



**UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA
Y MATERIALES**

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

**Efecto de la adición de Ti, W, Mn y N en la microestructura y
resistencia al desgaste de un acero con alto contenido de carbono**

Tesis para obtener el grado de
**Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencia de
los Materiales**

Presenta:

M.C. Héctor Valdes Vera

Director de Tesis:

Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde

Co-Asesor:

Dr. Francisco Vapeani Guerra L.

Morelia, Michoacán, México a Agosto de 2025.



Morelia Mich., 11 de julio de 2025

M. C. HÉCTOR VALDÉS VERA

Presente

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de Doctor en Ciencias Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "*Efecto de la adición de Ti, W, Mn y N en la microestructura y resistencia al desgaste de un acero con alto contenido de carbono.*", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

01003062	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	Director de Tesis
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marines	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Vocal
10003991	Dr. Francisco Fernando Curiel López	Vocal
24003077	Dr. Eduardo Cortés Carrillo	Vocal
03003795	Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Suplente

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

UMSNH



Instituto de Investigación
en Metalurgia y Materiales

Dr. Ariosto Medina Flores

Director

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Agradecimientos

La Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (Secihti) por el sustento económico otorgado durante el periodo de mi Doctorado.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) por ser mi casa de estudios en los cuatro años de mis estudios de posgrado.

Al instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) por brindarme la oportunidad de pertenecer al Programa en Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Al departamento de Fundición del IIMM, al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde y Dr. Francisco Vapeani Guerra López, por confiar en mí, dándome la oportunidad de ser parte de su grupo de trabajo, compartir sus conocimientos y estar muy atento en mi proyecto de investigación. De igual manera a mis compañeros y amigos del grupo de investigación.

A mi comité tutorial, Dr. Alberto Ruiz Marines, Dr. Jorge Alejandro verduzco Martínez, Dr. Juan Zarate M., Dr. Francisco Fernando Curiel López, Dr. Eduardo Cortez Carrillo y Dr. Hector Guillermo Carreón Garcidueñas, por todas las contribuciones y consejos para realizar con éxito este proyecto.

A todo el personal del IIMM que hace posible el desarrollo de proyectos de ciencia e investigación, especialmente a los técnicos Simón, Jorge y Tony por formar parte para el desarrollo de esta investigación.

Dedicatorias

Agradezco a Dios por mi familia y amigos, por darme la dicha de vivir y permitirme gozar de buena salud para así poder culminar esta etapa de mi formación.

El presente trabajo de investigación se lo dedico a mi esposa Sofía Guadalupe, que siempre me impulsa y apoya para lograr mis metas, a mis padres Hector Valdes y Julieta Mercedes por darme siempre su apoyo en todos los aspectos y por formar a la persona que ahora soy, por dedicarme tiempo y amor incondicional en cada etapa de mi vida, de igual manera a mis hermanos Juan José, Alberto y J. Sebastián que han estado conmigo en cada momento, dándome consejos y motivación.

A mis asesores y amigos, Arnoldo Bedolla J. y Francisco V., por la oportunidad y confianza brindada al permitirme realizar este proyecto, gracias por compartir su tiempo, conocimientos y enseñarme nuevas habilidades. Todos ustedes fueron parte de mi inspiración y apoyo cada día, para así sacar adelante este proyecto. Gracias por su confianza y cariño para ser posible la culminación de este proyecto.

ÍNDICE GENERAL

1	ÍNDICE DE FIGURAS.....	viii
2	ÍNDICE DE TABLAS.....	xii
3	LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES	xiii
4	RESUMEN.....	xv
5	ABSTRACT	xvi
6	CAPITULO I	1
6.1	Introducción	1
6.2	Justificación.....	3
6.3	Objetivos.....	5
6.3.1	Objetivo general	5
6.3.2	Objetivos específicos.....	5
6.4	Hipótesis.....	6
7	CAPITULO II REVISION BIBLIOGRAFICA	8
7.1	Aceros.....	8
7.2	Clasificación de los aceros	9
7.2.1	Acero alto carbono	10
7.2.2	Acero bajo carbono	10
7.2.3	Aceros aleados.....	11
7.2.4	Aceros alto Manganeso	12
7.2.5	Aceros inoxidables	14
7.2.6	Aceros grado herramienta	16
7.3	Tipos de carburo en aceros grado herramienta	17
7.4	Efecto de los elementos de aleación sobre los carburos en los aceros grado herramienta	21
7.4.1	Carbón	21
7.4.2	Tungsteno y Molibdeno	22

7.4.3	Cromo.....	23
7.4.4	Vanadio	23
7.4.5	Cobalto	25
7.4.6	Aluminio y Silicio	25
7.5	Efecto de los microelementos de aleación sobre los carburos en los aceros grado herramienta	26
7.5.1	Nitrógeno.....	27
7.5.2	Boro	29
7.5.3	Magnesio	29
7.5.4	Niobio.....	31
7.5.5	Titanio	32
7.6	Mecanismos de plasticidad en los aceros TWIP	33
7.6.1	Mecanismos de deformación.....	34
7.6.2	Energía de falla de apilamiento (SFE)	35
7.6.3	Efecto de la composición química en la energía de falla de apilamiento (SFE).....	36
7.7	Tratamientos térmicos y Propiedades mecánicas	37
7.8	Tribología y desgaste	39
7.8.1	Mecanismos de desgaste	41
8	CAPITULO III DESARROLLO EXPERIMENTAL	47
8.1	Fabricación del material y análisis de composición química.....	48
8.2	Predicciones termodinámicas de las aleaciones a fabricar	49
8.3	Seccionamiento y maquinado del material.....	49
8.4	Tratamiento térmico de temple en salmuera.....	51
8.5	Ensayos de desgaste	53
8.6	Deformación en frio, ensayo de compresión y tensión	54
8.7	Preparación metalográfica.....	55
8.8	Análisis microestructural, mediante microscopia electrónica de barrido	56

8.9	Medición de volumen de carburos	57
8.10	Difracción de rayos-X (DRX).....	58
8.11	Ensayo de dureza Vickers (HV)	59
9	CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN	60
9.1	Análisis de composición química de las aleaciones fabricadas	60
9.2	Predicciones termodinámicas	61
9.3	Caracterización microestructural en condiciones de colada	65
9.4	Caracterización en condiciones de tratamiento térmico de temple.....	73
9.5	Caracterización en condiciones de deformación en frio.....	76
9.6	Dureza de las aleaciones en condiciones de colada, tratadas térmicamente y deformadas en frio	80
9.7	Ensayo de tensión de las aleaciones fabricadas.....	82
9.7.1	Análisis de la fractura por tensión de las aleaciones fabricadas	85
9.8	Análisis de desgaste por deslizamiento block-on-disc, en condiciones de colada y tratadas térmicamente de las aleaciones fabricadas.....	90
9.8.1	Coeficiente de fricción	90
9.8.2	Intensidad de desgaste	94
9.8.3	Superficie de desgaste	98
9.8.4	Análisis de desgaste mediante perfilometría óptica	103
9.8.5	Análisis microestructural de desgaste de la sección transversal	107
10	CAPITULO V CONCLUSIONES	113
11	REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	116
12	ANEXO.....	134

1 ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Microestructura de una acero con ataque electrolítico, (40 % de solución acuosa de hidróxido de sodio), se muestra austenita (tono claro) y ferrita (tono oscuro) [41].	15
Figura 2. Micrografía SEM de la morfología de MC y la estructura cristalina de MC. (a) Morfología; (b) Estructura cristalina centrado en la cara (FCC) [55].	17
Figura 3. Morfología típica del carburo eutéctico M_2C en condiciones de colada de un acero M2, y estructura cristalina, A, B, c representan la estructura compacta hexagonal del metal y el átomo de carbono [57].	18
Figura 4. Morfología típica del carburo eutéctico M_6C en condiciones de colada de un acero alto carbono [58].	19
Figura 5. Micrografía SEM de la morfología de M_6C y la estructura cristalina de M_6C . (a) Morfología; (b) Estructura cristalina [56].	19
Figura 6. Micrografía SEM de la microestructura de acero de alta velocidad con diferentes contenidos de vanadio. a) 0% V; b) 1% V; c) 2% V; d) 3% V; e) 4% V; y f) 5%V [74].	24
Figura 7. Micrografía SEM de la microestructura de acero rápido recocido con diferente contenido de silicio. (a) M2-0,3Si; (b) M2-0,8Si; (c) M2-1,6Si; (d) M2-2,4Si [80].	26
Figura 8. Micrografía SEM de la morfología de carburos en acero de alta velocidad con diferente contenido de N. (a) 0,006%; (b) 0,011% [94].	27
Figura 9. Micrografía SEM de la morfología tridimensional típica de carburos en acero de alta velocidad con diferente contenido de N. (a, b) 0,006%; (c, d) 0,011% [94].	28
Figura 10. Micrografía SEM de la morfología de carburos en acero de alta velocidad con diferentes contenidos de Mg. (a) 0; (b) 0,008 % en peso; (c) 0,015 % en peso; (d) 0,022 % en peso [101].	30
Figura 11. Micrografía SEM de la microestructura de acero de alta velocidad con diferentes contenidos de Nb. (a) y (d) 0,0847%, (b) y (e) 0,213%, y (c) y (f) 0,645% Nb [96].	31
Figura 12. Micrografías de campo claro en TEM de estructuras deformadas de un acero Fe-22Mn- 0.6C a) 77K (placas de martensita) y b) temperatura ambiente (maclaje mecánico) [108].	34
Figura 13. Microestructura SEM a) microestructura 95% Austenita, b) microestructura 100% Martensita [127].	39

Figura 14. Superficie de desgaste por deslizamiento a) formación de óxido y surcamiento, b) formación de óxido y desgaste por adhesión [133].	41
Figura 15. Micrografía del acero D2 de la superficie de desgaste a) 0.15m/s, b) 0.75 m/s.	42
Figura 16. Micrografías del acero M42, a) Microestructura martensítica con una tasa de desgaste de $1.5 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{N}$, b) Microestructura austenítica con una tasa de desgaste de $5 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$.	43
Figura 17. Micrografía de la superficie del acero AISI H11, a) Formación de la capa de óxido a 200°C, b) Formación de la capa de óxido a 500°C.	44
Figura 18. Micrografía de la superficie desgastada por abrasión, con una carga de, a) 25N, b) 150N.	45
Figura 19. Diagrama de flujo de la metodología experimental del proyecto de investigación.	47
Figura 20. Horno de fundición al vacío marca Cosarc®.	48
Figura 21. Cortadora metalográfica, marca AbrasiMet®.	49
Figura 22. Máquina electroerosionadora McLane®.	50
Figura 23. Probetas para a) Ensayo de compresión y b) Ensayo de tracción [144, 145].	51
Figura 24. Horno eléctrico marca Carbolite™.	52
Figura 25. Ciclo de tratamiento térmico de temple en salmuera.	52
Figura 26. Máquina de desgaste por deslizamiento (block- on- disc).	53
Figura 27. Máquina de ensayos universales Zwick/Roell®.	54
Figura 28. Máquina de ensayos universales Instron 1195®.	55
Figura 29. Microscopio Óptico ZEISS®.	55
Figura 30. Pulidora de la marca Buehler, modelo MetaServ 250.	56
Figura 31. Microscopio electrónico de barrido (MEB) marca Jeol modelo 7600.	57
Figura 32. Procesamiento de imagen en el Software Sigma Scan Pro®.	58
Figura 33. Difractómetro de Rayos-X marca Bruker® modelo D8 Advance Davinci.	58
Figura 34. Durómetro Vickers marca Nanovea®.	59
Figura 35. Predicciones termodinámicas de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.	62
Figura 36. Predicciones termodinámicas de la fase carburo y carbonitrúro de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.	64

Figura 37. Microestructuras de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, a) 0.3Mn, b) 10Mn, c) 0.3Mn 0.1N, d) 10Mn 0.1N.....	66
Figura 38. a) Microestructura MEB a alta magnificación del carburo (TiW) C y b) Análisis de composición química EDS.	68
Figura 39. Mapeo microestructural EDS de la fase carburo a) (TiW) C y carbonitruro b) TiW (C, N).	69
Figura 40. Difracción de rayos-X, para las aleaciones a) 0.3Mn y b) 0.3Mn0.1N.	70
Figura 41. Análisis de volumen de carburos a) 0.3Mn, b) 10Mn, c) 0.3Mn0.1N y d)10Mn0.1N.	71
Figura 42. Microestructuras de la aleación 0.3Mn templadas desde a) 700, b) 750, y c) 950°C.	74
Figura 43. Microestructuras de la aleación a) 0.3Mn y b) 0.3Mn0.1N templadas desde 750°C.	76
Figura 44. Microestructuras con 50% de deformación a, b) 10Mn, b, c) 10Mn0.1N.	77
Figura 45. Difractograma de rayos-X de la aleación 10Mn0.1N en condiciones de deformación.	78
Figura 46. Curvas de esfuerzo vs deformación de las aleaciones fabricadas, a) 0.3Mn, 0.3Mn0.1N, b) 0.3Mn TT, 0.3Mn0.1N TT, c) 10Mn, 10Mn0.1N.	83
Figura 47. Fractografías de las aleaciones bajo estudio a) 0.3Mn, b)0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N, e) 0.3Mn TT, f) 0.3Mn0.1 TT.	86
Figura 48. Microestructura de agrietamiento a lo largo del carburo W ₆ C.	88
Figura 49. Microestructura de agrietamiento superficial a través de la matriz martensítica y de la interconexión de carburos.....	89
Figura 50. Coeficiente de fricción en función de la carga aplicada en relación con la dureza de las aleaciones fabricadas, en condiciones de colada y tratadas térmicamente.	91
Figura 51. Tasa de desgaste en función de la carga aplicada comparada con la dureza de las aleaciones fabricadas.	95
Figura 52. Superficie de desgaste de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 0.3Mn TT, d) 0.3Mn0.1N TT, e) 10Mn, f) 10Mn0.1N.	99
Figura 53. Análisis de composición química de la capa de óxido formada por el desgaste superficial.	102

Figura 54. Volumen perdido durante el desgaste por deslizamiento en relación a la carga aplicada, comparada con la dureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente.	103
Figura 55. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 52N de carga de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.....	104
Figura 56. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 103 N, de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.	105
Figura 57. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 52N de carga, de las aleaciones tratadas térmicamente a) 0.3Mn TT, b) 0.3Mn0.1N TT.	106
Figura 58. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 103N de carga, de las aleaciones tratadas térmicamente a) 0.3Mn TT, b) 0.3Mn0.1N TT.	106
Figura 59. Micrografías de la sección transversal del desgaste por deslizamiento con una carga de 52 N, de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente, a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N e) 0.3Mn TT y f) 0.3Mn0.1N TT.....	109
Figura 60. Micrografías de la sección transversal del desgaste por deslizamiento con una carga de 103 N, de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente, a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N e) 0.3Mn TT y f) 0.3Mn0.1N TT.....	110

2 ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Clasificación de los aceros aleados en base a sus propiedades y elementos de aleación [26].	11
Tabla 2. Efecto de los elementos de aleación en las propiedades mecánicas [26].	12
Tabla 3. Composición nominal más común mente usada de los aceros grado herramienta.	20
Tabla 4. Composición química nominal de las aleaciones a fabricar.	48
Tabla 5. Análisis de composición química de las aleaciones fabricadas.	60
Tabla 6. Porcentaje en volumen de carburos de las aleaciones fabricadas.	72
Tabla 7. Dureza de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, tratadas térmicamente y deformadas en frío.	80

3 LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES

AISI	Instituto Americano del Hierro y el Acero (American Iron and Steel Institute)
ASTM	Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (American Society for Testing and Materials)
FCC	Cúbica Centrada en las Caras (Face-Centered Cubic)
HCP	Hexagonal Compacta (Hexagonal Compact-Packed)
JmatPro®	Software de predicción termodinámica
PM	Pulvimetalurgia (Powder Metallurgy)
TT	Tratada/o térmicamente
DRX / XRD	Difracción de Rayos-X
EDS	Espectroscopía de Energía Dispersa
HRC	Dureza Rockwell C
HV / HV10	Dureza Vickers
MBIP	Plasticidad Inducida por Microbandas (Microband-Induced Plasticity)
MEB / SEM	Microscopía Electrónica de Barrido
MO / OM	Microscopía Óptica
SFE	Energía de Falla de Apilamiento (Stacking Fault Energy)
TEM	Microscopía Electrónica de Transmisión
TWIP	Plasticidad Inducida por Maclado (Twinning-Induced Plasticity)
As	Temperatura de inicio de la austenita
Ms	Temperatura de inicio de la transformación martensítica
m/s	Metros por segundo
N	Newton
s	Segundo
μ	Coefficiente de fricción
α'	Martensita
γ	Austenita
Fe ₃ C	Carburo de hierro (Cementita)
M(C,N)	Carbonitruro (metálico)

M_2C , M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$	Tipos de carburos
MC	Carburo (tipo MC)
MCN	Carbonitruro (tipo MCN)
NbC	Carburo de niobio
TiC	Carburo de titanio
Ti(C,N)	Carbonitruro de titanio
TiN	Nitruro de titanio
(TiW)C	Carburo de titanio y tungsteno
(TiW)CN	Carbonitruro de titanio y tungsteno
VC	Carburo de vanadio
VN	Nitruro de vanadio

4 RESUMEN

Este trabajo de investigación analiza el efecto de añadir titanio (Ti), tungsteno (W), manganeso (Mn) y nitrógeno (N) a un acero de alto carbono para mejorar su dureza, tenacidad y resistencia al desgaste. Se fabricaron aleaciones base (1.5% C, 3%Ti, 6%W, 0.1% N) con distintas proporciones de Mn (0.3% y 10%) mediante un horno de inducción al vacío. Las aleaciones con bajo Mn se sometieron a temple, mientras que las de alto Mn se deformaron por compresión para evaluar la respuesta a diferentes tratamientos.

La caracterización se realizó con técnicas como microscopía (óptica y electrónica), difracción de rayos X y espectroscopía de energía dispersa, midiendo la dureza y la resistencia al desgaste.

Los resultados clave indican que la adición de Ti, W y N promueve la formación de carburos (TiW)C y carbonitruros (TiW)CN, mejorando las propiedades del acero. El manganeso, al estabilizar la austenita y aumentar la solubilidad del carbono, reduce la cantidad de carburos formados. Por su parte, el nitrógeno, incorporado como ferrocromo nitrogenado (FeCrN), mejora las propiedades mecánicas en el estado de colada.

Tanto el tratamiento térmico de temple como la deformación en frío lograron incrementar la dureza de las aleaciones en un 30%. Este aumento se debe a la transformación de austenita en martensita y a la generación de precipitados y tensiones internas. Finalmente, se determinó que el principal mecanismo de desgaste es la oxidación, que crea una capa protectora lubricante en la superficie.

En conclusión, la manipulación de la composición química y los tratamientos térmicos y mecánicos permite optimizar significativamente las propiedades de los aceros de alto carbono.

Palabras clave: Acero, Manganeso, Nitrógeno, Compresión, Desgaste

5 ABSTRACT

This research paper analyzes the effect of adding titanium (Ti), tungsten (W), manganese (Mn), and nitrogen (N) to a high-carbon steel to improve its hardness, toughness, and wear resistance. Base alloys (1.5% C, 3% Ti, 6% W, 0.1% N) with different proportions of Mn (0.3% and 10%) were fabricated using a vacuum induction furnace. The low-Mn alloys were subjected to quenching, while the high-Mn alloys were deformed by compression to evaluate the response to different treatments.

Characterization was performed using techniques such as microscopy (optical and electron), X-ray diffraction, and energy-dispersive spectroscopy, measuring hardness and wear resistance.

The key results indicate that the addition of Ti, W, and N promotes the formation of (TiW)C carbides and (TiW)CN carbonitrides, improving the steel's properties. Manganese, by stabilizing the austenite and increasing carbon solubility, reduces the amount of carbides formed. Meanwhile, nitrogen, incorporated as nitrated ferrochrome (FeCrN), improves the mechanical properties in the as-cast state.

Both the quenching heat treatment and the cold deformation managed to increase the alloys' hardness by 30%. This increase is due to the transformation of austenite into martensite and the generation of precipitates and internal stresses. Finally, it was determined that the main wear mechanism is oxidation, which creates a protective lubricating layer on the surface.

In conclusion, manipulating the chemical composition and the thermal and mechanical treatments allows for the significant optimization of the properties of high-carbon steels.

Keywords: Steel, Manganese, Nitrogen, Compression, Wear

6 CAPITULO I

6.1 Introducción

Los aceros grado herramienta, caracterizados por su alto contenido de carbono y aleaciones, ofrecen dureza, tenacidad y una resistencia al desgaste. Esto los hace particularmente adecuados para aplicaciones que demandan una alta fricción y abrasión constantes, como en la producción de herramientas de corte, matrices para forja, moldes metálicos bajo alta presión y piezas de desgaste en maquinaria industrial [1].

En condiciones de colada, la microestructura de estos aceros presenta una matriz austenítica con formación de carburos gruesos concentrados preferentemente en los límites de grano. Esta disposición continua de carburos duros rodeando los granos de austenita genera una red frágil que facilita la propagación de grietas, lo que explica la elevada fragilidad del material en este estado inicial, por lo que una manera crucial para optimizar su resistencia al desgaste radica en tener una mejora en la matriz en cuanto a las morfología y distribución de los carburos [2].

Tradicionalmente, los aceros de alto carbono requieren tratamiento térmico de solubilización y normalizado para disolver parcialmente los carburos eutécticos y homogenizar la microestructura, siendo este un factor crucial para optimizar su resistencia al desgaste radica en modificar esta microestructura mediante dichos tratamientos [3, 4].

En condiciones de colada, por el alto contenido de carbono estos aceros pueden ser eutectoides menores a (0.8 %C) o hipereutectoides mayores a (0.8%C), los hipereutectoides presentan un gran cantidad de cementita en los límites de grano de la austenita [5]. Para mejorar su tenacidad, se requiere un tratamiento térmico que implique la austenización a altas temperaturas. Este proceso disuelve parte de los carburos y al enfriarse rápidamente, aumenta la templabilidad del acero, esto debido a que se enriquece de carbono a la fase austenítica. Un enfriamiento rápido posterior aprovecha esta alta concentración de carbono en solución para transformar la estructura. [6, 7].

Para tener una mejora en las propiedades del acero se han realizado adiciones de algunos elementos, con el propósito de mejorar aún más las propiedades mecánicas, se han adicionado elementos como Ti) y W, optimizando la microestructura en base a la distribución de los carburos, como lo han reportado algunos autores [8, 9].

La adición de estos elementos debe considerarse con mucho cuidado para no exceder los contenidos, debido a que un exceso de estos puede afectar la dureza en la matriz al consumir carbono debido a su estequiometría, esto se debe a que durante la formación de carburos primarios MC, hay una relación M1:C1, pero en general hay más átomos de la especie metálica que de carbono en la mayoría de los carburos[10, 11]. Por lo tanto, para optimizar el comportamiento al desgaste, se debe buscar un equilibrio preciso en la composición de Ti, W y C, asegurando así un volumen y distribución ideales de carburos.

Estudios recientes [12], han demostrado que se puede formar una pequeña cantidad de carburos bien distribuidos durante las etapas iniciales de la solidificación mediante la adición de Ti y W, evitando la necesidad de tratamiento térmico. Los carburos de refuerzo corresponden a (TiW)C, que muestran una morfología globular incrustada en una matriz austenítica.

De manera similar, la adición de Mn ha demostrado una mejora considerable en el comportamiento de endurecimiento por deformación plástica de los aceros mediante deslizamiento de dislocaciones, maclado o plasticidad inducida por microbandas por sus siglas en inglés (MBIP) que se produce por deslizamiento de dislocaciones, la ocurrencia de estos mecanismos dependen de un fenómeno llamado energía de falla de apilamiento, debido a que el Mn aumenta la energía de falla de apilamiento, por sus sigla en inglés (SFE), el movimiento de las dislocaciones se ve limitado, endureciendo el acero durante la deformación plástica mediante el mecanismo TWIP [13, 14]. Se ha reconocido que la adición de N causa el fortalecimiento de la solución sólida y la disminución de la energía de falla de apilamiento (SFE) en aceros austeníticos [15]. Por lo tanto, la adición de N puede promover una mayor solución sólida y un mayor grado de endurecimiento por deformación plástica y, al mismo tiempo, promover un efecto de refinamiento, ya que se ha descubierto que la ferrita y otras fases se nuclean en las partículas de TiN preexistentes [16].

6.2 Justificación

El acero alto carbono, gracias a su versatilidad y amplio espectro de propiedades mecánicas como alta resistencia, tenacidad y dureza, se posiciona como un material fundamental en la industria actual. Su producción económica y facilidad de fabricación lo convierten en una opción idónea para diversas aplicaciones.

Este acero alto carbono es fácil de alear ya que presenta una alta solubilidad con otros elementos metálicos en el estado líquido y es capaz de formar diferentes fases que modifican su microestructura y a su vez sus propiedades mecánicas, las cuales pueden variar ampliamente para diferentes aplicaciones. Esta adaptabilidad para uso herramental lo hace adecuado para la fabricación de piezas como bielas, palancas, ejes de transmisión, tornillos y tuercas, así como para componentes de maquinaria pesada como martillos de demolición, puntas de excavadoras y molinos de laminación. La dureza, propiedad crucial en estas aleaciones, se ve potenciada por la adición de manganeso, elemento que promueve el endurecimiento por deformación, como se observa en los aceros Hadfield.

La presencia de manganeso, un potente estabilizador de la austenita, influye significativamente en la temperatura de inicio de la transformación martensítica. La estructura austenítica de colada puede ser sometida a tratamientos térmicos para obtener una microestructura bifásica de martensita y austenita con precipitados de carburos, lo que incrementa aún más su dureza. En este contexto, la adición de elementos como titanio (Ti), tungsteno (W) y nitrógeno (N) juega un papel crucial en la microestructura y la resistencia al desgaste del acero con alto contenido de carbono.

Este trabajo investigará el efecto de la adición de Ti, W y N en la microestructura y la resistencia al desgaste de un acero con alto contenido de carbono. Además, se analizará la influencia de diferentes porcentajes de manganeso para inducir un endurecimiento secundario.

La fabricación de este acero alto carbono para uso herramental de alta dureza, evita la formación de fases frágiles en los límites de grano, ofrece ventajas significativas en términos de reducción de costos y mejora del rendimiento.

La capacidad de endurecimiento por trabajo permite mantener un núcleo tenaz y prolongar la vida útil de la pieza al obtener valores de dureza superficial considerablemente altos, lo que

aumenta la resistencia al desgaste. Esta característica resulta muy atractiva desde un punto de vista económico para aplicaciones industriales.

Tecnológicamente la principal ventaja de este estudio es la capacidad de diseñar y fabricar un material capaz de formar diferentes fases (austenita, carburos, martensita), pudiendo así manipular la microestructura, mediante la adición controlada de elementos de aleación (Ti, W, N y Mn) a través de un tratamiento térmico, además de que el endurecimiento por deformación es muy relevante ya que mejora las propiedades del material durante su uso, siendo estas características avanzadas que optimizan el rendimiento del material en condiciones de trabajo.

La reducción de desechos radica en la durabilidad de la materia, ya que propiedades como la alta resistencia al desgaste, la alta dureza y la capacidad de prolongar la vida útil de la pieza son importantes, además de la facilidad de fabricación, implicando más control y menores rechazos, siendo un proceso eficiente para generar menos piezas defectuosas.

El mayor gasto energético en la vida de un componente metálico es su fabricación inicial (minería, refinado, fundición, laminación, etc.). Al prolongar la vida útil de la pieza, la cantidad de energía invertida en su creación se optimiza durante un período mucho más largo. Fabricar una pieza que dura el doble que otra equivale a reducir a la mitad el consumo energético total para esa función a lo largo del tiempo, ya que se evita la energía necesaria para producir un reemplazo.

El fenómeno de endurecimiento por deformación es también una forma de eficiencia energética. En lugar de requerir tratamientos térmicos adicionales altamente energéticos para alcanzar la máxima dureza en toda la pieza, el material utiliza la propia energía del trabajo mecánico (impactos, fricción) para endurecerse superficialmente y así aprovechar la energía de la aplicación para optimizar el material, reduciendo la energía que debe ser invertida previamente en su tratamiento.

6.3 Objetivos

6.3.1 Objetivo general

- Desarrollar un acero alto carbono mediante el proceso de fundición, para así obtener una microestructura compuesta por carburos y carbonitruros, a través de la adición simultánea de titanio, tungsteno, nitrógeno y manganeso durante la etapa de fusión, con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas, tales como la dureza, la tenacidad y la resistencia al desgaste.

6.3.2 Objetivos específicos

- Fabricar dos aleaciones de acero alto carbono con diferentes contenidos de Mn (0.3,10%).
- Fabricar dos aleaciones de acero alto carbono con diferentes contenidos de Mn (0.3,10%) y nitrógeno (0.1%).
- Caracterizar mediante técnicas de microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos-X las aleaciones fabricadas.
- Analizar el efecto de las adiciones de titanio (0.3%), tungsteno (6%), Mn (0.3%, 10%) y nitrógeno (0.1) en un acero con alto contenido de carbono sobre la microestructura.
- Evaluar el efecto de la resistencia al desgaste por deslizamiento en seco (pin-on-ring) de las aleaciones fabricadas, en condiciones de colada y tratadas térmicamente.
- Caracterizar la superficie desgastada, así como los fragmentos de desgaste generados durante el ensayo de desgaste por deslizamiento.
- Analizar mediante perfilometría óptica la superficie desgastada de las muestras sometidas a desgaste.
- Evaluar mediante tensión y compresión la resistencia máxima de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada y tratadas térmicamente.
- Determinar la dureza de las aleaciones fabricadas, en condiciones de colada, con endurecimiento secundario (tratamiento térmico y deformación en frío).

6.4 Hipótesis

Argumentos:

La adición de titanio, tungsteno, manganeso y nitrógeno en la aleación produce la formación de carburos $(\text{TiW})\text{C}$ y carbonitruros $(\text{TiW})\text{CN}$, que se forman a temperaturas muy altas, por lo tanto, se producirá la formación de estos compuestos primarios en la aleación.

La dureza de los carburos MC es (2800 HV) y la dureza de los carbonitruros MCN es (3200 HV), mucho mayor que otro tipo de carburos eutecticos M_7C_3 , que se forman como una red en la matriz del material, a diferencia de los carburos y carbonitruros que se encuentran bien distribuidos en la matriz, incrementando la dureza de la aleación en función del volumen de estos.

El endurecimiento secundario mediante tratamiento térmico y deformado en frío, resultara en una mejora en las propiedades mecánicas, como la dureza y resistencia al desgaste, permitiendo darle un uso al material tanto herramental, como para uso en la fabricación de materiales de carga pesada.

Proposiciones:

La adición de elementos formadores de carburos y carbonitruros en proporciones adecuadas permitirá mejorar microestructuralmente y mecánicamente la capacidad de endurecimiento, debido a la buena dispersión de estas partículas con un bajo grado de interconexión, ya que estas partículas se forman a partir del líquido y se suprime en gran medida la formación de carburos eutéticos en los límites de grano. El bajo grado de interconexión resulta muy favorecedor para no afectar notablemente a la tenacidad del material y poder suprimir la aplicación de tratamientos térmicos para disolver estos carburos como es típicamente requerido en los aceros de alto contenido de carbono. Se sabe que el carbono y nitrógeno tiene una alta afinidad con el Ti para la formación de carburos TiC y carbonitruros del tipo TiCN , actuando como nucleante para la formación de la fase austenítica, por lo que la adición de N puede ser favorecedora para lograr un mayor número y dispersión de los mismos además de reducir el contenido de carburos del tipo M_6C .

Por último, se sabe que el N es un elemento estabilizador de la fase austenita y a su vez tiene la capacidad de disminuir la energía de falla de apilamiento SFE por lo que se espera que la adición de este elemento produzca un mayor grado de endurecimiento por deformación.

Además, se espera que la adición de un elevado contenido de manganeso en la aleación pueda promover el endurecimiento por deformación plástica de la matriz como se ha observado en los aceros Hadfield. Finalmente, se espera que las modificaciones microestructurales producto de la modificación de la composición química (Ti, W, Mn y N) así como la modificación por medio de endurecimientos secundarios (deformación plástica y precipitación de carburos debido a la deformación por compresión), se vean reflejadas en una mejora de las propiedades mecánicas y al desgaste del acero objeto de estudio.

7 CAPITULO II REVISION BIBLIOGRAFICA

7.1 Aceros

El acero se define como una aleación de hierro y carbono, cuya principal diferencia con respecto al hierro y otras aleaciones ferrosas reside en el contenido de carbono. Específicamente, la literatura menciona que, para ser clasificado como acero, el material debe contener una diferencia en el contenido de carbono entre 0.02% y el 2.14%. Aquellas aleaciones ferrosas que superan el contenido de carbono son denominadas fundiciones, las cuales constituyen una familia de materiales con propiedades y aplicaciones distintas a las del acero [17].

Los aceros de bajo carbono (0.05% a 0.25% de carbono) presentan una microestructura ferrítica (fase blanda y dúctil de hierro puro) con pequeñas cantidades de perlita (láminas alternas de ferrita y cementita). Los aceros de medio carbono (0.26% a 0.6% de carbono), la microestructura muestra ferrita y perlita. A mayor contenido de carbono, aumenta la proporción de perlita (más dura y resistente). Los aceros de alto carbono (0.61% hasta 1.5% de carbono) desarrollan microestructuras ricas en perlita gruesa y cementita (carburo de hierro, Fe_3C) en los límites de grano. Estas estructuras pueden ser cambiadas mediante tratamiento térmico variando la velocidad de enfriamiento.

El acero, partiendo de las propiedades metálicas del hierro puro, obtiene una mejora sustancial en su desempeño a través de la aleación con carbono y otros elementos. Sin embargo, existe cierto límite en esta composición: cuando el contenido de carbono en la aleación excede el 2 % se les llama fundiciones. Estos materiales presentan una diferencia fundamental en su comportamiento mecánico, caracterizándose por una fragilidad muy superior a la del acero, que en consecuencia, impide que puedan ser forjadas [18].

7.2 Clasificación de los aceros

Los aceros se clasifican de acuerdo a distintas propiedades químicas y físicas [19].

1. Aceros al Carbono

Basados principalmente en hierro-carbono ($\leq 2.1\%$ C), con elementos residuales mínimos (Mn, Si $< 1.65\%$). Sus propiedades mecánicas dependen del carbono: bajos niveles ofrecen ductilidad y soldabilidad; altos niveles maximizan dureza, pero reducen tenacidad. Ideales para estructuras, piezas mecánicas y componentes no expuestos a corrosión.

2. Aceros Aleados

Contienen elementos de aleación como (Cr, Ni, Mo, V, etc.) en proporciones $\geq 1.65\%$. Mejoran templabilidad, resistencia al desgaste o tenacidad sin sacrificar ductilidad. Usados en ejes, engranajes y entornos exigentes (ej. industria automotriz o petrolera).

3. Aceros Inoxidables

Definidos por $\geq 10.5\%$ Cr para resistencia a oxidación/corrosión. Se subdividen por microestructura: Austeníticos (alto Ni, no magnéticos), Ferríticos (bajo C, magnéticos), Martensíticos (templables) y Dúplex (mezcla de fases). Dominan en alimentación, química y médica.

4. Aceros Grado Herramienta

Aleaciones con alto carbono (0.6–2.5%) y formadores de carburos (Cr, W, Mo, V). Logran dureza extrema (> 60 HRC), resistencia térmica y al desgaste. Clasificados por AISI en series (W, O, A, D, H, M/T, S) según su composición y uso (corte, estampación o trabajo en caliente).

7.2.1 Acero alto carbono

El Instituto Americano del Hierro y el Acero (AISI) define el acero al carbono como aquel que no tiene un contenido mínimo especificado o requisitos para cromo, cobalto, niobio, molibdeno, níquel, titanio, tungsteno, vanadio o zirconio, ni requisitos específicos para que se añada cualquier otro elemento con el fin de obtener un efecto de aleación deseado; en este tipo de acero, el cobre especificado debe estar entre el 0.40% y el 0.60%, y el límite máximo para el manganeso no debe exceder el 1.65% y el silicio el 0.60% [19].

Los aceros alto carbono tiene un porcentaje de C (0.66% al 2.14%), lo que resulta en una alta dureza y resistencia al desgaste [20]. El porcentaje de carbono en el acero tiene un efecto significativo en sus propiedades mecánicas. Por un lado, a mayor contenido de carbono, mayor es el endurecimiento y aumento de resistencia que se puede lograr con tratamiento térmico, sin embargo, también se ve afectada la ductilidad del material [21].

7.2.2 Acero bajo carbono

El acero bajo carbono, contiene hasta un 0.30% de C en peso. La mayoría de esta clase de aceros son laminados en frío como láminas; generalmente se encuentran en condiciones de laminado en frío y recocido. Estos aceros tienen alta ductilidad ya que contienen muy bajo carbono, usualmente menos del 0.10% de C, con hasta un 0.4% de Mn [22]. Sin embargo, el acero bajo carbono carece esencialmente de la calidad de superficie dura que se considera clave para muchas aplicaciones estructurales e industriales [23].

El bajo contenido de carbono en el acero está fuertemente influenciado por las variaciones del tamaño de grano, la corrosión intergranular, que se produce a lo largo de los límites de grano, puede ser más severa en materiales con granos más gruesos debido a la mayor exposición de los límites de grano [24].

7.2.3 Aceros aleados

Los aceros aleados o de alta aleación representan una categoría de materiales de gran importancia industrial, cuya versatilidad deriva de la adición de elementos distintos al carbono. A diferencia del acero alto carbono, estos aceros incorporan en su composición elementos como cromo, níquel, molibdeno, manganeso, vanadio o silicio, entre otros. La función de estos elementos de aleación es mejorar significativamente las propiedades del acero base, permitiendo obtener mejora en sus propiedades mecánicas, como, resistencia a la tensión, dureza, tenacidad y resistencia a la corrosión, diseñados para ser utilizados en una amplia gama de aplicaciones [25].

Tabla 1. Clasificación de los aceros aleados en base a sus propiedades y elementos de aleación [26].

Clasificación	Descripción
Aceros de baja aleación	Se caracteriza por contener pequeñas cantidades de elementos de aleación, conocidos por mejorar propiedades como resistencia y tenacidad. Un ejemplo de esta categoría son los aceros carbono-manganeso.
Aceros inoxidables	Uno de sus principales elementos de aleación es el cromo, generalmente arriba del 10%, dándole una alta resistencia a la corrosión. Clasificándose en varias series, (serie 300, compuesto por austenítica y la serie 400 compuesto por ferrita y martensita).
Aceros grado herramienta	Caracterizados por su alta dureza y resistencia al desgaste a altas temperaturas. Los aceros grado herramienta contienen elementos de aleación como el molibdeno, el vanadio y el tungsteno, proporcionando buenas propiedades mecánicas.
Aceros especiales	Fabricados para aplicaciones específicas, como la industria aeroespacial, la automotriz y la construcción.
Aceros para construcción	Diseñados para la industria de la construcción, estos aceros tienen buenas propiedades resistencia a la tensión y tenacidad para soportar altas cargas estructurales.

Tabla 2. Efecto de los elementos de aleación en las propiedades mecánicas [26].

Elemento de Aleación	Efecto en las propiedades mecánicas
(Cr)	Mejora la resistencia a la corrosión.
(Ni)	Incrementa tanto la tenacidad como la resistencia al impacto. Mejora la resistencia a la corrosión y la fragilidad en caliente.
(Mn)	Incrementa la resistencia a la tensión, la dureza y confortabilidad.
(Mo)	Mejora la resistencia a la corrosión y fragilidad en caliente.
(V)	incrementa la resistencia a la tensión, la dureza y la tenacidad. Utilizado en aceros grado herramienta.
(W)	Mejora la resistencia al desgaste, especialmente a altas temperaturas. Utilizado en aceros grado herramienta.
(Si)	Ayuda a la desoxidación del acero y mejorando la resistencia a la corrosión.
(Cu)	Incrementa la conductividad eléctrica y conductividad térmica.
(Al)	Aumenta la resistencia a la corrosión y confortabilidad.
(Ti)	Mejora la resistencia a la corrosión y la resistencia en caliente.

7.2.4 Aceros alto Manganeso

El manganeso (Mn) es uno de los elementos de aleación más utilizados en la fabricación de aceros alto Mn, ya que tiene la capacidad de estabilizar de manera eficiente la fase austenítica [27]. Además, este elemento puede alterar la energía de falla de apilamiento (SFE), lo que permite regular los mecanismos de deformación plástica y en última instancia, influir en las propiedades mecánicas del material [28]. Por otra parte se ha demostrado que al incrementar el contenido de Mn en aceros Fe-Mn-C durante la deformación inducida por maclado (TWIP), experimenta un aumento significativo en la resistencia [29].

Un mayor porcentaje de manganeso también favorece la formación de maclas durante la deformación, incluso en un rango más amplio de tensiones. Por su parte, algunos otros trabajos han encontrado, que la resistencia a la tracción, como el límite elástico disminuyen al elevarse la concentración de manganeso, sin afectar la ductilidad.

La explicación que hay debido a este comportamiento según algunos autores indica que es debido a la transformación martensítica como la formación de maclas [30]. Estudios previos [31] han resaltado que variaciones en el contenido de Mn pueden guiar a distintas rutas de evolución microestructural, lo que a su vez modifica las propiedades mecánicas de los aceros. Además, la presencia de otros elementos en la aleación también influye en el comportamiento específico del Mn. Sin embargo, en aceros con altos niveles de Manganeso y carbono, existen pocos informes sobre el impacto del contenido de Mn en la evolución microestructural durante la deformación plástica y en las propiedades mecánicas resultantes [32].

La velocidad de deformación es otro factor crítico que afecta el comportamiento de deformación y las propiedades mecánicas de los aceros con alto contenido de Mn. En el caso del acero Fe–12Mn–1.2C con una microestructura de tamaño de grano grande, se ha observado que altas velocidades de deformación favorecen la formación de maclas y mejoran tanto la resistencia como la ductilidad [33-36]. No obstante, cuando se añaden elementos como cromo (Cr) y nitrógeno (N) a la aleación, este efecto promotor de la alta velocidad de deformación se ve reducido. En tales casos, una combinación óptima de resistencia, ductilidad y endurecimiento por deformación puede lograrse incluso a bajas velocidades de deformación [37].

La adición de Cr y N altera tanto la SFE como el efecto de envejecimiento dinámico por deformación (DSA). Por otro lado, se ha reportado que altas velocidades de deformación pueden inhibir la formación de dislocaciones y maclas en algunos aceros TWIP de alto Mn, reduciendo además la tasa de endurecimiento por deformación [38].

Este fenómeno está asociado al calentamiento adiabático que ocurre en las muestras sometidas a tracción a altas velocidades. La literatura científica sugiere que la respuesta tensión-deformación de los aceros con alto contenido de Mn varía según su composición química y la velocidad de deformación aplicada. Sin embargo, en el caso específico de aceros con alto contenido de Mn y C, aún no está claro cómo el contenido de Mn influye en la respuesta tensión-deformación bajo diferentes velocidades de deformación.

7.2.5 Aceros inoxidables

El acero inoxidable es una aleación de hierro, cromo y otros elementos que se caracteriza por su excepcional resistencia a la corrosión y sus propiedades mecánicas favorables. Esta aleación es ampliamente reconocida y utilizada en diversas aplicaciones debido a su versatilidad y beneficios únicos.

