contracara de un acero AISI M2 durante 10 km. a) 0.2 m/s y 52, b) 0.2 m/s y 103 N, c) 0.2 m/s y 154 N, d) 0.86 m/s y 52N, e) 0.86 m/s y 103 N y f) 0.86 m/s y 154 N.

El análisis de los debris de desgaste en velocidad lenta y con los tres niveles de carga, muestran que las partículas consisten de una mezcla de partículas de óxidos y polvos metálicos en forma de placas, lo cual ha sido reportado por Battacharya y Bahrami [72, 76], en estudios de desgaste en aceros Hadfield y resistencia al desgaste de aceros AISI H-13 tratados térmicamente respectivamente. Estas partículas en forma de placas están asociadas al inicio del desgaste severo, seguido por una transformación del modo de desgaste con una condición de desgaste medio, el cual consiste de debris de óxidos finos. De este modo, al aumentar la velocidad de deslizamiento en los tres niveles de carga, el mecanismo de desgaste cambia de desgaste medio a oxidativo, lo cual se corrobora con la presencia de grandes placas del acero TWIP desprendidas durante las primeras etapas del ensayo. Después de cierta distancia de deslizamiento, los fragmentos son óxidos pero en muy poca cantidad, pues la película de óxido presenta mayor adherencia al sustrato, y por lo tanto, no hay mucho desprendimiento, este tipo de placas también fue reportado por Grimanelis [78].

3.7 Difracción de rayos-X de los fragmentos de desgaste de los aceros TWIP bajo estudio.

En las figuras 3.21 a 3.25 se presentan los resultados obtenidos de difracción de rayos-X de los polvos de desgaste de los aceros TWIP bajo condiciones de deslizamiento en seco y distancia constante de 10 kilómetros, a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

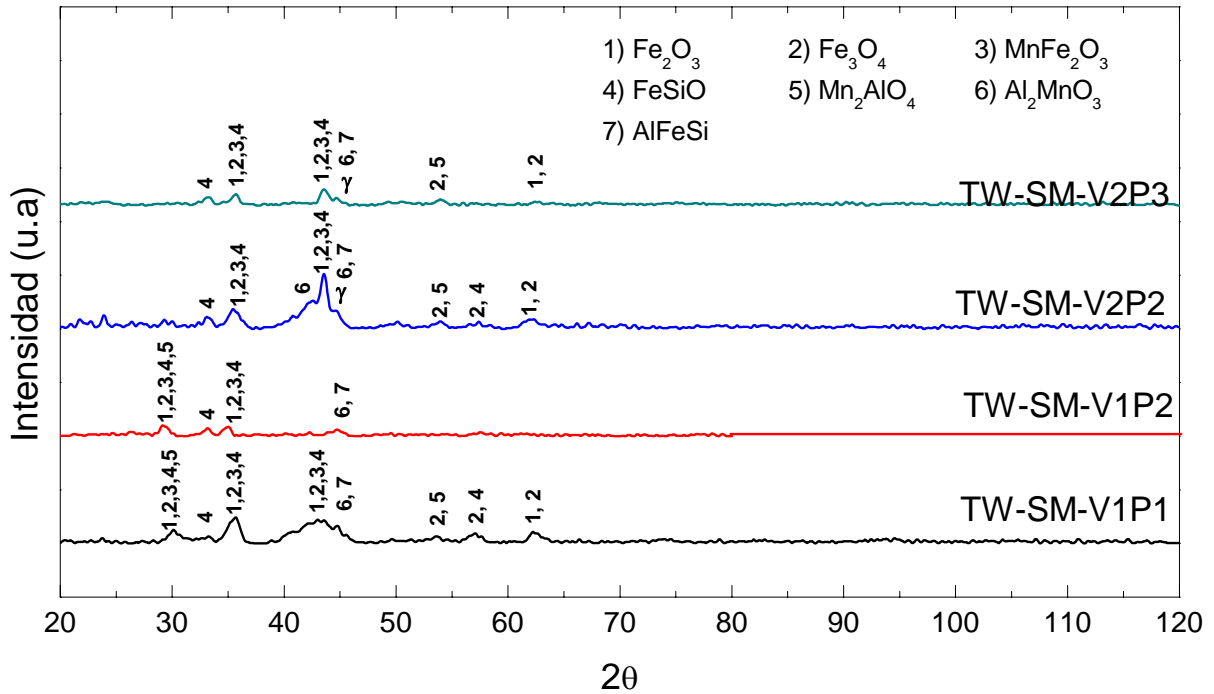


Figura 3.21 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP sin microalea. Recorriendo una distancia constante de 10 Km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

