



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ZACATECAS
“FRANCISCO GARCÍA SALINAS”



UNIDAD ACADÉMICA DE INGENIERÍA I
MAESTRÍA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES

**“CARACTERIZACIÓN DE UN ACERO TWIP ALEADO PARA
APLICACIONES QUE SUFREN DESGASTE ABRASIVO EN LA
INDUSTRIA MINERA”**

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES

PRESENTA:

ING. JONATHAN SEBASTIÁN HUERTA HERNÁNDEZ

ASESOR DE TESIS:

DR. SIMITRIO IGNACIO MALDONADO RUIZ

COASESORES:

DR. OMERO ALONSO GONZÁLEZ (UAZ-MÉXICO)

DR. PILAR OROZCO GONZÁLEZ (UAZ-MÉXICO)

DR VICTOR HUGO BALTAZAR HERNANDEZ
(UAZ-MÉXICO)

COASESORES EXTERNOS:

DR. IGNACIO MEJIA GRANADOS (UMSNH-MÉXICO)

DR. JOSE MARIA CABRERA MARRERO (UPC-ESPAÑA)

ZACATECAS, ZAC. 14 DE DICIEMBRE DEL 2018

AGRADECIMIENTOS

INSTITUCIONES

Al **Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT)** por la beca otorgada para realizar mis estudios de maestría, así como por el apoyo económico para realizar mi estancia de investigación en el extranjero.

A la **Universidad Autónoma de Zacatecas (UAZ)** por permitirme realizar mis estudios de posgrado.

Al **Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales** de la **UMSNH** por proveer el material para el proyecto de investigación y por el apoyo recibido durante la realización de la tesis.

A la **Universitat Politècnica de Catalunya (UPC)**, por todo el apoyo recibido para realizar mi estancia de investigación en sus instalaciones y así poder ampliar mis conocimientos.

PERSONAS

Principalmente quisiera agradecer a mis padres por impulsarme a ser un buen profesionalista y por inculcarme valores como la responsabilidad y la honestidad.

A mis hermanos por todos los consejos y el cariño que siempre me demuestran.

Mi agradecimiento al Dr. Simitrio Maldonado por todo el apoyo recibido durante mi posgrado y en especial por apoyarme a realizar una estancia de investigación en el extranjero, dicha estancia de investigación me hizo mejorar principalmente en aspectos académicos y personales.

Al Dr. Ignacio Mejía quiero agradecerle de manera especial por los consejos, observaciones y asesorías que fueron fundamentales para la realización de este proyecto de investigación.

Al Dr. José María Cabrera Marrero por todo su apoyo durante mi estancia en Barcelona, España,

Al Dr. Omero Alonso y al Dr. Pilar Orozco por sus consejos, comentarios y sugerencias, los cuales me alentaron para que este trabajo alcanzara su meta final.

Al Dr. Víctor Baltazar le quiero agradecer de manera muy especial por todas las atenciones recibidas desde el primer día que visite las instalaciones de la maestría, así como contribuir a través de sus cátedras en mi formación académica.

Al M. en C. Humberto Hernández por compartir parte de sus conocimientos y por sus consejos en la realización de este proyecto.

A mis compañeros y al personal de la maestría por todo su apoyo.

Resumen

En el presente trabajo de investigación se realizó la caracterización y evaluación de desgaste abrasivo de un acero TWIP aleado en seis diferentes condiciones de solidificación, un acero TWIP de referencia y un acero Mn17Cr1.6C1.3. El tratamiento térmico de homogenización se realizó al acero TWIP aleado en sus diferentes condiciones y al acero TWIP de referencia el cual se hizo a una temperatura de 1200°C con un tiempo de exposición de 5 horas y un enfriamiento en el horno.

La caracterización microestructural se realizó mediante microscopia óptica, mostrando una estructura dendrítica para los aceros TWIP aleados y acero TWIP de referencia en condición de colada, en el caso de la condición de homogenización las microestructuras presentan un grano equiaxial de tamaño no uniforme. Por otra parte la caracterización estructural permitió la identificación de los picos típicos de reflexión de una estructura austenítica (fcc) en los aceros TWIP aleados y de referencia así como el acero Mn17Cr1.6C1.3. La caracterización mecánica mediante el ensayo de dureza Vickers (HV) muestra que el acero Mn17Cr1.6C1.3 presenta una mayor dureza de 329 HV_{0.3} en comparación con los aceros TWIP aleados y de referencia que presentan una dureza promedio de 197 y 188 HV_{0.3}.