La composición básica del acero inoxidable incluye un mínimo de 10.5% de Cr en peso, lo que le confiere su principal característica: la formación de una capa pasiva de óxido de cromo en la superficie que actúa como una barrera protectora contra la corrosión. Esta capa auto-reparadora es lo que hace que el acero inoxidable sea altamente resistente a la oxidación y la corrosión en una variedad de entornos.

Además del cromo, el acero inoxidable puede contener otros elementos como níquel, molibdeno, manganeso, silicio y carbono, entre otros. El níquel se usa comúnmente para mejorar la resistencia a la corrosión y la ductilidad del material, mientras que el molibdeno se agrega para aumentar su resistencia a la corrosión en entornos agresivos, como los que contienen cloruros [39].

La estructura metalúrgica, la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables dependen de las concentraciones de Ni y Cr. Los aceros inoxidables se clasifican básicamente en ferríticos (sistema Fe-Cr), martensíticos (sistema Fe-Cr) y austeníticos (sistema Fe-Cr-Ni), según la fase cristalina que se presente.

Los aceros inoxidables austeníticos presentan una microestructura de matriz austenítica, con buenas propiedades como la resistencia a la corrosión, sin embargo, una baja resistencia al desgaste. En la Figura 1 se presenta la microestructura de un acero duplex, con fases austenita (tono claro) y ferrita (tono oscuro).

Los aceros inoxidables austeníticos presentan una microestructura de matriz austenítica, con contenidos de ferrita, tienen una resistencia a la corrosión excepcional, pero no tienen una gran resistencia a la tensión.

Por lo tanto, los aceros inoxidables austeníticos se refuerzan mediante el trabajo y el tratamiento térmico y se endurecen con la adición de N. La adición de Mo mejora su resistencia a la corrosión, porque su película pasiva se vuelve más estable [40].

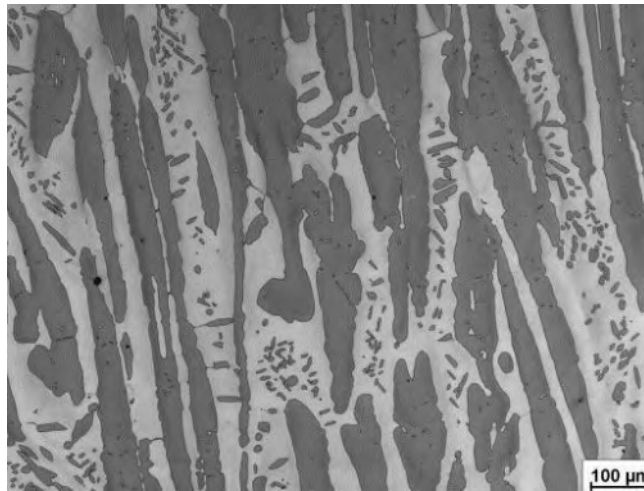


Figura 1. Microestructura de un acero con ataque electrolítico, (40 % de solución acuosa de hidróxido de sodio), se muestra austenita (tono claro) y ferrita (tono oscuro) [41].

En la numeración AISI, la serie 200 representa el sistema de aleación Fe-Cr-Ni-manganeso (Mn), la serie 300 representa el sistema de aleación Fe-Cr-Ni, la serie 400 representa el sistema Fe-Cr y la serie 600 representa el tipo de endurecimiento por precipitación.

Muchos de los aceros inoxidables que se usaban comúnmente como implantes, han sido siendo sustituidos por aleaciones de Ti, siendo este más ligero, mas biocompatible, además de que la mayoría de los aceros inoxidables contienen Ni, lo cual puede causar alergia durante la biocompatibilidad. Sin embargo, el acero inoxidable todavía se utiliza para los fijadores óseos debido a su buena resistencia mecánica [42].

7.2.6 Aceros grado herramienta

Los aceros para herramientas constituyen una clase especializada de materiales ferrosos diseñados para operaciones de conformación, corte y mecanizado de una amplia gama de metales y materiales no metálicos en condiciones de trabajo exigentes [43].

La microestructura de los aceros grado herramienta presenta dendritas de ferrita, carburos primarios gruesos (típicamente de tipo M_7C_3 , VC o M_6C , con tamaños de 1-20 μm) segregados en bordes de grano o zonas interdendríticas, fases eutécticas frágiles (mezcla de austenita y carburos que forma redes continuas), y austenita residual no transformada. Los aceros grado herramienta se utiliza para la fabricación de aleaciones utilizadas principalmente para herramientas de corte. Su denominación es una síntesis de las dos siguientes características: (a) las aleaciones pertenecen al sistema multicomponente Fe-C-X, donde X representa un grupo de elementos de aleación en el que Cr, W, Mo, V, Nb, y Ti son los principales; (b) las aleaciones se caracterizan por un alto nivel de dureza incluso cuando se someten a temperaturas elevadas resultantes del corte de metales a alta velocidad [44, 45].

Este acero presenta una gran ventaja sobre los aceros con alto contenido de carbono, que se han utilizado ampliamente en las herramientas de corte, ya que se endurecía al enfriarse al aire desde una temperatura desde la cual la mayoría de los aceros requerían enfriamiento en agua para su endurecimiento [46, 47].

Las fases responsables para una buena resistencia al desgaste para este tipo de aceros, son los carburos que se obtendrán en la microestructura, por lo que es muy importante conocer en función de la composición los diferentes tipos de carburos que se pueden formar y su distribución.

7.3 Tipos de carburo en aceros grado herramienta

Los aceros de alta velocidad deben sus propiedades mecánicas y buena resistencia al desgaste principalmente a la formación de carburos. Estos carburos, compuestos de carbono con elementos metálicos como tungsteno, molibdeno, vanadio y cromo, se clasifican en diferentes tipos (MC , M_2C , M_6C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$) según su estructura cristalina y composición química. Cada tipo de carburo aporta características específicas al material, influyendo directamente en su dureza, tenacidad y comportamiento a altas temperaturas. A continuación, se describen en detalle los principales carburos presentes en estos aceros, sus estructuras características y los elementos que los forman [48-52].

1. Carburo MC

El carburo MC presenta una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), como muestra la Figura 2. Su composición química varía entre MC y M_6C_7 , donde el elemento metálico "M" es principalmente vanadio (V). Otros elementos como titanio (Ti), niobio (Nb) y circonio (Zr) también lo forman, mientras que tungsteno (W), molibdeno (Mo) y cromo (Cr) se disuelven en pequeñas cantidades. Destaca por su alta estabilidad termodinámica, especialmente como VC (carburo de vanadio), que absorbe carbono e inhibe la formación de carburos como M_6C . Es fundamental en aceros como el M2 y M42, donde actúa como carburo primario [53, 54].

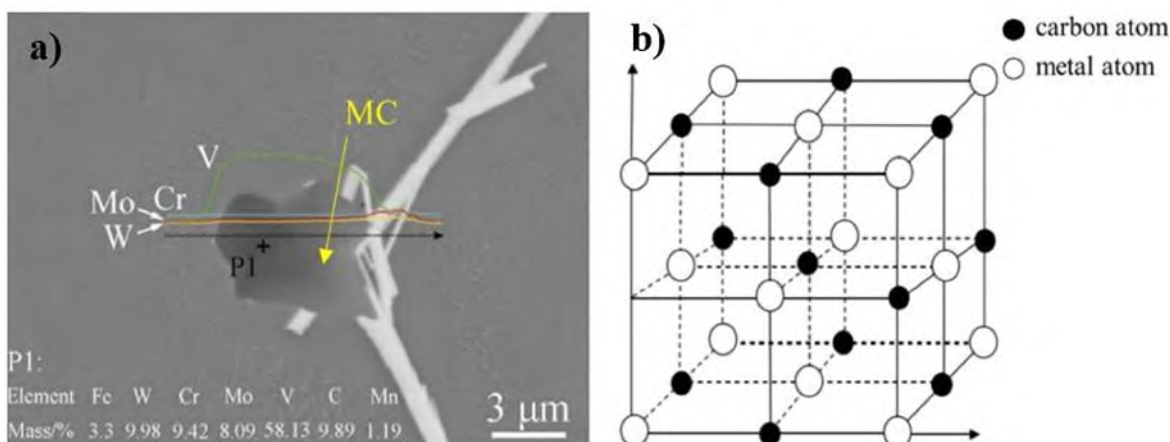


Figura 2. Micrografía SEM de la morfología de MC y la estructura cristalina de MC. (a) Morfología; (b) Estructura cristalina centrado en la cara (FCC) [55].

2. Carburo M_2C

Con estructura cristalina hexagonal compacta (HCP) como muestra la Figura 3, su morfología típica son láminas delgadas de bordes irregulares, que adoptan formas de plumas o abanicos ramificados. Esto limita el crecimiento de la austenita. Se forma principalmente por molibdeno (Mo), tungsteno (W), vanadio (V), cromo (Cr) y hierro (Fe). Es metaestable: se descompone a altas temperaturas y su formación depende de la composición química, velocidad de enfriamiento y microaleantes como aluminio/nitrógeno [56].

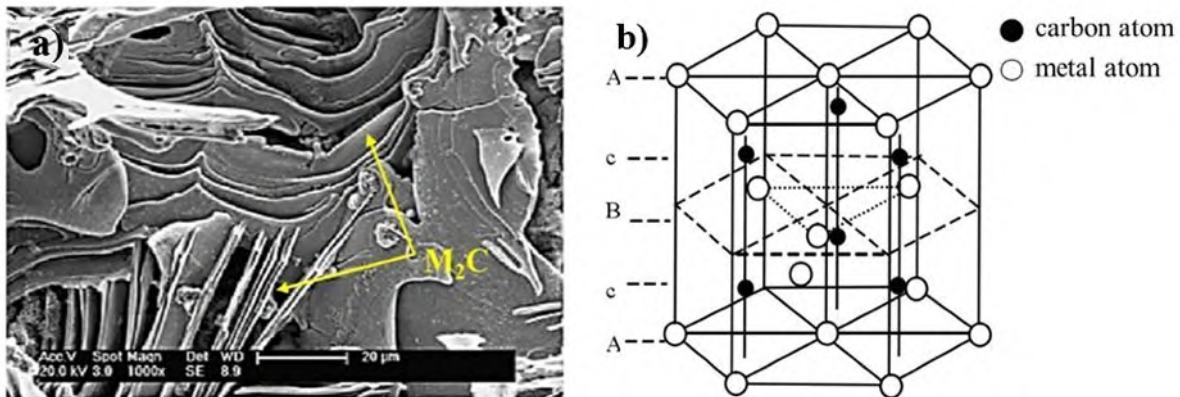


Figura 3. Morfología típica del carburo eutéctico M_2C en condiciones de colada de un acero M_2 , y estructura cristalina, A, B, c representan la estructura compacta hexagonal del metal y el átomo de carbono [57].

3. Carburo M_6C

Este carburo se caracteriza por tener una estructura cúbica y morfología de espina de pescado como se muestra en la Figura 4, forma "paredes" con plaquetas gruesas que rodean colonias eutécticas, entre la fase austenítica. Predomina en aceros con tungsteno (W) y molibdeno (Mo), especialmente en series W y W-Mo. Su forma es estable ante cambios composicionales o de enfriamiento, excepto en enfriamientos rápidos. En sistemas Fe-W-C solo se forma M_6C , mientras en Fe-Mo-C prevalece Mo_2C (M_2C), revelando diferencias prácticas entre ambos elementos[56].

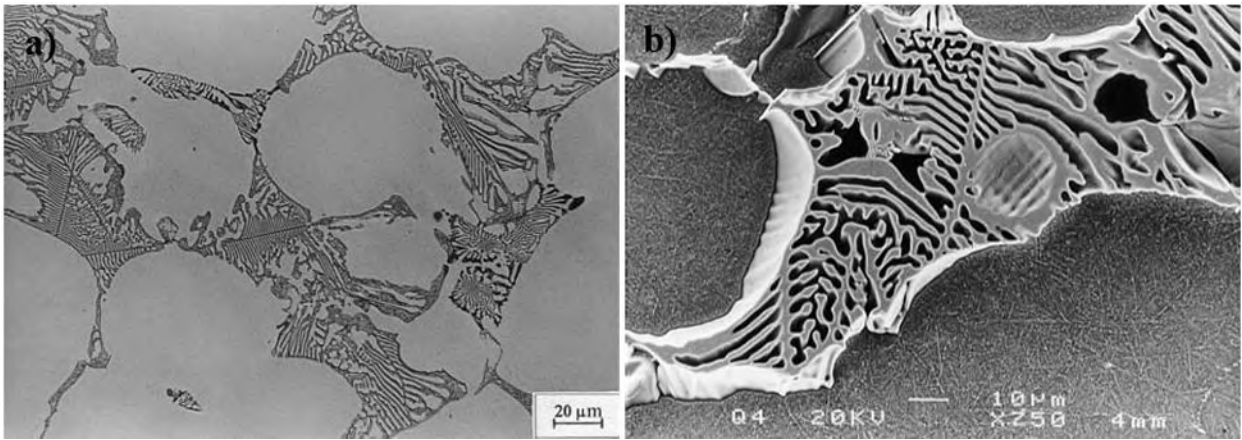


Figura 4. Morfología típica del carburo eutéctico M_6C en condiciones de colada de un acero alto carbono [58].

La Figura 5 muestra la morfología típica del carburo eutéctico M_6C , la morfología del carburo eutéctico no se encuentra influenciada por la composición química ni por la velocidad de enfriamiento, con excepción de que a velocidades de enfriamiento más rápidas la distancia entre plaquetas disminuye [57, 59, 60].

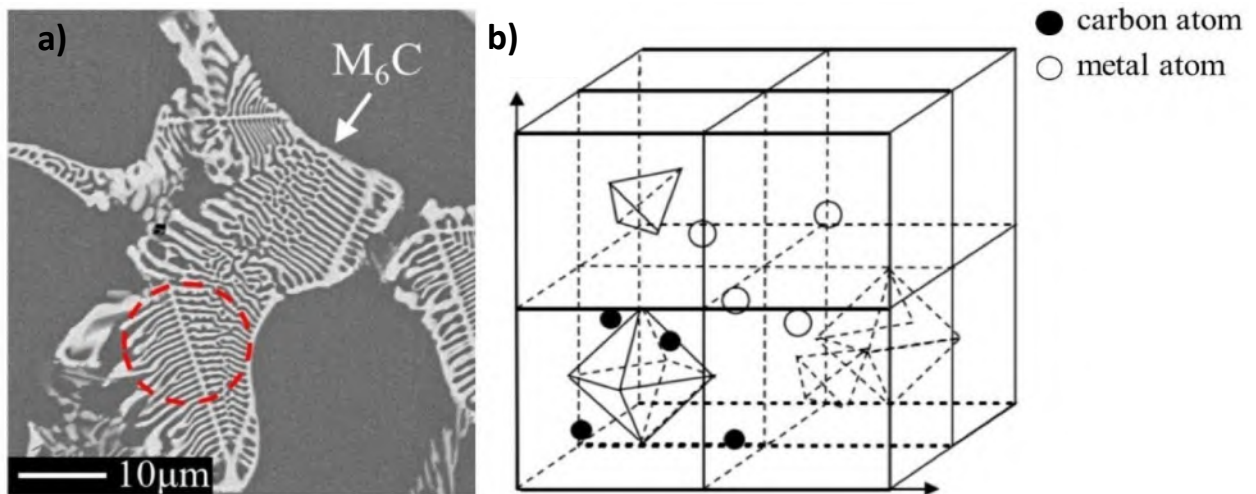


Figura 5. Micrografía SEM de la morfología de M_6C y la estructura cristalina de M_6C . (a) Morfología; (b) Estructura cristalina [56].

4. Carburo M_7C_3

Tiene una estructura ortorrómbica, su morfología en forma de bandas alargadas. Es común en aceros con alto carbono y cromo (Cr), donde el cromo es el elemento principal. También abunda en aceros con niobio (Nb) o alto tungsteno (W), como en aceros de alta velocidad con tungsteno. Su presencia indica alta resistencia al desgaste[61, 62].

5. Carburo $M_{23}C_6$

Este carburo tiene una estructura FCC compleja, el cromo (Cr) y hierro (Fe) son componentes dominantes (el hierro puede superar al cromo). Además, los elementos W, Mo y V pueden participar en la estructura de este carburo. Es crucial en aceros como el M42, donde es carburo primario. Su estabilidad a altas temperaturas lo hace ideal para herramientas de corte, aunque exceso de hierro puede reducir su dureza [63-66]. Cabe señalar que los carburos en los aceros grado herramienta tienen una amplia gama de composiciones como se observa en la Tabla 3. Estos aceros pueden tener diferentes composiciones del mismo tipo de carburos. Incluso con el mismo acero, la aplicación de diferentes condiciones y técnicas de fabricación puede variar la morfología de la formación de carburo.

Tabla 3. Composición nominal más común mente usada de los aceros grado herramienta.

Aleación	Elementos	Procesamiento	C	Cr	W	Mo	V	Co
T1	Tungsteno	C	0.7	4	18	...	1	...
M1	Molibdeno	C	0.8	4	1.5	8	1	...
M2	Tungsteno	C; PM	1.0	4	6	5	2	...
M35	Molibdeno	C; PM	0.8 (1.0)	4	6	5	2	5
ASP 60*		PM	2.3	4	6.5	7	6.5	10.5

Los elementos de aleación en los aceros grado herramienta modifican significativamente sus características microestructurales al influir en la formación y morfología de los carburos en su estructura. Estos elementos, interactúan con el carbono durante los procesos de fabricación, determinando la dureza, resistencia al desgaste y estabilidad térmica de la fase carburo.

7.4 Efecto de los elementos de aleación sobre los carburos en los aceros grado herramienta

7.4.1 Carbón

El papel fundamental del carbono es combinarse con elementos formadores de carburos para generar esta fase, que es la principal responsable de la resistencia al desgaste. Sin embargo, también es necesario que parte del carbono quede disuelto en la austenita para mejorar la templabilidad, elevando las temperaturas de transformación martensítica (M_s).

En los aceros de alta velocidad con alto contenido de carbono, los carburos son predominantemente granulares y se distribuyen uniformemente. La capacidad del carbono para formar carburos con elementos como W, Mo y V mejora drásticamente a medida que aumenta su concentración. Estos carburos poseen una microdureza menor que los de Cr, pero al mismo tiempo, un mayor contenido de carbono aumenta la fracción volumétrica de carburos [67].

No obstante, un aumento excesivo en el contenido de carbono puede promover la formación de la fase carburo hasta el punto de alterar su distribución uniforme, lo que reduce la plasticidad del acero y puede comprometer la resistencia al desgaste. Durante la solidificación, el efecto principal del carbono es determinar la secuencia de precipitación de las fases primarias. De acuerdo a algunas investigaciones, la adición de contenidos de carbono entre 1,64% y 2,09% y adiciones de vanadio, las primeras fases en precipitar son la ferrita y el carburo primario VC[68-70].

Investigaciones como la de Wu y col. [69], determinaron que aumentos del carbono (por ejemplo, al 1,5%, 2,5% y 3%) favorecen la formación de carburos de forma alargada, lo que resulta en su precipitación en los límites de grano. Como componente principal de los carburos, el carbono influye principalmente en el volumen de la fase carburo y en su estequiometría. Por lo tanto, en diferentes tipos de acero de alta velocidad, el contenido de carburos específicos puede controlarse ajustando el contenido de carbono.

El carbono desempeña un papel central en la formación de carburos al combinarse con elementos formadores de carburos. Su concentración determina críticamente el tipo, la estequiometría, el volumen, la morfología y la distribución de estos carburos. Además, parte del carbono debe disolverse en la matriz durante la solidificación, por lo que ajustar el contenido de carbono es fundamental para la precipitación de fases en los diferentes aceros grado herramienta.

7.4.2 Tungsteno y Molibdeno

El Molibdeno y el tungsteno presentan características similares y tienen un comportamiento muy parecido, cuando se adicionan simultáneamente, ambos tienen una fuerte afinidad con el carbono teniendo la misma estequiometría en los aceros grado herramienta, lo que les permite no solo crear carburos sino también modificar la estructura del carburo, estos presentan durezas de 1700 HV hasta 2400 HV, lo que aumenta la capacidad de la resistencia al desgaste. En la mayoría de los casos, el 1% de Mo es capaz de sustituir al 2% de W, teniendo una relación donde $W = W + 2Mo$, se ha demostrado que la adición de W y Mo forman el carburo M_2C , siendo M el equivalente a tungsteno W y a Mo en la aleación y C al carbono [71].

La variación en concentración de tungsteno 0.6 % y de Molibdeno 2 %, ha demostrado que forma carburos del tipo M_2C y MC. Cuando el contenido de tungsteno es del 4 % y de Mo 6 %, los carburos son del tipo W_6C . La formación del carburo W_6C se ve favorecida por un aumento en el contenido de W, mientras que la precipitación del carburo MC se limita.

El aumento en el contenido de Mo entre 1 y 2 % da lugar a la formación del carburo MC, sin embargo, este se reduce a medida que aumentó la concentración de W. Los aceros grado herramienta aleados con Mo, forman principalmente carburos eutécticos metaestables M_2C , sin embargo, al adicionar W estos carburos se pueden disolver y formar M_6C y MC mediante tratamiento térmico. Por lo tanto se puede obtener acero con calidades integrales superiores cuando los contenidos agregados de W y Mo cuando se combinan correctamente [71].

7.4.3 Cromo

El cromo (Cr) se encuentra en algunos aceros grado herramienta en una concentración aproximada del 4%, y su función principal es mejorar la resistencia a la corrosión y dureza del material. El Cromo es un elemento que trabaja bien con otros elementos de aleación, conjunto con el Carbono genera la formación de carburos. En este tipo de aceros grado herramienta, los principales carburos que puede formar este elemento son los carburos M_6C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$ presentando una dureza de 1700 HV y 2000 HV. Estos carburos son generalmente solubles en la matriz mediante algún tratamiento térmico, lo que mejora la estabilidad de la matriz. Los carburos secundarios MC y M_2C precipitados durante el templeado contienen más Cromo. El elemento Cromo puede reducir los parámetros de red de cada carburo, disminuir el desajuste entre el carburo y la matriz. Sin embargo, si el contenido de Cromo es demasiado alto, se forman carburos inestables.

En este tipo de aceros grado herramienta, los principales carburos que puede formar el cromo son M_7C_3 y $M_{23}C_6$, un aumento en el contenido de Cr promueve la precipitación del carburo $M_{23}C_6$, alterando la estequiometría general del carburo M_7C_3 , se ha encontrado que el aceros grado herramienta con presencia de Mo y W, la adición de Cr da lugar preferentemente a la formación del carburo M_2C en lugar de los carburos de cromo[72].

Normalmente, se añade una cierta cantidad de Cr al acero grado herramienta, para favorecer la precipitación de carburos M_7C_3 y $M_{23}C_6$, mejorando así su capacidad de resistencia al desgaste.

7.4.4 Vanadio

El vanadio (V) es un elemento que es muy afín con el carbono (C), entre ellos forman enlaces más fuertes, lo cual genera la formación de carburos que son sumamente estables. El carburo de vanadio (VC) es muy duro 2800 HV y 3800 HV, con carburos microscópicos difíciles de fracturar. Se precipita inicialmente durante la solidificación y se dispersa en la matriz como partículas esféricas o semi esféricas como se observa en la Figura 6 [73].

La resistencia al impacto, dureza y resistencia al desgaste del acero de alta velocidad pueden mejorarse utilizando VC. Hao y col. [74], encontraron que el aumento en el volumen de VC mejora las propiedades mecánicas. La máxima resistencia por tensión que alcanzó fue de 2597 MPa, con una dureza entre 52 HRC. Por otro lado, se ha estudiado que diferentes contenidos de Vanadio en acero 2, 3 y 5%, el vanadio refina los granos y los carburos en los límites de grano. Estudios en acero bajo carbono, con altos contenidos de V, la morfología del carburo MC se da de forma alargada, en los límites de grano. El vanadio no solo favorece la formación del carburo MC, sino que también promueve la formación del carburo M_2C e inhibe la formación del carburo M_6C . un contenido del 3% de V, se ve favorecida la formación del carburo MC primario, incrementando la dureza y resistencia al desgaste.

Con el avance científico, es posible calcular el impacto del contenido de elementos en carburos mediante diversos métodos, permitiendo controlar los carburos a nivel macro y micro. El contenido de V, como componente clave el carburo MC, afecta significativamente la dureza de estos carburos, desde su precipitación y distribución hasta su nucleación y crecimiento[75].

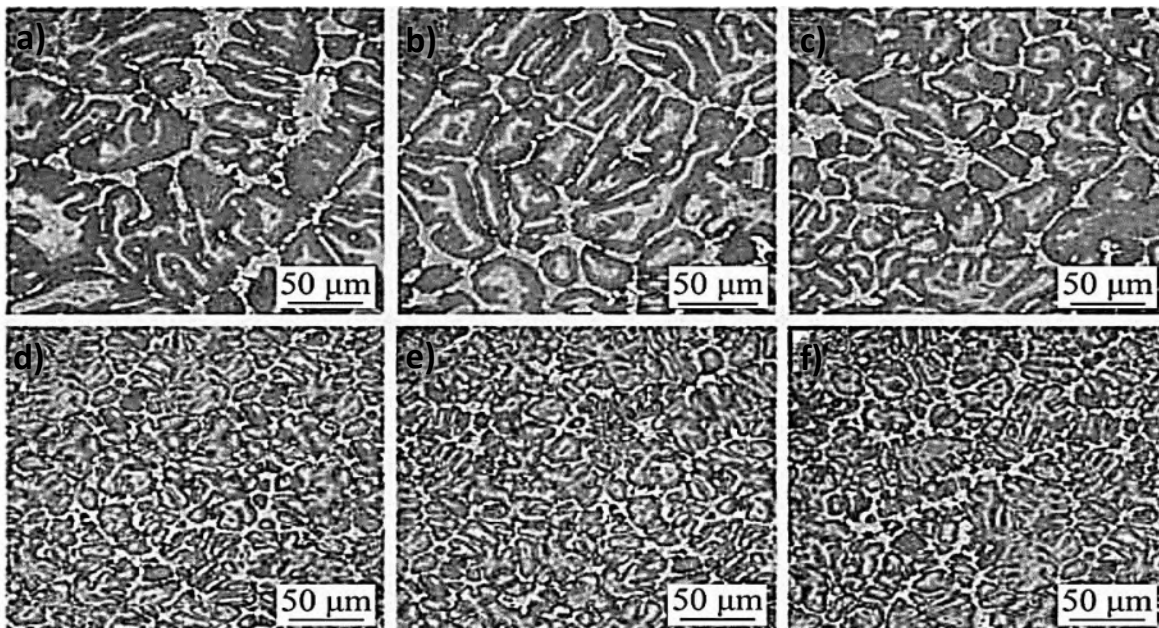


Figura 6. Micrografía SEM de la microestructura de acero de alta velocidad con diferentes contenidos de vanadio. a) 0% V; b) 1% V; c) 2% V; d) 3% V; e) 4% V; y f) 5%V [74].

7.4.5 Cobalto

El cobalto (Co) no genera carburos de manera directa, pero su papel principal es aumentar la nucleación de los carburos MC y M_2C , actuando este como agente nucleante. La concentración de Co influye en la forma y tamaño de los carburos en los aceros grado herramienta. Aunque el elemento Co puede refinar el carburo MC, este efecto es limitado y los carburos MC aumentan de tamaño si se supera el 5% de su contenido en peso [76].

Estos cambios también afectan las propiedades mecánicas. Contenidos de Co entre 0.5 y 1.5%, la resistencia a la flexión sube de 4424 MPa a 5251 MPa [77]. Moon y col. [78, 79] demostraron que la adición de Co en presencia de W y Mo propicia la formación del carburo M_2C , reduciendo la formación del carburo M_3C y M_6C los cuales son ricos en W y Mo, aumentando las propiedades como la resistencia a la flexión y la deformación en caliente del acero. Por lo tanto, el Co debe añadirse con cuidado considerando su efecto en la microestructura y sobre todo durante los procesamientos secundarios de tratamiento térmico.

7.4.6 Aluminio y Silicio

El aluminio y el silicio no forman carburos, su función principal es el refinamiento de carburos. De acuerdo a Pan y col. [80], el silicio aumenta la solubilidad del carbono en la fase carburo, favoreciendo la nucleación de estas partículas. Se sabe que la adición del silicio actúa como un agente nucleante para el refinamiento del carburo M_2C en aceros aleados con W-Mo, generando partículas de carburo más finas como se observa en la Figura 7.

Por otra parte, se ha demostrado que la adición de silicio promueve la descomposición del carburo eutéctico M_2C mediante tratamiento a bajas temperaturas, mejorando las propiedades mecánicas como la resistencia a la flexión (400 Mpa) y dureza (66 HV).

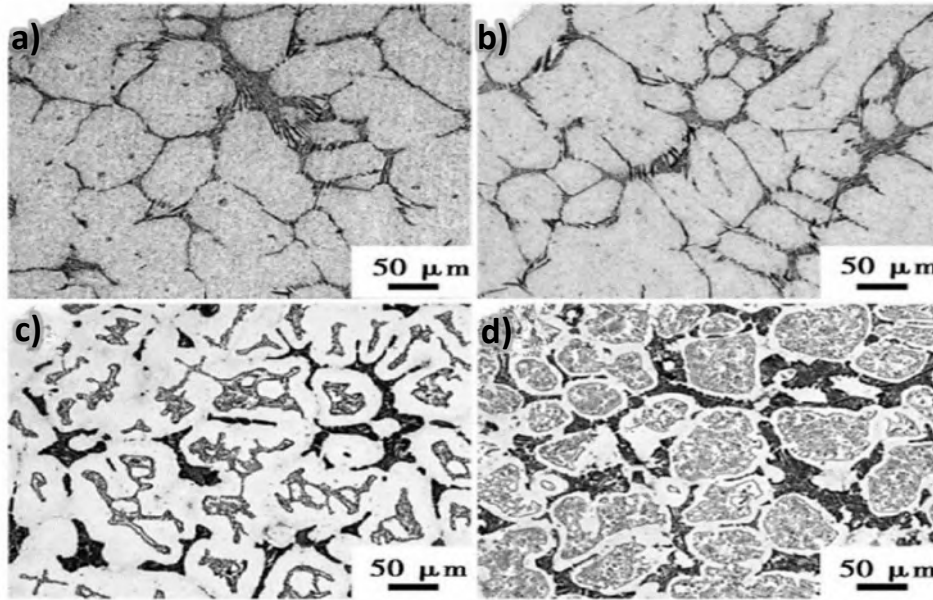


Figura 7. Micrografía SEM de la microestructura de acero rápido recocido con diferente contenido de silicio. (a) M2-0,3Si; (b) M2-0,8Si; (c) M2-1,6Si; (d) M2-2,4Si [80].

Numerosos estudios han investigado la incorporación de aluminio en el acero de alta velocidad. La adición de aluminio puro en el acero M2, hace que este elemento incrementara la proporción de ferrita y acelera el crecimiento de dendritas columnares. Por lo que el aluminio ayuda en la formación de carburos eutécticos M_2C , además la adición de aluminio en el acero reduce la temperatura de descomposición del carburo eutéctico M_2C a carburos intergranulares MC Y M_6C mediante tratamiento térmico [80, 81].

7.5 Efecto de los microelementos de aleación sobre los carburos en los aceros grado herramienta

Los microelementos de aleación en los aceros grado herramienta es menor al 0.2 %, estos elementos interactúan con elementos formadores de carburos, los cuales pueden influir en la morfología de precipitación y tamaño de los carburos , alterando así las propiedades del acero [82-88]. Al igual que en hierros fundidos se pueden incorporar distintas cantidades de microaleantes al grafito, de manera que influye en la formación de partículas como morfologías esféricas, el tamaño y la distribución de las mismas [89-93].

Dado que los elementos de microaleación pueden modificar la morfología y distribución de las fases, se ha investigado que la adición de elementos como N, B, Mg, Nb, y Ti a los aceros grado herramienta se ha convertido en un enfoque convencional para mejorar la distribución y morfología del carburo.

7.5.1 Nitrógeno

El elemento nitrógeno (N) comparte características similares de solidificación con el carbono (C), ambos solidifican de mediante solución sólida intersticial.

Cuando se combina con otros elementos como es el caso del Vanadio, el Nitrógeno puede formar nitruros estables como VN, así como una solución sólida intersticial en algunos carburos complejos. Una cantidad moderada de Nitrógeno puede refinar la red eutéctica y los carburos primarios en la estructura de fundición del acero grado herramienta. Además, al añadir N, este elemento puede cambiar la morfología de los carburos, como en el caso del carburo M_2C en este tipo de acero, su morfología puede cambiar de laminar a partículas dispersas, como se muestra en la Figura 8 [94].

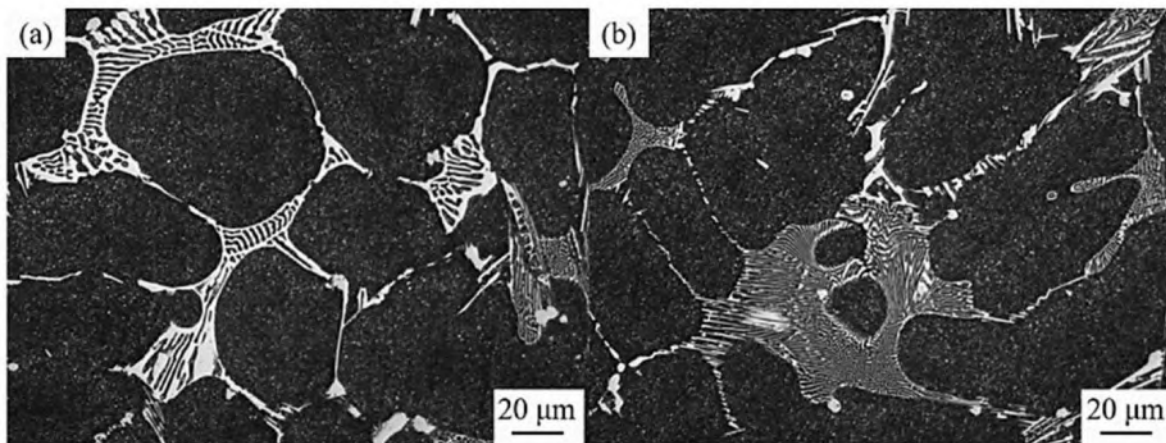


Figura 8. Micrografía SEM de la morfología de carburos en acero de alta velocidad con diferente contenido de N. (a) 0,006%; (b) 0,011% [94].

Algunos estudios como el de Hara y col. [95], encontraron que con adiciones de N en presencia de Cr se forman carbonitruros del tipo M_2C (C, N) y disminuye la cantidad de carburos eutécticos MC. Las adiciones de N entre 0.006 y 0.01% han demostrado que en aceros grado herramienta se forman carbonitruros M (C, N). Dado que las propiedades de N y C son similares, el N en el acero de alta velocidad reemplaza principalmente parte del C en los carburos, convirtiéndolos en carbonitruros y alterando la estructura cristalina a nivel de microestructura como se observa en la Figura 9 [96].

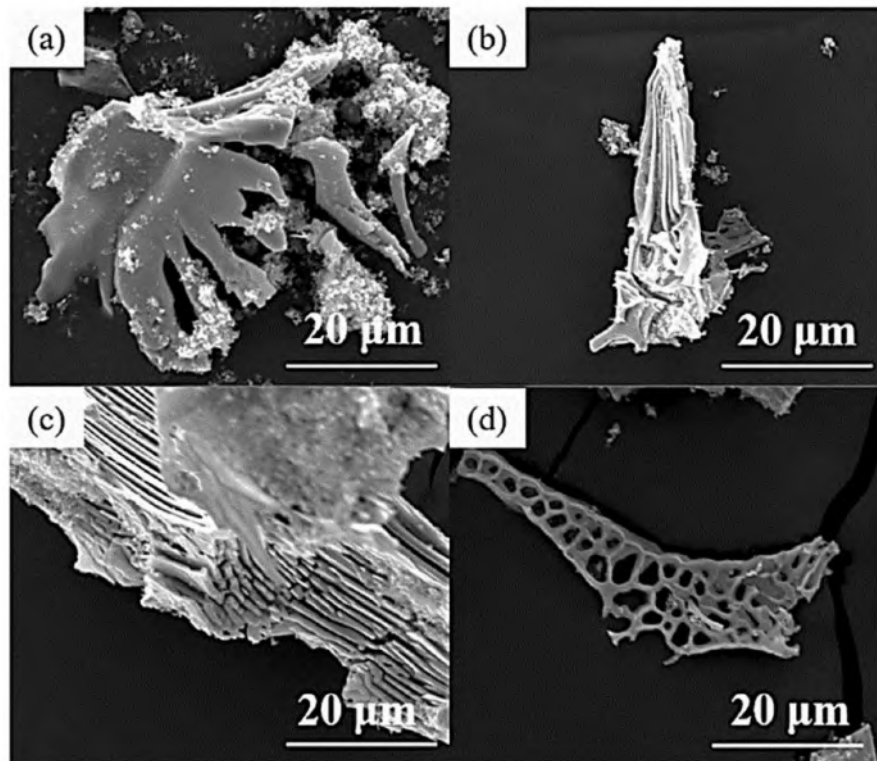


Figura 9. Micrografía SEM de la morfología tridimensional típica de carburos en acero de alta velocidad con diferente contenido de N. (a, b) 0,006%; (c, d) 0,011% [94].

Como se ha mencionado, el carburo es una fase cuyo tamaño y forma están influenciados por la estructura cristalina. Los cambios en la energía superficial, de formación y otras energías permiten que el N regule y controle significativamente los carburos en el acero grado herramienta. Mediante la adición y control de N, es posible modificar el carburo, especialmente el de tipo MC.

7.5.2 Boro

El elemento (B) tiene la característica de formar compuestos intersticiales al reaccionar con otros elementos formando boruros caracterizados por su alta dureza y resistencia a altas temperaturas. Además, la adición de B hasta un 0.04% en los aceros grado herramienta, al disolverse en la matriz, reemplaza parcialmente al carbono y otros elementos de aleación mejorando la dureza.

En los aceros grado herramienta, el boro se concentra principalmente en los carburos eutécticos en los límites de grano, favoreciendo su segregación, aumentando la cantidad de carburos y reduciendo su aglomeración durante la solidificación. Se ha investigado que la adición de boro en aceros M2 incrementa la formación de carburos laminares M_2C . A medida que se añadía más boro, los carburos evolucionaron de forma laminar a forma acicular [97]. Por otro lado, Yuan y col. [98] confirmaron que el acero grado herramienta las adiciones de B, constituía compuestos de B-C se distribuían principalmente a lo largo de los límites de grano, y la dureza de la fase de carburo de boro aumentaba significativamente con el contenido de boro.

En general las adiciones de B en el acero grado herramienta, tiene gran influencia en sus cambios microestructurales refinando el tamaño de grano, aumentando la fracción de volumen de carburo, elevando la dureza del acero y la resistencia a la flexión [99].

7.5.3 Magnesio

El elemento (Mg), no es un elemento formador de carburos, sin embargo, este tiene un efecto en cuanto al cambio microestructural. En los hierros el Mg provoca que el grafito crezca en múltiples direcciones, transformando el grafito laminar a grafito esferoidal.

Por lo que de manera similar la influencia del Mg en los aceros grado herramienta, actúa en los carburos modificando su morfología. Durante la solidificación, el Mg tiende a segregarse en el acero, altera la energía del límite de fase del carburo y fomenta su nucleación.

Además, las inclusiones de Mg pueden actuar como centros de nucleación heterogéneos para los carburos, mejorando su formación y limitando su desarrollo. Al añadir Mg al acero grado herramienta, se reduce el tamaño de los carburos primarios, sus bordes se redondean y las estructuras masivas de carburo se fragmentan [100].

Aunque el tipo de carburos en el acero de alta velocidad permanece igual, el Mg facilita la transformación de carburos MC a M_2C . Algunos estudios demuestran que el Mg en el acero M2 refina los carburos eutécticos de tipo M_2C , originalmente laminares, se transformaron en partículas fragmentadas al introducir la cantidad adecuada de Mg como se observa en la Figura 10.

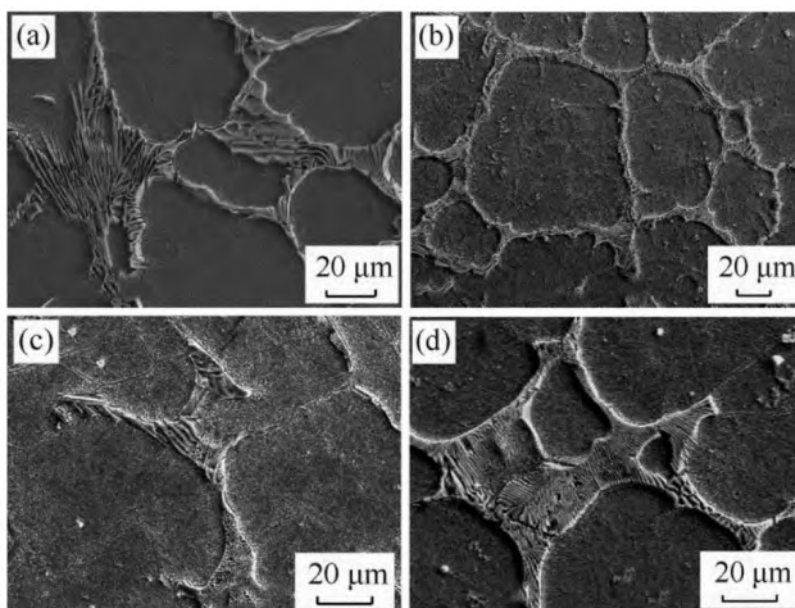


Figura 10. Micrografía SEM de la morfología de carburos en acero de alta velocidad con diferentes contenidos de Mg. (a) 0; (b) 0,008 % en peso; (c) 0,015 % en peso; (d) 0,022 % en peso [101].

El efecto refinador del Mg varía según su cantidad, a medida que aumentó el contenido de Mg, su influencia sobre el tamaño del carburo desaparece. A diferencia del nitrógeno y el boro, el magnesio impacta el crecimiento de los carburos en la interfaz entre estos y otras fases durante la solidificación, mejorando su morfología al modificar la energía de la interfaz [101, 102].

7.5.4 Niobio

El niobio (Nb) es un elemento que tiene un efecto similar al vanadio (V) en la formación de carburos. La afinidad química del Nb por el carbono (C) es mayor que la del V. En los aceros grado herramienta, la adición de Nb lleva a la formación de la fase carburo (NbC), que suele ser un carburo pequeño y compacto.

Se ha demostrado que el Nb mejora la forma, tamaño y distribución de los carburos precipitados en el acero grado herramienta.

El efecto de la adición de Nb, acelera la transformación de M_2C en MC y M_6C , y se restringe la forma de los carburos eutécticos. Las partículas de carburo NbC actúan como sitios de nucleación heterogéneos, reduciendo el tamaño de los granos y uniformizando la microestructura del acero con adiciones de Nb. Se ha encontrado que la adición de Nb en pequeñas cantidades forma carburos M_2C de forma de alargada y carburos M_6C de forma fragmentada como se observa en la Figura 11.