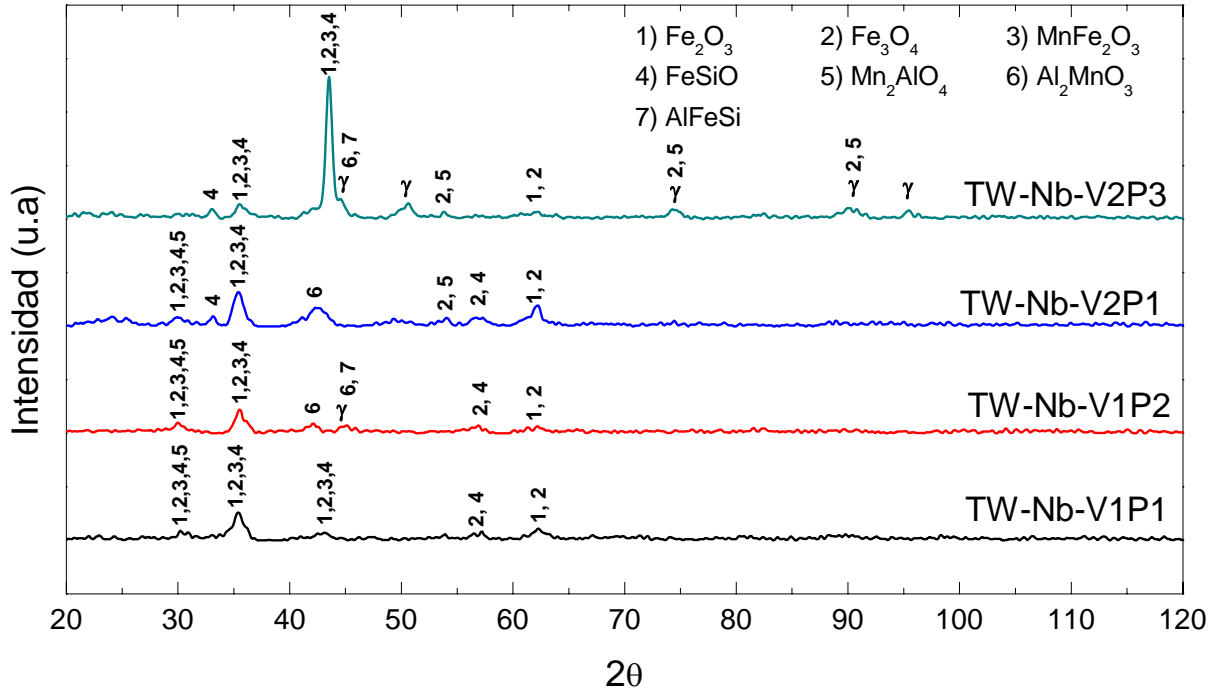


Figura 3.22 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Niobio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

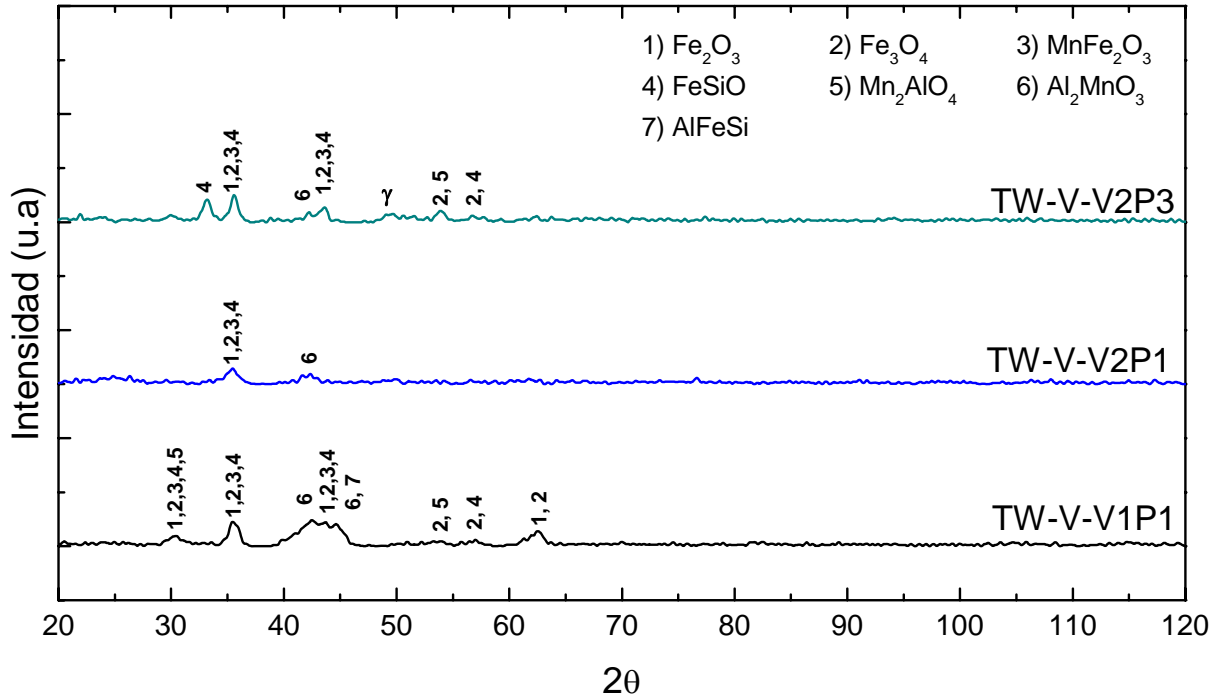


Figura 3.23 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Vanadio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

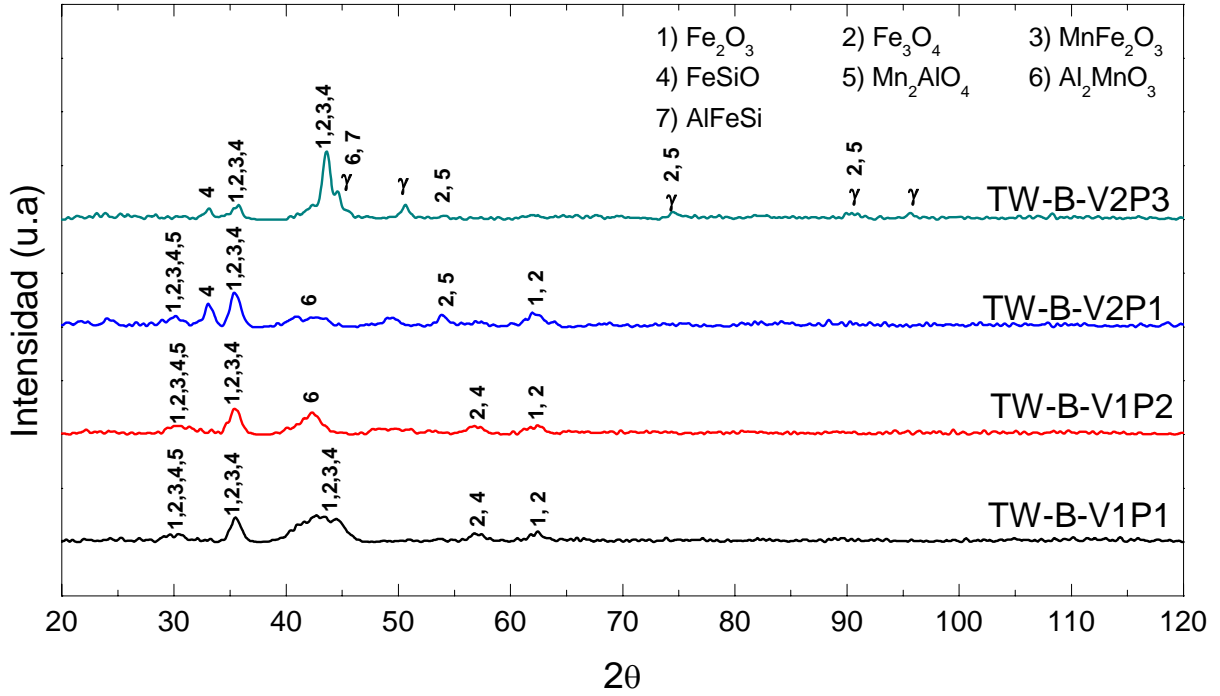


Figura 3.24 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Boro. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