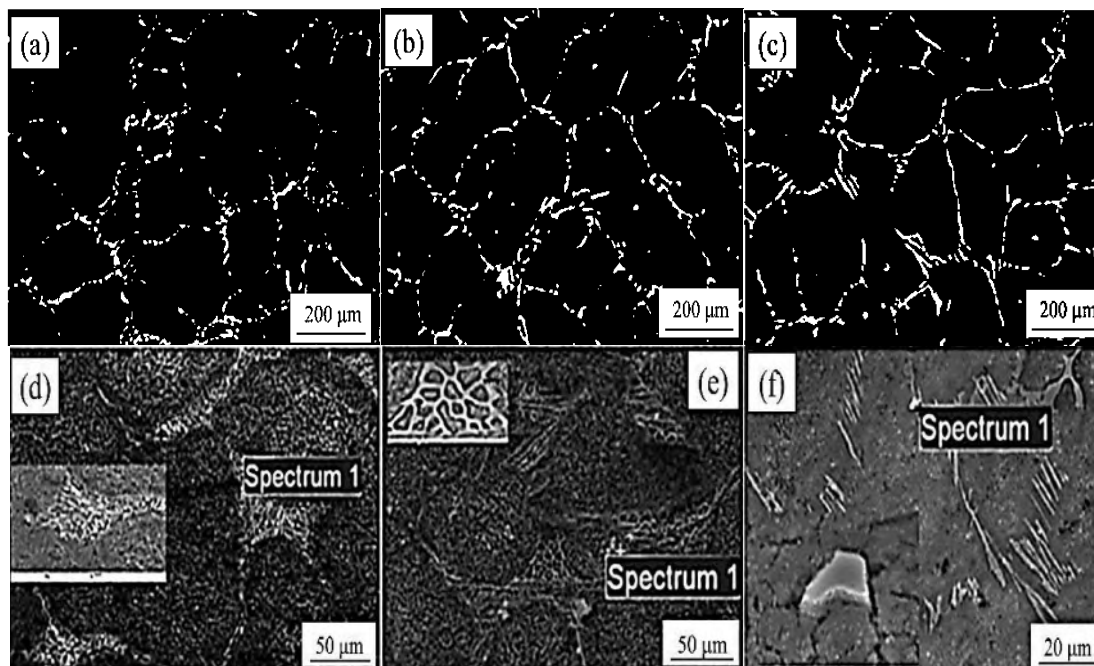


Figura 11. Micrografía SEM de la microestructura de acero de alta velocidad con diferentes contenidos de Nb. (a) y (d) 0,0847%, (b) y (e) 0,213%, y (c) y (f) 0,645% Nb [96].

La incorporación de niobio (Nb) en el acero promueve la formación de carburos con durezas de hasta 2000 HV. Dado que la energía de enlace Nb-C es mayor que la de otros elementos de aleación, los carburos de NbC precipitan tempranamente durante la solidificación. Este proceso inhibe el crecimiento de granos y otros carburos, mejorando las propiedades de resistencia a la tensión y dureza en aceros grado herramientas [96, 103].

7.5.5 Titanio

El titanio (Ti) que un elemento que se caracteriza por tener buena afinidad con el carbono (C) y el nitrógeno (N). Cuando se añade al acero como microaleación, forma compuestos muy estables como TiC, TiN y Ti(C, N) con C y/o N en la aleación. La combinación entre carburos de Ti y el hierro (Fe) permite que estos actúen como sitios de nucleación heterogénea para la austenita, mejorando significativamente la microestructura. La adición de Ti en aceros grado herramienta que, forma una cantidad considerable de TiC en condiciones de colada a altas temperaturas. La dispersión y precipitación de partículas finas de carburo MC fueron favorecidas por la nucleación heterogénea de carburos MC y austenita, mejorando así propiedades como la tenacidad al impacto [103-105].

Algunos investigadores como Dobrzański y col. [106], encontraron que la adición de Ti producía un cambio químico en los carburos primarios tipo MC. Durante la nucleación de carburos, se formaron fases precipitadas a altas temperatura que sirvieron como núcleos para la nucleación heterogénea, refinando el tamaño del carburo.

El titanio es un elemento que favorece la formación de la fase carburo durante la solidificación, la formación de carburos se ve favorecida por una nucleación no uniforme, lo que refina los carburos, mejora el efecto de endurecimiento secundario y aumenta su dureza y rendimiento a altas temperaturas.

En general, el efecto de la microaleación en la formación de carburos difiere del impacto de los elementos de aleación. El nitrógeno (N), magnesio (Mg) y niobio (Nb) mejoran la dispersión de los carburos, fomentan la formación de láminas fragmentadas que refinan las fases carburo.

Este cambio reduce la estabilidad térmica de algunos carburos y acelera su descomposición mediante tratamiento térmico. El nitrógeno también inhibe la precipitación de carburos y disminuye su contenido. El boro (B) incrementa el tamaño del carburo M_2C , y su dureza. La nucleación heterogénea de carburos, promovida por el niobio (Nb), y titanio (Ti).

Los mecanismos de plasticidad TWIP (Plasticidad inducida por maclaje) son cruciales en aceros grado herramientas porque generan una combinación de resistencia y ductilidad. Durante la deformación plástica, el maclado inducido por tensión absorbe energía sin propagar grietas, mejorando la tenacidad al impacto y la capacidad de absorción de cargas dinámicas. Esto permite que las herramientas sometidas a altos esfuerzos resistan fracturas frágiles y fatiga, prolongando su vida útil en condiciones severas de servicio.

7.6 Mecanismos de plasticidad en los aceros TWIP

Los mecanismos de deformación en estos aceros son complejos y dependen de factores como la composición química y la temperatura de deformación. Entre los mecanismos principales se encuentran el maclaje mecánico y la transformación martensítica, los cuales compiten con el deslizamiento de dislocaciones. Estos procesos están relacionados con la energía de falla de apilamiento (SFE), que juega un papel crucial en la deformación de estos materiales.

El maclaje mecánico y la transformación martensítica son mecanismos similares en términos de nucleación y morfología, pero ocurren bajo diferentes condiciones.

El maclaje mecánico es el resultado del deslizamiento de dislocaciones parciales en planos paralelos, mientras que la transformación martensítica ocurre cuando las dislocaciones se deslizan en planos alternados. Ambos mecanismos pueden coexistir en las mismas bandas de deformación, lo que sugiere una relación estrecha entre ellos. La (SFE) controla la estructura final y el espesor de las maclas. A bajas temperaturas, las dislocaciones tienden a deslizarse de manera más plana, lo que favorece el maclaje como un mecanismo competitivo al deslizamiento de dislocaciones. La estabilidad de la fase austenítica también está influenciada por la temperatura y la (SFE), lo que afecta directamente el comportamiento de deformación del material [29, 107].

7.6.1 Mecanismos de deformación

Los principales mecanismos de deformación en los aceros grado herramienta identificados durante la deformación son el maclaje mecánico y mediante transformación de fase.

El maclaje mecánico y la transformación martensítica son mecanismos de deformación que compiten entre sí en el proceso de deslizamiento de dislocaciones. Ambos presentan similitudes en cuanto a la nucleación (reacción de dislocaciones) y en la morfología resultante, que se manifiesta en forma de placas con un grosor de varias decenas de nanómetros. La Figura 12 ilustra micrografías obtenidas por TEM de la microestructura deformada de una aleación Fe-22Mn-0.6C (mostrando placas de martensita) y a temperatura ambiente (donde se observa el maclaje mecánico) [108].

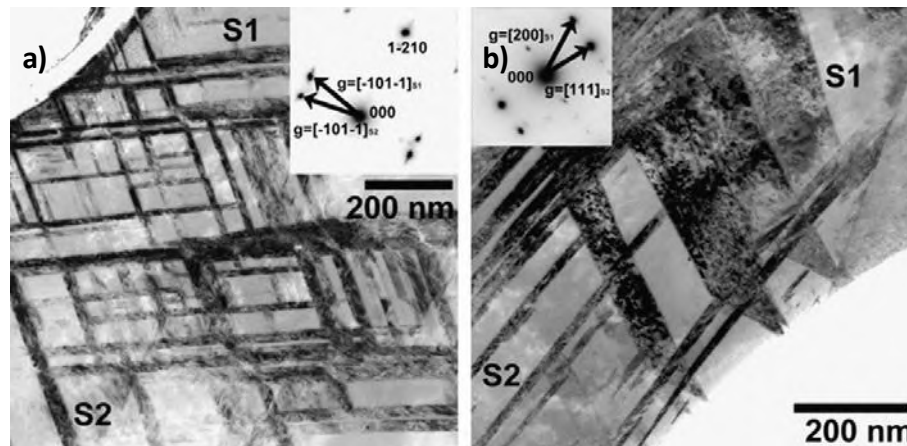


Figura 12. Micrografías de campo claro en TEM de estructuras deformadas de un acero Fe-22Mn- 0.6C a) 77K (placas de martensita) y b) temperatura ambiente (maclaje mecánico) [108].

Es ampliamente reconocido que en aleaciones FCC con baja energía de falla de apilamiento, el maclaje mecánico surge del deslizamiento de dislocaciones parciales intrínsecas del tipo Shockley, las cuales establecen el plano del maclaje.

Algunas investigaciones indican que los átomos de carbono que se encuentran atrapados en sitios intersticiales octaédricos de estructuras FCC y migran hacia sitios tetraédricos en la región maclada, este fenómeno introduce un mecanismo adicional de endurecimiento, que contribuye a la notable velocidad de endurecimiento por deformación observada en estos aceros. Sin embargo, este enfoque no explica adecuadamente el comportamiento de ciertas aleaciones carentes de carbono, como Fe-Mn-Al-Si, en donde la transformación martensítica es análoga al mecanismo de maclaje y se produce cuando las dislocaciones se deslizan sobre cada segundo plano o de manera similar, cuando dislocaciones parciales extrínsecas del tipo Shockley se mueven en planos paralelos [109, 110].

El mecanismo de deformación por maclaje y transformación pueden ser detectados dentro de las mismas bandas de corte. Por lo que es importante destacar que no existe un vínculo directo desde un enfoque termodinámico ni una correlación entre la energía de falla de apilamiento (SFE) y la transformación martensítica, que también puede ocurrir en estas aleaciones [111-114].

La SFE también influye en la estructura final y el espesor del maclaje mecánico, como fue establecido mediante una relación lineal entre la SFE y el espesor del maclaje; sin embargo, ninguno de estos planteamientos ha sido validado con datos experimentales [114, 115].

7.6.2 Energía de falla de apilamiento (SFE)

La energía de falla de apilamiento es un parámetro fundamental que gobierna la capacidad de deformación de los aceros grado herramientas. Determina si el material responde al esfuerzo mediante mecanismos dúctiles (como el maclado) o frágiles. Controlar este valor permite optimizar la sinergia entre resistencia y tenacidad.

Las mediciones directas de la energía de falla de apilamiento (SFE) a través de microscopía electrónica de transmisión (TEM) son particularmente complicadas, ya que están sujetas a diversas fuentes de error, lo que resulta en la escasez de datos en la literatura y en la frecuente controversia entre distintas fuentes.

Para una composición específica de acero y una temperatura determinada, los valores reportados pueden variar significativamente entre diferentes autores. Por ejemplo, Karaman y col. [116] reportan un valor de 23 mJ/m², mientras que Bayraktar y col. [117] informan un valor de 50 mJ/m² para aceros de alto manganeso tipo Hadfield a temperatura ambiente.

Existe una correlación de los cálculos de SFE en un contexto termodinámico con las observaciones directas de los mecanismos de deformación, en donde se ha indicado que estas dependen de la medición de la temperatura de inicio de formación martensítica (M_s) y de la temperatura de inicio de la austenita (A_s). Los estudios recientes sobre la SFE y su influencia en el estado magnético (ya sea paramagnético o ferromagnético) de estas aleaciones tienen como objetivo determinar la estabilidad relativa de las fases [29, 118].

7.6.3 Efecto de la composición química en la energía de falla de apilamiento (SFE)

La energía de falla de apilamiento (SFE) en aceros grado herramientas está gobernada críticamente por su composición química. Los elementos de aleación modifican este parámetro al alterar la estabilidad de la estructura cristalina y las interacciones atómicas. Elementos como el manganeso, aluminio y silicio disminuyen la SFE, mientras que otros como el níquel o el cobre tienden a incrementarla. Esta regulación composicional define fundamentalmente los mecanismos de deformación predominantes en el material.

Investigaciones recientes han evidenciado que la energía de falla de apilamiento no es el único factor que influye en el endurecimiento por deformación de los aceros grado herramienta, a pesar de que estos presentan energías de falla de apilamiento similares. Se ha demostrado que el endurecimiento por deformación está fuertemente relacionado con el contenido de carbono. Este fenómeno podría estar vinculado a las propiedades intrínsecas de las maclas, tal como se planteó en un estudio reciente realizado con TEM, que revela que en aceros alto Mn, a pesar de tener fracciones volumétricas de maclas equivalentes, presentan diferencias significativas en su endurecimiento por deformación. Las observaciones de este estudio sugieren que el contenido de carbono tiene un papel crucial en la acumulación de dislocaciones en los planos durante la deformación [119, 120].

Aunque diversas instituciones de investigación han reportado las propiedades mecánicas de los aceros de alto manganeso, el comportamiento de los aceros grado herramienta ante el desgaste aún no ha sido suficientemente explorado. Por otro lado, se ha señalado que las aleaciones de acero Hadfield de alto manganeso poseen una buena resistencia al desgaste abrasivo, aunque experimentan transformación martensítica bajo deformación plástica [121].

Esto genera un interés particular en entender el comportamiento al desgaste de los aceros grado herramienta.

Los tratamientos térmicos modifican decisivamente las propiedades mecánicas de los aceros grado herramienta mediante la transformación controlada de sus microestructuras. Tratamientos térmicos como el temple y revenido, tienen un efecto significativo en la dureza, tenacidad y resistencia al desgaste, transformando fases metastables y favoreciendo la precipitación de carburos secundarios. Este control microestructural permite equilibrar propiedades, como resistencia y ductilidad.

7.7 Tratamientos térmicos y Propiedades mecánicas

El tratamiento térmico en los aceros grado herramienta es un proceso de endurecimiento secundario, de acuerdo a la velocidad de enfriamiento. Es muy común que en aceros grado herramienta estos estén sometidos a tratamiento térmico de temple, ocurriendo una transformación de fase Austenita-Martensita, para posteriormente ser revenido y así aliviar esfuerzos residuales en el acero.

Algunas investigaciones, han realizado procesos secundarios de endurecimiento para aceros grado herramienta M2, elevando a temperaturas de austenización para posteriormente ser templados, durante tratamiento térmico de temple, se produce la precipitación de carburos secundarios, específicamente del tipo M_2C . Este carburo es fundamental para el fenómeno de endurecimiento secundario, que contribuye significativamente a la resistencia y a la dureza del acero.

Algunos autores informan que, en condiciones óptimas, la fracción de volumen de carburos de endurecimiento secundario puede alcanzar aproximadamente el 20%[122].

Además, se destaca que la resistencia medida de los aceros de alta velocidad es inferior a la resistencia teórica calculada debido a la precipitación no homogénea de estos carburos secundarios. Por lo tanto, el fortalecimiento de los aceros en la región de máxima dureza depende principalmente de la precipitación de los carburos secundarios [123].

El tratamiento térmico en aceros de alta velocidad, específicamente el M2, que se utiliza en herramientas de trabajo en frío. La dureza de estos materiales se limita debido a las tensiones mecánicas que enfrentan, siendo un rango de 60 a 62 HRC [124].

Los tratamientos térmicos para aceros grado herramienta a baja temperatura mejora la resistencia a la flexión, la deformación plástica y la energía de fractura, llevando a un aumento significativo en la tenacidad. Se han realizado investigaciones en donde la microestructura es diferente: a altas temperaturas, el tamaño de grano es mayor y se observan límites de grano, lo que puede afectar negativamente la estabilidad dimensional y la resistencia del material.

La adición del silicio tiene un efecto significativo en las propiedades mecánicas y la microestructura de aceros grado herramienta. La adición de silicio, hasta un 3.5% en peso, puede aumentar la dureza al temple. Se identificó la existencia de una temperatura crítica de templado que influye en la resistencia a la flexión de los aceros de alta velocidad que contienen silicio; a temperaturas de templadas inferiores a esta, la adición de silicio mejora la resistencia a la flexión, mientras que, a temperaturas superiores, la disminuye. Algunos elementos de aleación tienen gran influencia en los tratamientos térmicos, en donde elementos como el silicio, refinan los carburos de endurecimiento secundario, inhibiendo la formación de la fase carburo M_3C a temperaturas altas. Sin embargo, también se sabe que el silicio disminuye la formación de la martensita y la formación de precipitados de M_3C gruesos durante el temple, en detalle el mecanismo mediante el cual las adiciones de silicio afectan la dureza secundaria de los aceros de alta velocidad, sugiere tipos específicos de aceros grado herramienta en los que estas adiciones pueden ser beneficiosas [125].

De acuerdo a S.Z. Qamar y col. [126], se estudió el efecto del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas del acero herramienta H11, un acero aleado especial clasificado como acero herramienta alto cromo, conocido por su alta tenacidad y dureza, lo que lo hace apto para aplicaciones de trabajo en caliente bajo cargas extremas. Este estudio se centra en la mejora de las propiedades del acero H11 mediante diversos tratamientos térmicos (recocido, temple y revenido), con el fin de optimizar su uso en aplicaciones industriales como matrices de forja y

extrusión. El análisis del acero grado herramienta indica que las propiedades mecánicas del acero, como la dureza, la tenacidad al impacto y las propiedades de tracción, varían significativamente con las temperaturas de temple, en donde la dureza aumenta hasta un máximo de 50 HRC, mientras que la tenacidad al impacto y la ductilidad presentan un comportamiento no lineal en función de la temperatura de temple.

La resistencia al desgaste es una propiedad fundamental en los aceros para herramientas, ya que define su capacidad para mantener la integridad superficial bajo condiciones de esfuerzo mecánico severo. Esta característica depende críticamente de la sinergia entre la dureza de la matriz metálica y la estabilidad microestructural, donde la presencia de fases duras como carburos y una cohesión interfacial eficiente minimizan la pérdida de material.

7.8 Tribología y desgaste

Los aceros grado herramienta tienen una resistencia alta al desgaste por deslizamiento, atribuible principalmente a su microestructura de matriz martensítica revenida (dureza típica: 58-65 HRC). Estudios confirman que esta matriz limita la formación de microsurcos durante el contacto mecánico, reduciendo la pérdida de material en condiciones de fricción continua. La presencia de austenita retenida disminuye la dureza superficial, favoreciendo la deformación plástica y aumentando el desgaste adhesivo. Esto se observa en ensayos de desgaste prolongado, donde superficies con austenita muestran mayor deterioro comparadas con matrices martensíticas homogéneas como se observa en la Figura 13 [127].

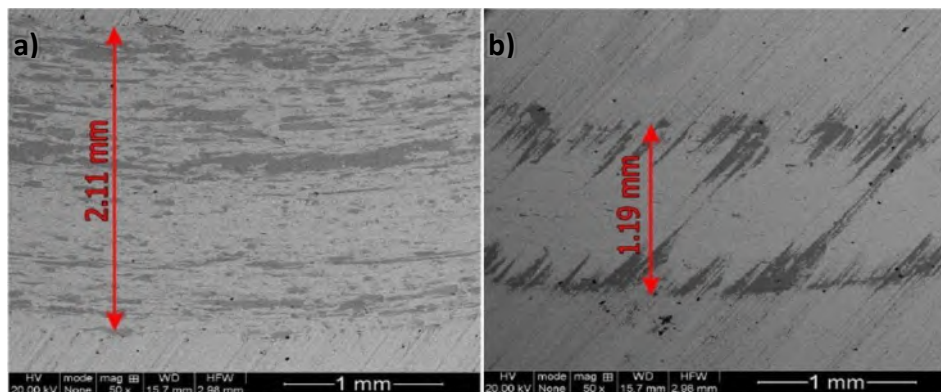


Figura 13. Microestructura SEM a) microestructura 95% austenita, b) microestructura 100% martensita [127].

La composición química es determinante para optimizar el comportamiento tribológico. La adición de tungsteno (W) en aceros grado herramienta, especialmente en grados de alta velocidad como T1 (18% W) y M7 (8.75% W), forma carburos compuestos (W_3C o M_6C) que incrementan la resistencia al desgaste adhesivo y la dureza en caliente. Estos carburos actúan como barreras contra la abrasión en condiciones de alta fricción y cambios en temperatura. Por su parte, el titanio (Ti) genera carburos TiC con durezas superiores a 3000 HV. Estudios demuestran que aceros modificados con Ti entre (0.5 a 3 %) logran hasta un 30% más de resistencia al desgaste abrasivo, gracias a la estabilidad térmica y cohesión del TiC con la matriz [128, 129].

La efectividad de la adición de elementos formadores de carburos depende críticamente de la distribución y tamaño de los carburos. En aceros con alto tungsteno como el T1, carburos gruesos pueden generar puntos de tensión que promueven microfisuras bajo cargas cíclicas, mientras que, en aleaciones con titanio, una precipitación fina y uniforme optimiza la resistencia al desgaste. Además, la sinergia con elementos como cromo o vanadio en aceros D2 o M42 estabiliza la microestructura, mejorando el rendimiento en ensayos de desgaste por deslizamiento (block-on-disc) [130].

En condiciones de desgaste por deslizamiento, el Mn promueve el endurecimiento por deformación en matrices austeníticas. Aceros con contenidos entre (12–18% Mn) expuestos a fricción en seco desarrollan películas de óxido minimizando el desgaste.

Este fenómeno, verificado en ensayos pin-on-disc, reduce la tasa de desgaste un 15–20%, por otro lado, durante la deformación el movimiento de las dislocaciones aumenta, endureciendo el material, disminuyendo el desgaste. La adición de nitrógeno (N) sinérgicamente mejora este efecto al disminuir la energía de falla de apilamiento (SFE), facilitando la nucleación de maclas y dislocaciones[131].

En cada uno de estos escenarios, las causas del desgaste son diversas y la solución específica para cada sistema. Por lo tanto, es esencial realizar un análisis detallado del sistema para determinar los parámetros del sistema tribológico. Dependiendo de estos parámetros, pueden surgir diferentes mecanismos de desgaste.

7.8.1 Mecanismos de desgaste

El desgaste por deslizamiento en aceros grado herramienta involucra múltiples mecanismos interrelacionados, donde la microestructura y composición química desempeñan roles determinantes.

Estudios demuestran que, en condiciones de deslizamiento seco, la fricción genera aumentos locales de temperatura que activan reacciones químicas entre el oxígeno atmosférico y los elementos metálicos de la superficie, principalmente hierro, cromo y molibdeno.

Esta interacción produce capas de óxido como se observa en, cuya formación sigue una secuencia característica: nucleación inicial en asperezas superficiales, crecimiento lateral de capas de óxido y coalescencia en capas continuas. La termodinámica de estos procesos indica que la energía de activación para la oxidación tribológica es aproximadamente la mitad que, en oxidación estática, facilitando la formación de óxidos incluso a temperaturas moderadas (300 a 400 °C). La composición de estas capas varía según la temperatura: mientras debajo de 570 °C predominan óxidos protectores como Fe_3O_4 y Fe_2O_3 , arriba de esa temperatura se forma óxido de hierro, menos estable y más propenso a la desintegrarse. La presencia de elementos aleantes como cromo (>12%) promueve óxidos más densos (Cr_2O_3) que actúan como barreras contra la difusión de oxígeno, reduciendo tasas de desgaste hasta en un 60% [132-134].

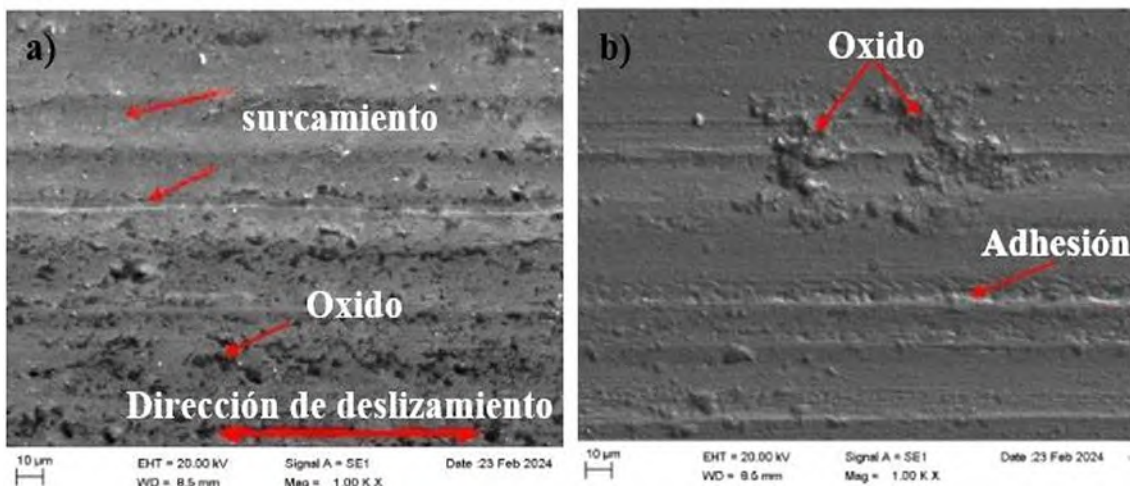


Figura 14. Superficie de desgaste por deslizamiento a) formación de óxido y surcamiento, b) formación de óxido y desgaste por adhesión [133].

La estabilidad de la capa de óxido está directamente vinculada a la morfología de los carburos secundarios: carburos pequeños ($<5\ \mu\text{m}$) y no interconectados, los cuales distribuyen tensiones térmicas uniformemente, reduciendo la concentración de esfuerzos y mejorando la resistencia al agrietamiento en comparación con carburos interconectados [135].

Adiciones de titanio (1 a 3%) en aceros grado herramienta, promueven la formación de carburos TiC nanométricos ($<500\ \text{nm}$) que actúan como anclajes mecánicos para las capas de óxido, mejorando su adhesión y reduciendo tasas de desgaste en un 30% [136].

El mecanismo de desgaste entre temperaturas 250 a 450 °C mediante el calentamiento friccional por deslizamiento, domina el mecanismo oxidativo. En aceros como el H13 utilizado para moldes, la baja tasa de desgaste ocurre a los 200 °C, atribuido a la protección superficial de la formación de óxidos ($\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Fe}_2\text{O}_3$), mientras que a 400 °C aumenta el desgaste por pérdida de estabilidad en la capa de óxido [137].

Estudios en aceros grado herramienta (O1 y D2). El acero O1, con Mn como principal elemento de aleación, presenta una microestructura martensítica con pequeños carburos M_3C , lo que favorece la delaminación como mecanismo de desgaste adhesivo. Por otro lado, el acero D2, rico en Cr, exhibe carburos primarios M_7C_3 en una matriz martensítica.

La delaminación predomina en el acero D2 a bajas velocidades de deslizamiento, a velocidades más altas la oxidación se convierte en el mecanismo principal, revirtiendo su rendimiento de desgaste en comparación con el acero O1, como se observa en la Figura 15 [138].

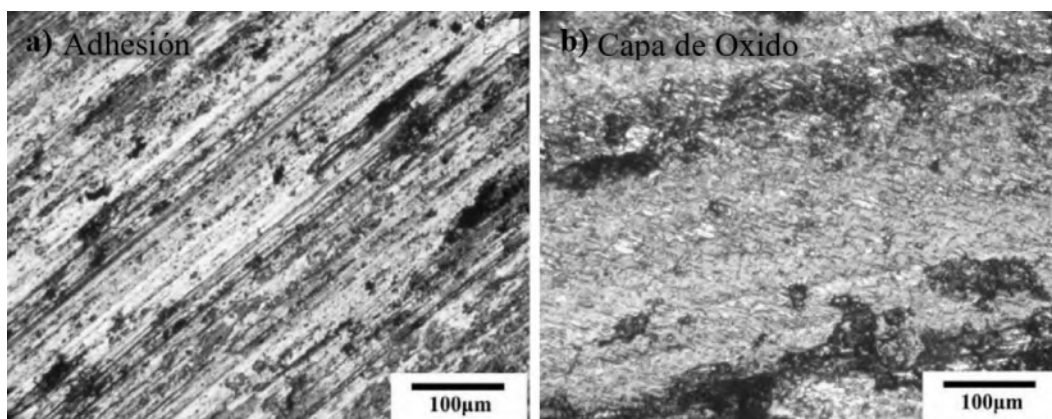


Figura 15. Micrografía del acero D2 de la superficie de desgaste a) 0.15m/s, b) 0.75 m/s.

La evaluación de la resistencia al desgaste por ralladura de aceros grado herramienta (HV400, HV500 y HV700), con durezas entre 400 y 750 HV y cargas entre 20 y 80 N, demostró que durante la deformación plástica al incrementar la carga la deformación plástica aumentaba el coeficiente de fricción, esto debido a la descohesión entre la matriz y los carburos [139].

El efecto de la microestructura en la resistencia al desgaste tiene un papel fundamental en la resistencia al desgaste por abrasión entre dos cuerpos, estudios en un acero M42 en condiciones de colada con una microestructura austenítica con un bajo volumen de carburos comparado con el mismo acero tratado térmicamente por temple, obteniendo una microestructura martensítica, mostro un mayor resistencia al desgaste, esto por su dureza que aumento de 600 a 900 HV, demostrando una disminución en la tasa de desgaste de $5 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$ a $1.5 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{N}$, como se observa en la Figura 16, [140].

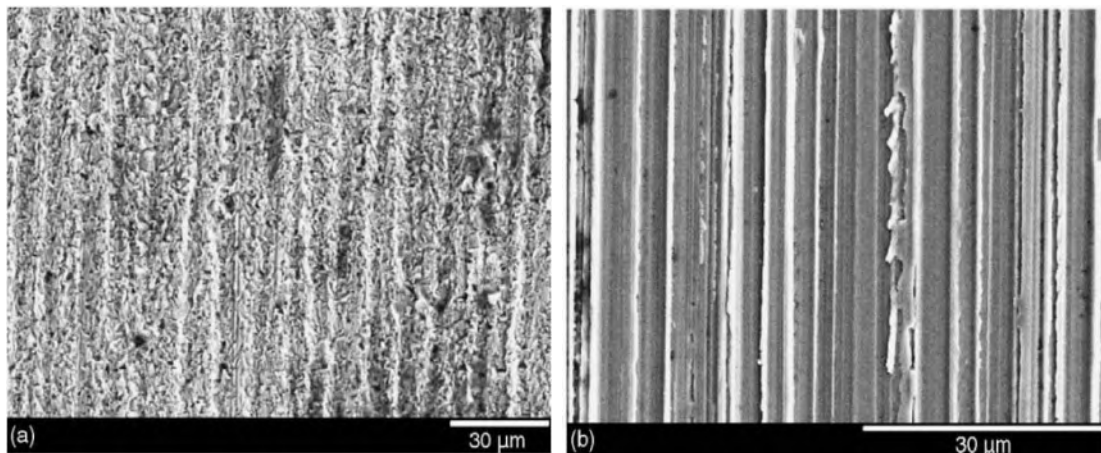


Figura 16. Micrografías del acero M42, a) Microestructura martensítica con una tasa de desgaste de $1.5 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{N}$, b) Microestructura austenítica con una tasa de desgaste de $5 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{N}$.

El desgaste por deslizamiento entre dos superficies generalmente muestra mecanismos de desgaste por oxidación sobre la superficie, estudios en un acero grado herramienta AISI H11, demostraron que al interactuar dos superficies a bajas temperatura 15 y 20°C, el mecanismo dominante es el abrasivo, sin embargo, durante el contacto friccional continuo, el calor activa la sinterización de los residuos de óxido, formando una capa compacta y densa sobre la

superficie, actúa como un lubricante sólido que se vuelve más protectora a medida que aumenta la temperatura. Como resultado, esta capa reduce significativamente el coeficiente de fricción y la tasa de desgaste al prevenir el contacto directo metal-metal como se muestra en la Figura 17, [141].

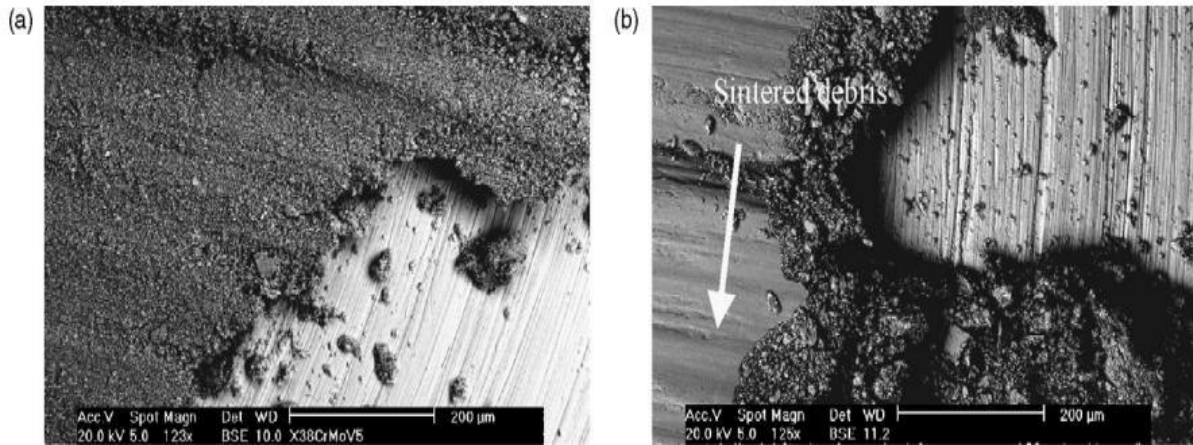


Figura 17. Micrografía de la superficie del acero AISI H11, a) Formación de la capa de óxido a 200°C, b) Formación de la capa de óxido a 500°C.

Existen diferentes mecanismos que explican el comportamiento al desgaste de los aceros, investigaciones en el acero D2 mediante desgaste por deslizamiento y abrasivo con arena, han demostrado que el mecanismo central que explica el comportamiento del acero D2 no reside en un cambio en el propio acero, sino en la degradación del agente abrasivo. A bajas cargas y velocidades, el acero D2 sufre un desgaste abrasivo convencional, donde las partículas de arena de sílice (SiO_2) rayan y remueven material de su superficie. A altas cargas (superiores a 50 N) y altas velocidades, la tasa de desgaste del D2 disminuye inesperadamente. El mecanismo detrás de este fenómeno no fue un cambio en el propio acero, sino la falla del medio abrasivo.

El acero D2 es tan duro (HRC 54.7) que, bajo altas cargas y velocidades, causaba un daño severo en la superficie de la arena de sílice (SiO_2) utilizada como abrasivo. La arena perdía sus bordes afilados, volviéndose menos efectiva y reduciendo así la tasa de desgaste del acero como se observa en la Figura 18, [142].

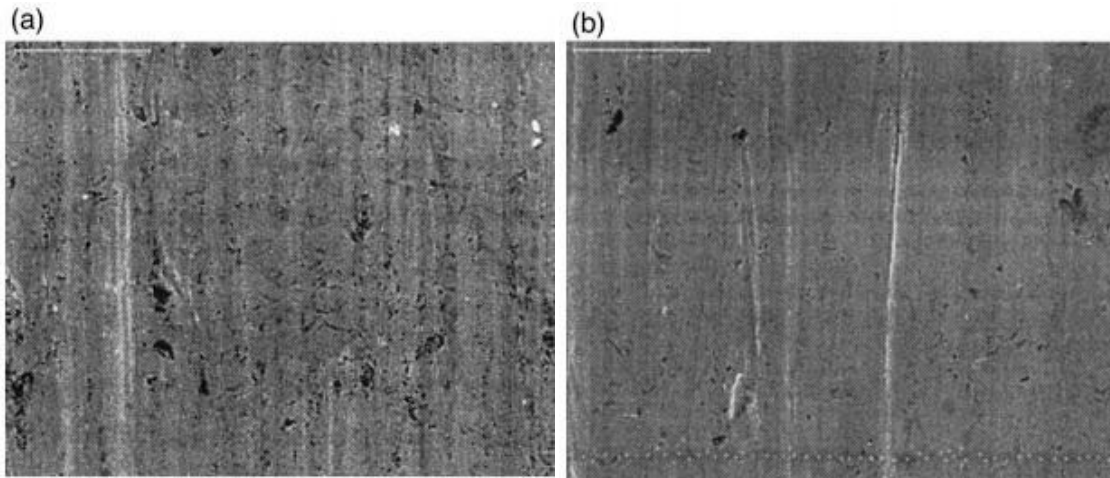


Figura 18. Micrografía de la superficie desgastada por abrasión, con una carga de, a) 25N, b) 150N.

El estudio del mecanismo de desgaste por deslizamiento en aceros A2 bajo condiciones de baja carga y velocidad reveló un desgaste predominantemente oxidativo. Este proceso se caracterizó por la formación de capas de óxido sobre la superficie de contacto. El material base presentaba una microestructura martensítica de alta dureza (60 HRC), con una notable fracción de volumen de carburos de cromo, lo que explica la baja tasa de desgaste observada.

Un aspecto importante del estudio fue el análisis de la influencia del acabado superficial, introduciendo diferentes estados de tensión residual. Sin embargo, se determinó que estas tensiones tuvieron un efecto insignificante en la tasa de desgaste.

Aunque el proceso de rectificado generó tensiones residuales de compresión, estas disminuyeron durante el ensayo a medida que el desgaste oxidativo removía progresivamente la capa superficial [143].

En el análisis de los fenómenos de desgaste en superficies metálicas, se observa que, si bien pueden coexistir múltiples mecanismos como la abrasión, la adhesión y la fatiga superficial, el desgaste oxidativo se establece como el mecanismo predominante bajo condiciones específicas.

Esta predominancia ocurre particularmente con baja carga y baja velocidad de deslizamiento. En estas circunstancias, la temperatura generada por la fricción en los puntos de contacto es suficiente para provocar la oxidación de la superficie, pero no tan elevada como para causar un ablandamiento severo del material.

La formación de una capa de óxido en la interfaz de contacto es el factor que controla el proceso. Esta capa, aunque puede ser frágil, actúa como una barrera que previene el contacto directo metal-metal, limitando así la aparición de mecanismos más severos como el desgaste adhesivo. Por lo tanto, la tasa de desgaste es dependiente de la velocidad de formación de esta capa de óxido y su posterior remoción en forma de partículas. Por lo tanto, bajo condiciones de estudio, el comportamiento del material está fundamentalmente gobernado por un proceso triboquímico de oxidación.

8 CAPITULO III DESARROLLO EXPERIMENTAL

El presente trabajo se dividió en distintas etapas, las cuales se muestran a continuación en el diagrama de flujo de la Figura 19, las cuales se describen posteriormente en este capítulo.

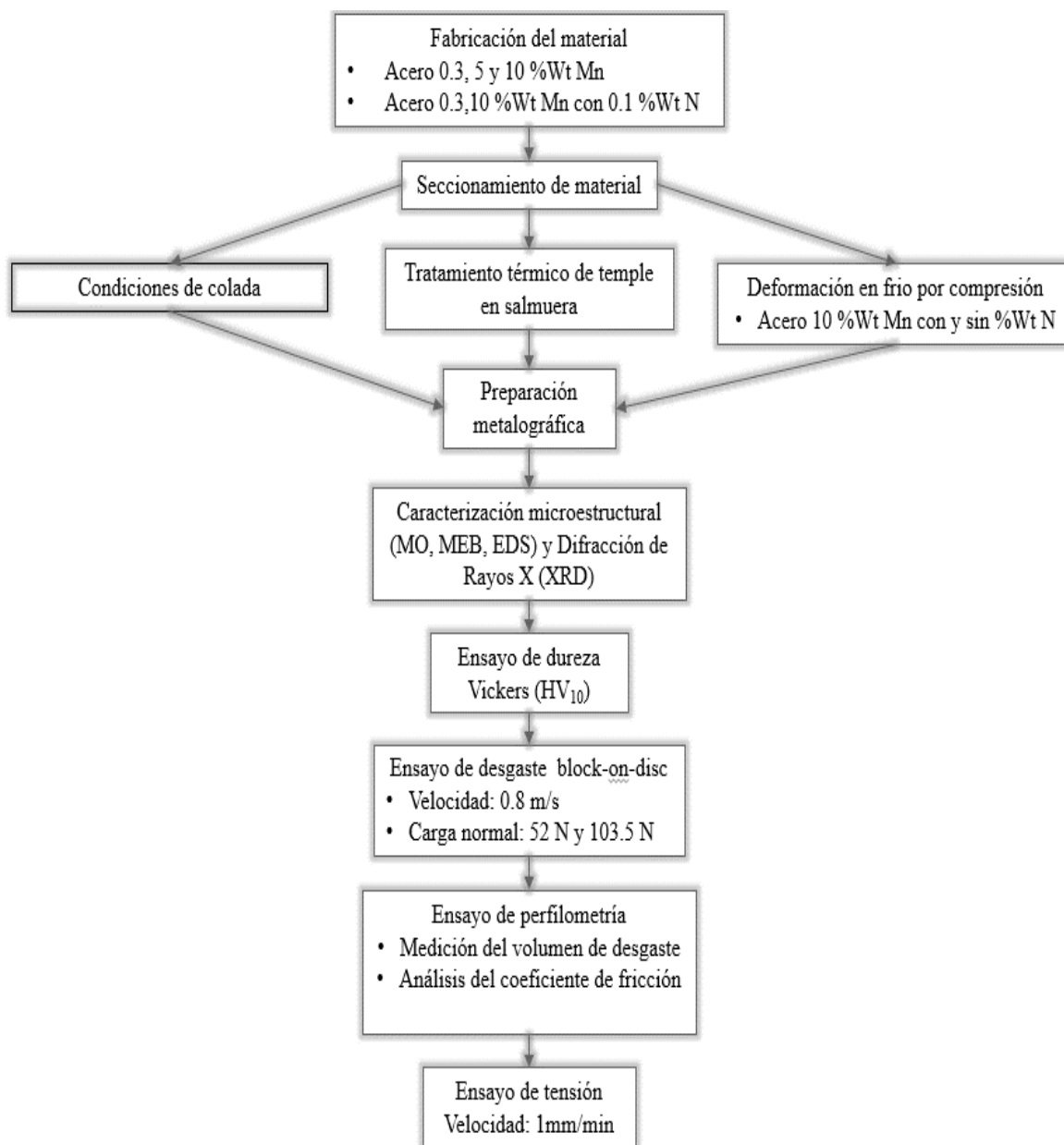


Figura 19. Diagrama de flujo de la metodología experimental del proyecto de investigación.

8.1 Fabricación del material y análisis de composición química

Las aleaciones fueron fabricadas en el laboratorio de fundición del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIMM) de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.

Las aleaciones fueron fabricadas en un horno de fusión al vacío, de la marca Cosarc®, Figura 20, en un crisol de alúmina, fundiendo de 3 a 5 kg de cada aleación; utilizando una atmosfera inerte de argón de alta pureza, con el fin de evitar pérdidas de material por oxidación y así tener un mejor control de los elementos, como el contenido de nitrógeno (N).



Figura 20. Horno de fundición al vacío marca Cosarc®.

La composición nominal de las aleaciones se muestra a continuación en la Tabla 4.

Tabla 4. Composición química nominal de las aleaciones a fabricar.

Aleación	%C	%Mn	%Mo	%Ni	%Cr	%N	%Co	%Si	%Ti	%W	%Fe
0.3Mn	1.5	0.3	1	6	1	0	1	0.3	3	6	Bal
10Mn	1.5	10	1	6	1	0	1	0.3	3	6	Bal
0.3Mn0.1N	1.5	0.3	1	6	1	0.1	1	0.3	3	6	Bal
10Mn0.1N	1.5	10	1	6	1	0.1	1	0.2	3	6	Bal

Para la fabricación de cada una de las aleaciones la composición nominal fue 1.5% C, 0.3% Si, 1%Cr, 1%Co, 1%Mo, 3%Ti, 6%W y 0.1% N, incorporando Mn en diferentes proporciones (0.3% y 10% en peso). Para la adición de N se utilizó ferro cromo nitrogenado, tomando en consideración cada una de las ferroaleaciones, de acuerdo a los balances de carga correspondientes y el análisis de composición química de cada aleación, se muestran los resultados del análisis de composición química de cada una de las aleaciones por medio de la técnica de espectroscopia de emisión óptica.

8.2 Predicciones termodinámicas de las aleaciones a fabricar

Las predicciones termodinámicas se realizaron con el software JmatPro®, con el fin de tener una referencia de las fases que se podrían formar durante el enfriamiento en cada una de las aleaciones, por lo consiguiente se permitió conocer las condiciones de las fases presentes y los componentes en equilibrio, como carburos y carbonitruros en distintos intervalos de temperatura 600 a 1600 °C para la composición química final.

8.3 Seccionamiento y maquinado del material

Una vez que se fabricaron las aleaciones, se procedió a seccionarlas utilizando una cortadora metalográfica de la marca AbrasiMet® Figura 21.



Figura 21. Cortadora metalográfica, marca AbrasiMet®.

Este equipo incluye un sistema de refrigeración que previene alteraciones térmicas en las muestras, las muestras fueron cortadas en cubos de $1 \times 1 \times 1 \text{ cm}^3$ para su posterior caracterización microestructural, tratamiento térmico y ensayos de desgaste.

En el caso de las probetas deformadas en frío, se empleó una máquina electroerosionadora de la marca McLane®, Figura 22, utilizando hilo de molibdeno para el seccionamiento de las muestras.



Figura 22. Máquina electroerosionadora McLane®.

Esta técnica fue seleccionada porque no perjudica las propiedades micro estructurales debido al calentamiento que ocurre durante el corte, además de que, al tener una alta precisión en materiales de alta dureza, sin introducir esfuerzos residuales. La muestra las probetas fueron fabricadas con un diámetro de 5 mm y una altura de 10 mm, y están destinadas a ensayos de compresión conforme a la norma ASTM E9, así como a ensayos de tensión según la norma ASTM E8, Figura 23.

El total de muestras maquinadas fueron:

- 1) 4 probetas para ser analizadas en condiciones de colada, 1 (0.3Mn), 1 (0.3Mn0.1N), 1 (10Mn) y 1 (10Mn0.1N).
- 2) 6 probetas para ser tratadas térmicamente 3 (0.3Mn) y 3 (0.3Mn0.1N).
- 3) 14 probetas para ser ensayadas en desgaste por deslizamiento, 4 (0.3Mn-0.3MnTT), 4 (0.3Mn0.1N-0.3Mn0.1NTT), 3 (10Mn) y 3 (10Mn0.1N).

- 4) 6 probetas para ser deformadas en frío por compresión, 3 (10Mn) y 3 (10Mn0.1N).
- 5) 14 Probetas para ser deformadas por tensión, 4 (0.3Mn-0.3MnTT), 4 (0.3Mn0.1N-0.3Mn0.1NTT), 3 (10Mn) y 3 (10Mn0.1N).

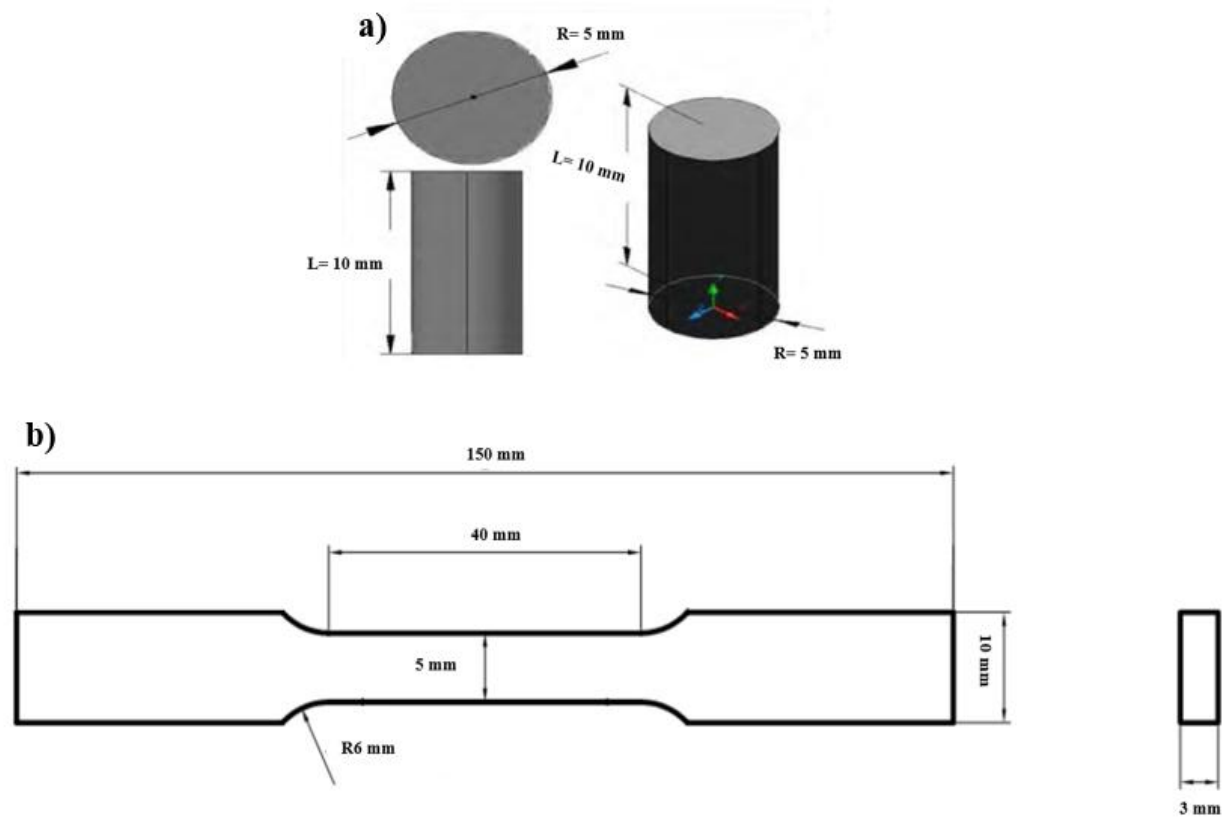


Figura 23. Probetas para a) Ensayo de compresión y b) Ensayo de tracción [144, 145].

8.4 Tratamiento térmico de temple en salmuera

El tratamiento térmico se llevó a cabo en un horno de mufla marca Carbolite™, Figura 24. Las aleaciones 0.3Mn y 0.3Mn0.1N se sometieron a un proceso de temple en salmuera. El calentamiento se realizó a una velocidad de 10°C/min, seguido de un tiempo de permanencia de 30 minutos a temperaturas de austenización de 700, 750 y 950 °C (ver Figura 25).

Estas temperaturas se seleccionaron para variar la solubilidad del carbono en la austenita, con el objetivo de mejorar la templabilidad del acero y así maximizar la fracción de volumen de martensita obtenida.



Figura 24. Horno eléctrico marca Carbolite™.

Inicialmente, el tratamiento térmico se realizó en probetas rectangulares para observar el cambio microestructural y, posteriormente, evaluar bajo las mismas condiciones en muestras para los ensayos de desgaste y tensión.

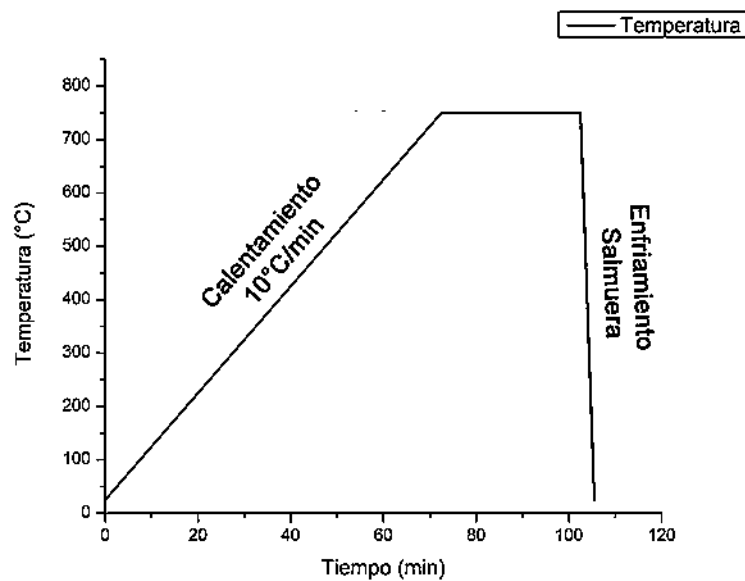


Figura 25. Ciclo de tratamiento térmico de temple en salmuera.

8.5 Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste se llevaron a cabo utilizando una máquina especializada en deslizamiento en seco. En este proceso, se colocaron las probetas sobre un anillo rotatorio de acero M2, conocido por su dureza de 62 HRC. Se estableció una velocidad de deslizamiento constante de 0.8 m/s. Para evaluar el comportamiento bajo diferentes condiciones, se aplicaron dos niveles de carga: 52.6 y 103.5 N. Este enfoque experimental permitió probar cada muestra bajo dos cargas distintas.

Las muestras sometidas a ensayo incluían aquellas en condiciones de colada y otras que habían sido tratadas térmicamente mediante temple. En total, se realizaron 14 ensayos, proporcionando un conjunto de datos que nos dicen el coeficiente de fricción. La máquina utilizada, del tipo block-on-disc, está equipada con un computador que registra los datos que durante cada uno de los ensayos, una celda de carga que registra el peso ejercido sobre la muestra y lo más importante el disco M2 deslizante el cual se coloca sobre la superficie de la muestra a desgastar, como se pueden observar en la Figura 26.

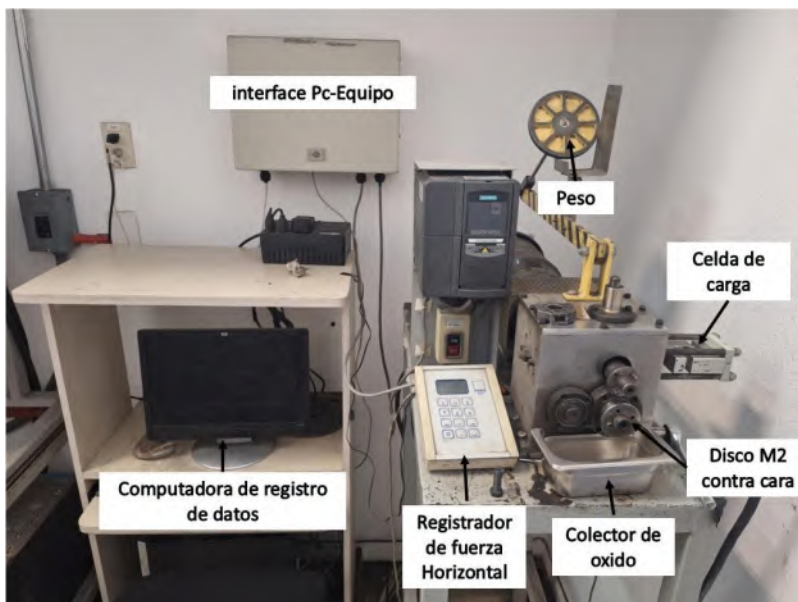


Figura 26. Máquina de desgaste por deslizamiento (block- on- disc).

8.6 Deformación en frío, ensayo de compresión y tensión

El ensayo de compresión se llevó a cabo a temperatura ambiente para las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N, utilizando una máquina universal de ensayos de la marca Zwick/Roell®, Figura 27.

Este procedimiento siguió los estándares establecidos por la norma ASTM E9, lo que garantiza que los resultados obtenidos sean precisos y comparables con otros estudios similares. Las probetas utilizadas en el ensayo tenían dimensiones precisas de 5 mm de diámetro y 10 mm de longitud, lo que asegura una representación adecuada del material bajo estudio.

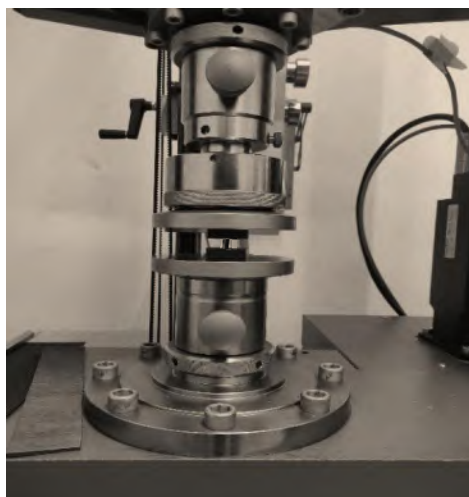


Figura 27. Máquina de ensayos universales Zwick/Roell®.

Durante el ensayo, se aplicó una reducción del 50% a las probetas, aplicando una carga constante de 100 kN, un proceso que permite evaluar la capacidad del material para soportar deformaciones significativas sin fallar. Esta reducción se llevó a cabo a una velocidad de deformación constante de 1 mm/min, lo que facilita el control del proceso y la obtención de datos precisos sobre el comportamiento del material bajo condiciones de compresión.

El ensayo de tensión se realizó en una máquina Instron 1195®, Figura 28, con una capacidad de 10 toneladas.



Figura 28. Máquina de ensayos universales Instron 1195®.

Las probetas planas de sección reducida fueron sometidas a una carga uniaxial de 100 kN a una velocidad constante de 3 mm/min, hasta llegar a la fractura, cada uno de los ensayos fue apegado a la norma ASTM E8 para ensayos de tracción. Posteriormente los datos obtenidos fueron analizados y procesados con el software Origin®, los cuales fueron ajustados.

8.7 Preparación metalográfica

El análisis de las microestructuras de las diferentes etapas de la investigación se realizó mediante microscopía óptica (MO), Figura 29.



Figura 29. Microscopio Óptico ZEISS®.

En cada una de las aleaciones, ya sea en condiciones de colada, tratadas térmicamente o deformadas en frío por compresión, se llevó a cabo la preparación metalográfica. En todos los casos, se realizó el desbaste con lijas de SiC de diferentes granulometrías (180, 320, 400, 600, 1200 y 2500 μm).

Posteriormente, se efectuó el pulido en la pulidora de la marca Buehler, modelo MetaServ 250, Figura 30, con un paño, utilizando pastas de diamante de 6 y 1 μm , aplicando una presión suave sobre la muestra para evitar el rayado.



Figura 30. Pulidora de la marca Buehler, modelo MetaServ 250.

Para revelar la microestructura, se empleó una solución de Nital al 2% de concentración, con tiempos de inmersión de 5 a 10 segundos, seguida de un enjuague inmediato en agua, inmersión en alcohol y secado con aire caliente.

8.8 Análisis microestructural, mediante microscopia electrónica de barrido

El análisis microestructural se realizó en el microscopio electrónico de barrido marca Jeol modelo 7600, en donde se analizó microanálisis por espectroscopia de energía dispersa (EDS), en el cual se realizaron mapeos y análisis de composición química, además se realizó análisis con electrones retrodispersados para obtener un mejor contraste, Figura 31.

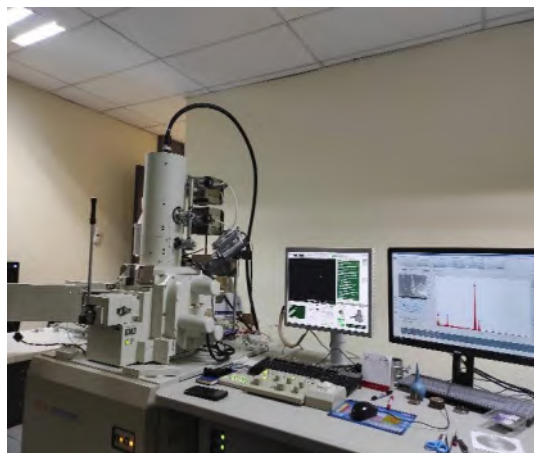


Figura 31. Microscopio electrónico de barrido (MEB) marca Jeol modelo 7600.

Las muestras de las diferentes aleaciones fueron analizadas, en condiciones de colada, tratadas térmicamente, en condiciones de desgaste y las deformadas en frío. Las muestras desgastadas por deslizamiento fueron analizadas en dos partes una sobre la huella de desgaste y otra sobre el perfil de desgaste de cada huella, además de que los fragmentos desprendidos durante el desgaste también fueron analizados mediante técnicas de electrones secundarios, con el objetivo de tener observar si se encontraba una relación de mecanismo de desgaste predominante, en las diferentes condiciones de carga, a una velocidad de deslizamiento constante.

De igual manera se realizó microanálisis de energía dispersa (EDS) en las diferentes zonas de los fragmentos, analizar una posible transferencia de elementos de aleación de la contracara del acero a contracara M2, hacia la superficie de nuestra aleación.

8.9 Medición de volumen de carburos

La medición de la fracción de volumen de carburos se realizó con el Software Sigma Scan Pro®, en condiciones de colada, mediante el análisis de imágenes obtenidas del Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) a 250x de las aleaciones 0.3Mn, 0.3Mn0.1N, 10Mn y 10Mn0.1N, estas imágenes fueron digitalizadas para llevar a cabo la cuantificación, como se observa en la Figura 32.

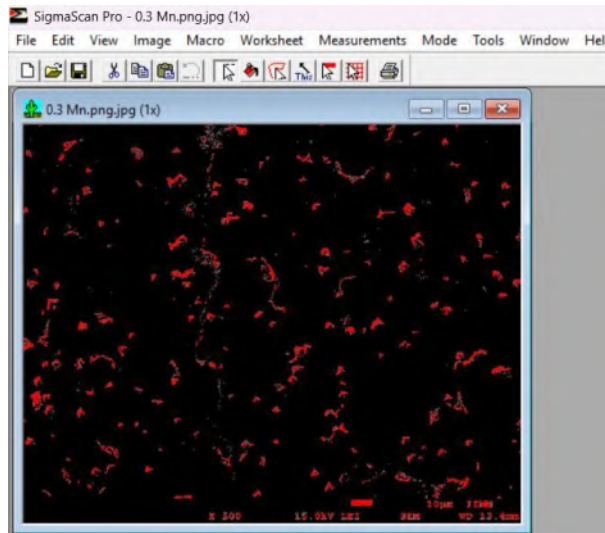


Figura 32. Procesamiento de imagen en el Software Sigma Scan Pro®.

8.10 Difracción de rayos-X (DRX)

El ensayo por difracción de Rayos-X se realizó con el difractómetro de la Figura 33, con el fin de tener una identificación y cuantificación de las fases presentes en la aleación por medio del software TOPAS®, de acuerdo con los picos característicos de difracción de cada una de las fases presentes en la aleación, El ensayo se realizó para cada una de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, alto y bajo Mn con y sin N, utilizando parámetros de radiación Cu-K α en un rango de 2θ de 30 a 90°.



Figura 33. Difractómetro de Rayos-X marca Bruker® modelo D8 Advance Davinci.

8.11 Ensayo de dureza Vickers (HV)

El ensayo de dureza vickers (HV) se realizó en un durómetro marca Nanovea® Figura 34, en donde se realizaron 5 identaciones por aleación fabricada, al igual que las aleaciones tratadas térmicamente (aleaciones con 0.3% Mn) y deformadas en frío (aleaciones con 10% Mn), se utilizó una carga de 10 kg por 15s, por la norma ASTM E384[146].



Figura 34. Durómetro Vickers marca Nanovea®.

A continuación, se muestran los resultados de análisis de composición química de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, para posteriormente correlacionarlo con sus fases microestructurales.

9 CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN

9.1 Análisis de composición química de las aleaciones fabricadas

La Tabla 5, muestra los resultados de los análisis químicos realizados por medio de espectroscopia de chispa para cada una de las aleaciones fabricadas. Con letras negritas se resalta el contenido de los elementos manganeso y nitrógeno que fueron intencionalmente variados para el estudio. 0.3 y 10% de manganeso y 0.001 y 0.1% de nitrógeno. Los demás elementos, aunque con variaciones mínimas, se consideran constantes. De esta manera se puede considerar que las variaciones micro estructurales que se observen pueden ser atribuidas los diferentes contenidos de estos dos elementos. El papel fundamental de ambos elementos es la estabilización de la fase austenita.

Por otro lado, la adición de Ti y W, tuvo una relación 1:2 con respecto del radio atómico, considerando las diferencias en densidad y peso molecular, con el fin de formar carburos MC y carbonitruros M (C, N), la fase carburo y carbonitruro de acuerdo a los diagramas de las predicciones termodinámicas llega a tener un 1.6 % en peso de C, por lo tanto, este tipo de carburo consume una cantidad significativa de C debido a su estequiometría.

Tabla 5. Análisis de composición química de las aleaciones fabricadas.

Aleación	%C	%Mn	%Mo	%Ni	%Cr	%N	%Co	%Si	%Ti	%W	%Fe
0.3Mn	1.58	0.31	1.26	6.30	1.07	0.001	1.08	0.43	3.18	6.2	Bal
10Mn	1.62	9.97	1.03	6.53	1	0.001	1.03	0.36	3.36	6.13	Bal
0.3Mn0.1N	1.55	0.33	1.18	6.15	1.14	0.112	1.15	0.31	2.98	6.19	Bal
10Mn0.1N	1.54	10.04	1.06	6.04	1.28	0.103	1.23	0.29	3.21	6.22	Bal

Con los resultados de los análisis químicos de las aleaciones experimentales se realizaron predicciones termodinámicas de las posibles fases presentes y la secuencia de su formación durante el proceso de solidificación mediante el software JMatPro®.

9.2 Predicciones termodinámicas

En la Figura 35, muestra la secuencia de solidificación y formación de fases en equilibrio para las cuatro aleaciones experimentales; en las cuatro aleaciones se observa claramente que la primera fase en solidificar es MC (carburos de titanio) o bien M(CN) carbonitruros de titanio en las aleaciones que contienen nitrógeno. Los carburos o carbonitruros primarios contienen tungsteno, como se demostrará más adelante con una predicción termodinámica, así como con microanálisis por microscopía electrónica de barrido. La siguiente fase en solidificar es austenita en todos los aceros, en el caso de las aleaciones que contienen 0.3%Mn la precipitación de austenita ocurre a alrededor de 1400°C y en las aleaciones con 10%Mn, esta fase inicia su formación a unos 1360°C. En el caso de los aceros con nitrógeno, antes de concluir la solidificación precipitan pequeñísimas cantidades de nitruros MN que serán caracterizados más adelante. Así que básicamente al concluir el proceso de solidificación la estructura de estas aleaciones consiste en una matriz de austenita y carburos o carbonitruros de titanio.

Las gráficas (Figura 35) también muestran que pueden ocurrir una serie de transformaciones en el estado sólido durante el enfriamiento, como la formación de carburos con diferentes estequiometrias M_6C , M_7C_3 y $M_{23}C_6$, incluso la transformación de austenita a ferrita en los aceros con 0.3%Mn. Este tipo de transformaciones pueden o no ocurrir dependiendo de varias condiciones ya que las predicciones de la formación de fases son en condiciones de equilibrio. En un enfriamiento normal la formación de las fases que en equilibrio se desarrollan a bajas temperaturas es menos probable que ocurran. De acuerdo a la experiencia entonces con el uso de estas predicciones termodinámicas, es de esperar que la estructura esté formada por carburos o carbonitruros de titanio en una matriz de austenita, con la presencia de pequeñas cantidades de carburos de tungsteno W_6C que precipitan ya en el estado sólido.

La formación de carburos de cromo $M_{23}C_6$ y M_7C_3 es muy poco probable que se desarrollen ya en el estado sólido en estas aleaciones.

Durante la solidificación, en el rango de temperatura entre 700 - 1000 °C, para las aleaciones con 0.3Mn y 0.3Mn0.1N (Figura 35 a y b, respectivamente), se da la formación de la austenita, la cual se transforma en ferrita y carburo del tipo $M_{23}C_6$ en un rango de temperaturas de 600 a 700 °C, es decir ocurre la transformación eutectoide. Esta transformación también es muy poco probable que ocurra. La estructura real obtenida se mostrará más adelante mediante la caracterización apropiada.

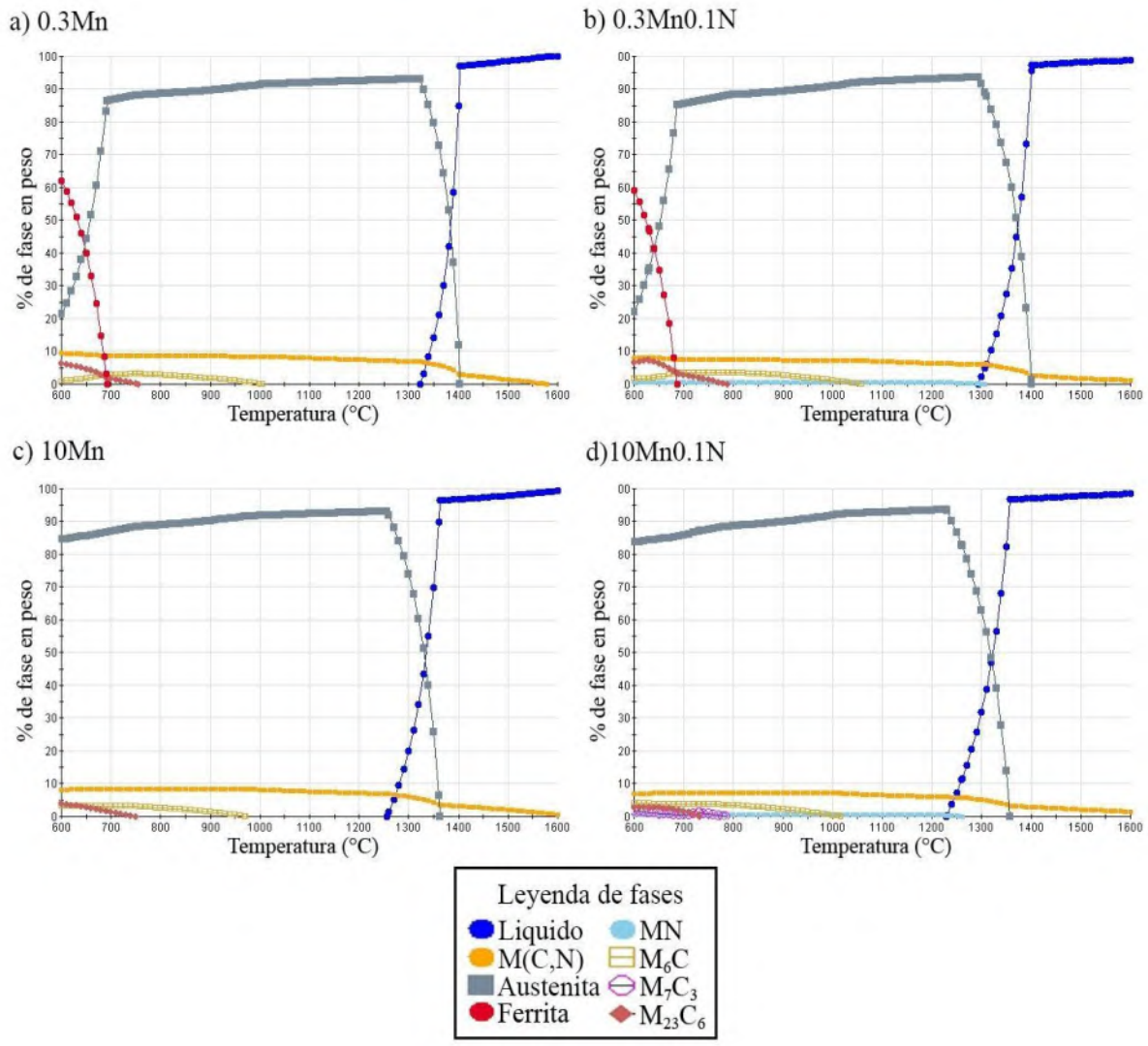


Figura 35. Predicciones termodinámicas de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.

Las aleaciones que contienen los más altos valores de manganeso (10Mn y 10Mn0.1N) tendrán una austenita mucho más estable que las otras aleaciones. Esto se puede observar en las Figuras 35 c y 35b, que indican que incluso a bajas temperaturas la fase austenita no transforma a ferrita. Esto es un fenómeno bien conocido, ya que elementos como Mn, Ni, y el N, son elementos estabilizadores de esta fase. Esto se ha reportado ampliamente en aceros inoxidable en donde estos elementos se utilizan como elementos adicionales que estabilizan la fase austenítica de las aleaciones de Fe-Cr a temperatura ambiente [147, 148].

Por otra parte, la Figura 36 muestra el porcentaje en peso de la fase carburo primario indicando que es un carburo o bien carbonitruro de titanio y tungsteno: $(\text{TiW})\text{C}$ y $\text{TiW}(\text{C},\text{N})$. Esto claramente indica que es un carburo o carbonitruro complejo que al parecer inicia su formación como un carburo de titanio y posteriormente incorpora al tungsteno, de manera que a medida que decrece la temperatura el tungsteno se va incorporando en mucho mayor medida a la partícula. Este fenómeno se explicará un poco más adelante en la microestructura real del material.

Con respecto al contenido de carbono y nitrógeno en el carburo/carbonitruro, se muestra también que el contenido de estos dos elementos es mayor en la partícula a altas temperaturas, es decir cuando la partícula está formada principalmente por TiC o TiCN donde la estequiometría es en una relación de 1:1. A temperaturas más bajas, cuando el tungsteno domina la partícula, el tipo de carburo debe ser W_6C donde la relación estequiometría es de 6 átomos de tungsteno por uno de carbono o de nitrógeno. Esto hace pensar que la secuencia de formación es primero la formación de TiC o TiCN y alrededor de él empieza a precipitar W_6C o W_6CN que va creciendo a medida que el material enfría.

El manganeso introduce un segundo efecto al alterar la actividad de los elementos intersticiales en la matriz. En las aleaciones con 10 % Mn la austenita se estabiliza y disuelve más carbono, lo que rebaja su actividad química y facilita que el tungsteno pase antes al precipitado; por eso la pendiente ascendente de la curva de W se ve incrementada respecto a las aleaciones con 0.3 % Mn.

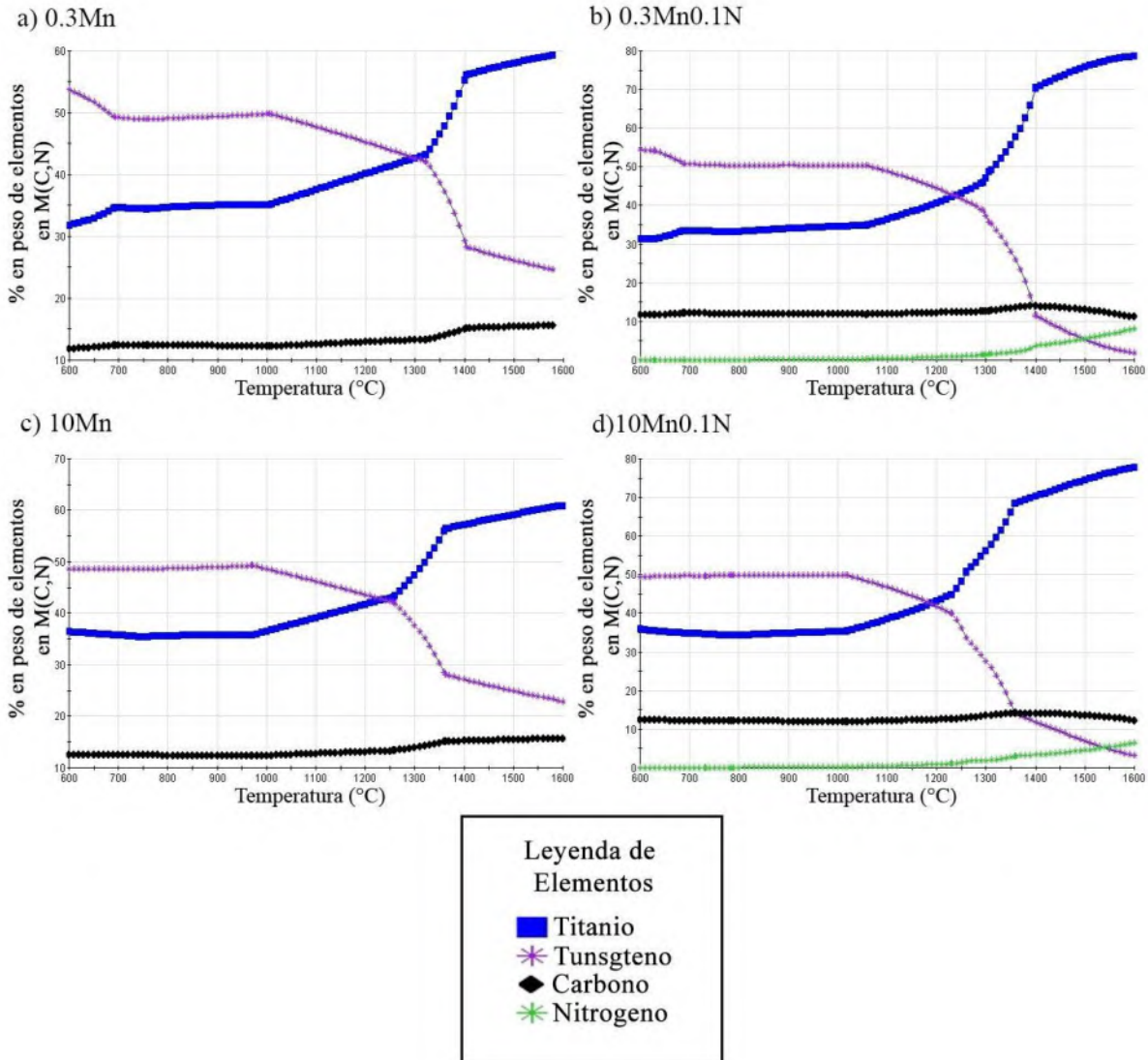


Figura 36. Predicciones termodinámicas de la fase carburo y carbonitruro de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.

Este mismo aumento de la actividad del carbono retrasa levemente la saturación de nitrógeno en los carbonitruros, dado que el equilibrio Ti-N requiere un aumento parcial de carbono para ajustarse a la nueva estequiometría.

Este fenómeno se debe a que tanto el nitrógeno como el manganeso actúan como elementos estabilizadores de la austenita, expandiendo su campo de estabilidad en el diagrama de fases como ha sido reportado [149, 150], en donde se hizo el estudio en aceros Fe-Mn-Al-C

observando el efecto de los elementos que estabilizan la austenita al modificar la energía de las fases en el diagrama, lo que causa una expansión de su campo de estabilidad y permitiendo que la austenita permanezca en condiciones a menor temperatura y con mayor contenido de estos elementos en la composición del acero.

Otros estudios [151, 152], han demostrado que la incorporación de N y Mn incrementa de forma significativa la solubilidad del carbono en la austenita a temperatura ambiente. Se ha reportado este efecto en un acero Fe-Cr-Mn-N y en un acero inoxidable convencional donde la adición de N y Mn expandió la red austenítica. Al ocupar los sitios intersticiales de la estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), el nitrógeno provoca dicha expansión, lo que aumenta el volumen disponible para la disolución de otros átomos intersticiales como el carbono. Por otro lado, se observó que el Mn aumenta la solubilidad del carbono en la austenita al alterar la interacción entre los átomos de hierro y carbono, debilitando los enlaces Fe-C y permitiendo que más átomos de carbono se disuelvan en la red.

Por otra parte, se ha reportado [153] que la presencia explícita de nitrógeno modifica no sólo la composición sino también la densidad de centros de nucleación. Al incorporarse al precipitado a temperaturas intermedias, el nitrógeno reduce la energía entre la fase M (C, N) y la matriz; esto incrementa el número de partículas finas y acelera la difusión del tungsteno. Lo que a su vez provoca la formación de carburos más homogéneos y ricos en Ti en la fase final de enfriamiento, mientras que la fracción de tungsteno queda considerablemente disminuida.

9.3 Caracterización microestructural en condiciones de colada

En la Figura 37, se muestra las microestructuras de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada en donde se pueden observar las fases presentes, como la formación de carburo primario MC, carbonitruro M(C, N) y W_6C ; en las aleaciones estos carburos y carbonitruros se encuentran embebidos en una matriz austenítica ya que la formación de estos carburos $(TiW)C$ y carbonitruros $TiW(C, N)$ se dio a partir del líquido a una alta temperatura antes que solidificara la fase austenita.

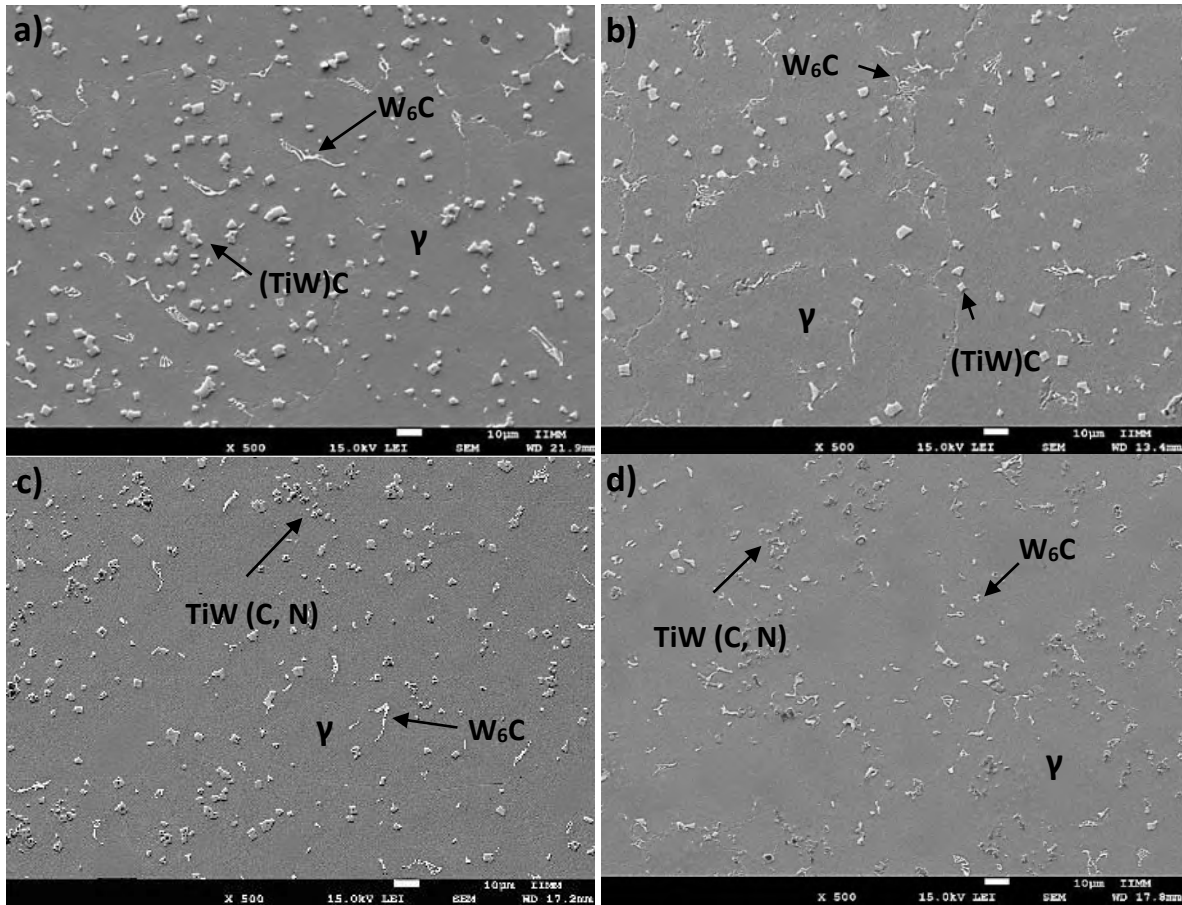


Figura 37. Microestructuras de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, a) 0.3Mn, b) 10Mn, c) 0.3Mn 0.1N, d) 10Mn 0.1N.

Las microestructuras de las aleaciones 0.3Mn y 10Mn, se encuentran reforzadas con carburos (TiW)C y las aleaciones 0.3Mn0.1N y 10Mn0.1N que se encuentran conformadas por carbonitruros TiW (C, N) obviamente por efecto de la adición de nitrógeno. La composición química de las aleaciones, favorece la formación primaria de carburos MC y carbonitruros M (C, N), mientras que los carburos M_6C ricos en tungsteno precipitan ya en el estado sólido a temperaturas de alrededor de $1000^{\circ}C$ de acuerdo a las predicciones termodinámicas de la Figura 35. Esta es una transformación en el estado sólido que se desarrolla cuando la austenita que durante el enfriamiento empieza a expulsar carbono y este reacciona con el propio tungsteno disuelto en ella.

Los carburos W_6C , han sido previamente identificados en otras aleaciones ferrosas, con contenidos de W mayores al 3% en peso, mostrando una morfología típica de espina de pescado, como fue el caso de la investigación de Heidary y col. en donde en un hierro blanco, con variaciones del 10-12 % de W, encontrando distintas morfologías del carburo [154].

Las microestructuras obtenidas no revelaron la presencia de ferrita, a pesar de que los cálculos termodinámicos en equilibrio la predicen como fase estable. Este resultado se explica por las condiciones de enfriamiento dadas en el material que es una condición de no-equilibrio. Alcántara y col. [155], demostraron que elementos de aleación como el manganeso y el níquel contribuyen notablemente a la estabilización de la fase austenita. En consecuencia, ellos indican que se requerirían enfriamientos extremadamente lentos para que la ferrita se forme. Debido a esto la importancia de considerar los efectos cinéticos y las condiciones fuera de equilibrio al comparar predicciones termodinámicas.

La Figura 38a), muestra a detalle el carburo $(TiW)C$, y los resultados del análisis de composición química EDS puntuales, realizadas en dos zonas del carburo y en la matriz. La fase carburo $(TiW)C$, está formada por variaciones en composición, donde el contenido de Ti se encuentra preferencialmente en el centro, el cual va disminuyendo, mientras que el W incrementa desde el centro a la periferia. Esto evidencia claramente que la primera partícula que solidifica es TiC , a medida que esta va creciendo, va incorporando tungsteno a la molécula para terminar como $(TiW)C$ pero la estequiometría del carburo sigue siendo MC. Este fenómeno de formación de carburos ha sido reportado ya por Reyna y col. [156], en un hierro blanco con 12% de Cr-3%C con diferentes contenidos de titanio. Ellos encontraron que el TiC es la primera fase en solidificar y que a medida que va creciendo va incorporando tungsteno, pero manteniendo la misma estructura cristalina. Esta característica contribuye a incrementar la densidad del carburo por la incorporación de tungsteno; esto a su vez en ese tipo de hierros contribuye a una mejor distribución ya que la ligereza de los carburos de titanio puros hace que estos se aglomeren en zonas eutécticas y se pierda su eficacia para contribuir a la resistencia al desgaste.

Por otra parte, en un estudio realizado en un acero austenítico, Srivastava y col. [157], encontraron que con adiciones de Ti , W y la consecuente formación de carburos (TiW)C, contribuye a mejorar la resistencia al desgaste de las aleaciones comparadas cuando solo se tiene la formación de TiC.