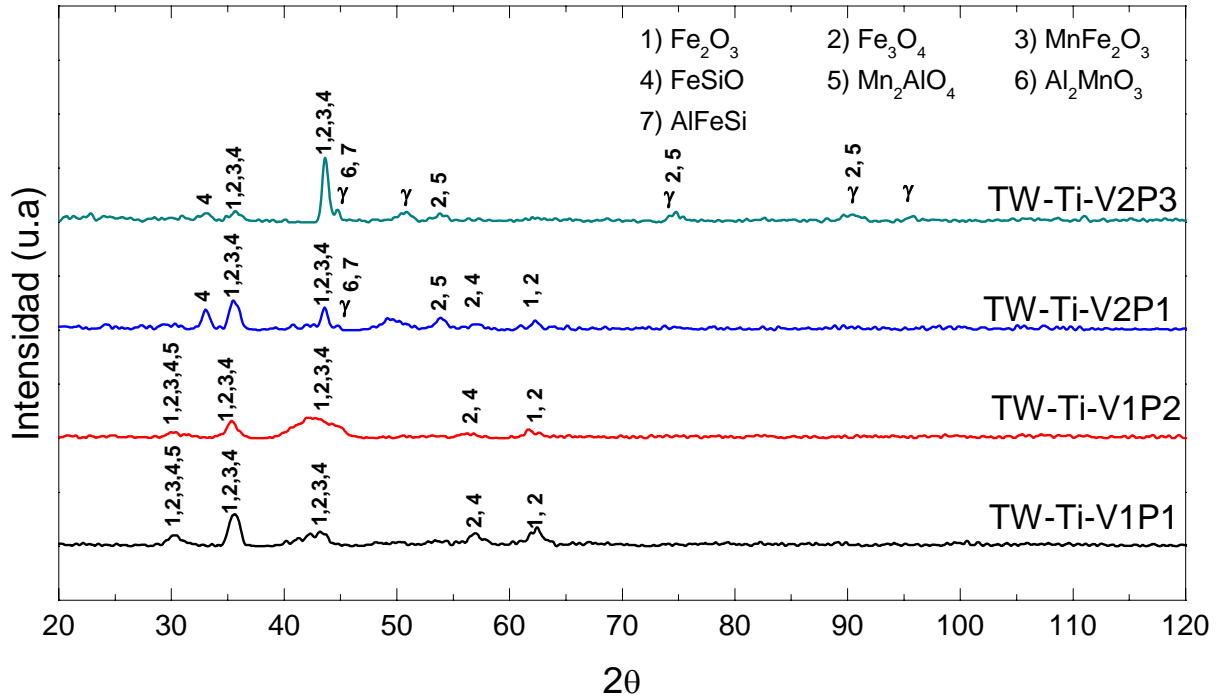


Figura 3.25 Patrones de difracción de los polvos de desgaste (debris) para el acero TWIP microaleado con Titanio. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

Los patrones de difracción obtenidos corroboran principalmente la formación de óxidos. Esto es evidencia de que el principal mecanismo de desgaste de los aceros TWIP bajo estudio es oxidativo. Los óxidos presentes más importantes son Fe_2O_3 , Fe_3O_4 . Sin embargo se detecta la presencia de compuestos formados a partir de la composición base de los aceros TWIP formados principalmente por Mn, Al, Si, tales como ($MnFe_2O$, $FeSiO$, Mn_2AlO_4 , Al_2MnO_3 , $AlFeSi$, Mn_2AlO_4). Es importante remarcar que en la condición de velocidad alta 0.86 m/s y carga 154 N, además de los óxidos y compuestos ya mencionados se encuentra la presencia de la fase austenita proveniente de las placas del material base, lo cual se confirma con las imágenes de MEB (una mezcla de placas del material base y óxidos). Los óxidos Fe_2O_3 , Fe_3O_4 han sido reportados por Battacharya y Bahrami [72, 76] en estudios de desgaste en aceros Hadfield y resistencia al desgaste de aceros AISI H-13 tratados térmicamente bajo deslizamiento en seco respectivamente. Por otro lado, los patrones de difracción de la

austenita también han sido reportados en aceros Hadfield por los autores Wang y Abbasi [79, 80].

3.8 Coeficiente de fricción de los aceros TWIP bajo estudio.

En la figuras 3.26 a la 3.30 se muestra el comportamiento del coeficiente de fricción de los aceros TWIP bajo estudio durante los ensayos de desgaste.

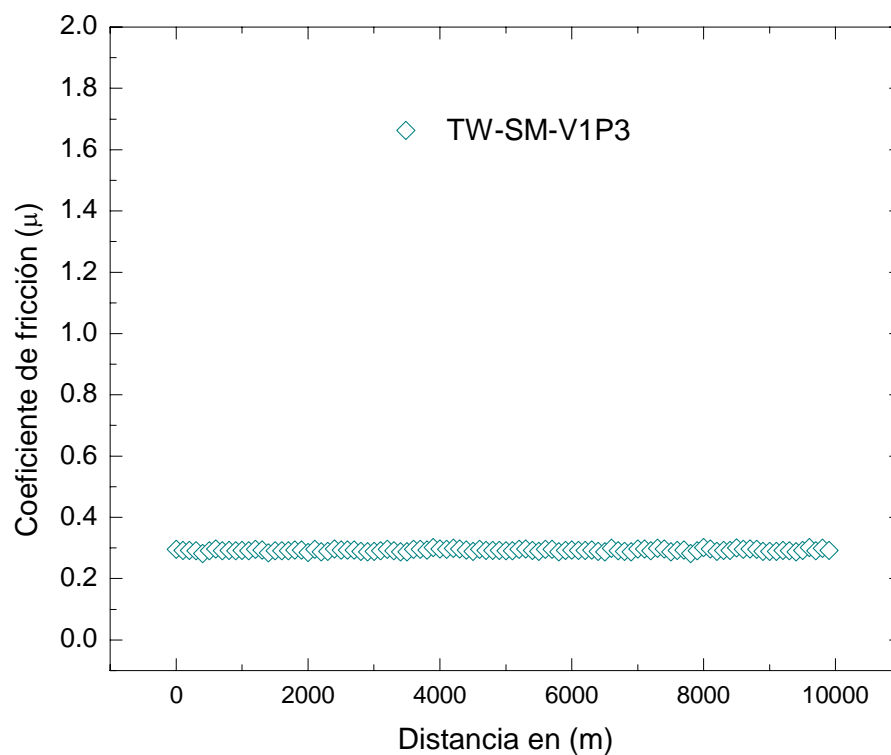


Figura 3.26 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP sin microalea, con velocidad 0.2 m/s y carga 154 N.

En la figura 3.26 se presenta el coeficiente de fricción del acero TWIP sin microalea (TW-SM) para una condición de velocidad baja y carga alta, se observa un coeficiente de fricción estable y de valor bajo. En este caso la estabilidad está asociada a que la velocidad de prueba es baja (0.2

m/s), así como también al hecho de que la capa de óxido no se desprende fácilmente y da comportamiento friccional constante, como lo menciona Kato [58], en el efecto de las partículas finas de óxido sobre las superficies friccionadas de aceros y la transición de desgaste medio a severo y la formación de la capa de óxido.

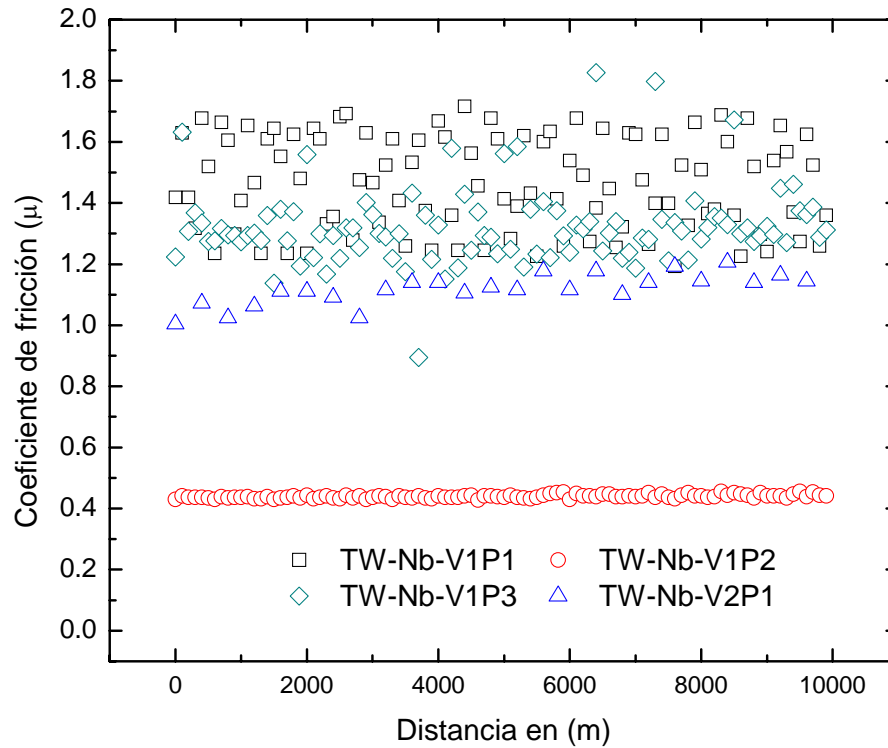


Figura 3.27 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con Nb. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

A partir del comportamiento del coeficiente de fricción mostrado en la figura 3.27, se puede observar que el coeficiente de fricción muestra inestabilidad a bajas velocidades con carga alta y carga baja. Esto es debido a que la celda de carga es muy sensible a las vibraciones que se producen durante la prueba de ensayo. En la condición de baja velocidad y carga intermedia es donde se encuentra el coeficiente de fricción menor y más estable. Es muy importante remarcar que esta es la condición que se presenta menor pérdida en peso comparada con el resto de los aceros TWIP. Por otro lado, la condición con velocidad alta y carga baja muestra un coeficiente de fricción con crecimiento lineal.

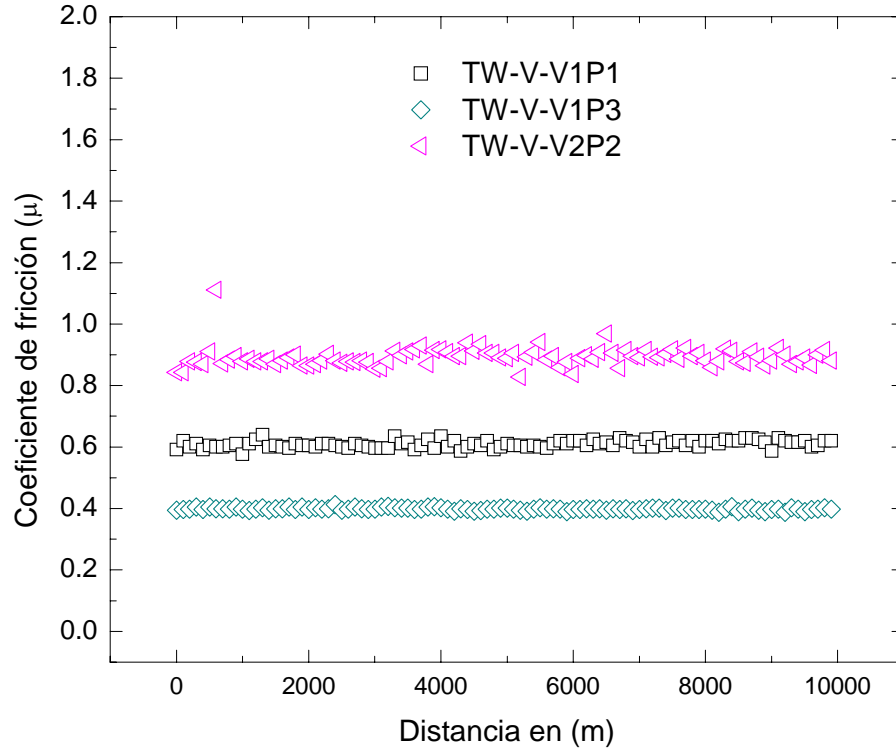


Figura 3.28 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con V. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