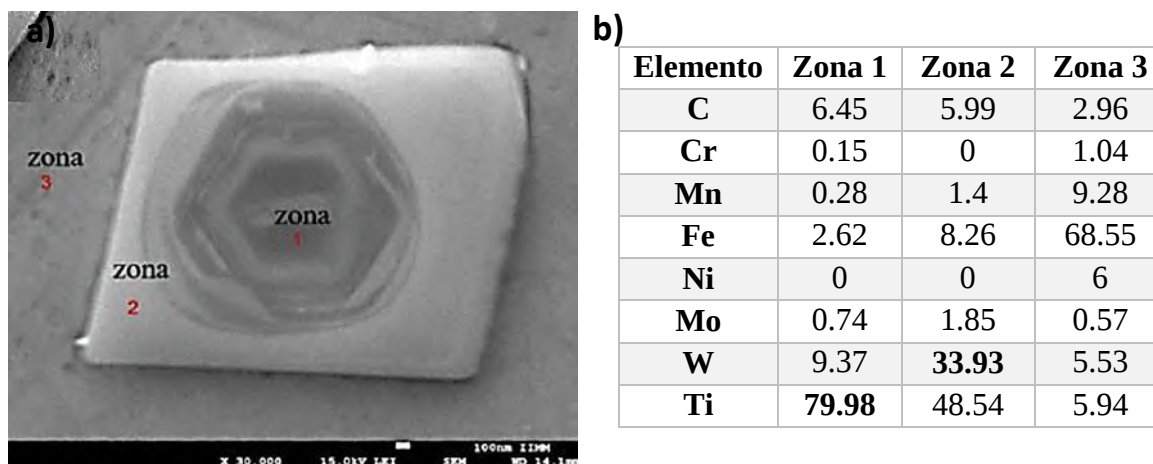


Figura 38. a) Microestructura MEB a alta magnificación del carburo (TiW) C y b) Análisis de composición química EDS.

Al comparar las partículas de carburos y carbonitruros primarios de resultados de mapeo elemental de ambas fases (Figura 39), se puede observar lo siguiente: cuando solo se adicionó titanio (sin nitrógeno) solo se observan trazas de nitrógeno indicando, quien es un carburo de titanio desde el inicio en donde el tungsteno se incorpora de manera paulatina a dicho carburo (Figura 39a). Por otra parte, con la presencia intencional de nitrógeno, desde un inicio se forma un carbonitruro de titanio y posteriormente es rodeado por el carbonitruro complejo (TiW)C (Figura 39b). El nitrógeno tiene una baja afinidad por el tungsteno, lo que explica la preferencia por el Ti para la formación de TiN.

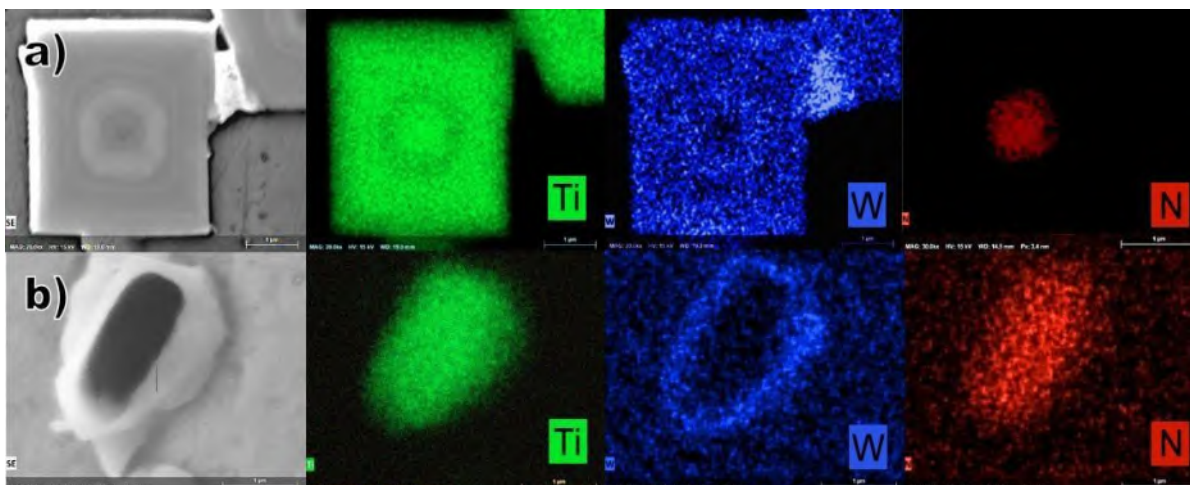


Figura 39. Mapeo microestructural EDS de la fase carburo a) (TiW) C y carbonitruro b) TiW (C, N).

La identificación de las fases presentes en condiciones de colada se cumplimentó con estudios de difracción de rayos-X. La Figura 40, muestra los patrones de difracción de rayos-X obtenidos para el acero con 0.3%Mn, sin nitrógeno (Figura 40a) y con (Figura 40b).

Acorde a la indexación de los picos, se observa claramente la presencia dominante de la fase austenita en ambas aleaciones, lo cual indica que la matriz de los aceros corresponde a esta fase. Además, se observa la presencia de carburos del tipo (TiW)C y W_6C , y para la aleación sin nitrógeno y carburos y carbonitruros del tipo TiW (C, N) y W_6C para la aleación con adiciones de nitrógeno.

Con respecto al contenido general de carburos (Figura 41), la aleación 0.3Mn, a comparación de la aleación 0.3Mn0.1N, presenta un menor volumen de dichos carburos en la estructura; esto debido a que el N como elemento de aleación incrementa la solubilidad del C en la austenita dando lugar a un menor volumen de carburos y carbonitruros. mas aún, la aleación 0.3N presentó un mayor volumen de carburos en la matriz, como se ve reflejado en las microestructuras en condiciones de colada. Esto se puede observar en las fotomicrografías de la Figura 41 donde los carburos están pintados de rojo.

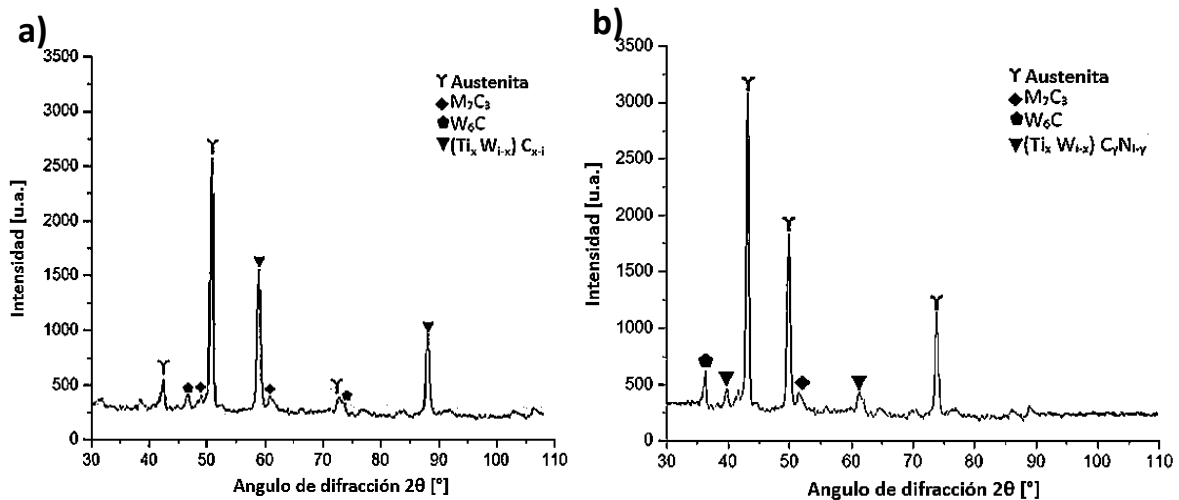


Figura 40. Difracción de rayos-X, para las aleaciones a) 0.3Mn y b) 0.3Mn0.1N.

La diferencia en el contenido de carburos es visualmente notable particularmente en las aleaciones sin nitrógeno. Para el acero con 0.3Mn el volumen de carburos es de 9.93% mientras que con 10Mn el volumen de carburos disminuye a 6.56%. Por otra parte, en los aceros con adiciones de nitrógeno, para bajo contenido de manganeso el contenido de carburos es de 8.76% y se reduce a 5.91% cuando el contenido de manganeso sube a 10%. Los valores de los contenidos de carburos se muestran en la Tabla 6. Los valores del contenido de carburos medidos de manera experimental por análisis de imágenes coinciden con las predicciones termodinámicas previas calculadas bajo condiciones de equilibrio.

La buena coincidencia entre los resultados teóricos y los valores medidos puede atribuirse a que como la formación de carburos ocurre a altas temperaturas, las condiciones de solidificación y de transformación de fase pueden acercarse a las condiciones de equilibrio. Las transformaciones en el estado sólido que se presentan teóricamente a temperaturas abajo de unos 800°C es muy poco probable que tomen lugar en las aleaciones experimentales, pues el enfriamiento real las aleja mucho más del equilibrio.

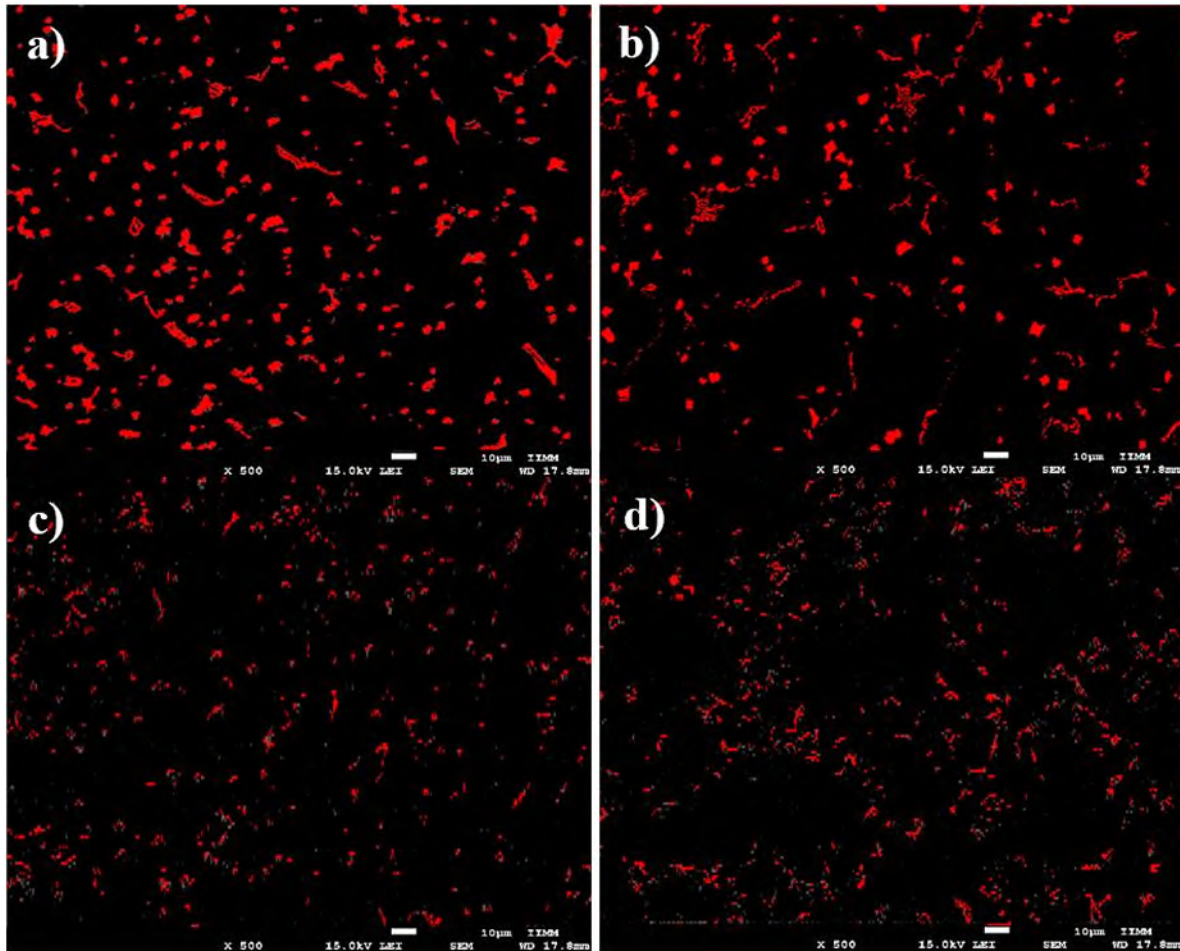


Figura 41. Análisis de volumen de carburos a) 0.3Mn, b) 10Mn, c) 0.3Mn0.1N y d)10Mn0.1N.

La disminución observada en el volumen de carburos al incrementar el contenido de manganeso, puede deberse precisamente a la presencia de este elemento. Se sabe que el manganeso estabiliza la fase austenita y que aumenta la solubilidad de carbono en la misma. Es probable que este mismo efecto ocurra en el estado líquido y que el manganeso limite la actividad y difusividad del carbono evitando una alta precipitación de carburos primarios. Se ha reportado ampliamente el efecto contrario de algunos elementos como el silicio que aceleran la actividad del carbono en el metal líquido y promueven una muy alta precipitación de este elemento, principalmente como grafito en hierros colados. Entonces la presencia de Mn es importante, ya que actúa como un elemento estabilizador de la fase austenita, aumentando la solubilidad del carbono en esta fase.

Esto favorece la formación preferencial de austenita en comparación con la fase carburo MC, especialmente en las aleaciones con 10% de Mn. Adicionalmente, la adición de Ni como elemento de aleación, presente en un 6 % en peso, también contribuye al incremento de la solubilidad del carbono en la austenita; pero como este elemento se mantiene constante en los aceros estudiados, su efecto no es determinante para las variaciones de carburos encontradas aquí.

Esta característica de alta solubilidad del carbono en austenita, también contribuye a disminuir la formación de otros carburos que suelen desarrollarse a bajas temperaturas. Como resultado, se observa una disminución en el contenido de carburos W_6C . Al final del día, estos dos fenómenos (i) la disminución de la actividad del carbono en el estado líquido y (ii) la mayor solubilidad de este elemento en la austenita, por efecto del aumento en el contenido de manganeso, contribuyen a disminuir la precipitación de carburos primarios y la precipitación de carburos en el estado sólido respectivamente.

Tabla 6. Porcentaje en volumen de carburos de las aleaciones fabricadas.

Aleaciones fabricadas	% Volumen de carburos
0.3Mn	9.93%
10Mn	6.56%
0.3Mn0.1N	8.76%
10Mn0.1N	5.91%

Por otra parte, al parecer el nitrógeno también influye en el contenido de carburos o carbonitruros en los aceros. Como se observa en la Tabla 6, la presencia de nitrógeno disminuye ligeramente el contenido de la fase carburo. Es también muy conocido que el nitrógeno en aceros es un fuerte estabilizador de la fase austenita; por lo tanto, es muy probable que actúe de manera muy similar al manganeso en cuanto a la actividad del carbono en el estado líquido y al aumento en la solubilidad del mismo en la austenita en el estado sólido.

Este efecto es menor comparado con el del manganeso para los contenidos de los aleantes utilizados en este estudio. Pero lo que sí es muy notorio, es la reducción del tamaño de los carburos cuando se agrega nitrógeno en los aceros. Aunque el tamaño de carburos no fue medido, de las fotografías de la Figura 41 es evidente la reducción en el tamaño de los carburos en los aceros con nitrógeno. La evidencia mostrada en la Figura 39 de la presencia de nitruro de titanio en el centro de las carbonitruros primarios claramente indica que el nitruro formado funciona como centro de nucleación para la formación del posterior carbonitruto complejo. En este contexto, se tiene un alto número de centros de nucleación para los carburos primarios y un crecimiento limitado de los mismos por los efectos tanto de manganeso como de nitrógeno mencionados anteriormente.

Otro factor que puede influenciar la disminución en el tamaño de los carburos, así como su volumen en las aleaciones con nitrógeno es que este elemento disminuye ligeramente el rango de solidificación. Si el proceso de solidificación se desarrolla en un periodo de tiempo más corto, los carburos ya formados tienen menor oportunidad de crecer. Este fenómeno de acortamiento del rango de solidificación y su relación con la formación de carburos de titanio más finos ha sido reportado por A. Bedolla y col. [158] en hierros blancos alto cromo con adiciones de titanio de hasta 3%.

9.4 Caracterización en condiciones de tratamiento térmico de temple

Los dos aceros con 10%Mn presentan una estructura de austenita estable desde altas temperaturas hasta temperatura ambiente. La aplicación de cualquier tratamiento térmico no genera ninguna alteración en la microestructura de estas aleaciones, por lo que la aplicación de tratamientos térmicos a aceros de alto manganeso comúnmente es solo para disolver algunos carburos de baja temperatura de formación (básicamente de cromo) pero estos no se presentan en estas composiciones. Por lo tanto, no tiene ningún sentido aplicar tratamiento térmico a estas aleaciones. En cambio, las aleaciones con 0.3%Mn sí son susceptibles a transformar la estructura de la matriz al aplicar un tratamiento térmico.

Básicamente el tratamiento térmico a aplicar en estas aleaciones es el temple para generar una matriz parcialmente martensítica.

La Figura 42 muestra las microestructuras de la aleación 0.3Mn después del temple desde tres temperaturas de austenización, 700, 750 y 950 °C, con el objetivo de aumentar la dureza. Note que a mayor temperatura de austenización, menor es el contenido de martensita en la matriz. Austenizar a altas temperaturas incrementa la solubilidad, particularmente de carbono, en la fase austenita. Una austenita con alto contenido de carbono reduce la temperatura de inicio de la transformación martensítica, o en otras palabras, el alto contenido de carbono en ella, la estabiliza. De estas fotomicrografías se observa la matriz parcialmente austenítica y parcialmente martensítica con el refuerzo de los carburos. Nuevamente, nótese el menor contenido de martensita para el acero austenizado a la temperatura de 950°C por las razones ya explicadas.

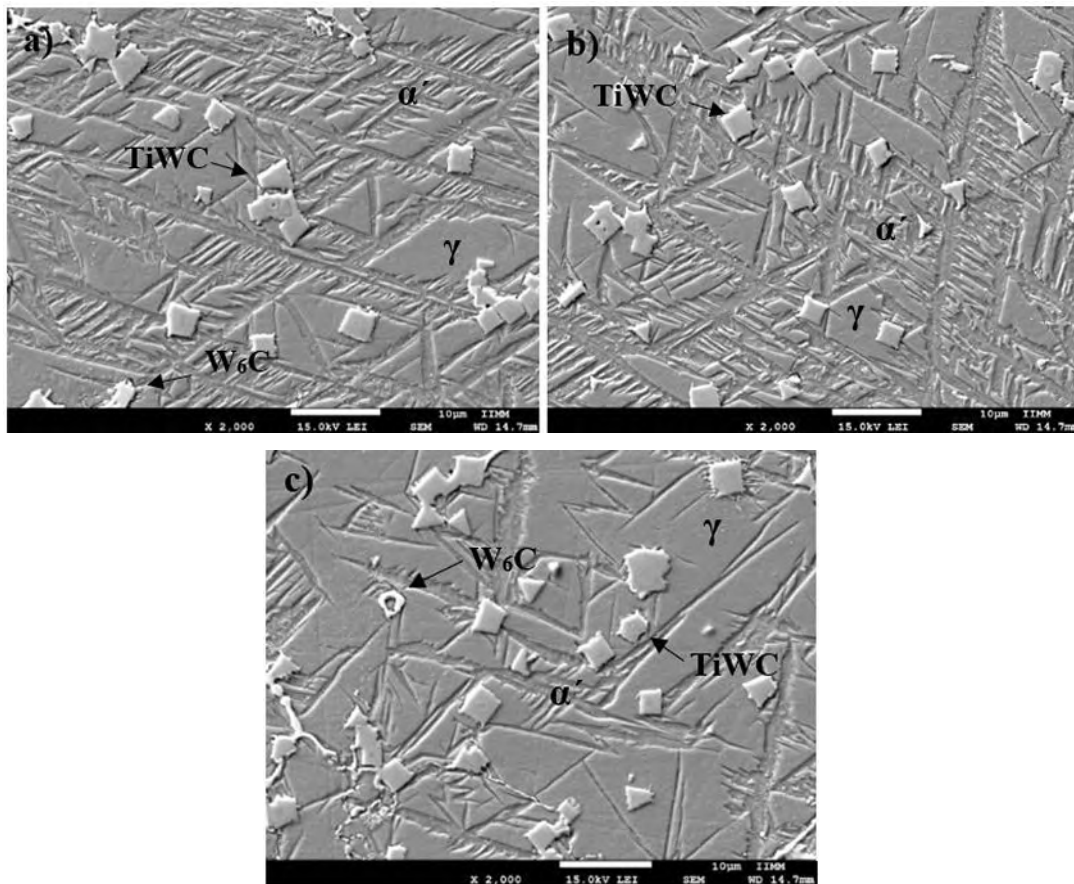


Figura 42. Microestructuras de la aleación 0.3Mn templadas desde a) 700, b) 750, y c) 950°C.

La temperatura de austenización de 700°C fue seleccionada como límite inferior de acuerdo a la simulación termodinámica, que indica que se tiene una matriz totalmente martensítica por encima de 700°C para los aceros con 0.3Mn. También es importante mencionar que mantener temperaturas por debajo de 700 °C provoca una descomposición parcial de la austenita en ferrita y carburo $M_{23}C_6$, con pequeñas cantidades de martensita de bajo carbono; lo cual es necesario evitar.

Además del carbono, los demás elementos de aleación también influyen en el contenido de martensita o la temperatura M_s . Por ejemplo, Wang y col. [159], reportaron un efecto análogo: altos contenidos de Ti y W provocan un desplazamiento de los rangos de transformación hacia la derecha en el diagrama. Además, se ha reportado [160] que el W disminuye la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s), aunque en menor medida que C, Mn, V, Cr, Ni y Mo. Esto concuerda con los resultados microestructurales observados al aumentar el W en la aleación 10Mn.

De acuerdo a F.V Guerra y col. [158], es bien sabido que los altos contenidos de Mn en los aceros impiden su susceptibilidad al endurecimiento mediante tratamiento térmico de temple, que es la principal vía para alcanzar la máxima dureza a través de la transformación martensítica. Esta es la razón por la que las aleaciones sin Mn fueron sometidas a tratamiento térmico de temple. Sin embargo, se evita una completa transformación martensítica debido a un alto contenido de Ni el cual estabiliza a la austenita.

Por otra parte, es necesario resaltar el efecto del elemento nitrógeno en la transformación martensítica. Evidentemente la adición de nitrógeno produce un refinamiento de la estructura martensítica como se observa en las fotomicrografías de la Figura 43, atribuido a una fuerza impulsora más grande o una mayor energía de activación para la transformación martensítica, según lo reportan Tschiyama y col. [161]. Estos autores encontraron una reducción en el ancho de las láminas de la fase martensítica con el aumento del contenido del C; este es un efecto indirecto del nitrógeno, ya que la presencia de este elemento incrementa la solubilidad de carbono en la fase austenita.

Esto concuerda con la estructura mostrada en la Figura 43; en el acero con 0.1%N, la matriz originalmente austenítica debió contener un mayor porcentaje de carbono.

Por otro lado, se observa también una transición de bloques grandes de martensita y austenita retenida a láminas de martensita más finas al añadir N. Estas láminas se forman en la periferia de las partículas de (TiW)CN, debido a que el C se consume al formar carbonitruros. Como resultado, se generan láminas de martensita dentro de la austenita retenida durante el proceso de enfriamiento.

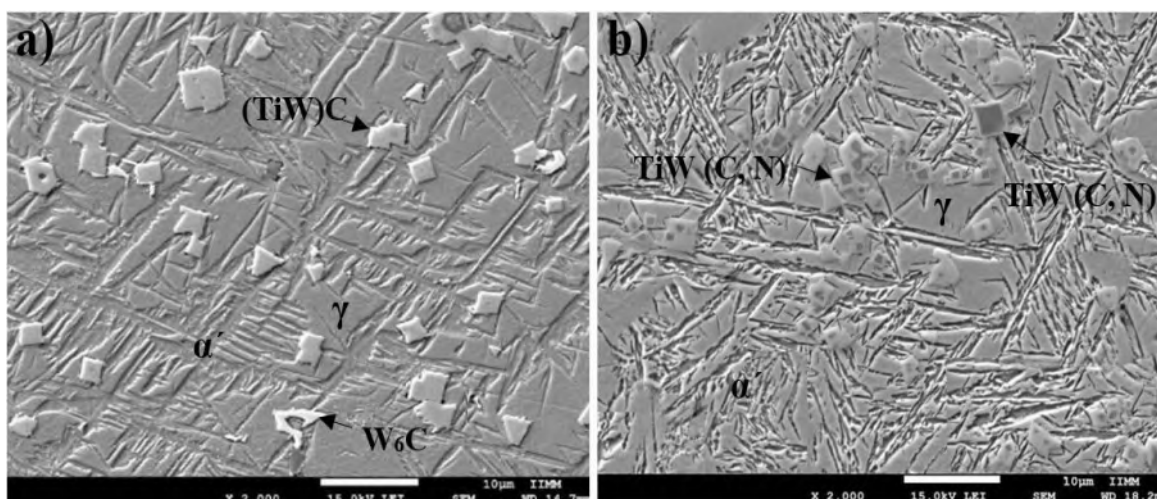


Figura 43. Microestructuras de la aleación a) 0.3Mn y b) 0.3Mn0.1N templadas desde 750°C.

9.5 Caracterización en condiciones de deformación en frío

Como las aleaciones con alto manganeso no son susceptibles a ser endurecidas por un tratamiento térmico, una alternativa para esto es someterlas a un proceso de deformación plástica en frío para generar endurecimiento por deformación. La Figura 44, muestra la microestructura de las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N después de ser deformadas en frío mediante compresión a un 50%. Las micrografías a) y b) corresponden al acero con 10%Mn; a bajas magnificaciones (a) pareciera que no se muestra un efecto evidente de deformación de la matriz, incluso para ese nivel de deformación no se observa descohesión entre los carburos y la matriz, es decir, los carburos fluyen de manera correcta con el flujo plástico de la matriz sin causar agrietamiento evidente. Sin embargo, a altas magnificaciones (b) se observa claramente en la matriz el efecto de la deformación plástica: la presencia de bandas de deslizamiento y la precipitación de carburos de tamaño nanométrico (unos 100 nanómetros).

Para el caso del acero 10Mn con adiciones de nitrógeno, a altas magnificaciones si es más evidente la deformación plástica, pero de la misma manera no hay evidencia de agrietamiento y los carburos fluyen con la matriz. A altas magnificaciones también se observan bandas de deslizamiento y precipitación de carburos de tamaño nanométrico. En este caso particular, la precipitación de partículas manométricas es evidentemente mayor que en el acero sin nitrógeno. Las bandas de deslizamiento se han observado en aceros bainíticos deformados en frío por el deslizamiento planar de dislocaciones y la precipitación de carburos de tamaño nanométrico también se ha observado en este mismo tipo de aceros y se ha explicado que la distorsión de la red por efecto de la deformación induce la precipitación de algunas fases, entre ellas, pequenísimos carburos [162] Al parecer, el N también contribuye a este fenómeno.

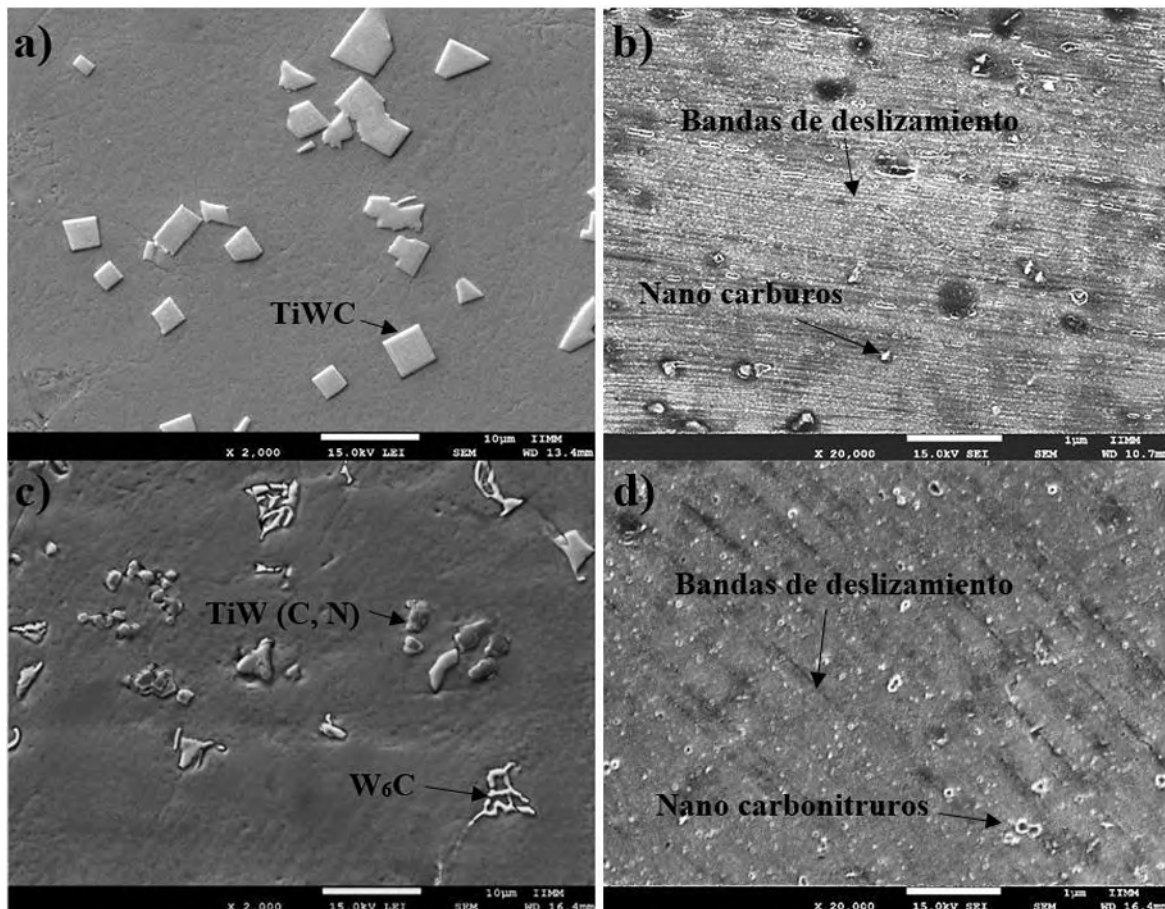


Figura 44. Microestructuras con 50% de deformación a, b) 10Mn, b, c) 10Mn0.1N.

La presencia de bandas de deslizamiento y la precipitación de carburos nanométricos han sido reportados por K. Amini y col. [163] en aceros alto manganeso sujetos a un intenso granallado. Ellos reportan un considerable incremento en la dureza y la resistencia al desgaste debido a la deformación plástica y la precipitación de los carburos nanométricos que se formaron a lo largo de las bandas de deslizamiento producto del granallado.

La Figura 45, muestra el patrón de difracción de rayos-X de la aleación 10Mn0.1N deformada en frío en donde se observa la presencia de fases como austenita en mayor volumen, martensita y carburo del tipo MC, a pesar que no se observó microestructuralmente un alto volumen de martensita ni la formación de maclas, a menudo se suelen observar en aceros austeníticos después del trabajo en frío.

Esta transformación pequeña de martensita ha sido observada por Karaman y col. [164], en un acero alto Mn y un acero Fe-Mn-Si-C: Ellos analizaron los efectos microestructurales de los mecanismos de deformación, así como los cálculos termodinámicos de la energía de falla de apilamiento, encontrando que durante la deformación existe una pequeña transformación martensítica causada por el deslizamiento de dislocaciones y, en menor medida, por maclaje, debido a la disminución en la energía de falla de apilamiento por la adición de Mn.

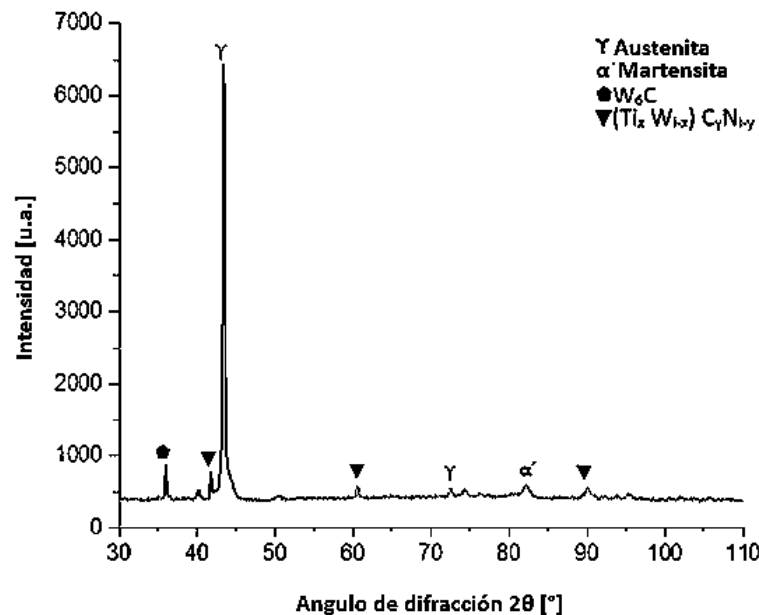


Figura 45. Difractograma de rayos-X de la aleación 10Mn0.1N en condiciones de deformación.

En el caso de las aleaciones del presente estudio, al tener alto contenido de Ni, que se sabe incrementa la energía de falla de apilamiento (SFE), la transformación ocurrió debido a la plasticidad inducida por microbandas (MBIP), un mecanismo de endurecimiento ampliamente reportado en aleaciones Fe-Mn-C por diferentes autores, que ocurre debido al deslizamiento de dislocaciones. Por ejemplo, Lu y col. [165], evaluaron la energía de falla de apilamiento en una acero inoxidable y una acero austenítico Fe-C-Ni, encontrando una transformación de fase durante la deformación debido a que las adiciones de Ni aumentaron la alta energía de falla de apilamiento; lo cual a su vez, disminuyó el movimiento de las dislocaciones durante la deformación, y al final del día esto causó un endurecimiento del material formando bandas de deslizamiento, a tal grado que estas produjeron una transformación martensítica.

La presencia de carburos (TiW)C dispersos y semi globulares en la condición de colada, junto con la capacidad de endurecimiento por deformación de estas aleaciones, representa una ventaja significativa para mejorar la tenacidad y resistencia al desgaste en esta condición. Esto elimina la necesidad de un tratamiento térmico, requerido en aceros de alta aleación debido a la presencia de una red de carburos en los límites de grano, que es perjudicial para las propiedades de tracción.

Como se pudo observar, la adición de Mn y N, promovió una reducción en el volumen de carburos y carbonitruros en las aleaciones, por lo que esto se puede ver repercutido en la dureza, debido a la baja dispersión de las partículas. Sin embargo, la adición de Mn promueve el endurecimiento por deformación en la austenita. De forma similar, la adición de N contribuye en el endurecimiento por solución sólida intersticial, disminuyendo la energía de falla de apilamiento (SFE) en el acero austenítico, como fue reportado por Kawahara y col. [162], en donde se evaluó el efecto de la adición de N, sobre las dislocaciones, en un acero inoxidable austenítico, encontrando un mayor movimiento de estas, endureciendo el material por la concentración de esfuerzos, además del mecanismo de endurecimiento por solución sólida intersticial. Estos mecanismos pueden contribuir en el incremento de la dureza como se verá a continuación.

9.6 Dureza de las aleaciones en condiciones de colada, tratadas térmicamente y deformadas en frío

Como se puede observar en la Tabla 7, la máxima dureza en condiciones de colada fue de la aleación 0.3Mn0.1N con 458 HV, la cual fue incrementada después del tratamiento térmico de temple desde 750°C a 597 HV, esto debido a que el volumen de carburos fue reducido hasta un 11%, lo cual es compensado con un incremento en el contenido de martensita, debido a que la formación de la fase carbonitruro (TiW)CN consume una cantidad significativa de C durante el crecimiento de estos, dando lugar a la formación de martensita fina.

Las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N no tuvieron efecto alguno mediante tratamiento térmico por temple, esto debido al alto contenido de Mn en peso, el cual aumenta la solubilidad del carbono en la austenita haciéndola más estable; sin embargo, una manera alternativa de incrementar la resistencia mecánica de estos aceros estas aleaciones fes generar un endurecimiento por deformación en frío. Es el caso del presente estudio, mediante compresión en frío.

La dureza de las aleaciones con 10%Mn, claramente muestran un incremento en los valores de dureza después del proceso de deformación como se observa en la Tabla 7.

Tabla 7. Dureza de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada, tratadas térmicamente y deformadas en frío.

Aleación	Dureza HV
0.3Mn	403
0.3Mn0.1N	458
0.3Mn TT	583
0.3Mn0.1N TT	597
10Mn	346
10Mn0.1N	435
10Mn deformada	599.24
10Mn0.1N deformada	621

En el caso de los aceros con bajo manganeso, la dureza va de 403 HV en condiciones de colada a 583 HV después del tratamiento térmico por efecto de una transformación martensítica; la presencia de nitrógeno también contribuye a un aumento en la dureza comparado con el acero sin nitrógeno. Para el caso de los aceros con alto manganeso, la dureza aumenta de 346 para el material colado a 599 HV para el material deformado en frío. En este caso, la presencia de nitrógeno también contribuye a un aumento en la dureza (de 435 HV para el acero colado a 621 HV para el acero deformado). En el caso de los aceros con alto manganeso deformados en frío, el incremento en dureza se atribuye a fenómenos característicos que ocurren en este tipo de aceros como la formación y movimiento de las dislocaciones, debido a la disminución de la energía de falla de apilamiento (SFE), este mecanismo de endurecimiento ha sido reportado en aceros Fe-Mn-C, como fue el caso de la investigación realizada por Song y col. [13], quienes realizaron un estudio en un acero austenítico alto Mn, en donde se encontraron que la energía de falla de apilamiento varía de acuerdo a la composición y la temperatura, y que esto influyen en los mecanismos de deformación. Microestructuralmente observaron la formación de maclas y una alta densidad de dislocaciones, lo que al final del día tiene un efecto significativo en la dureza, como ocurre frecuentemente en los aceros Hadfield.

Un fenómeno adicional que contribuye al aumento en la dureza en los aceros con alto contenido de manganeso después de la deformación, es la formación y precipitación de carburos nanométricos. Estos precipitados se observaron más pronunciadamente en el acero con adiciones de nitrógeno; su distribución en toda la matriz fue evidente (Figura 44 c y d). Este fenómeno de precipitación nanométrica es consecuencia de la deformación como ocurre y ha sido reportado en algunos aceros inoxidables deformados plásticamente.

Jining Li y col. [166], realizaron un estudio para evaluar el efecto de la temperatura sobre el fenómeno de cizallamiento adiabático y la evolución microestructural en un acero inoxidable 316L, encontrando que la deformación ocurre rápidamente y de forma localizada, generando un aumento de temperatura en la zona afectada sin que haya pérdida de calor al entorno, ocurriendo transformaciones localizadas microestructuralmente.

9.7 Ensayo de tensión de las aleaciones fabricadas

En la Figura 46, se presentan los resultados a tensión de los aceros en condición de colada y tratados térmicamente por medio de temple. De acuerdo a estos resultados los aceros 10Mn y 10Mn0.1N, presentaron una resistencia a la tracción de 658 y 647 MPa, respectivamente. Por otro lado, las aleaciones 0.3Mn y 0.3Mn0.1N, presentan valores de 632 y 611 MPa, respectivamente. Finalmente, las aleaciones 0.3Mn y 0.3Mn0.1N tratadas térmicamente, presentan valores de 577 y 508 MPa, respectivamente.

Los resultados microestructurales obtenidos en condiciones de colada y tras tratamientos térmicos explican el comportamiento mecánico observado en la Figura 46. En las aleaciones en estado de colada, como las aleaciones 10Mn y 0.3Mn, la presencia de carburos (TiW)C distribuidos en la matriz austenítica contribuye a una alta resistencia a la tensión (658 y 647 MPa, respectivamente). Sin embargo, la interconexión de estos carburos, particularmente en la aleación 0.3Mn con mayor volumen (9.93%), genera un decremento en la ductilidad. Esto se debe a que los carburos, aunque duros y resistentes, poseen baja tenacidad, actuando como sitios de concentración de esfuerzos y facilitando la nucleación de grietas bajo carga.

Se ha investigado en aceros austeníticos la formación de partículas duras y frágiles, como los carburos los cuales actúan como puntos de iniciación de grietas. La deformación plástica en la matriz es impedida por estas partículas, lo que lleva a una acumulación de dislocaciones y a una alta concentración de esfuerzos en la interfaz partícula-matriz, en donde el esfuerzo supera la resistencia a la fractura del carburo o la resistencia de la interfaz y propicia la nucleación de microgrietas [167].

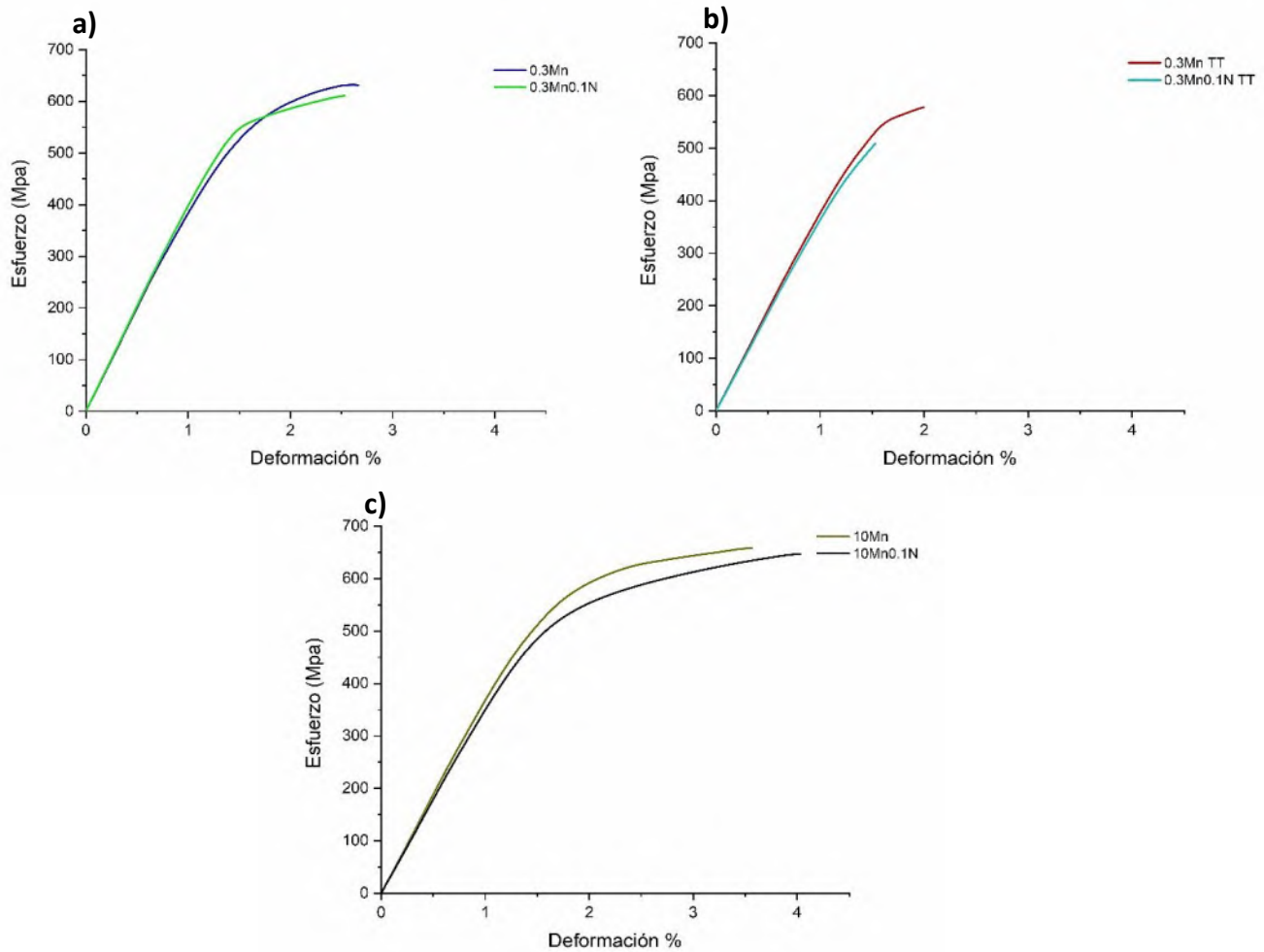


Figura 46. Curvas de esfuerzo vs deformación de las aleaciones fabricadas, a) 0.3Mn, 0.3Mn0.1N, b) 0.3Mn TT, 0.3Mn0.1N TT, c) 10Mn, 10Mn0.1N.