En el caso del acero TWIP microaleado con V, para la condición de desgaste a velocidad baja y carga alta se observa un coeficiente de fricción estable y valor bajo comparado con la condición de ensayo con velocidad baja y carga baja. Uno de los factores que asocian la estabilidad al coeficiente de fricción es la velocidad de deslizamiento (0.2 m/s), ya que la capa de óxido no se desprende fácilmente y genera un comportamiento friccionante constante, como ya se había mencionado anteriormente. La condición de alta velocidad y carga intermedia muestra coeficiente de fricción alto y con variaciones durante la prueba debido a las vibraciones que se producen durante la prueba de ensayo, ya que la alta velocidad de deslizamiento provoca la inestabilidad del contrapeso durante la prueba lo cual da origen a las vibraciones.

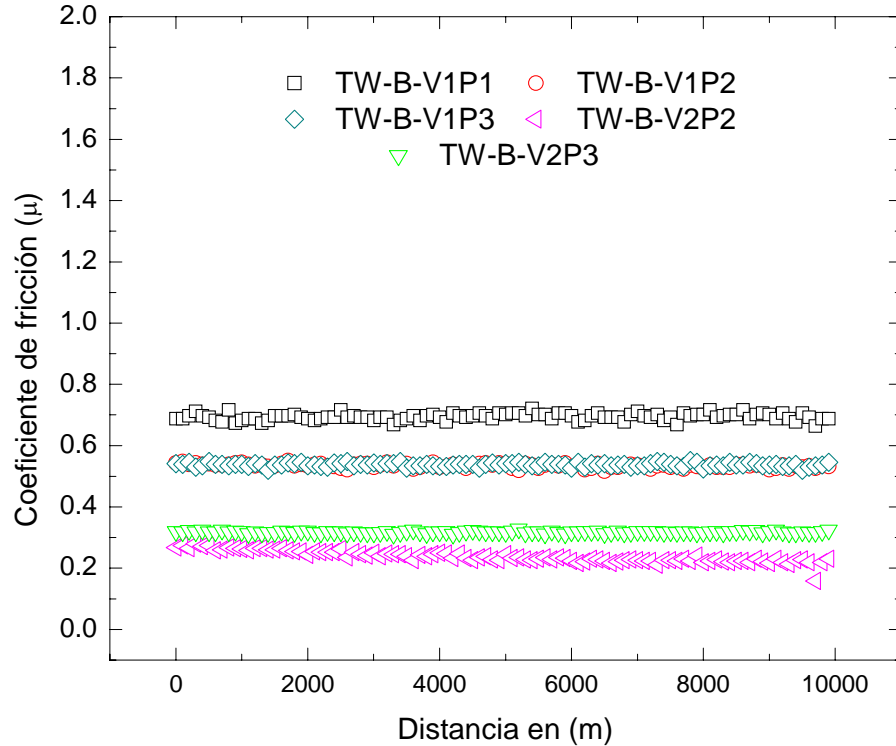


Figura 3.29 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con B. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

En el caso del acero TWIP microaleado con Boro se presentan valores de coeficiente de fricción muy bajos para las condiciones de mayor velocidad, tal como se observa en la figura 3.29. De acuerdo con la teoría de desgaste, los valores más bajos de pérdida en peso, están asociados con coeficiente de fricción bajo, generado por el aumento de la temperatura y menor rozamiento, así como por la formación de la tribocapa de óxido que actúa como lubricante. Baharami [76], reportó este tipo de comportamiento en estudios de resistencia al desgaste de aceros AISI H-13 tratados térmicamente, donde concluye que a mayor velocidad de deslizamiento y carga el coeficiente de fricción tiende a disminuir.

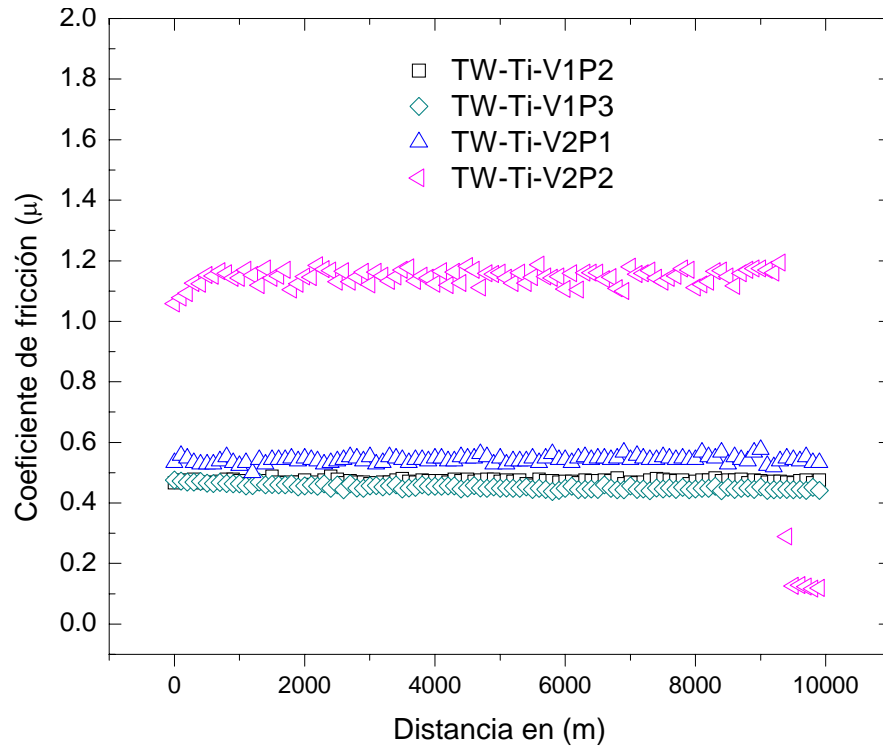


Figura 3.30 Coeficiente de fricción (μ) del acero TWIP microaleado con Ti. Recorriendo una distancia constante de 10 km a diferentes cargas y velocidades de deslizamiento.

El comportamiento del coeficiente de fricción del acero TWIP microaleado con Titanio en velocidades bajas para carga intermedia y alta son similares y estables (figura 3.30), este comportamiento también se presenta en el acero TWIP microaleado con Boro. Por otro lado en las condiciones de velocidades altas los coeficientes de fricción son mayores, así como también un comportamiento variable con carga intermedia.

En general el comportamiento del coeficiente de fricción para los diferentes aceros TWIP y condiciones de desgaste fue muy diferente y no se obtiene una tendencia marcada de cada condición. Por otro lado, es muy importante señalar que para algunas condiciones de desgaste no ha sido reportado el comportamiento del " μ " debido a que los valores registrados durante el ensayo son erráticos e inestables, y sin "lógica aparente". Lo anterior puede tener su origen en posibles errores experimentales, así como alguna respuesta de maclaje por deformación en la superficie durante el desgaste por deslizamiento. Por lo que resulta conveniente llevar a cabo una investigación más amplia en este sentido para esclarecer este tipo de comportamiento anómalo.

CAPITULO 4. CONCLUSIONES.

En base a los resultados obtenidos en el presente proyecto de investigación, se establecen las siguientes conclusiones sobre el comportamiento a desgaste bajo deslizamiento seco de aceros TWIP microaleados:

- El mejor comportamiento al desgaste de los aceros TWIP se presenta con velocidades de deslizamiento altas en los tres niveles de carga, lo cual es atribuido a la mayor estabilidad de la capa de óxido sobre el sustrato (reacción triboquímica). La estabilidad de esta capa se debe a que a alta velocidad de deslizamiento en seco, se genera un incremento de temperatura, lo cual propicia mayor adherencia de la capa al sustrato y, como consecuencia menor desprendimiento. En este caso la capa formada actúa como lubricante adicional del sistema tribológico. Por otro lado, no hay un efecto significativo de la carga sobre el comportamiento al desgaste en los aceros TWIP.
- Las superficies desgastadas de los aceros TWIP bajo estudio muestran que en todos los ensayos de desgaste el mecanismo de desgaste predominante es el oxidativo. Aunque a velocidad de deslizamiento mínima y carga intermedia, existe la presencia marcada de rayas, indicativo del mecanismo de abrasión, lo cual induce a mayor pérdida de peso en estas condiciones. Así mismo, a velocidades de deslizamiento altas en los tres niveles de carga aparecen superficies exfoliadas, las cuales son zonas potenciales a la transferencia de materia de la contracara, lo cual fue corroborado por análisis de EDS.
- Los debris de desgaste a velocidades lentas están caracterizados por grandes cantidades de finas partículas de óxidos. La gran cantidad de polvos u óxidos desprendidos se debe a su baja estabilidad termodinámica, pues la temperatura generada durante el ensayo no es suficientemente alta para favorecer la estabilidad de la capa, generando desquebramiento después de haber alcanzado un espesor crítico. De esta manera, después de aumentar la velocidad de deslizamiento en los tres niveles de carga, el mecanismo de desgaste cambia de abrasivo a oxidativo moderado, ya que hay presencia de grandes placas desprendidas en las primeras etapas del ensayo.

- El acero TWIP microaleado con niobio presenta la menor pérdida en peso, y por lo tanto el mejor comportamiento al desgaste, en relación al resto de aceros estudiados, lo cual se asocia a efectos de endurecimiento por solución sólida y precipitación. En general, el efecto de los elementos microaleantes presenta una ligera mejora en resistencia al desgaste de aceros TWIP.
- La diferencia en el comportamiento al desgaste de los aceros TWIP bajo estudio, está fuertemente influenciada por la temperatura y la velocidad de deformación generada durante el contacto deslizante en seco, los cuales son factores que afectan directamente en el modo de deformación plástica (deslizamiento de dislocaciones o maclaje mecánico) que podría presentarse en la superficie desgastada.
- Los óxidos más importantes que constituyen los debris de desgaste son la magnetita (Fe_3O_4), y hematita (Fe_2O_3) principalmente. Sin embargo se detecta la presencia de compuestos formados a partir de la composición base de los aceros TWIP (FeMnAlSi). Así también se detectó para todos los aceros TWIP en la condición de velocidad y carga alta, además de los óxidos y compuestos ya mencionados se encuentra la presencia de la fase austenita proveniente de las placas del material base, las cuales se generaron durante las primeras etapas del ensayo (delaminación).
- El coeficiente de fricción para los diferentes aceros TWIP y condiciones de desgaste fue muy diferente y no se presenta una tendencia general bien definida, debido a que los valores registrados durante el ensayo son erráticos e inestables, y sin "lógica aparente". Lo anterior puede tener su origen en posibles errores experimentales, así como alguna respuesta de maclaje por deformación en la superficie durante el desgaste por deslizamiento en seco, lo cual se plantea en un estudio de mayor profundidad para esclarecer los mecanismos asociados.
- En el caso del acero TWIP microaleado con Boro se presentan valores de coeficiente de fricción más bajos para las condiciones de mayor velocidad. De acuerdo con la

teoría de desgaste, los valores más bajos de pérdida en peso, están asociados con coeficiente de fricción bajo, generado por el aumento de la temperatura y menor rozamiento, así como por la formación de la tribocapa de óxido que actúa como lubricante. Un bajo coeficiente de fricción reduce la pérdida en peso debido al aumento de la temperatura y menor rozamiento, así como por la formación una tribocapa de óxido que actúa como lubricante.