En las aleaciones tratadas térmicamente (0.3Mn y 0.3Mn0.1N templadas), los cambios microestructurales influyen directamente en las propiedades. Durante el temple, la disolución parcial de carburos W_6C reduce su contribución al endurecimiento, lo que explica la caída en resistencia (577 y 508 MPa). Además, la matriz austenítica, estabilizada por Mn y Ni, previene la formación de martensita en volúmenes significativos, manteniendo una estructura dominada por fases dúctiles, pero menos resistentes. La interconexión residual de carburos tras el tratamiento térmico sigue limitando la ductilidad, aunque en menor medida debido a su distribución más dispersa.

Gutierrez y col. estudiaron el comportamiento mecánico de un acero bajo Mn tratado térmicamente, mediante análisis microestructural en donde observaron cómo la deformación interactúa con la microestructura. Mostrando que, en una matriz martensítica de alta dureza, la presencia de partículas duras actuaron como un obstáculo para el movimiento de las dislocaciones siendo sitios para la nucleación de grietas, que es el primer paso para la fractura [168].

La adición de nitrógeno en las aleaciones 10Mn0.1N y 0.3Mn0.1N modifica la naturaleza de las fases duras, remplazando carburos por carbonitruros TiW(C,N). Estos carbonitruros, aunque más pequeños y homogéneos, presentan una menor interconexión en comparación con los carburos en las aleaciones sin N. Esto reduce ligeramente el efecto perjudicial sobre la ductilidad, sin embargo, esta precipitación extensiva consume los elementos microaleantes y el carbono de la solución sólida, lo que reduce la contribución de este mecanismo al endurecimiento total. Este fenómeno puede llevar a una resistencia final ligeramente inferior, ya que la ganancia por endurecimiento por precipitación no siempre compensa la pérdida por endurecimiento de solución sólida y otros mecanismos de transformación de fase, reflejándose en resistencias ligeramente inferiores 647 y 611 MPa, respectivamente [169].

La sinergia entre las fases presentes es crítica para las propiedades mecánicas finales. Por ejemplo, en la aleación 10Mn0.1N, la combinación de una matriz austenítica estabilizada por el Mn, endurecimiento por solución sólida intersticial debido al N y la presencia de carbonitruros dispersos genera un equilibrio entre resistencia y ductilidad. En contraste, en la aleación 0.3Mn0.1N, la menor estabilidad de la austenita y el volumen reducido de carbonitruros resultan en una menor capacidad para disipar energía, lo que agrava la pérdida de ductilidad sin compensar adecuadamente la resistencia.

Finalmente, la precipitación de carburos nanométricos a lo largo de bandas de deslizamiento observadas microestructuralmente ejemplifica cómo la interacción dinámica entre fases puede cambiar las propiedades. Aunque estos precipitados mejoran la resistencia mediante endurecimiento por dispersión, su distribución heterogénea en zonas de alta tensión localizada puede aumentar la fragilidad si no se controla la densidad y tamaño de las partículas.

Este fenómeno, junto con la retención de austenita y la posible transformación martensítica parcial, observando una sinergia entre mecanismos de endurecimiento y características microestructurales.

9.7.1 Análisis de la fractura por tensión de las aleaciones fabricadas

Las probetas deformadas en frío hasta llegar a la fractura se pueden observar en la Figura 47, el análisis fractográfico muestra, que cada aleación, presento diferentes patrones de fractura, esto debido a defectos o cavidades (micro rechupes interdendriticos).

El mecanismo de fractura predominante en estas aleaciones sucede cuando el deslizamiento de las dislocaciones es limitado por la alta energía de falla de apilamiento durante la deformación, por lo que en las microcavidades se van concentrando los esfuerzos con otras cavidades ya sea pequeñas inclusiones que favorecen la separación y ruptura. Este mecanismo se observa claramente en las aleaciones en condiciones de colada a) 0.3Mn, c) 10Mn y en menor medida para las aleaciones b) 0.3Mn0.1N y d) 10Mn0.1N respectivamente.

La fractura frágil observada en Figura 47 a) 0.3Mn y c) 10Mn, se atribuye a la interacción entre una matriz austenítica y carburos complejos (TiW)C y (W₆C de morfología alargada) los cuales cumplen un rol de concentradores de esfuerzo, además, su posición en la matriz, bordes de grano, facilitando el origen, nucleación y propagación de grietas en estas fases duras y frágiles. Aunque la austenita es intrínsecamente dúctil, su capacidad de deformación plástica se ve limitada por la presencia de carburos, que funcionan como barreras frágiles.

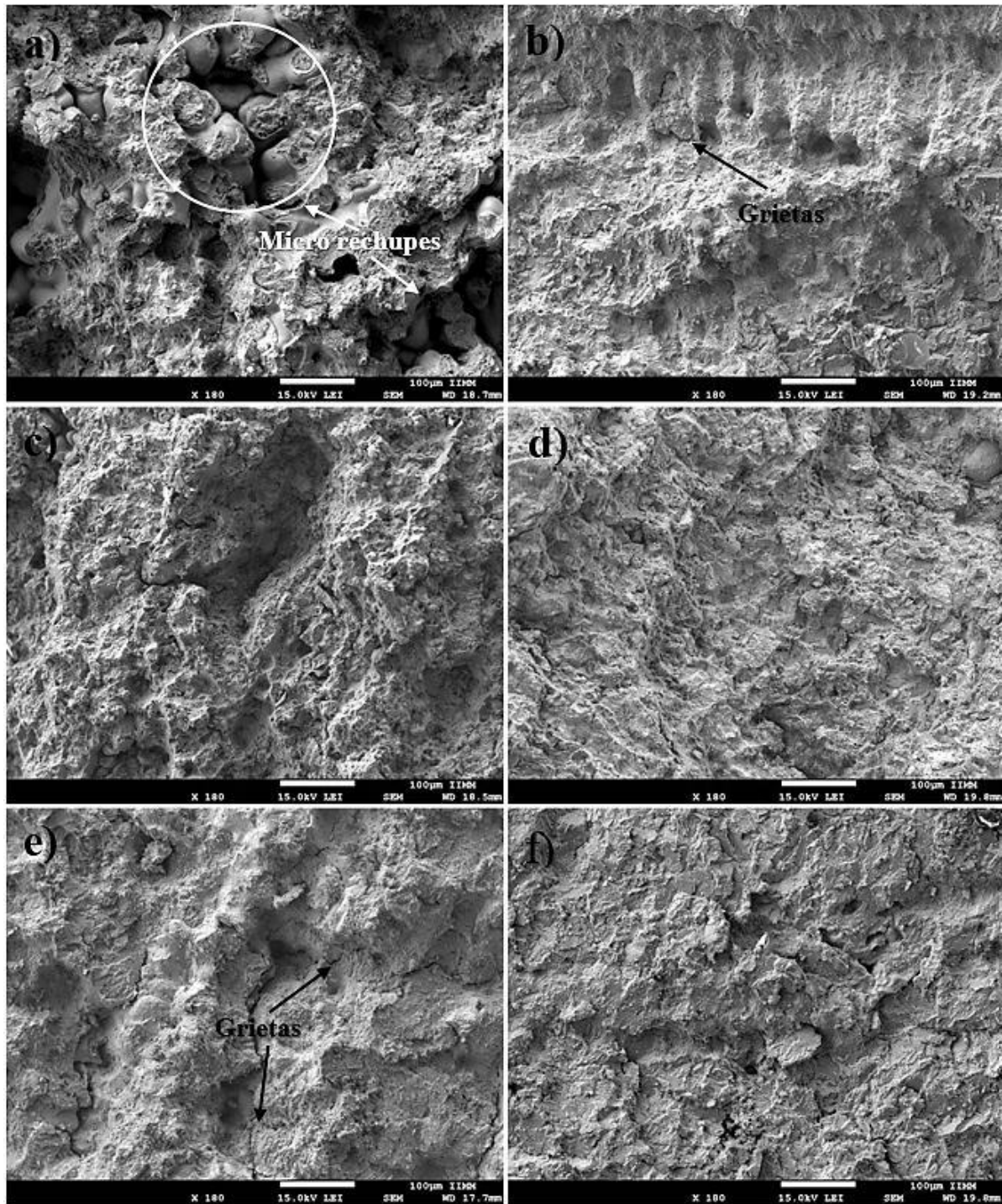


Figura 47. Fractografías de las aleaciones bajo estudio a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N, e) 0.3Mn TT, f) 0.3Mn0.1 TT.

Estos carburos, especialmente los de morfología alargada, tienden a localizarse en bordes de grano durante procesos como la solidificación o tratamientos térmicos, formando una red microestructural que debilita las interfaces intergranulares. Esto facilita la propagación de grietas a lo largo de los límites de grano, manifestándose en la fractografía como superficies intergranulares definidas.

En los análisis fractográficos de las aleaciones fabricadas se puede observar la fragilidad del material mediante la existencia líneas de fractura intergranular, como lo han reportado Wulpi y col. [170]; ellos reportaron fractográficamente en un acero alto carbono, que las fisuras se forman en una serie de regiones planas o bordes de grano que generalmente son facetados estando ligados a partir de grietas entre los granos, las cuales ocurren frecuentemente en la etapa inicial de la deformación debido al deslizamiento de los límites de grano, ocasionando una distorsión hasta alcanzar la falla en el material.

Adicionalmente, se detecta presencia de clivaje intergranular en áreas donde los carburos están distribuidos dentro de los granos. Estos carburos, debido a su alta dureza y fragilidad, fracturan mediante mecanismos de clivaje bajo carga, generando superficies planas y lisas.

La combinación de fractura intergranular y transgranular sugiere un mecanismo dual en donde las grietas se originan en los carburos localizados en bordes de grano, propagándose preferentemente por estas interfaces, pero también avanzan a través de los granos cuando encuentran carburos internos o regiones de matriz austenítica cuya tenacidad ha sido reducida. La geometría alargada de los carburos W_6C intensifica la fragilidad, ya que actúan como obstáculos que concentran esfuerzos y direccionan la propagación de grietas como se observa en la Figura 48. En conjunto, el fallo resulta de la sinergia entre una matriz austenítica incapaz de disipar energía plásticamente y una red de carburos que promueven la fractura frágil, dominando el modo intergranular como mecanismo principal [171].

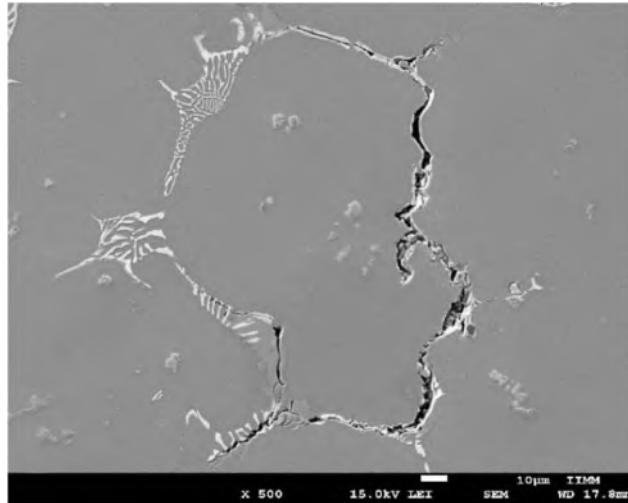


Figura 48. Microestructura de agrietamiento a lo largo del carburo W_6C .

Las fractografías de las aleaciones Figura 47 e) 0.3Mn TT y f) 0.3Mn0.1N TT muestran fracturas principalmente por clivaje transgranular, un tipo de rotura en el que las grietas atraviesan los granos siguiendo planos cristalográficos definidos. Este comportamiento coincide con los datos de tensión de la Figura 46, donde las aleaciones con menor resistencia fallaron por clivaje. Estos resultados son consistentes con estudios previos, como el de Chongming y col. [172], en aceros herramienta M2, que vincularon el clivaje en planos específicos con baja tenacidad y esfuerzos de fluencia reducidos. En las aleaciones analizadas, la resistencia a la tensión fue significativamente menor que el esfuerzo de fluencia teórico, lo que confirma su tendencia a fallos frágiles.

Microestructuralmente, ambas aleaciones presentan una matriz martensítica de baja ductilidad. La estructura laminar de esta martensita limita la deformación plástica, ya que el movimiento de dislocaciones se restringe al ancho de las láminas. Esta restricción genera tensiones localizadas en las zonas entre láminas, facilitando la formación de grietas como se observa en la Figura 49. Además, la presencia de carburos específicos como los carburos $(TiW)C$ y los carburos W_6C en la aleación 0.3Mn TT, junto con carbonitruros $TiW (C, N)$ en la aleación 0.3Mn0.1N TT, agrava la fragilidad.

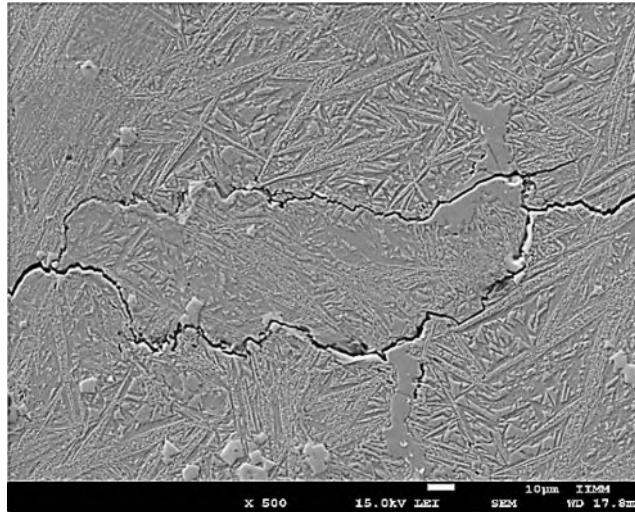


Figura 49. Microestructura de agrietamiento superficial a través de la matriz martensítica y de la interconexión de carburos.

Estos precipitados actúan como barreras rígidas, que concentran esfuerzos y guían el avance de las grietas mediante clivaje. Como se observó en Figura 48, los carburos alargados W_6C en la aleación 0.3Mn TT crean caminos preferenciales para la propagación de grietas, tal como se observa en las fractografías.

Los datos experimentales, junto con estudios comparativos, confirman que la presencia de carburos $(TiW)C$ y W_6C , así como carbonitruros $TiW (C, N)$, junto con la morfología laminar de la martensita, son factores determinantes en la pérdida de ductilidad y la rápida propagación de grietas. La estructura laminar limita la redistribución de esfuerzos, mientras que los precipitados frágiles actúan como sitios críticos para la nucleación y crecimiento de grietas [173, 174].

9.8 **Análisis de desgaste por deslizamiento block-on-disc, en condiciones de colada y tratadas térmicamente de las aleaciones fabricadas**

El comportamiento al desgaste de las aleaciones fabricadas se atribuye principalmente a la sinergia entre la microestructura de la aleación y propiedades mecánicas, por lo que se espera que al tener fases de alta dureza (matriz martensítica, carburos y carbonitruros) la resistencia al desgaste sea mayor, sin embargo, el comportamiento depende en gran medida al sistema tribológico y al mecanismo de desgaste que se presente.

9.8.1 Coeficiente de fricción

El coeficiente de fricción se midió en condiciones de deslizamiento en seco y temperatura ambiente, el cual fue monitoreado para cada ensayo, los valores de coeficiente de fricción para cada condición de ensayo se estabilizaron entre 10 y 20 m de distancia. En la Figura 50, se presenta el coeficiente de fricción en función de la carga aplicada (52 y 103 N), correlacionado con la dureza. Durante los ensayos por deslizamiento a una velocidad de 0.8 m/s y una distancia de 500 m, se observa que el coeficiente de fricción muestra variaciones en cada aleación lo cual evidencia el efecto de elementos aleantes como el N, el procesamiento del material mediante el tratamiento térmico y la variación del contenido de Mn sobre la microestructura final.

De acuerdo a la Figura 50, las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N, presentan un mayor coeficiente de fricción con respecto a las otras aleaciones bajo estudio, debido a la baja dureza de estas aleaciones, siendo 346 y 435 HV para 10Mn y 10Mn0.1N, respectivamente. Microestructuralmente estas aleaciones cuentan con un área de la fase carburo de 6.56 % para la aleación 10Mn y la fase carbonitruro 5.91% para la aleación 10Mn0.1N, ambas con una matriz austenítica (ver Figura 37). Así mismo, las aleaciones 0.3Mn y 0.3Mn0.1N presentan valores de coeficiente de fricción levemente menores en comparación a las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N. Estas aleaciones poseen una dureza de 403 y 458 HV, para 0.3Mn y 0.3Mn0.1N, respectivamente, y su microestructura consta de un área de la fase carburo de 9.93 y carbonitruro de 8.73%, sobre una matriz austenítica.

A diferencia de las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N que poseen mayores contenidos de Mn, se observan diferencias notables, la presencia de carburos (TiW)C, W₆C y carbonitruros TiW(C, N) esto es debido a la solubilidad de C en la austenita. Altos contenido de Mn estabilizan la fase austenítica, la cual incrementan la solubilidad del C, lo que genera menor disponibilidad de dicho elemento para la formación de carburos y carbonitruros que en sinergia con la fase austenita, incrementan la dureza del material.

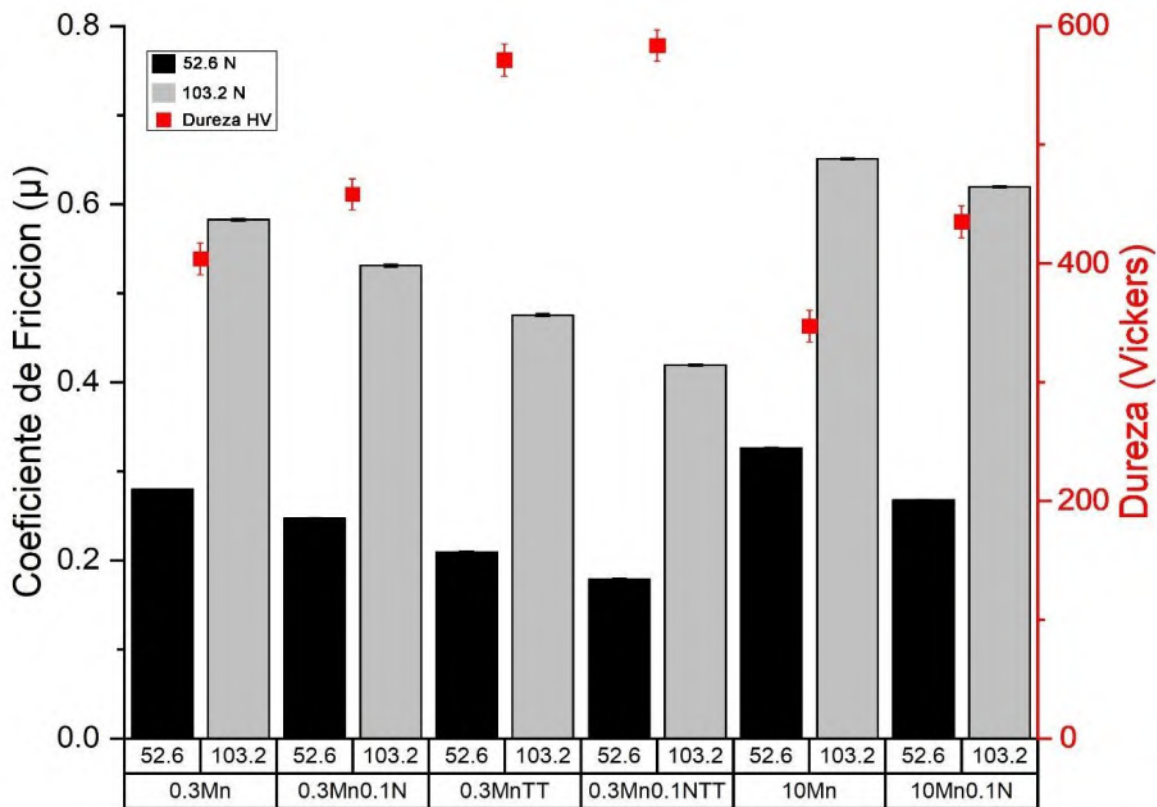


Figura 50. Coeficiente de fricción en función de la carga aplicada en relación con la dureza de las aleaciones fabricadas, en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

Por otro lado, las aleaciones 0.3MnTT y 0.3Mn0.1NTT al compararse con su condición sin tratamiento térmico, genera una matriz martensítica como resultado del tratamiento térmico de temple, en la cual la presencia de N favorece el refinamiento del tamaño de grano de martensita y precipitados de carburos (TiW)C, W₆C y carbonitruros TiW(C, N); lo cual, al final del día, aumenta la dureza de la aleación.

Este efecto de refinación de la estructura martensítica por la presencia de nitrógeno, ha sido bien documentado por Tsuchiyama y col. [161] en aceros de alto carbono y alto nitrógeno al compararlos con aceros de bajo contenido de estos elementos.

En el presente estudio se presentaron valores de 571 y 583 HV para 0.3MnTT y 0.3Mn0.1NTT, respectivamente; en comparación a los valores sin tratamiento térmico que son 403 y 458 HV, para 0.3Mn y 0.3Mn0.1N, respectivamente.

Lo anterior establece que la sinergia entre esta matriz martensítica y la presencia de carburos y carbonitruros generan valores más altos de dureza, lo que a su vez implica un menor coeficiente de fricción y muy probablemente una menor intensidad de desgaste. El efecto del nitrógeno en solución también es un parámetro importante a considerar o tomar en cuenta. Este elemento en solución endurece la matriz por solución sólida intersticial, además de actuar como un agente nucleante para la formación, precipitación y refinamiento de carbonitruros. En esta condición, se ha reportado el efecto directo de este elemento en la dureza y coeficiente de fricción en algunos aceros.

Por ejemplo, Linhu Tang y col. [175] determinaron la relación entre la dureza y el coeficiente de fricción en un acero D2 con una dureza de 51 HRC, donde observaron que a velocidades de deslizamiento entre 0.05 y 0.50 m/s, el coeficiente de fricción era más alto que en el mismo acero D2 tratado térmicamente con una dureza de 65 HRC; esto produjo coeficientes de fricción más bajos, por el incremento de dureza. Ellos argumentaron que la velocidad de deslizamiento modula significativamente esta interacción, por lo que el coeficiente de fricción puede aumentar gradualmente con el incremento de la velocidad de deslizamiento.

Adicionalmente Zhu y col.[161] estudiaron el efecto de la dureza, la variación en el coeficiente de fricción y el volumen desgastado de pares de fricción del acero 40CrNiMo y 18Cr2Ni4W mediante ensayo de deslizamiento, en condiciones sin lubricación y a temperatura ambiente. Sus resultados indicaron que el coeficiente de fricción fue menor en el acero 18Cr2Ni4W de mayor dureza 63 HRC. En contraste con el acero 40CrNiMo, de dureza 48 HRC, el coeficiente de fricción era relativamente menor.

En la mayoría de los ensayos de deslizamiento en seco entre metales, el principal mecanismo de desgaste que opera es la “oxidación”; bajo estas circunstancias, el desgaste está determinado por la formación y eliminación de fragmentos de la capa de óxido. La facilidad o dificultad de eliminación de dicha capa es parcialmente determinada por el grado de deformación que el material sufre por debajo de la superficie desgastada y entre menos deformación sufra el material, mas adherible es la capa de óxido o bien, más tiempo permanece sobre el sustrato. Y el grado de deformación, a su vez es función de la dureza, entre más duro el material, menos deformación sufre. En el desgaste oxidativo, un bajo coeficiente de fricción está asociado con una gruesa capa de óxido.

Siguiendo esta hipótesis de la relación de la dureza y el coeficiente de fricción, Romero y col.[176] investigaron el comportamiento al desgaste por deslizamiento en seco del acero inoxidable súper dúplex SAF 2507. En este estudio, se midió una dureza de 95.94 HRB para el SAF 2507, lo que representa aproximadamente un 9% más que la dureza de un acero inoxidable austenítico.

En aceros inoxidables, la ausencia del fenómeno de oxidación es esperada y el mecanismo de desgaste principal se presume puede ser por “adhesión” y en menor grado por “fatiga”. La mayor dureza se correlacionó con una mejor resistencia al desgaste para el SAF 2507, lo cual es consistente con el principio general de que el desgaste es inversamente proporcional a la dureza, como se establece en la ley de Archard. Los ensayos se realizaron en un tribómetro de bola sobre anillo, con velocidades de deslizamiento de 0.9 m/s y 2 m/s, y cargas normales de 9 N, 19 N y 29 N.

Los mecanismos de desgaste observados para el SAF 2507 fueron principalmente delaminación por el fenómeno de adhesión a alta velocidad, evidenciados por daños superficiales significativos, transferencia de material, deformación plástica y formación de grietas en las superficies de desgaste, de igual manera se realizó un estudio por Wahyu y col.[177], donde se evaluó el efecto del desgaste por deslizamiento de dos tipos de acero AISI 521, con una dureza de 60 HRC y AISI 316L, con una dureza de 45 HRC.

Observaron que el acero 521 tuvo un coeficiente de fricción bajo, entre 0.13 y 0.14, y teniendo una tasa de desgaste de $1.68 \text{ mm}^3/\text{Nm}$. Por otro lado, el acero 316L tuvo un coeficiente de fricción de 0.44, teniendo una intensidad de desgaste de $5.70 \text{ mm}^3/\text{Nm}$, y concluyendo que la dureza tiene una alta relación con el coeficiente de fricción.

9.8.2 Intensidad de desgaste

La Figura 51, muestra la intensidad de desgaste específico, que cuantifica la cantidad de material desgastado por unidad de distancia recorrida y por unidad de carga aplicada durante el proceso de deslizamiento entre dos superficies en contacto. Esta gráfica muestra que la aleación 0.3Mn0.1N TT tuvo un mejor comportamiento al desgaste bajo las cargas de 52 N y 103 N. Esto se debe a su alta dureza, la cual se logra gracias a diferencias microestructurales causadas por la adición de N, formando una fase de carbonitruro y también por el tratamiento térmico de temple, el cual permitió la transformación de la austenita a martensita.

La incorporación de N a la aleación 0.3Mn (resultando en 0.3Mn0.1N) elevó su dureza de 403 HV a 458 HV y esto redujo notablemente su intensidad de desgaste de 8×10^{-6} a $4 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/\text{Nm}$.

Por otro lado, en las aleaciones con alto contenido de Mn, la adición de N a la aleación 10Mn (formando 10Mn0.1N) incrementa su dureza de 346 HV a 435 HV y baja su intensidad de desgaste de 14 a $6 \text{ mm}^3/\text{Nm}$.

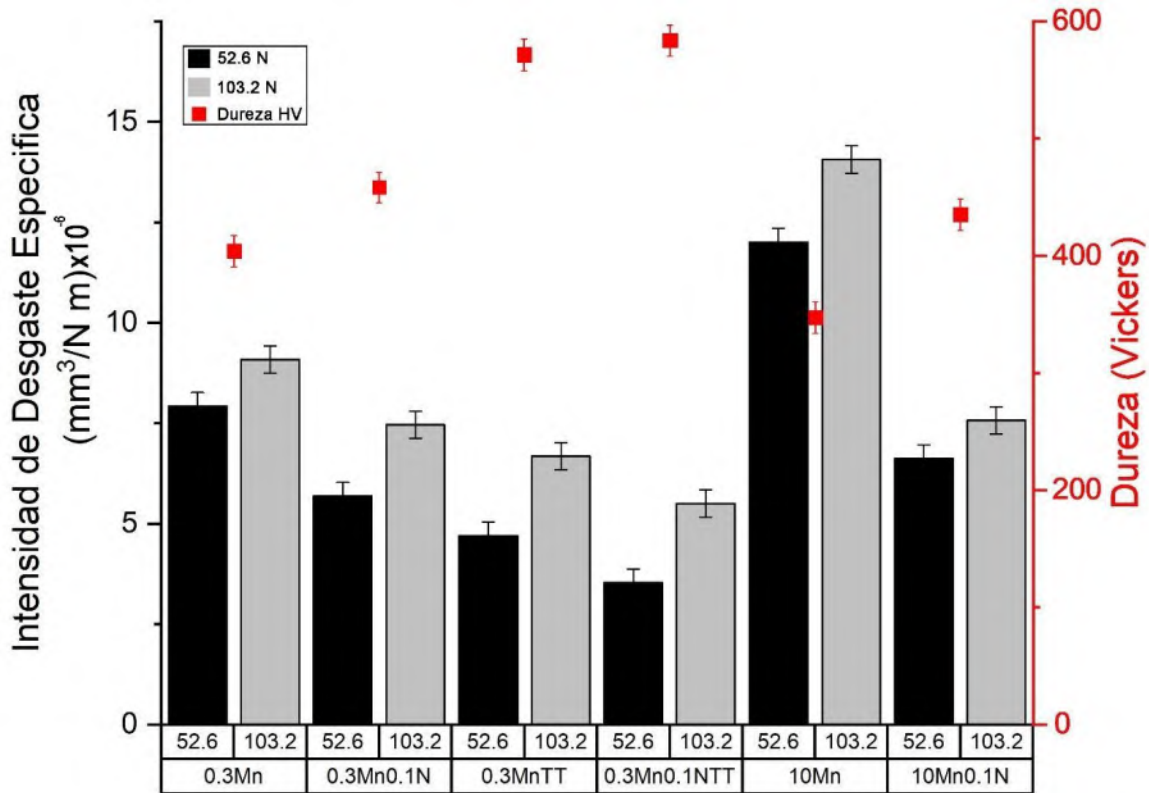


Figura 51. Tasa de desgaste en función de la carga aplicada comparada con la dureza de las aleaciones fabricadas.

El endurecimiento inducido por el N se atribuye principalmente a dos mecanismos fundamentales. En primer lugar, el N se disuelve en la matriz austenítica como un elemento intersticial, generando distorsiones en la red cristalina que dificultan el movimiento de las dislocaciones, un fenómeno conocido como endurecimiento por solución sólida. En segundo lugar, el N promueve la formación de carbonitruros, específicamente $\text{TiW}(\text{C}, \text{N})$.

Estos precipitados duros actúan como barreras adicionales al movimiento de dislocaciones, contribuyendo significativamente al aumento de la dureza.

En el caso de la aleación 0.3Mn0.1N, la presencia de carbonitruro, hace que el N no solo facilite la formación de nuevas fases precipitadas, sino que también influya en la morfología y distribución de los carburos existentes, generando endurecimiento de la matriz y así mismo, disminuyendo la intensidad de desgaste.

Las aleaciones 10Mn y 10Mn0.1N exhiben, en general, una mayor intensidad de desgaste en comparación con las aleaciones 0.3Mn y 0.3Mn0.1N, a pesar de compartir una matriz austenítica. Esta diferencia en el comportamiento al desgaste se atribuye directamente a la influencia del alto contenido de Mn en su microestructura. El Mn es un estabilizador de la fase austenítica y, en altas concentraciones, incrementa la solubilidad del C dentro de esta fase. El aumento de la solubilidad del carbono en la austenita tiene una consecuencia crucial: reduce la cantidad de carbono disponible para la formación de fases duras y endurecedoras como los carburos (TiW)C, W₆C y los carbonitruros TiW(C,N). Como resultado, la aleación 10Mn presenta un área de carburos significativamente menor (6.56%) en comparación con la aleación 0.3Mn (9.93%). Esta menor área de carburos conduce directamente a una menor dureza (346 HV para 10Mn) y, por ende, a una menor resistencia al desgaste. Incluso con la adición de N en la aleación 10Mn0.1N, el efecto del alto contenido de Mn persiste, limitando la formación de fases endurecedoras, aunque se observe una mejora en la dureza respecto a la aleación 10Mn.

Con base a lo anterior, se concluye que el N y el Mn poseen una influencia en la microestructura y, consecuentemente, en la resistencia al desgaste. Mientras que el N promueve el endurecimiento por solución sólida y la formación de carbonitruros, el alto contenido de Mn, al aumentar la solubilidad del carbono en la austenita, actúa de forma contraproducente al reducir la disponibilidad de carbono para la precipitación de estas fases endurecedora. Esta situación genera una competencia por el carbono entre su disolución en la matriz austenítica y su participación en la formación de precipitados.

La comparación de las aleaciones sometidas a tratamiento térmico (TT), 0.3Mn TT y 0.3Mn0.1N TT, con las aleaciones sin tratar térmicamente, 0.3Mn y 0.3Mn0.1N destaca la transformación por temple. La transformación de la matriz austenítica, a una matriz martensítica, es el factor más significativo en el aumento de la dureza de estas aleaciones. Por ejemplo, la aleación 0.3Mn TT alcanza una dureza de 571 HV, un incremento desde los 403 HV de la aleación 0.3Mn. De forma similar, la aleación 0.3Mn0.1N TT llega a 583 HV, partiendo de los 458 HV de la aleación 0.3Mn0.1N.

La martensita es una fase más dura que la austenita debido a su estructura cristalina tetragonal distorsionada. Esta estructura dificulta severamente el movimiento de las dislocaciones, lo que restringe la deformación plástica y, por ende, aumenta la resistencia del material a la penetración y al desgaste. La formación de esta fase es la principal responsable de la mejora observada en la dureza de las aleaciones tratadas térmicamente. En la aleación 0.3Mn0.1N TT, el N no solo contribuye al endurecimiento por solución sólida en la matriz, sino que también desempeña un papel crucial en el refinamiento del tamaño de grano de la martensita y de precipitados de carburos (TiW)C, W₆C y carbonitruros TiW(C,N).

Este refinamiento microestructural es importante, ya que una estructura de grano más fino y una distribución más homogénea de precipitados pequeños y duros aumentan la dureza y la tenacidad del material. La sinergia entre una matriz martensítica de alta dureza y la presencia de precipitados finos y bien distribuidos (cuya formación y refinamiento son favorecidos por el nitrógeno) es la clave del rendimiento de la aleación 0.3Mn0.1N TT. La dureza más alta (583 HV) de esta aleación se atribuye directamente en la menor intensidad de desgaste observada en el estudio.

Esto sugiere que no solo la presencia de fases duras, sino también su morfología, tamaño y distribución dentro de una matriz martensítica de alta dureza, son factores determinantes para tener una baja intensidad de desgaste.

Estudios como los de Ghanem y col. [178], respaldan que las modificaciones microestructurales, mediante la formación de carbonitruros y martensita mejora la microdureza (535 HV) y la intensidad de desgaste en aceros tratados térmicamente.

Investigaciones similares, como las de Ibrahim y col. [179], analizaron aceros martensíticos de alto carbono con carburos ricos en V y Cr, los cuales aportan alta dureza (700 HV) y contribuyen a una muy baja intensidad de desgaste n desgaste por deslizamiento en seco donde el principal mecanismo de desgaste es la oxidación, e incluso bajo condiciones de desgaste por abrasión.

En este estudio, el tratamiento térmico de la aleación 0.3Mn0.1N TT, (matriz martensítica con carbonitruros finos TiW(C,N)) mostró menor resistencia al desgaste que la aleación 0.3Mn TT (matriz martensítica con carburos (TiW)C más gruesos), aunque ambas exhibieron mejor dureza y resistencia a la deformación que las versiones sin tratamiento térmico. Estos resultados coinciden con trabajos previos,[180, 181], que destacan el potencial de los aceros martensíticos con carbonitruros para aplicaciones que requieren baja tasa de desgaste.

9.8.3 Superficie de desgaste

A continuación, se presentan las superficies de desgaste por deslizamiento. En ellas puede observarse el principal mecanismo de desgaste asociado al sistema tribológico siendo adhesión y oxidación. En la Figura 52, se observa la superficie de desgaste ensayada a 500 m con una velocidad de deslizamiento de 0.8 m/s. De acuerdo con la micrografía SEM, se aprecian zonas de óxido y surcos característicos de desgaste, generados por el desprendimiento de partículas duras del material actuando abrasivamente.

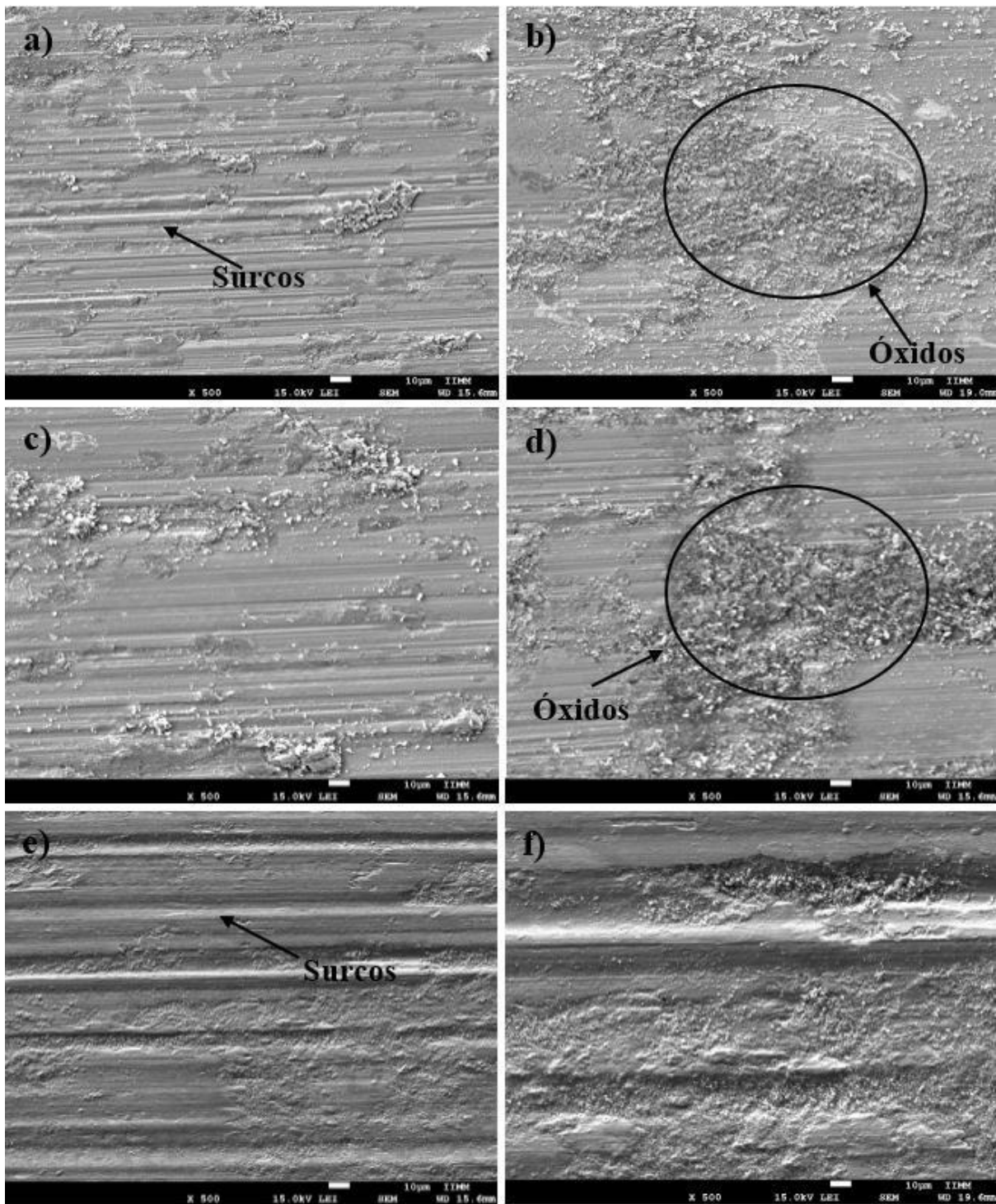


Figura 52. Superficie de desgaste de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 0.3Mn TT, d) 0.3Mn0.1N TT, e) 10Mn, f) 10Mn0.1N.

Las superficies de desgaste de las aleaciones Figura 52 b) 0.3Mn0.1N, d) 0.3Mn0.1N TT, f) 10Mn0.1N, se observa la presencia de una mayor zona de óxido, asociada comúnmente a un espesor grueso, la Figura 53, muestra el análisis de composición química en la capa formada la cual demuestra el sistema tribológico principal el cual es por oxidación. La formación de óxidos más densos y adherentes como magnetita (Fe_3O_4), reducen la penetración abrasiva, mejorando la resistencia al desgaste. Estas modificaciones explican no solo el mayor espesor observado, sino también la reducción del desgaste adhesivo al minimizar transferencia de material y la estabilidad térmica en condiciones severas [182].

Estudios de desgaste por deslizamiento en un acero austenítico [183] 18%Cr-18%Mn-2Mo-0.9%N, mostraron que el desgaste oxidativo aumentaba con cargas y velocidades más bajas, sin embargo al aumentar la carga y la velocidad por encima de 80 N, el contacto continuo de la contraparte con la superficie de la probeta de acero eleva la temperatura de la superficie, haciendo inestable la capa de óxido a alta temperatura, resultando en un aumento en la tasa de desgaste. La capa de óxido formada es entonces un factor importante en el desempeño de pares metálicos en contacto deslizante; W.M Rainforth y col. [184] encontraron en un hierro blanco alto Cr (17%), que los óxidos inducidos por fricción exhiben una excelente adhesión a la superficie, además de que el aumento en la cobertura de óxido en la superficie esta correlacionado directamente con una disminución en el coeficiente de desgaste, lo que indica un efecto protector.

Por otro lado A. Bedolla y col. [185] observaron que para cargas bajas (entre 50 y 100 N), el desgaste en los hierros blancos con alto contenido de cromo aleados con titanio se asoció con la formación de residuos de desgaste compuestos principalmente por Fe_2O_3 y partículas metálicas. Sin embargo, para cargas más altas (150–250 N), el comportamiento al desgaste mostró que los residuos de desgaste formados estaban formados por una mezcla de Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y partículas de carburo; indicando la fragmentación de los carburos eutécticos y consumidos en la capa de óxido que se forma.

Resultados como estos también fueron observados por Rainforth y col. [186] quienes mostraron una tasa de desgaste similar y baja con la adición de Si; esto se asoció con la formación de una película de óxido delgada (aproximadamente 3 μm) compuesta principalmente por Fe_2O_3 . A cargas más altas, el desgaste se volvió fuertemente dependiente de la microestructura, y se observó la formación de una película de óxido más gruesa que contenía tanto Fe_2O_3 como Fe_3O_4 .

Esto sugiere una evolución en la composición de la capa de óxido a medida que aumentan las condiciones de severidad del desgaste. A manera de resumen, estos autores indican que, si el material es duro, la obtención de una más gruesa capa protectora de óxido es más factible y la intensidad de desgaste será menor. También indican que la fragmentación de carburos en la zona más deformada de la superficie eventualmente es consumida por la capa de óxido, la cual queda también reforzada por partículas de carburos.

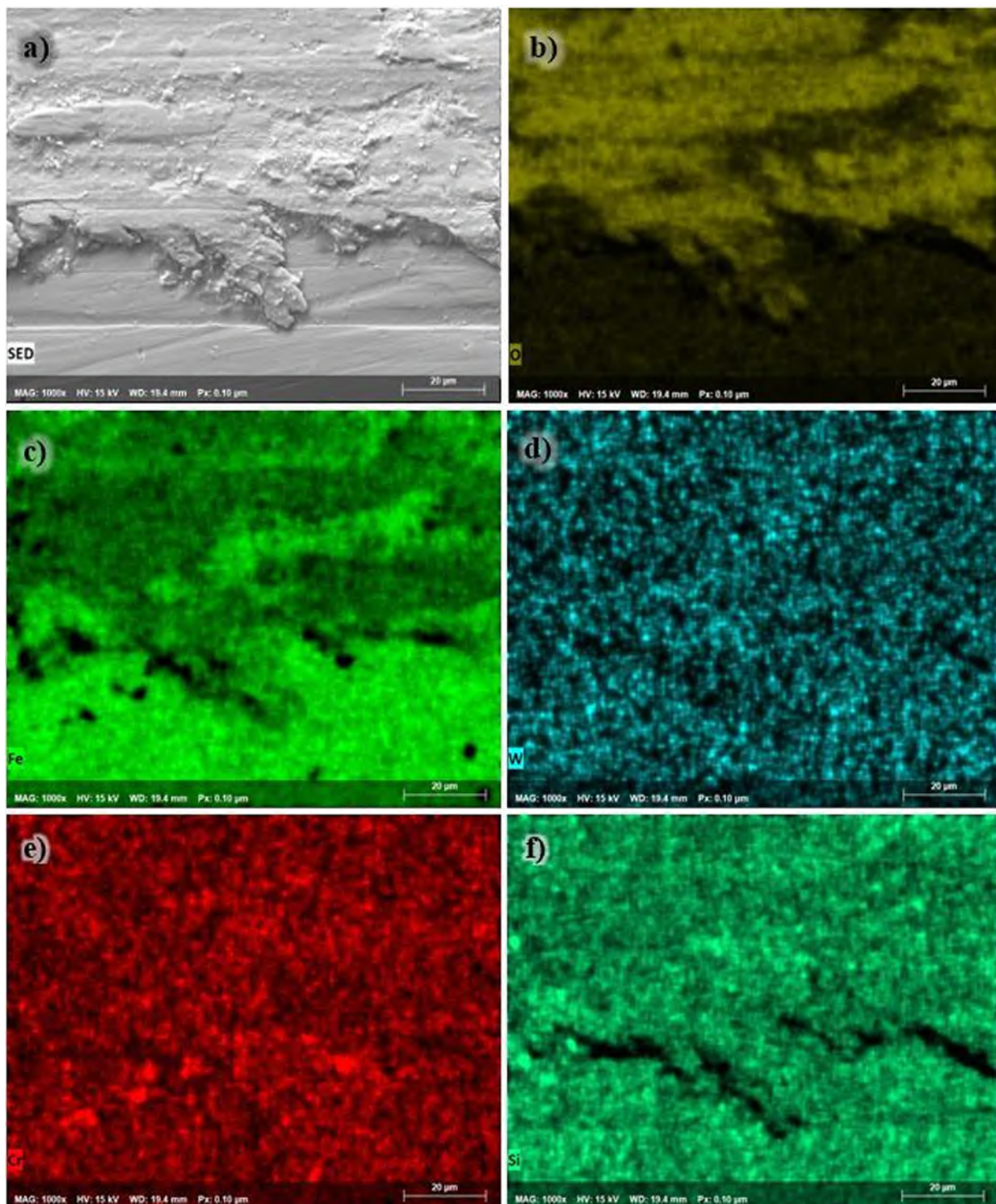


Figura 53. Análisis de composición química de la capa de óxido formada por el desgaste superficial.

9.8.4 Análisis de desgaste mediante perfilometría óptica

La generación digital de la superficie desgasta nos muestra la huella de desgaste y la topografía obtenida después del ensayo de desgaste. Con estas, es posible comparar el tamaño y profundidad de las huellas con la medición del volumen perdido en cada ensayo.

La Figura 54 muestra el volumen perdido y la dureza para las aleaciones experimentales en el presente estudio después de haber sido ensayadas posterior al ensayo de desgaste por deslizamiento. Claramente se observa la tendencia de que a mayor dureza menor volumen perdido tal como ocurrió con la intensidad de desgaste (Figura 51) y la explicación ya se discutió en ese apartado.

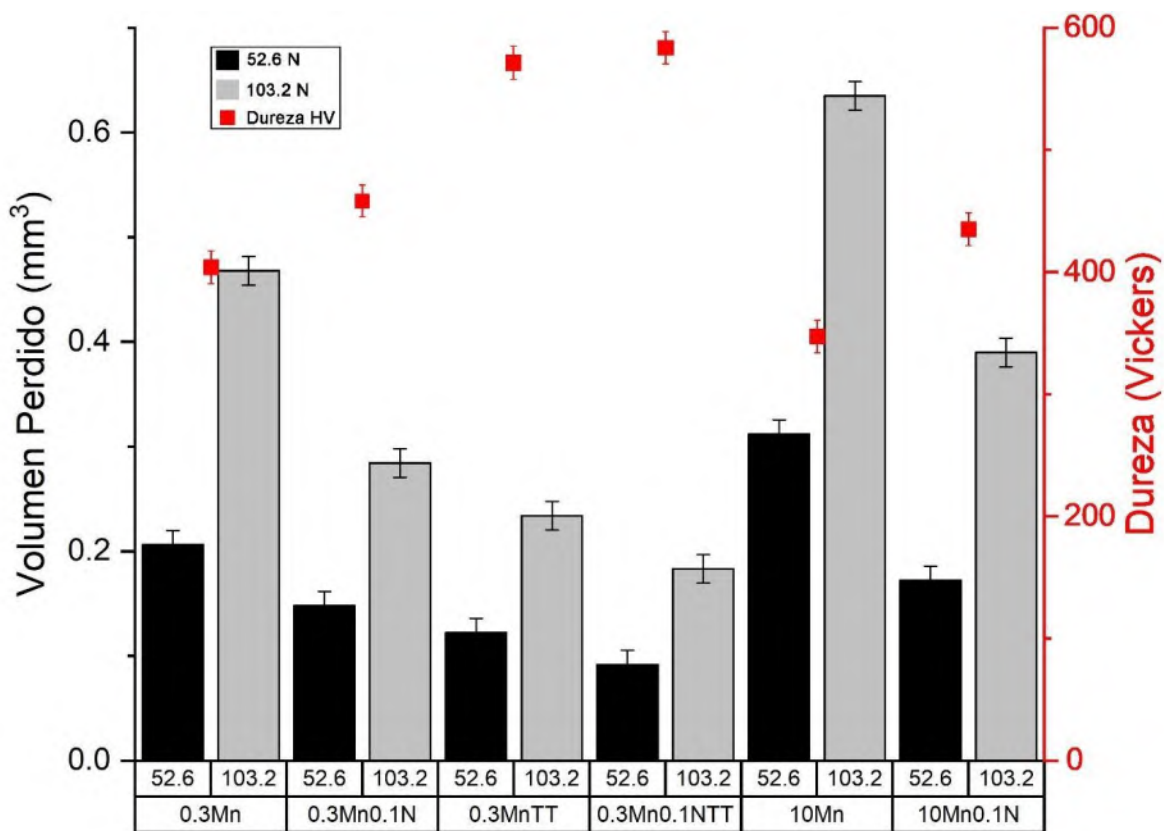


Figura 54. Volumen perdido durante el desgaste por deslizamiento en relación a la carga aplicada, comparada con la dureza de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

Por su parte las (Figura 55 y Figura 56), muestran las imágenes digitalizadas de las huellas de desgaste de las aleaciones en condiciones de colada, en donde se puede observar la comparación de las aleaciones (0.3Mn, 10Mn) y (0.3Mn0.1N, 10Mn0.1N), observando que la adición de N tuvo un efecto significativo en la profundidad y tamaño de la huella, observándose una menor pérdida de material; esto concuerda con la afirmación de que el efecto del N frente al desgaste oxidativo mejoro la respuesta del material al estar en constante deslizamiento bajo una carga aplicada, y manteniendo la capa de óxido, evitando así un continuo contacto metal-metal y disminuyendo el volumen de material perdido.

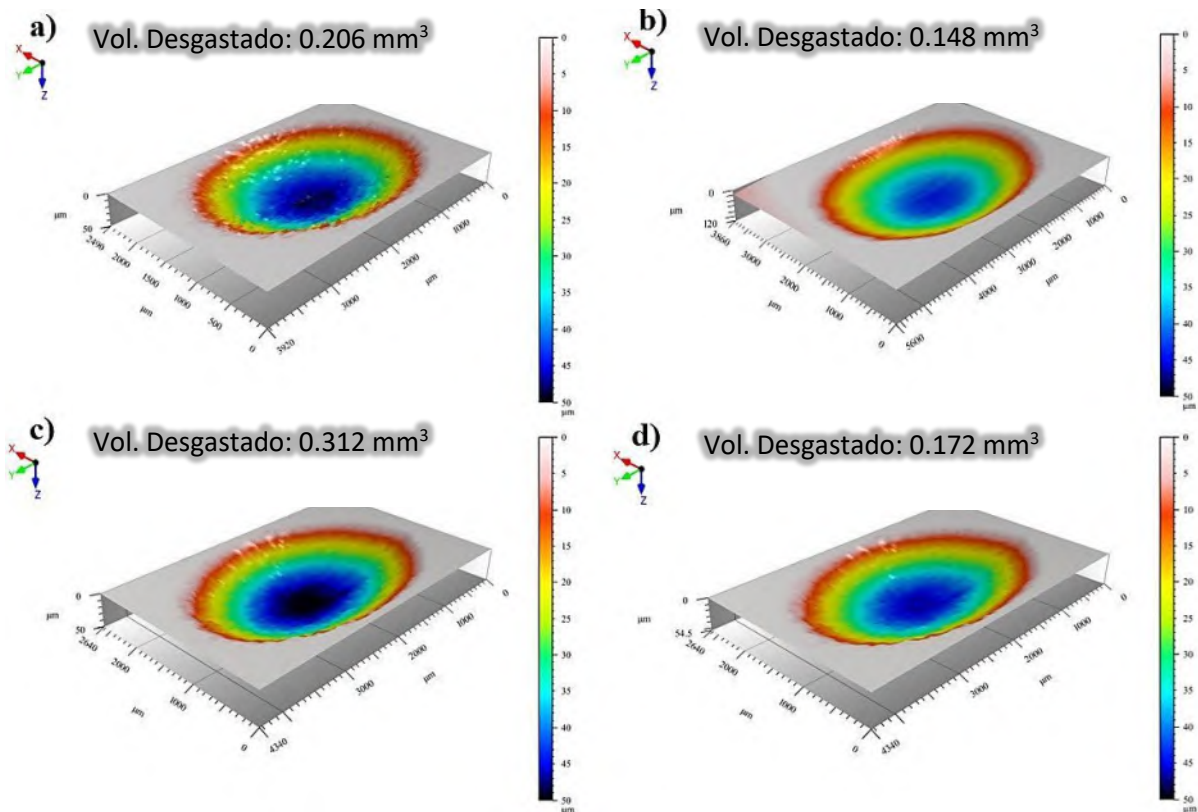


Figura 55. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 52N de carga de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.

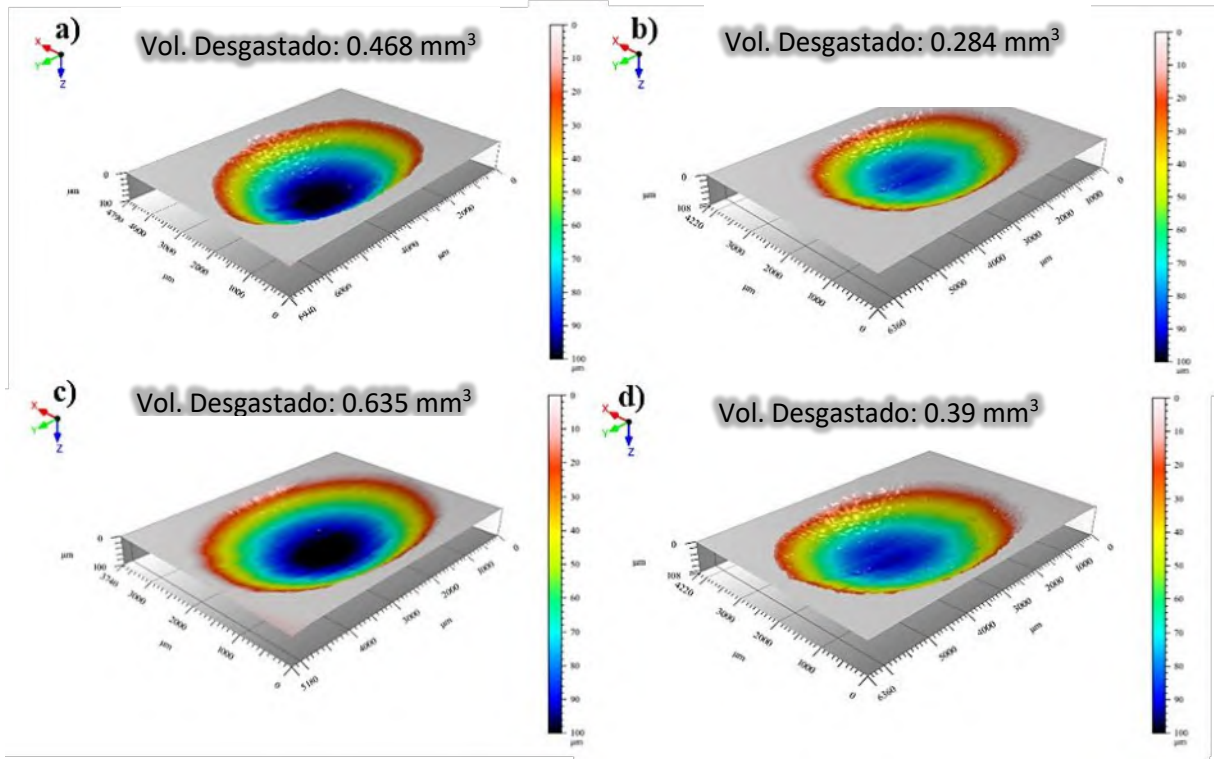


Figura 56. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 103 N, de las aleaciones a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 10Mn, d) 10Mn0.1N.

Las aleaciones de la Figura 57 con una carga de 52 N y Figura 58 con una carga de 103 N a) 0.3Mn TT y b) 0.3Mn0.1 TT), muestran un menor volumen de desgaste, esto relacionado a la dureza y fases presentes en la aleación, la sinergia entre una matriz martensítica compuesta con carburos (TiW)C y carbonitruros (TiW)C,N, hacen que el material tenga una disminución en la tasa de desgaste, teniendo una buena relación entre el volumen y carga aplicada con respecto de la distancia.

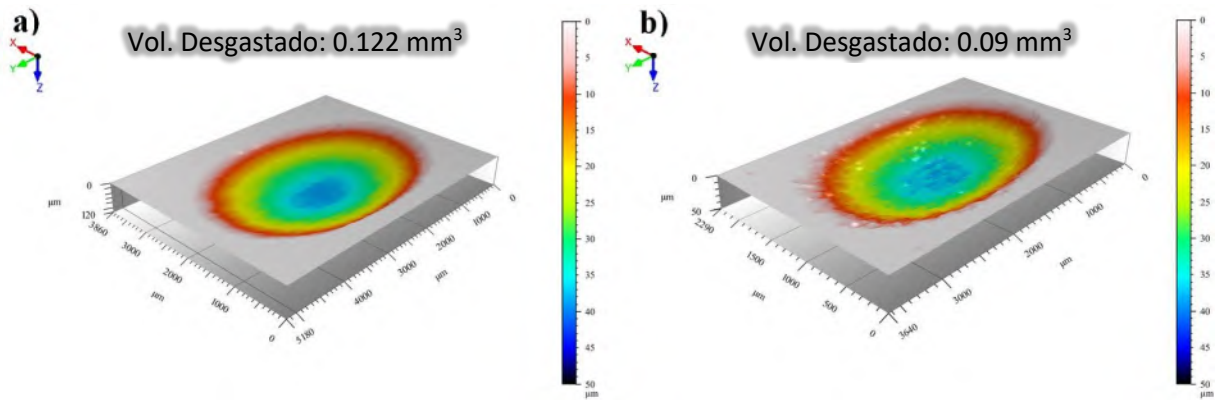


Figura 57. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 52N de carga, de las aleaciones tratadas térmicamente a) 0.3Mn TT, b) 0.3Mn0.1N TT.

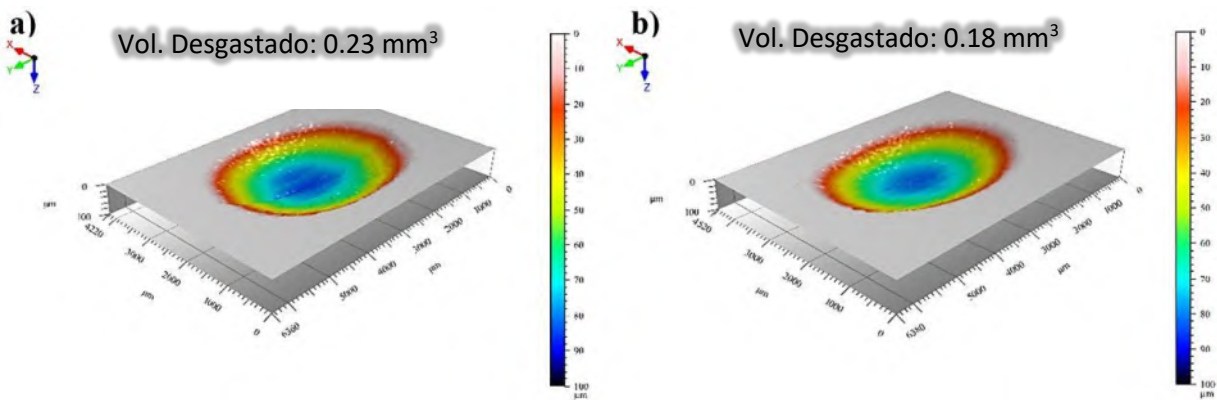


Figura 58. Imágenes digitales de perfilometría óptica de la superficie desgastada, con 103N de carga, de las aleaciones tratadas térmicamente a) 0.3Mn TT, b) 0.3Mn0.1N TT.

El efecto de tener una alta dureza en la matriz al tener carburos y carbonitruros de alta dureza, se ve reflejado en un coeficiente de fricción más bajo (ver Figura 50), teniendo una alta resistencia al desgaste por deslizamiento en seco, además la fracción de volumen de carburo, carbonitruro y espaciamiento entre los mismos, es una clave para tener una disminución en la tasa de desgaste. Andreas y col. [187] han demostrado que los carburos más pequeños, con menor interconexión entre sí, mejoran las propiedades de resistencia al desgaste en contacto deslizante de metales o aleaciones.

.

Las aleaciones fabricadas en el presente estudio no muestran una alta interconexión de los carburos $(\text{TiW})\text{C}$ y $\text{TiW}(\text{C}, \text{N})$ carbonitruros, con los carburos eutecticos W_6C , por lo que presentan un buen comportamiento frente a la resistencia al desgaste, de acuerdo a lo planteado anteriormente.

De la misma manera, en aleaciones donde se presenta la formación de carburos eutécticos, algunos investigadores [188], han determinado que un refinamiento del carburo eutéctico, mejora considerable te la resistencia al desgaste, lo cual se puede lograr mediante un tratamiento térmico de temple con un enfriamiento rápido, aumentando la nucleación, dificultando el crecimiento del carburo eutéctico.

.

9.8.5 Análisis microestructural de desgaste de la sección transversal

La resistencia de la matriz en conjunto con la fase carburo y carbonitruros de alta dureza en este tipo de aleaciones proporciona una buena resistencia al desgaste, sin embargo, existen ciertas características que pueden influir durante la deformación superficial. Durante la deformación superficial frente al desgaste, si se tiene una matriz suave y dúctil, esta tendrá a tener una mayor deformación plástica por debajo de la superficie, esto debido a la carga tangencial aplicada durante las pruebas de desgaste. Si se da la deformación sub-superficial, los carburos de alta dureza interconectados tendrán a agrietarse, y de mayor manera si estos carburos son finos y largos alineados perpendicularmente a las cargas tangenciales.

La deformación sub-superficial y el agrietamiento de carburos puede provocar el desprendimiento de los mismos en caso de no tener una buena cohesión matriz carburo, el desprendimiento de la fase carburo sobre la matriz tiende a desestabilizar la superficie, lo que promueve el desprendimiento de la capa de óxido formada, sin embargo al desprenderse la primera capa de óxido con el constante desgaste superficial y el calentamiento de la zona deformada da lugar a la formación de una nueva capa de óxido. Aunque se forme una nueva capa de óxido, si esta es delgada y frágil, esta tendría a desprenderse fácilmente provocando un aumento en el coeficiente de fricción a lo que corresponde a un mayor volumen de material desgastado.

La importancia de tener una buena relación entre una matriz de alta resistencia frente a cargas tangenciales, con carburos duros bien distribuidos, tendrá un buen comportamiento durante la deformación sub-superficial, además que la adherencia de la capa de óxido en la superficie de desgaste tendrá una mejor resistencia al desprendimiento, por lo que, con estas condiciones, la tasa de desgaste y el volumen de material perdido será menor.

La Figura 59 y Figura 60, muestran la microestructura mediante la sección transversal por debajo de la superficie desgastada de las aleaciones fabricadas en condiciones de colada y tratadas térmicamente.

La micrografía de la aleación, a) 0.3Mn, que tiene una dureza de 403 HV y un volumen perdido de 0.46 mm^3 , muestra una superficie deformada plásticamente, esta aleación presenta una matriz austenítica. Como resultado del desgaste por deslizamiento, se observa una deformación severa que facilita el desprendimiento de la capa protectora de óxido. Si esta capa de óxido se desprende fácilmente y de manera repetitiva se presentan periodos de contacto metal-metal mucho más largos que causan adhesión; esto se observa para las cargas de 52N y 103N.

La deformación plástica de la matriz austenítica también hace que exista una disminución en el soporte para los carburos, como $(\text{TiW})\text{C}$ y W_6C . Ha sido reportado ampliamente que uno de los papeles de la matriz es generar soporte a la fase carburo. Si la matriz es capaz de dar el soporte necesario a los carburos, el desgaste es menor cualquiera que sea el mecanismo. Si la matriz es suave y no le genera el soporte necesario a la fase carburo, si estos carburos son grandes, estos tenderán a agrietarse y posteriormente a fracturarse desestabilizando la sub-superficie y acelerando el desgaste. Si los carburos son pequeños, como es en el presente estudio, los carburos fluyen con la matriz, pero se presenta descohesión en la interface carburo-matriz, lo cual también desestabiliza la sub-superficie. Algunas investigaciones en hierros blancos alto Cr [189], han establecido que una matriz de alta dureza, es fundamental para prevenir la fractura y deslizamiento de carburos. Cuando la matriz cede plásticamente, las tensiones se concentran en las interfaces carburo-matriz, lo que provoca el desprendimiento y fractura de los carburos. Este mecanismo, puede ser análogo con lo ocurrido en la aleación 0.3Mn, donde el agrietamiento de los carburos sub-superficiales es una consecuencia directa de la deformación de la matriz.

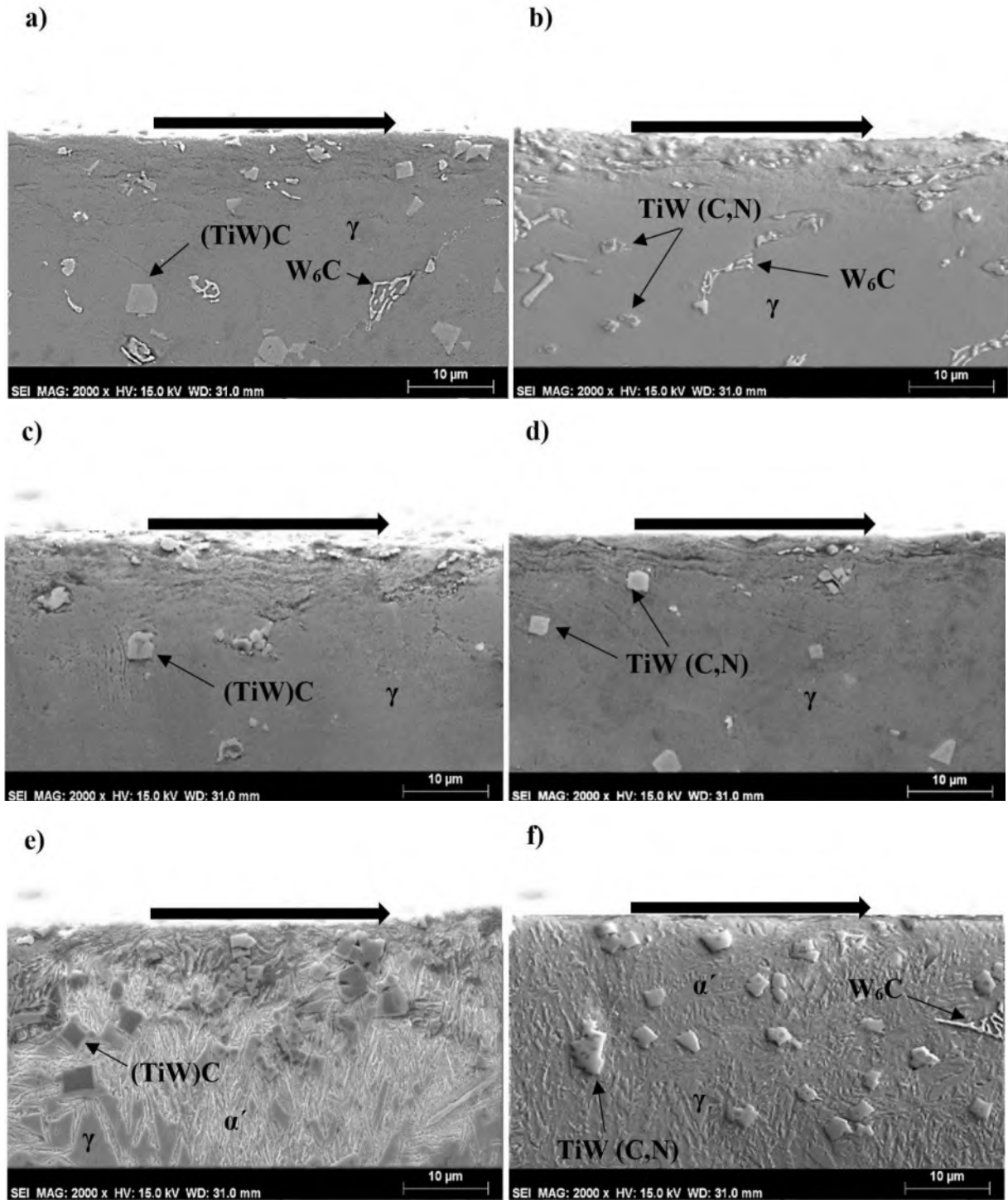


Figura 59. Micrografías de la sección transversal del desgaste por deslizamiento con una carga de 52 N, de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente, a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 0.10Mn, d) 0.10Mn0.1N e) 0.3Mn TT y f) 0.3Mn0.1N TT.

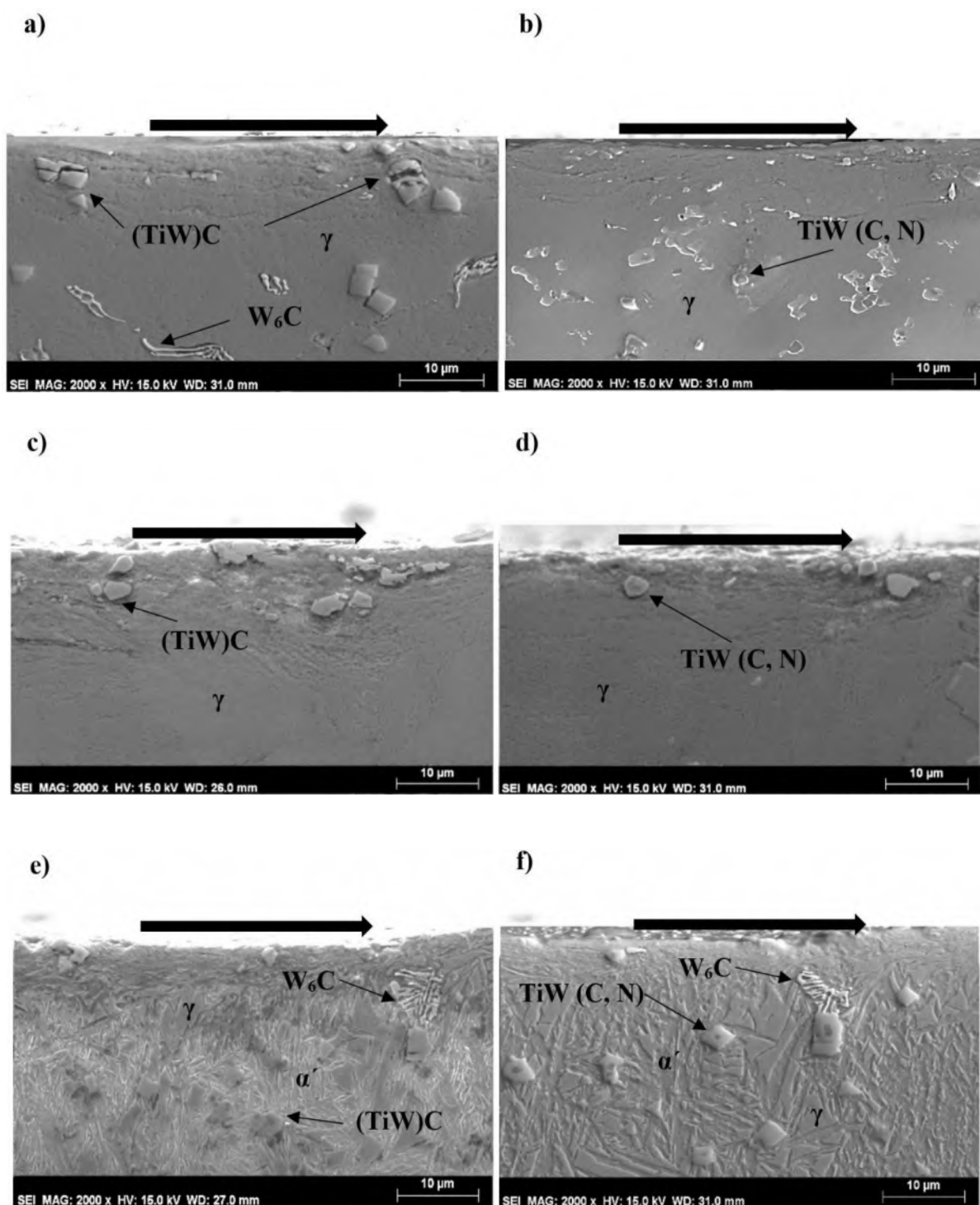


Figura 60. Micrografías de la sección transversal del desgaste por deslizamiento con una carga de 103 N, de las aleaciones en condiciones de colada y tratadas térmicamente, a) 0.3Mn, b) 0.3Mn0.1N, c) 0.10Mn, d) 0.10Mn0.1N e) 0.3Mn TT y f) 0.3Mn0.1N TT.

La micrografía de la aleación 60c) 10Mn, presenta una dureza de 346 HV, esta aleación presenta el mayor volumen de desgaste (0.63mm^3) a comparación con la aleación 0.3Mn, la causa de ese aumento en volumen material desgastado es atribuido al elemento Mn, el cual es un elemento estabilizador de la fase austenítica, aumentando la solubilidad del carbono en la austenita. Por lo que se redujo la cantidad de carbono disponible para la formación de la fase carburo (TiW(C) y W_6C), disminuyendo el área de carburos en la microestructura. La disminución de fases duras como los carburos en una matriz de baja dureza condujo a un aumento en la pérdida de material por el desgaste por deslizamiento. Estudios en aceros alto Mn [190], han demostrado que un alto contenido de este elemento de aleación es favorable para la tenacidad y endurecimiento por deformación, sin embargo para el estudio de esta aleación 10Mn, ha demostrado que el mecanismo de refuerzo principal para tener una buena resistencia al desgaste es la precipitación de carburos.

La micrografía de la aleación 60b) 0.3Mn muestra una reducción significativa en el volumen de desgaste (0.28 mm^3) en comparación con la aleación 0.3Mn sin N (0.46 mm^3). De manera similar, la aleación de la micrografía 60d) 10Mn0.1N muestra una mejora en el volumen de material desgastado (0.39mm^3), respecto de la aleación 10Mn (0.63 mm^3). La adición de N tiene un efecto de fortalecimiento en la aleación [191]. Por un lado, el N se disuelve en la austenita, endureciéndola mediante solución sólida de manera intersticial, aumentando la resistencia de la matriz frente a la deformación plástica, proporcionando un mejor soporte para las fases duras, por otro lado el N actúa como agente nucleante en la precipitación de partículas, en combinación con el Ti y el W, da lugar a la formación de carbonitruros TiW(C,N) , estos carbonitruros presentan una mayor dureza, lo que confiere a una mayor resistencia al desgaste como fases de refuerzo [192].

La aleación de la micrografía 60e) 0.3Mn TT, muestra una matriz martensítica, con una dureza de 571 HV, teniendo un volumen de desgaste de 0.23 mm^3 , la micrografía de esta aleación, muestra una sub-superficie con una menor deformación plástica que la observada en las aleaciones de matriz austenítica.

Este cambio se debe a que la martensita, es una fase dura y de alta resistencia, la cual proporciona un soporte rígido con alta resistencia a la deformación para los carburos (TiW)C y W₆C. Al tener una alta resistencia en la matriz, se elimina el mecanismo de fallo primario que dominaba en las aleaciones austeníticas. Los esfuerzos debido al continuo desgaste por deslizamiento se distribuyen de manera más uniforme por toda la superficie del material, evitando las concentraciones de tensión localizadas que de otro modo conducirían a la fractura de los carburos. Como sugieren Zum Gahr y col. [193], una matriz martensítica es superior para la resistencia al desgaste severo. El cambio significativo es la fase de la matriz, reduce el volumen de desgaste en más del 50%.

La micrografía de la aleación 60f) 0.3Mn0.1N TT, cuenta con una dureza 583 HV, y un volumen de desgaste 0.18 mm³, su microestructura muestra una superficie de martensita fina, superficial y sub-superficialmente presenta una alta resistencia al desgaste por deslizamiento, la adición de N a esta aleación tuvo un efecto de refinamiento de la matriz y a la fase carbonitruro TiW(C, N), lo que aumento tanto la dureza como la tenacidad. El nitrógeno que permanece en solución sólida en la martensita proporciona un fortalecimiento adicional. Finalmente, las fases de refuerzo son los carbonitruros TiW(C, N), que son más duros y estables que los carburos, ofreciendo una resistencia superior al desgaste severo. Adicionalmente, un mecanismo a menudo subestimado pero crítico, es la tribo-oxidación. El calentamiento por fricción en los contactos de las asperezas genera temperaturas y presiones que promueven la formación de una capa de óxido en la huella de desgaste. La composición y estabilidad de esta capa son cruciales. En estas aleaciones, la presencia de Fe y O favorecería la formación de óxidos estables como Fe₂O₃ y Fe₃O₄, que pueden actuar como una película protectora y lubricante, reduciendo el contacto directo metal-metal y disminuyendo la tasa de desgaste [194].

El comportamiento frente al desgaste abrasivo de las aleaciones estudiadas se ve determinado por una combinación de factores que contribuyen a mejorar su resistencia. La interacción entre el tipo de matriz, el refinamiento de la microestructura y la adecuada distribución y volumen de carburos o carbonitruros es crucial. Así mismo, se confirma que la dureza tiene una influencia directa y lineal sobre la resistencia a la deformación plástica.

10 CAPITULO V CONCLUSIONES

Caracterización en condiciones de colada

Las aleaciones fabricadas en condiciones de colada exhiben una microestructura que consiste en carburos y carbonitruros primarios embebidos en una matriz austenítica (γ). Las predicciones termodinámicas y el análisis por DRX confirman la presencia de esta matriz austenítica estable, sin evidencia de la fase ferrítica que había sido predicha por los cálculos termodinámicos en equilibrio.

Se encontró que la adición de 0.1% de Nitrógeno (N) ejerce un efecto significativo en los precipitados de refuerzo. En las aleaciones libres de N (0.3Mn, 10Mn), la fase de refuerzo principal es el carburo (TiW)C. En contraste, en las aleaciones que contienen N (0.3Mn0.1N, 10Mn0.1N), la fase primaria se convierte en el carbonitruto TiW(C,N). La adición de N actúa como un agente nucleante, lo que resulta en un mayor número de partículas de carbonitruto, más pequeñas y finamente distribuidas, en comparación con los carburos de las aleaciones sin nitrógeno.

Caracterización en condiciones de tratamiento por temple

Este tratamiento indujo una transformación de fase de la matriz austenítica, relativamente blanda, a una matriz martensítica más dura. En la aleación con nitrógeno (0.3Mn0.1N TT), el tratamiento resultó en una estructura de martensita más fina y refinada en comparación con la aleación sin N. Esto se atribuye a una mayor fuerza impulsora para la transformación y al consumo de carbono por parte de los carbonitruros.

Caracterización en condiciones de deformación por compresión

Por otro lado, las aleaciones con alto contenido de manganeso (10Mn y 10Mn0.1N), al no ser susceptibles al endurecimiento por temple, fueron sometidas deformación plástica severa indujo la cual indujo un notable endurecimiento por deformación.

El análisis microestructural reveló la formación de densas bandas de deslizamiento, identificando el mecanismo de endurecimiento como Plasticidad Inducida por Microbandas, lo cual es consistente con sistemas Fe-Mn-C de alta energía de falla de apilamiento. Un hallazgo crítico en estas aleaciones deformadas fue la precipitación de carburos nanométricos a lo largo de dichas bandas de deslizamiento, proporcionando un efecto de endurecimiento por dispersión adicional.

Propiedades mecánicas

Dureza

La dureza en estado de colada está directamente correlacionada con la fracción volumétrica de los precipitados. La aleación 0.3Mn0.1N (458 HV) es más dura que la 0.3Mn (403 HV) debido a la dispersión más fina de carbonitruros y al endurecimiento por solución sólida del N. El tratamiento de temple aumentó significativamente la dureza de las aleaciones con bajo Mn (0.3Mn TT: 583 HV; 0.3Mn0.1N TT: 597 HV), principalmente por la formación de la matriz martensítica. La compresión en frío elevó la dureza de las aleaciones con alto Mn (10Mn: 599 HV; 10Mn0.1N: 621 HV) debido a una combinación de endurecimiento por deformación y por precipitación.

Resistencia a la Tracción y Fractura

Las aleaciones en estado de colada exhibieron una resistencia a la tracción moderada (611-658 MPa) con una ductilidad muy limitada. Tras el tratamiento térmico, las aleaciones mostraron una disminución en la resistencia (508-577 MPa), atribuido a que la matriz martensítica frágil, combinada con la red preexistente de carburos, conduce a una falla prematura.

El análisis fractográfico reveló que la red de carburos primarios actúa como una ruta preexistente para la fractura frágil. En estado de colada, la fractura es predominantemente intergranular, iniciándose en los carburos. En las aleaciones tratadas térmicamente, el modo de fractura cambia a clivaje transgranular, con la grieta propagándose a través de los frágiles granos de martensita.

Resistencia al Desgaste

El análisis de las huellas de desgaste reveló que el mecanismo dominante es el desgaste oxidativo, donde se forma una capa triboquímica de óxidos de hierro en la superficie. En las aleaciones más blandas (0.3Mn, 10Mn), la deformación plástica sub-superficial provoca el desprendimiento de esta capa protectora, resultando en altas tasas de desgaste. Por el contrario, en las aleaciones más duras (ej. 0.3Mn0.1N TT), la matriz martensítica rígida resistió la deformación, mantuvo la integridad de la capa de óxido y, en consecuencia, exhibió una baja tasa de desgaste.

11 REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] R. Dabrowski, R. Edyta, and R. Dziurka, "The Microstructures and Hardness Analysis of a New Hypereutectoid Mn-Cr-Mo-V Steel," 58, Archives of Metallurgy and Materials, 2013.
- [2] R. Hossain, F. Pahlevani, and V. Sahajwalla, "Revealing the mechanism of extraordinary hardness without compensating the toughness in a low alloyed high carbon steel," *Scientific Reports*, vol. 10, no. 1, p. 181, 2020/01/13 2020.
- [3] S. H. Mousavi Anijdan and M. Sabzi, "The Effect of Heat Treatment Process Parameters on Mechanical Properties, Precipitation, Fatigue Life, and Fracture Mode of an Austenitic Mn Hadfield Steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 27, no. 10, pp. 5246-5253, 2018/10/01 2018.
- [4] M. D. Hecht, "Effects of Heat Treatments and Compositional Modification on Carbide Network and Matrix Microstructure in Ultrahigh Carbon Steels," Carnegie Mellon University, 2017.
- [5] M. X. Zhang and P. M. Kelly, "The morphology and formation mechanism of pearlite in steels," *Materials Characterization*, vol. 60, no. 6, pp. 545-554, 2009/06/01/ 2009.
- [6] G. Vander Voort, "Tool steels," *Metals Handbook*, vol. 9, pp. 256-272, 01/01 1987.
- [7] S. J. Rosenberg and T. G. Digges, *Heat Treatment and Properties of Iron and Steel* (no. 18-24). US Government Printing Office, 1960.
- [8] A. K. Srivastava and K. Das, "Microstructural and mechanical characterization of in situ TiC and (Ti,W)C-reinforced high manganese austenitic steel matrix composites," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 516, no. 1, pp. 1-6, 2009/08/15/ 2009.
- [9] W. Theisen, S. Siebert, and S. Huth, "Wear resistant steels and casting alloys containing niobium carbide," *steel research international*, vol. 78, no. 12, pp. 921-928, 2007.
- [10] F. V. Guerra, A. Zárate-Rangel, A. Bedolla-Jacuinde, G. Altamirano-Guerrero, and J. S. Pacheco-Cedeño, "Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron alloyed with V, W, and different Cr contents," *MRS Advances*, vol. 7, no. 33, pp. 1017-1021, 2022/12/01 2022.