REFERENCIAS

- [1] G. Frommeyer, E. J. Drewes, La Revue de Métallurgie (2000), p.1245-1253.
- [2] World Auto-Steel, Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines, v. 4.1 (2009), p. 1-338.
- [3] The automotive group of the International Iron and steel Institute, www.ulsab.org
- [4] Raabe D, Ponge D, Dmitrieva O and Sander B 2009 Adv. Eng. Mater. 11 547.
- [5] G. Frommeyer (Max Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, Düsseldorf), E. J. Drewes, B. Engl (Thyssen Krupp Stahl AG, Duisburg) “Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels.
- [6] J. Adamczyk, A. Grajcar, Effect of heat treatment conditions on the structure and mechanical properties of DP-type steel, Proceedings of the 14th Scientific International Conference “Achievements in Mechanical and Materials Engineering” AMME’2006, Gliwice-Wis a, 2006, p. 305-308.
- [7] Multi Phase Twinning-Induced Plasticity Steel, <http://steel.keytometals.com>.
- [8] Mejia, I., Cabrera J. “Diseño y fabricación de una aleación TWIP”. (2008). (Inédito).
- [9] B. Bhattacharya., et al. A Study of Microstructures and Tensile Properties of Two Fe-Mn-Al-Si-C Alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 1190-Volume 40A.
- [10] G. Frommeyer, U. BRUX and P. NEUMANN, Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes, ISIJ International, Vol. 43 (2003), No. 3, pp. 438-446.
- [11] B. Hutchinson, N. Ridley, On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel, Scripta Mater., 55 (2006), P. 299–302.
- [12] S.M. Popov and V.S. Popov, Resistance to abrasive wear of austenitic alloys, Metal Science and Heat Treatment, Vol. 14, 1 (1972), P. 72-74.
- [13] R. D. K. Misra et al., Effect of Texture and Microstructures on Resistance to Cracking of High-Strength Hot-Rolled Nb-Ti Microalloyed Steels, Metallurgical and Materials Transactions A Vol. 35, 9 (2004), P. 3024-3029.
- [14] R.D.K. Misra et al., A Thousandfold Creep Strengthening by Ca Addition in Die-Cast AM50 Magnesium Alloy, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 35, 9 (2004), P. 3029-3032.
- [15] R.D.K. Misra et al., Microstructure and Texture of Hot-Rolled Nb-Ti and V-Nb Microalloyed Steels with Differences in Formability and Toughness, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 34, 10 (2003), P. 2341-2351.
- [16] R. A. Grange, W.B. Seens, W.S. Holt, T.M. Garvey, Effect of Boron and Kind of Boron Addition Upon the Properties of Steels, Transactions of the A.S.M. 42, 1940, P. 75-111.

- [17] R. Vogel, G. Tamman, *The Ternary System Iron-Boron-Carbon*, (1922), pp. 255/75.
- [18] W. J. McG. Tegart and A. Gittins, in *sulfide Inclusions in steel*, J. T. Deabradolli and E. Spane, Eds., American Society for Metals, Cleveland, OH, 1975, P. 198.
- [19] C. W. Kovach, In *sulfide Inclusions in Steel*, J. T. Deabradillo and E. Spane, Eds., American Society for Metals, Cleveland, OH, 1975, p. 459.
- [20] S. Zhang and C. Wu, *Ferrous Mateials*, Metallurgical Industry Press, Beijing, 1992.
- [21] G. E. Totten: *Steel Heat Treatment Book, Handbook*, Taylor & Francis Group, 2nd. Edition, 2007, p. 6-7.
- [22] O. Bouazis et al., High Manganese Austenitic Twinning Induced Plasticity Steels: A Review of the Microstructure Propierties Relationship, *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15 (2011), P. 141-168.
- [23] Allain S., Precipitation Strengthening in High Manganese Austenitic TWIP Steels, Appeared in *International Journal of Materials Research*, 2011/05, P. 538-549.
- [24] Kim JK, Chen L, Kim HS, Kim SK, Estrin Y, De Cooman BC. *Metall Mater Trans A*, 2010. doi:10.1007/s11661-009-9992-0.
- [25] Adler PH, Olson GB, Cohen M. *Metall Trans A* 1986;17:1725–37.
- [26] Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer LW. High strength FeMn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels developments-propertiesapplication. *Int J Plast* 2000; 16: 1391-409.
- [27] L. Bracke, K. Verbeken, L. Kesten, J. Penning, Recrystallization behaviour of austenitic high Mn steel, *Materials Science Forum Vols. 558-559* (2007), P. 137-142.
- [28] L. Remy. PhD thesis,Universite de Paris-Sud, Orsay, France, 1975.
- [29] L. Bracke, L. Kestens and J., Transformation mechanism of α' -martensite in an austenitic Fe–Mn–C–N alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 57, (2007), P. 57, 385.
- [30] Hao D, Hua D, Dan S, Zhengyou T, Ping Y. *Mater Sci Eng A* 2010. doi:10.1016/j.msea.2010.10.040.
- [31] Schumann VH. *Neue Hütte* 1972;17:605–9.
- [32] J. Friedel, *Dislocations*, Pergamon Press, Oxford, England, 1964. P. 360.
- [33] Allain S, Chateau JP, Dahmoun D, Bouaziz O. *Mater Sci Eng A* 2004;387–389:272–6.

[34] J.W. Christian, S. Mahajan, Deformation twinning, Metallurgical Society of AIME. Vol. 39, (1995), P. 1–157.

[35] Idrissi,H., Renard,K., Ryelandt,L., Schryvers,D., Jacques,P.J, On the mechanism of twin formation in Fe-Mn-C TWIP steels, Acta Materialia, Vol. 58,, 2010, P. 2464 – 2476.

[36] Mahajan S, Chin CY. Acta Metall 1973;21:173–9.

[37] Venables JA. Philos Mag A 1974;30:1165–9.

[38] A. Saeed-Akbari, J. Imlau, U. Prahl, and W. Bleck, Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels, Metallurgical and Materials Transactions a, Vol. 40, 13 (2009), P. 3076-3090.

[39] I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, Y. I. Chumlyakov, H. J. Maier, Deformation of Low Stacking Fault Energy Austenitic Steels, Journal of Materials, 54, 7, 2002.

[40] Bayraktar, E., Khalid, F.A., Levailant, C., 2004. Deformation and fracture behavior of high manganese austenitic steel. J. Mater. Proc. Technol. 147, 145–154.

[41] Dastur YN, Leslie WC. Metall Trans 1981;12:749.

[42] Cotes, S., Fernandez-Guillermet, A., Sade, M. (1998) "Phase Stability and fcc/hcp Martensitic Transformation in Fe-Mn-Si Alloys: Part II. Thermodynamic Modeling of the Driving Forces and the M_s and A_s Temperatures" J. Alloys Compd. 280: 168-177 Comment: (Theory, Phase Relations, Thermodyn., 17)

[43] "Precipitation of Paraequilibrium Cementite: Experiments, and Thermodynamic and Kinetic Modeling," G. Ghosh, G. B. Olson, *Acta. Mater.* 50 (2002) pp. 2099-2119.

[44] Meyers M.A, Vöhringer O. V. and Lubarda V. A.: *The Onset of Twinning; A Constitutive Description*, Acta materialia, 2001, 49, p. 4025–4039.

[45] S. Allain, O. Bouaziz, J. P. Chateau, A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel, Materials Science and Engineering A, Vol. 387-389, (2004), P. 143-147.

[46] H.J. Bunge, I. Nielsen, Experimental determination of plastic spin in polycrystalline materials, International Journal of Plasticity, Vol. 13, (1997), P. 435–446.

[47] H. Idrissi, K. Renard, D. Schryvers, P.J. Jacques, On the stress state dependence of the twinning rate and work hardening in twinning-induced plasticity steels, Scripta Materialia, 66 (12), P. 966-971.

[48] Kim J, Estrin Y, Beladi H, Kim S, Chin K-G & De Cooman BC, 'Constitutive model of TWIP steel in uni-axial tension', Proceedings of the 7th Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, Cairns, Australia, 2-6 August 2010. *Materials Science Forum*, edited by Nie JF and Morton A, vol. 654-656, P. 270-273, 2010.

[49] Bouaziz O, Zurob H, Chehab B, Embury JD, Allain S, Huang M. *Mater Sci Technol* 2010;27(3):709.

[50] Karl-Heinz, Zum, Gahr: *Microstructure and Wear of Materials*, Elsevier Science Publisher B.V., Tribology series, 10, 1987, p. 80-86.

[51] L. G. Korshunov, "Influence of the Stressed State of the Zone of Friction Contact on the Formation of the Structure of a Surface Layer and Tribological Properties of Steels and Alloys"

[52] HSU, S.M. SHEN M.C. RUFF, A.W. Wear prediction for metals. En: *Tribology International* Vol. 30 Number 5 1997 p 377-383.

[53] S. Jacobson, S. Hogmark: Surface modifications in tribological contacts, *wear*, 266 (2009), p. 370-378.

[54] S. Hogmark, S. Jacobson, E. Coronel, On adhesion in tribological contacts—causes and consequences, *Tribologia* 26 (1) (2007) 3–16.

[55] O. Vingsbo, S. Hogmark, Wear of steels, in: D. Rigney (Ed.), *Fundamentals of Friction and Wear of Materials*, Am. Soc. Met., 1981, pp. 373–408.

[56] W.D. Callister Jr. (Ed.), *Materials Science and Engineering—An Introduction*, John Wiley, 2003.

[57] L.-H. Eklund, S. Hogmark, "Wear resistance of friction layers on steel" *Scand. J. Metallurgy* 11 (1982) P. 226-232.

[58] Kato H. Effects of supply of fine oxide particles onto rubbing steel surfaces on severe–mild wear transition and oxide film formation. *Tribol Int* 2008;41: 735–42.

[59] Inman IA, Datta PK, Du HL, Burnell-Gray JS, Pierzgalski S, Luo Q. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces. *Tribol Int* 2005;38:812–8.

[60] I.I Garbar, Gradation of oxidational wear of metals, *Tribology International*, Vol. 35, Issue 11, November (2002), P. 749–755.

[61] Quinn TFJ. Oxidational wear. *Wear* 1971;18:413–9.

[62] Quinn TFJ. Review of oxidational wear. Part I: the origins of oxidational wear. Tribol. Int. 16 (15), (1983), P. 257–271.

[63] Quinn TFJ. Computational methods applied to oxidational wear. Wear 1996;199:169–80.

[64] Hong H, Hochman RF, Quinn TFJ. A new approach to the oxidational theory of mild wear. STLE Trans 1988;31:71–5.

[65] Straffelini G, Trabucco D, Molinari A. Oxidative wear of heat-treated steels. Wear 2001;250:485–91.

[66] Huq MZ, Celis J-P. Expressing wear rate in sliding contacts based on dissipated energy. Wear 2002;252:375–83.

[67] Hong H-S. The role of atmospheres and lubricants in the oxidational wear of metals. Tribol Int 2002;35:725–9.

[68] Stott FH. The role of oxidation in the wear of alloys. Tribol Int 1998;31:61–71.

[69] Inman IA, Datta PK, Du HL, Burnell-Gray JS, Pierzgalski S, Luo Q. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces. Tribol Int 2005;38:812–8.

[70] Abouei V, Saghafian H, Kheirandish Sh. Effect of microstructure on the oxidative wear behavior of plain carbon steel. Wear 2007;262:1225–31.

[71] Inman IA, Rose SR, Datta PK. Development of a simple ‘temperature versus sliding speed’ wear map for the sliding wear behaviour of dissimilar metallic interfaces. Wear 2006;260:919–32.

[72] S. Battacharya: A friction and wear study of hadfield manganese steel, wear, 9 (1966), p. 451-461.

[73] D.N. Hanlon y W.M. Rainforth: The rolling sliding wear response of conventionally processed and spray formed high speed steel at ambient and elevated temperatura, wear, 255 (2003), p. 956-966.

[74] Archard, J.F., “Contact and rubbing of flat surfaces”, J. Appl. Phys., 24(8) pag. 981-988, 1953.

[75] Y.L. Su, W.H. Kao, Optimum multilayer TiN–TiCN coatings for wear resistance and actual application, Wear (1998), P.119–130.

[76] A. Bahrami, Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel, Wear, (2005), P. 846–851.

[77] B. Podgornik, Influence of surface roughness and coating type on the galling properties of coated forming tool steel, *Surface and Coatings Technology* 184 (2004), P. 338–348.

[78] D. Grimanelis, Wear characteristics of a diffusion bonded sintered steel with short term surface treatments, *Wear*, (2007), P. 93–103.

[79] T.S. Wang, Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel, *Materials Science and Engineering, A* 458 (2007), P. 249–252.

[80] M. Abbasi, On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels, *Wear*, 268 (2010), P. 202–207.

RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO

- Determinar **la naturaleza y el espesor de la capa de óxido** formada en la superficie durante el desgaste de aceros TWIP bajo estudio y su relación con los mecanismos de desgaste.
- Determinar el efecto de la **deformación plástica en la superficie de desgaste** de los aceros TWIP bajo estudio así como su relación con los mecanismos de desgaste, particularmente el coeficiente de fricción.