- [11] S. Inthidech and Y. Matsubara, "Effects of carbon balance and heat treatment on hardness and volume fraction of retained austenite of semi-multi-alloyed white cast iron," *International Journal of Metalcasting*, vol. 14, no. 1, pp. 132-143, 2020.
- [12] H. Valdes-Vera, F. V. Guerra, A. Bedolla-Jacuinde, and J. S. Pacheco-Cedeño, "Development and characterization of a cast steel reinforced with primary carbides for high strength and severe wear applications," *MRS Advances*, vol. 8, no. 20, pp. 1139-1143, 2023/12/01 2023.
- [13] W. Song, T. Ingendahl, and W. Bleck, "Control of Strain Hardening Behavior in High-Mn Austenitic Steels," *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 27, no. 3, pp. 546-556, 2014/06/01 2014.
- [14] J. D. Yoo and K.-T. Park, "Microband-induced plasticity in a high Mn–Al–C light steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 496, no. 1, pp. 417-424, 2008/11/25/ 2008.
- [15] Y. Kawahara, R. Teranishi, C. Takushima, J.-i. Hamada, and K. Kaneko, "Effect of Nitrogen Addition on the Stacking-Fault Energies in Si-added Austenitic Stainless Steel," *ISIJ International*, vol. 61, no. 3, pp. 1029-1036, 2021.
- [16] X. Yuan, Y. Xiao, G. Wang, and L. Zhang, "TiN inducing ferrite nucleation based on the bcc-Fe/TiN interfaces formation at atomic scale by first-principles calculation," *Computational Materials Science*, vol. 197, p. 110570, 2021/09/01/ 2021.
- [17] W. D. Callister, *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. 2007.
- [18] M. F. D. R. H. J. Ashby, *Engineering Materials 2*. 1992.
- [19] R. Singh, "6 - Classification of steels," in *Applied Welding Engineering (Third Edition)*, R. Singh, Ed.: Butterworth-Heinemann, 2020, pp. 53-60.
- [20] R. Rafiu, *Examination of microstructure of High Carbon steel*. 2023.
- [21] T. M. K. t. Metals., *Classification of Carbon and Low-Alloy Steels*. 2001.
- [22] P. O. Selivanov, V. Khotinov, and O. Selivanova, "The Structure and Mechanical Properties of Low Carbon Steel after Controlled Rolling and Low-Temperature Treatment," *KnE Engineering*, vol. 1, p. 275, 04/15 2019.
- [23] O. Adedipe *et al.*, "Sustainable carburization of low carbon steel using organic additives: A review," *Sustainable Materials and Technologies*, vol. 38, p. e00723, 2023/12/01/ 2023.

- [24] S. O. Alharbi, S. Ahmad, T. Gul, I. Ali, and A. Bariq, "The corrosion behavior of low carbon steel (AISI 1010) influenced by grain size through microstructural mechanical," *Scientific Reports*, vol. 14, no. 1, p. 5098, 2024/03/01 2024.
- [25] J. l. maldonado, "Steels and applications," 1996.
- [26] L. Domenech. (2023). *Aceros aleados: Clasificación, propiedades y usos*. Available: <https://dimateria.com/metales/aceros-aleados>
- [27] C. Chen, B. Lv, X. Feng, F. Zhang, and H. Beladi, "Strain hardening and nanocrystallization behaviors in Hadfield steel subjected to surface severe plastic deformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 729, pp. 178-184, 2018/06/27/ 2018.
- [28] Z. Y. Liang, X. Wang, W. Huang, and M. X. Huang, "Strain rate sensitivity and evolution of dislocations and twins in a twinning-induced plasticity steel," *Acta Materialia*, vol. 88, pp. 170-179, 2015/04/15/ 2015.
- [29] O. Bouaziz, S. Allain, C. P. Scott, P. Cugy, and D. Barbier, "High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships," *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, vol. 15, no. 4, pp. 141-168, 2011/08/01/ 2011.
- [30] Z. Zhan *et al.*, "Effect of Manganese on the Strength–Toughness Relationship of Low-Carbon Copper and Nickel-Containing Hull Steel," *Materials*, vol. 17, p. 1012, 02/22 2024.
- [31] Y. Zou, H. Ding, Y. Zhang, and Z. Tang, "Microstructural evolution and strain hardening behavior of a novel two-stage warm rolled ultra-high strength medium Mn steel with heterogeneous structures," *International Journal of Plasticity*, vol. 151, p. 103212, 2022/04/01/ 2022.
- [32] C. W. Shao *et al.*, "A remarkable improvement of low-cycle fatigue resistance of high-Mn austenitic TWIP alloys with similar tensile properties: Importance of slip mode," *Acta Materialia*, vol. 118, pp. 196-212, 2016/10/01/ 2016.
- [33] J.-K. Kim and B. C. De Cooman, "Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe-xMn-0.6C-yAl TWIP steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 676, pp. 216-231, 2016/10/31/ 2016.

- [34] S. S. Sohn *et al.*, "Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels," *Acta Materialia*, vol. 100, pp. 39-52, 2015/11/01/ 2015.
- [35] Y. Zhang, N. R. Tao, and K. Lu, "Effect of stacking-fault energy on deformation twin thickness in Cu–Al alloys," *Scripta Materialia*, vol. 60, no. 4, pp. 211-213, 2009/02/01/ 2009.
- [36] S. Curtze, V. T. Kuokkala, A. Oikari, J. Talonen, and H. Hänninen, "Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels," *Acta Materialia*, vol. 59, no. 3, pp. 1068-1076, 2011/02/01/ 2011.
- [37] D. T. Pierce, J. A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, and J. E. Wittig, "The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation," *Acta Materialia*, vol. 100, pp. 178-190, 2015/11/01/ 2015.
- [38] M. H. Barati Rizi, M. Ghiasabadi Farahani, M. Aghaahmadi, J. H. Kim, L. P. Karjalainen, and P. Sahu, "Analysis of strain hardening behavior of a high-Mn TWIP steel using electron microscopy and cyclic stress relaxation," *Acta Materialia*, vol. 240, p. 118309, 2022/11/01/ 2022.
- [39] L. C. Casteletti, F. Fernandes, A. Lombardi, C. Picon, and G. Tremiliosi-Filho, "Corrosion resistance evaluation of precipitation hardening stainless steels with Nb," *Rem: Revista Escola de Minas*, vol. 63, pp. 91-95, 03/01 2010.
- [40] J. Rowe, "1 - Introduction: advanced materials and vehicle lightweighting," in *Advanced Materials in Automotive Engineering*, J. Rowe, Ed.: Woodhead Publishing, 2012, pp. 1-4.
- [41] H. Schnarr. (2024). *Características principales del acero inoxidable*. Available: <https://www.struers.com/es-ES/Knowledge/Materials/Stainless-Steel#main>
- [42] "Introduction," in *Metals for Biomedical Devices (Second Edition)*, M. Niinomi, Ed.: Woodhead Publishing, 2019
- [43] E. Elhachmi, "Tool steels," 2006, pp. 651-694.
- [44] A. Chaus and A. Kryshtal, "New insights into the microstructure of M2 high-speed steel," *Materials Characterization*, vol. 205, p. 113313, 09/01 2023.

- [45] L. Zheng, J. Lou, B. Yan, H. Ren, H. Li, and Z. Jiang, "Effect of Surfactant Tellurium on the Microstructure and Mechanical Properties of M42 High-Speed Steel," *ISIJ International*, vol. 63, pp. 1687-1696, 10/15 2023.
- [46] M. da Silva Junior, W. Silva, M. Neves, H. Goldenstein, and O. Filho, "Fracture Toughness of Vacuum Sintered AISI M3:2 High Speed Steels," *Materials Research*, vol. 26, 12/18 2023.
- [47] S. Hanson and S. Vadiraja, "Mechanical and Microstructural Behavior of Tempered CPM® 3V High-Density Sintered Tool Steel," *Crystals*, vol. 12, p. 1670, 11/19 2022.
- [48] A. S. Chaus and M. Dománková, "Unknown high-speed steel," *Materials Letters*, vol. 292, p. 129653, 2021.
- [49] W. Qiming and C. Guoguang, "precipitation mechanism of large carbides in M2 high speed steel," *Iron & Steel*, vol. 53, no. 1, pp. 65-71, 2018.
- [50] Z. Liu, H. Cao, X. Zheng, and B. Ma, "Research and application of high vanadium high speed steel," *Hot Working Technology*, vol. 43, pp. 23-26, 2014.
- [51] Z. Li, Y. Chen, X. Chen, H. Zhong, L. Li, and Q. Zhai, "Thermal simulation of carbide and macrosegregation in continuous casting M2 high-speed steel," *J. Iron Steel Res*, vol. 35, pp. 1228-1240, 2023.
- [52] X.-f. Zhou, D. Liu, W.-l. Zhu, F. Fang, Y.-y. Tu, and J.-q. Jiang, "Morphology, microstructure and decomposition behavior of M2C carbides in high speed steel," *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 24, no. 1, pp. 43-49, 2017.
- [53] K. Kamimiyada, S. Ishikawa, H. Miyahara, and Y. Konno, "Effect of MC type carbides on wear resistance of high wear resistant cast iron rolls developed for work rolls of hot strip mills," *isij international*, vol. 61, no. 10, pp. 2597-2604, 2021.
- [54] H. Ye, Q. Wang, B. Liu, Z. Li, X. Chen, and B. Feng, "Research on morphologies and stability of eutectic carbide in M2 high speed steel," *Hot Work. Technol*, vol. 51, pp. 83-85, 2022.
- [55] F.-x. Yin *et al.*, "Effect of melting rate on microsegregation and primary MC carbides in M2 high-speed steel during electros slag remelting," *China Foundry*, vol. 18, pp. 163-169, 2021.

- [56] L. Zheng, B. Yan, J. Lou, H. Li, and Z. Jiang, "Formation behavior of M₂C and M₆C eutectic carbides in M42 high-speed steel," *ISIJ International*, vol. 63, no. 2, pp. 294-302, 2023.
- [57] M. Boccalini, A. V. O. Corrêa, and H. Goldenstein, "Rare earth metal induced modification of γ -M₂ C, γ -M₆ C, and γ -MC eutectics in as cast M2 high speed steel," *Materials Science and Technology*, vol. 15, no. 6, pp. 621-626, 1999.
- [58] M. Boccalini and H. Goldenstein, "Solidification of high speed steels," *International Materials Reviews*, vol. 46, no. 2, pp. 92-115, 2001.
- [59] W. Kurz and R. Trivedi, "Rapid solidification processing and microstructure formation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 179-180, pp. 46-51, 1994/05/01/ 1994.
- [60] H. Fredriksson and T. Nylén, "Mechanism of peritectic reactions and transformations," *Metal Science*, vol. 16A, no. 6, pp. 283-294, 1982.
- [61] J. Yao, T. Man, Y. Liu, X. Zhu, and H. Dong, "Effect of continuous casting on segregation and carbide of M2 high speed steel," *China Metall*, vol. 33, pp. 77-84, 2023.
- [62] T. Zheng *et al.*, "Morphology transition of eutectic carbide assisted by thermoelectric magnetic force during the directional solidification of M2 high-speed steel," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 48, no. 7, pp. 885-892, 2021.
- [63] Y. Luo, H. Guo, and J. Guo, "Effect of cooling rate on the transformation characteristics and precipitation behaviour of carbides in AISI M42 high-speed steel," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 46, no. 7, pp. 698-704, 2019.
- [64] Y. Lin, H. Li, J. Ju, C. Jiang, Y. Lei, and H. Fu, "Effect of boron content on high-temperature oxidation resistance of B-bearing high-speed steel," *Surface Review and Letters*, vol. 27, no. 12, p. 2050023, 2020.
- [65] H.-g. Fu, X.-n. Liu, Y.-w. Yang, X.-l. Cheng, and Y.-h. Qu, "Effect of Heat Treatment on microstructure and properties of high boron-high speed steel," *Transactions of the Indian Institute of Metals*, vol. 71, pp. 2423-2432, 2018.
- [66] J. Chen *et al.*, "Design and Optimization of Heat Treatment Process Parameters for High-Molybdenum-Vanadium High-Speed Steel for Rolls," *Materials*, vol. 16, no. 22, p. 7103, 2023.

- [67] Z. Wu, Z. Chen, Y. Xiang, X. Wei, and J. Zhang, "Effect of small amount of Ca addition on microstructure and mechanical properties of high-boron high speed steel," *T Nonferr Metal Soc*, vol. 23, pp. 1289-1294, 2013.
- [68] S. Wei, Z. Jinhua, X. Liujie, and L. Rui, "Effects of carbon on microstructures and properties of high vanadium high-speed steel," *Materials & design*, vol. 27, no. 1, pp. 58-63, 2006.
- [69] K.-Z. Shao, S.-Z. Wei, R. Long, F. Ni, and T. Peng, "Effect of carbon on solidification process of high vanadium high speed steel," *Zhuzao Jishu(Foundry Technology)*, vol. 26, no. 11, pp. 1015-1019, 2005.
- [70] Y. Cao, Z. Zhao, C. Ma, and G. Li, "Precipitation behavior and elemental distribution of MC carbides in high carbon and vanadium high-speed steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 31, no. 6, pp. 4444-4458, 2022.
- [71] A. Chaus and Y. Porubski, "Effect of modifying tungsten additions on formation of primary structure of R6M5-type high-speed steel," *The Physics of Metals and Metallography*, vol. 113, pp. 1068-1078, 2012.
- [72] K. Frisk, J. Bratberg, and A. Markström, "Thermodynamic modelling of the M6C carbide in cemented carbides and high-speed steel," *Calphad*, vol. 29, no. 2, pp. 91-96, 2005.
- [73] J. Zhang, Z. Zhao, W. Wang, and Y. Wang, "Comparison of the microstructure of M2 steel fabricated by continuous casting and with a sand mould," *Metals*, vol. 9, no. 5, p. 560, 2019.
- [74] Y. Hao, R. Liu, and X. Xiong, "Effect of vanadium carbide on sintering properties and microstructure evolution of powder high speed steel," *Xibei Gongye Daxue Xuebao/Journal of Northwestern Polytechnical University*, vol. 38, no. 4, pp. 838-845, 2020.
- [75] Q. Xu, "Research on the Application of VN Alloy in High-Speed Steel. Master's Thesis," *Kunming University of Science and Technology, Kunming, China*, pp. 27-31, 2005.
- [76] S. Wang, Y. Chen, P. Pan, Z. Lin, and L. Zuo, "Influence of Co on the microstructure and mechanical properties of M42 high-speed steel," *Journal of Physics: Conference Series*, vol. 2393, p. 012033, 12/01 2022.

- [77] L. Li, "Study on the Effect of Cobalt Content on the Microstructure and Properties of M2 High-Speed Steel. Master's Thesis," *Kunming University of Science and Technology, Kunming, China*, pp. 20-21, 2021.
- [78] H. Moon, K. Lee, and H. Kwon, "Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W–Mo–Cr–V (–Co) system," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 474, no. 1-2, pp. 328-334, 2008.
- [79] G. O. Toptop, A. Kisasoz, and A. Karaaslan, "Effect of Alloying Elements on the Tooling Capabilities of High Speed Steels Fabricated by Powder Metallurgy," *Materials Testing*, vol. 55, no. 1, pp. 43-46, 2013.
- [80] F.-s. Pan, W.-q. Wang, A.-t. Tang, L.-z. Wu, T.-t. Liu, and R.-j. Cheng, "Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel," *Progress in Natural Science: Materials International*, vol. 21, no. 2, pp. 180-186, 2011.
- [81] W. Q. Wang, F.-S. Pan, L. Z. Wu, A.-t. Tang, and T. Liu, "Effect of silicon on the eutectic carbides in as-heated M2 high speed steel," *Chongqing Daxue Xuebao/Journal of Chongqing University*, vol. 34, pp. 44-49, 11/01 2011.
- [82] G. Pant, P. Sonia, and H. K. Sharma, "Investigation of the use of micro-alloy and As-Cast Microalloy steel in Automotive application," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1116, no. 1, p. 012018: IOP Publishing.
- [83] J. Klemm-Toole, J. Benz, S. W. Thompson, and K. O. Findley, "A quantitative evaluation of microalloy precipitation strengthening in martensite and bainite," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 763, p. 138145, 2019.
- [84] L. Zhang and T. Kannengiesser, "Influence of microalloy design on heat-affected zone toughness of S690QL steels," *Welding in the World*, vol. 62, pp. 339-350, 2018.
- [85] T. Taylor, G. Fournalis, and A. Clough, "Effect of carbon and microalloy additions on hot-stamped boron steel," *Materials Science and Technology*, vol. 33, no. 16, pp. 1964-1977, 2017.
- [86] W. Xiong *et al.*, "Hot deformation behavior of V–Ti microalloy Steels," *steel research international*, vol. 92, no. 1, p. 2000225, 2021.

- [87] H. Zhang *et al.*, "Correlation of wear resistance with carbides for Cr12MoV steel," *Shanghai Met*, vol. 43, pp. 42-49, 2021.
- [88] J. Wang, H. Shi, J. Yin, and J. Zhang, "Effect of alloy element on microstructure of spray forming ultra high carbon steel," *Shanghai Met*, vol. 33, pp. 37-40, 2011.
- [89] G. Erjun, S. Liang, and W. Liping, "Effect of Ce-Mg-Si and Y-Mg-Si nodulizers on the microstructures and mechanical properties of heavy section ductile iron," *Journal of Rare Earths*, vol. 32, no. 8, pp. 738-744, 2014.
- [90] P. Chen, Y. Liu, X. Ping, W. Li, and Y. Yi, "Influence mechanism of Y addition on microstructure, adsorbability, mechanical properties of as-cast high speed steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 863, p. 144520, 2023.
- [91] C. Labrecque and M. Gagne, "Ductile iron: Fifty years of continuous development," *Canadian metallurgical quarterly*, vol. 37, no. 5, pp. 343-378, 1998.
- [92] D. Franzen, B. Pustal, and A. Bührig-Polaczek, "Influence of graphite-phase parameters on the mechanical properties of high-silicon ductile iron," *International Journal of Metalcasting*, vol. 17, no. 1, pp. 4-21, 2023.
- [93] J. W. Soedarsono, T. P. Soemardi, B. Suharno, and R. D. Sulamet-Ariobimo, "Effects of carbon equivalent on the microstructures of thin wall ductile iron," *Journal of Materials Science and Engineering*, vol. 5, no. 3, p. 266, 2011.
- [94] Y.-W. Luo, H.-J. Guo, X.-L. Sun, and J. Guo, "Influence of the nitrogen content on the carbide transformation of AISI M42 high-speed steels during annealing," *Scientific Reports*, vol. 8, no. 1, p. 4328, 2018.
- [95] R. Hara, M. Yamamoto, G. Ito, K. Kamimiyada, I. Narita, and H. Miyahara, "Effect of nitrogen on the microstructure and hardness of high-carbon high-speed tool steel type alloys," *Materials Transactions*, vol. 57, no. 11, pp. 1945-1951, 2016.
- [96] H. Halfa, M. Eissa, K. El-Fawakhry, and T. Mattar, "Effect of nitrogen and niobium on the structure and secondary hardening of super hard high speed tool steel," *steel research international*, vol. 83, no. 1, pp. 32-42, 2012.
- [97] Y. Li, Q. Jiang, Y. Zhao, Z. He, and X. Zhong, "Influence of B on solidification structures of M 2 high speed steel," *Chinese Journal of Materials Research(China)*, vol. 13, no. 2, pp. 183-187, 1999.

- [98] Z. Yuan, Y. Jiang, L. Li, and J. Feng, "First-principles study on the phase stability and mechanical properties of boron carbides in boron-bearing high-speed steel," *Science of Advanced Materials*, vol. 10, no. 10, pp. 1475-1483, 2018.
- [99] V. Astini, Y. Prasetyo, and E. Baek, "Effect of boron addition on the microstructure and mechanical properties of 6.5% V-5% W high speed steel," *Metals and Materials International*, vol. 18, pp. 923-931, 2012.
- [100] U. Tewary *et al.*, "The origin of graphite morphology in cast iron," *Acta Materialia*, vol. 226, p. 117660, 2022.
- [101] D. Jiangtao, J. Zhiqiang, and F. Hanguang, "Effect of RE-Mg complex modifier on structure and performance of high speed steel roll," *Journal of Rare Earths*, vol. 25, pp. 259-263, 2007.
- [102] Z. Zhang, K. Chang, L. Chang, J. Chen, and F. Zheng, "Effect of Mg on carbides in M2 high speed tool steel," *J. Iron Steel Res*, vol. 31, pp. 1046-1052, 2019.
- [103] S. Kheirandish, "Effect of Ti and Nb on the formation of carbides and the mechanical properties in as-cast AISI-M7 high-speed steel," *ISIJ international*, vol. 41, no. 12, pp. 1502-1509, 2001.
- [104] A. Chaus, M. Bogachik, and P. Uradnik, "Structural transformations during heat treatment of W-Mo cast high-speed steel modified using titanium diboride," *The Physics of Metals and Metallography*, vol. 112, pp. 470-479, 2011.
- [105] H. Fu, Q. Xiao, J. Kuang, Z. Jiang, and J.-d. Xing, "Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe–B cast steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 466, no. 1-2, pp. 160-165, 2007.
- [106] L. Dobrzański, A. Zarychta, and M. Ligarski, "High-speed steels with addition of niobium or titanium," *Journal of materials processing technology*, vol. 63, no. 1-3, pp. 531-541, 1997.
- [107] S. Allain, J. P. Chateau-Cornu, and O. Bouaziz, "A Physical Model of the Twinning-Induced Plasticity Effect in a high Manganese Austenitic Steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 387, pp. 143-147, 12/01 2004.
- [108] C. Scott *et al.*, "Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels," *International Journal of Materials Research*, vol. 102, no. 5, pp. 538-549, 2011.

- [109] Y. K. Lee, S. J. Lee, and J. Han, "Critical assessment 19: Stacking fault energies of austenitic steels," *Materials Science and Technology*, vol. 32, no. 1, pp. 1-8, 2016/01/01 2016.
- [110] O. Grassel, L. Krüger, G. Frommeyer, and L. Meyer, "High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development – properties – application," *International Journal of Plasticity*, vol. 16, 12/31 2000.
- [111] L. Bracke, K. Verbeken, L. Kestens, and J. Penning, "Recrystallization Behaviour of an Austenitic High Mn Steel," *Materials Science Forum - MATER SCI FORUM*, vol. 558, pp. 137-142, 10/15 2007.
- [112] L. Bracke, L. Kestens, and J. Penning, "Transformation mechanism of α -martensite in an austenitic Fe–Mn–C–N alloy," *Scripta Materialia*, vol. 57, pp. 385-388, 2007.
- [113] M. A. C. Florez, M. N. d. S. Lima, W. S. Araújo, and M. J. G. d. Silva, "Characterization and comparative analysis of corrosion resistance of 4 high manganese steels models in aqueous solution of NaCl," *Materials Research*, vol. 22, p. e20190283, 2019.
- [114] J. Friedel, "Dislocations Pergamon Press," *New York*, p. 225, 1964.
- [115] S. Mahajan and D. Williams, "Deformation twinning in metals and alloys," *International Metallurgical Reviews*, vol. 18, no. 2, pp. 43-61, 1973.
- [116] I. Karaman, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov, and H. Maier, "The deformation of low-stacking-fault-energy austenitic steels," *Jom*, vol. 54, pp. 31-37, 2002.
- [117] E. Bayraktar, F. A. Khalid, and C. Levallant, "Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 147, no. 2, pp. 145-154, 2004.
- [118] S. Cotes, A. F. Guillermet, and M. Sade, "Phase stability and fcc/hcp martensitic transformation in Fe–Mn–Si alloys: Part II. Thermodynamic modelling of the driving forces and the MS and As temperatures," *Journal of alloys and compounds*, vol. 280, no. 1-2, pp. 168-177, 1998.
- [119] K. Renard, H. Idrissi, D. Schryvers, and P. Jacques, "On the stress state dependence of the twinning rate and work hardening in twinning-induced plasticity steels," *Scripta Materialia*, vol. 66, no. 12, pp. 966-971, 2012.

- [120] J. K. Kim, Y. Estrin, H. Beladi, S. K. Kim, K. G. Chin, and B. C. De Cooman, "Constitutive modeling of TWIP steel in uni-axial tension," in *Materials science forum*, 2010, vol. 654, pp. 270-273: Trans Tech Publ.
- [121] O. Bouaziz, "Strain-hardening of twinning-induced plasticity steels," *Scripta Materialia*, vol. 66, no. 12, pp. 982-985, 2012/06/01/ 2012.
- [122] W. Jian *et al.*, "Influence of secondary carbides precipitation and transformation on hardening behavior of a 15 Cr–1 Mo–1.5 V white iron," *Materials Characterization*, vol. 55, pp. 234-240, 09/01 2005.
- [123] A. M. El-Rakayby and B. Mills, "On the microstructure and mechanical properties of high-speed steels," *Journal of Materials Science*, vol. 23, no. 12, pp. 4340-4344, 1988/12/01 1988.
- [124] R. A. Mesquita, C. Barbosa, C. Gonçalves, and A. Slaviero, "Effect of hardening conditions on mechanical properties of high speed steels," *International Heat Treatment and Surface Engineering*, vol. 5, no. 1, pp. 36-40, 2011.
- [125] F. Pan, P. Ding, S. Zhou, M. Kang, and D. V. Edmonds, "Effects of silicon additions on the mechanical properties and microstructure of high speed steels," *Acta Materialia*, vol. 45, no. 11, pp. 4703-4712, 1997/11/01/ 1997.
- [126] S. Z. Qamar, "Effect of heat treatment on mechanical properties of H11 tool steel," *Journal of Achievements in materials and manufacturing engineering*, vol. 35, no. 2, pp. 115-120, 2009.
- [127] M. Zamani, H. M. Ghasemi, and H. Mirzadeh, "Effect of Variation of Martensite with a Constant Carbon Content on Mechanical Behavior and Sliding Wear of Dual Phase Steels," *Tribology Letters*, vol. 70, no. 3, p. 73, 2022/06/06 2022.
- [128] I. Hilerio, "Comparison in Abrasion Resistance Between Hardened 8620 Steel and Coated by Ti/TiN," in *Proceedings of the 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing*, Cham, 2016, pp. 1871-1877: Springer International Publishing.
- [129] A. Razaq *et al.*, "Improvements in Wear and Corrosion Resistance of Ti-W-Alloyed Gray Cast Iron by Tailoring Its Microstructural Properties," (in eng), *Materials (Basel)*, vol. 17, no. 10, May 20 2024.

- [130] B. Białobrzaska and R. Jasiński, "Resistance to Abrasive Wear with Regards to Mechanical Properties Using Low-Alloy Cast Steels Examined with the Use of a Dry Sand/Rubber Wheel Tester," (in eng), *Materials (Basel)*, vol. 16, no. 8, Apr 12 2023.
- [131] X. Hao *et al.*, "Enhancing dry sliding wear resistance of high-Mn austenitic steel by adding N," *Wear*, vol. 562-563, p. 205635, 2025/02/15/ 2025.
- [132] J. Hardell, S. Hernandez, S. Mozgovoy, L. Pelcastre, C. Courbon, and B. Prakash, "Effect of oxide layers and near surface transformations on friction and wear during tool steel and boron steel interaction at high temperatures," *Wear*, vol. 330-331, pp. 223-229, 2015/05/01/ 2015.
- [133] R. Breganon, F. Arieta, and G. Pintaude, "Sliding Wear Behavior of WP7V Tool Steel with Different Hardnesses Under Reciprocating Test Rig," *Lubricants*, vol. 12, no. 12, p. 453, 2024.
- [134] F. H. Stott, "The role of oxidation in the wear of alloys," *Tribology International*, vol. 31, no. 1, pp. 61-71, 1998/01/01/ 1998.
- [135] J. Krawczyk *et al.*, "Tool Wear Issues in Hot Forging of Steel," (in eng), *Materials (Basel)*, vol. 16, no. 2, Jan 4 2023.
- [136] S. Li, Z. Wang, Z. Cao, L. Liu, and Y. Wang, "Characteristics of tribo-oxidation surface evolution in molybdenum–tungsten–vanadium hot-work die steel," *Journal of Mechanical Science and Technology*, vol. 38, no. 8, pp. 4097-4104, 2024/08/01 2024.
- [137] D. Du, W. Zhang, and J. An, "Two Types of Wear Mechanisms Governing Transition between Mild and Severe Wear in Ti-6Al-4V Alloy during Dry Sliding at Temperatures of 20-250 °C," (in eng), *Materials (Basel)*, vol. 15, no. 4, Feb 14 2022.
- [138] L. Bourithis, G. D. Papadimitriou, and J. Sideris, "Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness," *Tribology International*, vol. 39, no. 6, pp. 479-489, 2006/06/01/ 2006.
- [139] M. Lindroos, K. Valtonen, A. Kemppainen, A. Laukkanen, K. Holmberg, and V.-T. Kuokkala, "Wear behavior and work hardening of high strength steels in high stress abrasion," *Wear*, vol. 322-323, pp. 32-40, 2015/01/15/ 2015.
- [140] R. Colaco, E. Gordo, E. Ruiz-Navas, M. Otasevic, and R. Vilar, "A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron," *Wear*, vol. 260, no. 9-10, pp. 949-956, 2006.

- [141] O. Barrau, C. Boher, R. Gras, and F. Rezai-Aria, "Wear mechanisms and wear rate in a high temperature dry friction of AISI H11 tool steel: Influence of debris circulation," *Wear*, vol. 263, no. 1, pp. 160-168, 2007/09/10/ 2007.
- [142] X. Ma, R. Liu, and D. Y. Li, "Abrasive wear behavior of D2 tool steel with respect to load and sliding speed under dry sand/rubber wheel abrasion condition," *Wear*, vol. 241, no. 1, pp. 79-85, 2000/06/01/ 2000.
- [143] R. A. Poggie and J. J. Wert, "The influence of surface finish and strain hardening on near-surface residual stress and the friction and wear behavior of A2, D2 and CPM-10V tool steels," *Wear*, vol. 149, no. 1, pp. 209-220, 1991/09/30/ 1991.
- [144] J. R. Davis, *Tensile testing*. ASM international, 2004.
- [145] W. E. Luecke, L. Ma, S. M. Graham, and M. A. Adler, "Repeatability and reproducibility of compression strength measurements conducted according to ASTM E9," 2010.
- [146] ASTM E384 Standard, "Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials," *astm international, west conshohocken*, 2011.
- [147] S. H. Ryu, M. S. Kim, Y. S. Lee, J. T. Kim, J. Yu, and B. J. Lee, "The effects of carbon and austenite stabilizing elements (Co, Cu, Ni and Mn) on the microstructural changes and the creep rupture strength in 9-12% Cr ferritic heat resistant steels," *Proceedings of the 4th International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*, vol. 2005, pp. 1280-1298, 01/01 2005.
- [148] Y. Ustinovshikov, A. Ruts, O. Bannykh, V. Blinov, and M. Kostina, "Microstructure and properties of the high-nitrogen Fe–Cr austenite," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 262, no. 1, pp. 82-87, 1999/04/01/ 1999.
- [149] M. Maalekian, "The effects of alloying elements on steels (I)," 2007.
- [150] J. Yang *et al.*, "Effects of manganese content on solidification structures, thermal properties, and phase transformation characteristics in Fe-Mn-Al-C steels," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 46, pp. 1365-1375, 2015.
- [151] U. Lenel and B. Knott, "Microstructure-composition relationships and Ms temperatures in Fe-Cr-Mn-N alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 18, no. 5, pp. 767-775, 1987.
- [152] P. AF and R. PR, "Decomposition of austenite in austenitic stainless steels," *ISIJ international*, vol. 42, no. 4, pp. 325-327, 2002.

- [153] C.-p. Kang, F.-b. Liu, Z.-h. Jiang, H.-b. Zhang, and S.-n. Ding, "Effect of nitrogen content on solidification behaviors and morphological characteristics of the precipitates in 55Cr17Mo1VN plastic die steel," *Materials Characterization*, vol. 194, p. 112340, 2022/12/01/ 2022.
- [154] D. Heydari, A. A. Skandani, and M. Al Haik, "Effect of carbon content on carbide morphology and mechanical properties of A.R. white cast iron with 10–12% tungsten," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 542, pp. 113-126, 2012/04/30/ 2012.
- [155] V. Alcántara, "CAPITULO 10 _TRANSFORMACIONES DE FASES DE LA AUSTENITA," 2024, pp. 128-172.
- [156] S. Reyna, A. Bedolla-Jacuinde, F. V. Guerra, I. Mejía, and M. García, "Effect of amount and distribution of primary TiC on the wear behavior of a 12%Cr–3%C white iron under dry sliding conditions'," *Wear*, vol. 476, p. 203718, 2021/07/15/ 2021.
- [157] A. K. Srivastava and K. Das, "Microstructure and abrasive wear study of (Ti,W)C-reinforced high-manganese austenitic steel matrix composite," *Materials Letters*, vol. 62, no. 24, pp. 3947-3950, 2008/09/15/ 2008.
- [158] A. Bedolla-Jacuinde, R. Correa, J. G. Quezada, and C. Maldonado, "Effect of titanium on the as-cast microstructure of a 16%chromium white iron," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 398, no. 1, pp. 297-308, 2005/05/25/ 2005.
- [159] Z. Wang, D. Huo, Z. Yanyuan, G. Sui, and F. Jiang, "Effect of Tungsten Addition on Continuous Cooling Transformation and Precipitation Behavior of a High Titanium Microalloyed Steel," *Metals*, vol. 12, p. 1649, 09/30 2022.
- [160] A. K. Gulapura Hanumantharaju, "Thermodynamic modelling of martensite start temperature in commercial steels," Independent thesis Advanced level (degree of Master (Two Years)) Student thesis, 2018.
- [161] T. Tsuchiyama *et al.*, "Comparison of Microstructure and Hardness between High-carbon and High-nitrogen Martensites," *ISIJ International*, vol. 59, no. 1, pp. 161-168, 2019.
- [162] Y. Kawahara *et al.*, "Combined effect of interstitial-substitutional elements on dislocation dynamics in nitrogen-added austenitic stainless steels," *Scientific Reports*, vol. 14, no. 1, p. 4360, 2024/02/22 2024.

- [163] B. M. Tossey, H. Khan, and T. Address, "Steam oxidation resistance of shot peened austenitic stainless steel superheater tubes," *NACE - International Corrosion Conference Series*, 01/01 2011.
- [164] I. Karaman, H. Sehitoglu, K. Gall, and Y. I. Chumlyakov, "On The Deformation Mechanisms in Single Crystal Hadfield Manganese Steels," *Scripta Materialia*, vol. 38, no. 6, pp. 1009-1015, 1998/02/13/ 1998.
- [165] J. Lu *et al.*, "Stacking fault energies in austenitic stainless steels," *Acta Materialia*, vol. 111, pp. 39-46, 06/01 2016.
- [166] J. Li, D. Gao, Y. Lu, Q. Guan, and K. Deng, "Temperature effect on adiabatic shear phenomenon and microstructure evolution of directional energy deposition 316 L stainless steel," *Materials Characterization*, vol. 224, p. 115079, 2025/06/01/ 2025.
- [167] G. E. Dieter, D. Bacon, and D. J. Bacon, *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, 1988.
- [168] I. Gutierrez-Urrutia and D. Raabe, "Dislocation twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22wt.% Mn-0.6wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging," *Acta Materialia*, vol. 59, pp. 6449-6462, 09/01 2011.
- [169] T. Baker, "Microalloyed steels," *Ironmaking & Steelmaking*, vol. 43, no. 4, pp. 264-307, 2016.
- [170] D. J. Wulpi, "Brittle Fracture[1]," in *Understanding How Components Fail*, B. Miller, Ed.: ASM International, 2013, p. 0.
- [171] D. Brooksbank and K. Andrews, "Stress fields around inclusions and their relation to mechanical properties," *Production and Application of Clean Steels*, 1972, 186-198, 1972.
- [172] C. Kim, A. R. Johnson, and W. F. Hosford, "Fracture toughness of aisi M2 high-speed steel and corresponding matrix tool steel," *Metallurgical Transactions A*, vol. 13, no. 9, pp. 1595-1605, 1982/09/01 1982.
- [173] W. Hosford and R. Caddell, *Metal Forming Mechanics and Metallurgy*. 2011.
- [174] D. L. Steinbrunner, D. K. Matlock, and G. Krauss, "Void formation during tensile testing of dual phase steels," *Metallurgical Transactions A*, vol. 19, no. 3, pp. 579-589, 1988/03/01 1988.

- [175] L. Tang, C. Gao, J. Huang, H. Zhang, and W. Chang, "Dry sliding friction and wear behaviour of hardened AISI D2 tool steel with different hardness levels," *Tribology International*, vol. 66, pp. 165-173, 2013/10/01/ 2013.
- [176] J. E. Romero Contreras and S. B. Cabello Sequera, "Dry sliding wear behavior of super duplex stainless steel in a ball-on-ring tribometer," *Journal of Biotechnology*, vol. 22, no. 1, pp. 6-17, 01/01 2020.
- [177] W. Wijanarko, H. Khanmohammadi, and N. Espallargas, "Effect of Steel Hardness and Composition on the Boundary Lubricating Behavior of Low-Viscosity PAO Formulated with Dodecanoic Acid and Ionic Liquid Additives," (in eng), *Langmuir*, vol. 38, no. 9, pp. 2777-2792, Mar 8 2022.
- [178] A. Ghanem, M. Atallah, K. Khelifi, N. Barhoumi, and M. Terres, "Investigation of friction and wear resistance of carbonitrided AISI 4130 steels using single and multi-pass scratch technique," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 236, p. 095440622210875, 04/17 2022.
- [179] M. Ibrahim and K. Ibrahim, "Effect of Nitrogen Addition on Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast High-Chromium Cast Iron Containing Niobium," *Transactions of the Indian Institute of Metals*, vol. 73, 07/10 2020.
- [180] J. Larsen-Basse, "Abrasive wear of some titanium-carbonitride-based cermets," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 105-106, pp. 395-400, 1988/12/01/ 1988.
- [181] H. Pastor, "Titanium-carbonitride-based hard alloys for cutting tools," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 105-106, pp. 401-409, 1988/12/01/ 1988.
- [182] Y. Dai *et al.*, "Effect of Salt Bath Nitriding and Reoxidation Composite Texture on Frictional Properties of Valve Steel 4Cr10Si2Mo," *Coatings*, vol. 13, p. 776, 04/17 2023.
- [183] Y. Kim, S. Kim, and S.-J. Kim, "Dry Sliding Wear Mechanisms of the High Nitrogen Austenitic 18Cr-18Mn-2Mo-0.9N Steel at Different Applied Loads," *Advanced Materials Research*, vol. 26-28, pp. 37-40, 10/02 2007.
- [184] W. M. Rainforth *et al.*, "High resolution observations of friction-induced oxide and its interaction with the worn surface," *Tribology International*, vol. 35, no. 11, pp. 731-748, 2002/11/01/ 2002.

- [185] A. Bedolla-Jacuinde, R. Correa, I. Mejía, J. G. Quezada, and W. M. Rainforth, "The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding," *Wear*, vol. 263, no. 1, pp. 808-820, 2007/09/10/ 2007.
- [186] A. Bedolla-Jacuinde and W. Rainforth, "The wear behaviour of high-chromium white cast irons as a function of silicon and Mischmetal content," *Wear*, vol. 250, pp. 449-461, 10/01 2001.
- [187] A. Pauschitz, M. Roy, and F. Franek, "Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures," *Tribology International*, vol. 41, pp. 584-602, 07/01 2008.
- [188] Y. Wang *et al.*, "Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 24, pp. 8198-8240, 2023/05/01/ 2023.
- [189] I. Pariente and F. Belzunce, "Wear and oxidation behaviour of high-chromium white cast irons," *Materials Characterization - MATER CHARACT*, vol. 59, pp. 669-674, 06/01 2008.
- [190] L. Xia, L. Yan, H. Zhang, Y. Li, Z. Jiang, and G. Li, "Factors affecting the mechanical performance of high manganese austenitic steel," *Metals*, vol. 12, no. 9, p. 1405, 2022.
- [191] J. Rawers, "Nitrogen as a friendly addition to steel," *Steel Grips*, vol. 4, no. DOE/NETL-IR-2006-078, 2006.
- [192] Y. Fan, J. Zhou, J. Gu, H. Chi, D. Ma, and G. Xie, "Effect of N on the microstructure and wear resistance of 4Cr13 corrosion-resistant plastic mold steel," *Materials*, vol. 17, no. 2, p. 308, 2024.
- [193] K.-H. Z. Gahr and W. G. Scholz, "Fracture toughness of white cast irons," *JOM*, vol. 32, pp. 38-44, 1980.
- [194] H. So, D. S. Yu, and C. Y. Chuang, "Formation and wear mechanism of tribo-oxides and the regime of oxidational wear of steel," *Wear*, vol. 253, pp. 1004-1015, 11/01 2002.

12 ANEXO

MRS Advances
https://doi.org/10.1557/s43580-023-00699-8



ORIGINAL PAPER



Development and characterization of a cast steel reinforced with primary carbides for high strength and severe wear applications

Héctor Valdes-Vera¹ · F. V. Guerra¹ · Arnoldo Bedolla-Jaculinde¹ · José Sergio Pacheco-Cedeño²

Received: 13 September 2023 / Accepted: 31 October 2023
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2023

Abstract

The present research describes the process to obtain a cast steel reinforced with dispersed (TiW)C carbides and focuses on the microstructural characterization in the as-cast, heat-treated, and compressed conditions. Ti and W addition in a 6-wt% Ni high-carbon steel resulted in the (TiW)C carbide formation with a nearly globular morphology embedded in an austenitic matrix. As-cast austenitic matrix was processed through heat treatment and cold compression to improve hardness. Quenching increased the hardness of the alloy with low Mn content, while the alloys with higher Mn content increased their hardness through deformation by compression, attributed to micro-band induced plasticity and the precipitation of nanometric carbides. Furthermore, the favorable microstructural modification inhibited the presence of intergranular carbides detrimental to toughness, keeping acceptable hardness values in the as-cast condition, which can be further increased by cold deformation in the Mn-added steels, suppressing the necessity of heat treatment.

MRS Advances
https://doi.org/10.1557/s43580-024-01042-5



ORIGINAL PAPER



Effect of N addition on the microstructure and work-hardening behavior of a high Ti and W-alloyed cast steel

H. Valdes-Vera¹ · F. V. Guerra¹ · A. Bedolla-Jaculinde¹ · E. I. Saldaña-Garza² · E. Cardoso-Legorreta³

Received: 16 September 2024 / Accepted: 2 December 2024
© The Author(s), under exclusive licence to The Materials Research Society 2024

Abstract

The present study proposes and analyzes the effect of N additions to promote the formation of (TiW)C_xN_{1-x} carbides to improve hardness and reduce the volume fraction of intergranular M₆C carbides. Metallographic characterization showed that N addition reduces the carbide size but increases the carbide count, producing a better distribution, which is attributed to the increase in the nucleation sites due to the presence of N during the primary carbide precipitation. A general increase in hardness is observed with a 0.13wt % N addition by the solid solution of N in the austenitic matrix and, at the same time, increases the work-hardening capability. The increase in the as-cast hardness and work-hardening behavior, coupled with the favorable modification of the finer and well-distributed reinforcing carbides, make this steel an excellent candidate for applications where high toughness and wear resistance in the as-cast condition are required, suppressing the need for heat treatment.

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión

Programa educativo	Doctorado en Metalurgia y Ciencias de los Materiales	
Título del trabajo	Efecto de la adición de Ti, W, Mn y N en la microestructura y resistencia al desgaste de un acero con alto contenido de carbono	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	Hector Valdes Vera	1838339k@umich.mx
Director	Arnoldo Bedolla Jacuinde	abedollj@umich.mx
Codirector		
Coordinador del programa	Alberto Ruiz Marines	alberto.ruiz@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial

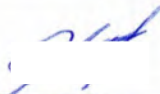
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	No	

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	Si	Revisión de gramática (ortografía)
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro	No	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Hector Valdes Vera 
Lugar y fecha	Morelia Mich. Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. 25/08/2025

Héctor Valdes Vera

Efecto de la adición de Ti, W, Mn y N en la microestructura y resistencia al desgaste de un acero co

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid::3117:486776245

150 páginas

Fecha de entrega

25 ago 2025, 9:09 a.m. GMT-6

38.508 palabras

Fecha de descarga

25 ago 2025, 9:12 a.m. GMT-6

217.645 caracteres

Nombre del archivo

Efecto de la adición de Ti, W, Mn y N en la microestructura y resistencia al desgaste de un acero c....pdf

Tamaño del archivo

8.5 MB