Los aceros TWIP aleados, de referencia y Mn17Cr1.6C1.3 se sometieron a la prueba de desgaste abrasivo en una máquina tribológica de tambor con ejes verticales, en la cual se evaluó la pérdida en peso cada 24 horas durante 3 días y en la cual se utilizó como medio abrasivo un mineral de composición SiO₂-FeS₂-CuFeS₂. Las muestras que obtuvieron menor pérdida en peso fue la H1 correspondiente al acero Mn17Cr1.6C1.3 y la muestra AT6 TT la cual corresponde al acero TWIP aleado con tratamiento térmico de homogenización. Mediante la técnica SEM-EDS se analizaron los mecanismos de desgaste generados por la prueba de abrasión, siendo tres los principales: micro-corte, micro-grietas y cráteres.

Abstract

In the present research work was carried out the characterization and evaluation of abrasive wear of an alloyed TWIP steel in six different solidification conditions, a reference TWIP steel and a Mn17Cr1.6C1.3 steel. The homogenization heat treatment was carried out on the TWIP steel alloy in its different conditions and on the reference TWIP steel, which was made at a temperature of 1200 ° C with a holding time of 5 hours and a cooling in the furnace.

The microstructural characterization was carried out by optical microscopy, a dendritic structure was shown for the alloyed TWIP steels and reference TWIP steels in the as-cast condition, for the homogenization condition microstructures were shown with an equiaxed grain of non-uniform size. On the other hand, in the structural characterization the typical peaks of the reflection of an austenitic structure (fcc) were identified in the alloyed and reference TWIP steels as well as the Hadfield steel. The mechanical characterization by the Vickers hardness test (HV) shows that the Mn17Cr1.6C1.3 steel has a higher hardness of 329 HV_{0.3} compared to the alloyed and reference TWIP steels that have an average hardness of 197 and 188 HV_{0.3}, respectively.

The alloyed TWIP steel, reference TWIP steel and Mn17Cr1.6C1.3 steel were subjected to the abrasive wear test in a tribological drum machine with vertical axes, in which the weight loss was evaluated every 24 hours for 3 days and in which the abrasive mineral was used as a medium abrasive. The composition of the mineral is the following: SiO₂-FeS₂-CuFeS₂. The samples that obtained with the least weight loss were the H1 corresponding to the Mn17Cr1.6C1.3 steel and the sample AT6 TT which corresponds to the TWIP steel alloyed with homogenization thermal treatment. Through the SEM-EDS technique, the wear mechanisms generated by the abrasion test were analyzed, with three main ones: micro-cut, micro-cracks and craters.

Índice

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.....	2
1.1 Antecedentes.....	3
1.1.1 Aceros Hadfield.....	3
1.1.2 Aceros TWIP.....	5
1.2 Hipótesis.....	6
1.3 Objetivo.....	7
1.3.1 Objetivo general.....	7
1.3.2 Objetivos particulares.....	7
1.4 Justificación.....	8
CAPÍTULO II. MARCO TEORICO.....	10
2.1 Aceros avanzados de alta resistencia de nueva generación.....	10
2.1.1 Clasificación.....	10
2.1.2 Características generales de los aceros TWIP.....	12
2.1.3 Aplicación de los aceros TWIP.....	12
2.2 Mecanismos de deformación plástica en aceros TWIP.....	14
2.2.1 Energía de falla de apilamiento (EFA).....	14
2.2.2 Deformación por maclado.....	15
2.3 Efecto de los elementos de aleación en los aceros TWIP.....	16
2.4 Desgaste.....	19
2.4.1 Introducción.....	19
2.4.2 Definición de desgaste.....	19
2.4.2 Mecanismos de desgaste.....	20
2.5 Estado del arte sobre estudios de desgaste de aceros austeníticos al manganeso.....	29
CAPÍTULO III. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	32
3.1 Materiales y composición química.....	33
3.2 Tratamiento térmico para homogeneización.....	34
3.3 Caracterización metalográfica.....	35
3.3.1 Microscopía óptica.....	35
3.4 Caracterización estructural.....	36
3.4.1 Difracción de rayos-X.....	36
3.5 Caracterización mecánica.....	37

3.5.1 Ensayo de microdureza Vickers	37
3.6 Análisis de rugosidad superficial	38
3.7 Ensayo de desgaste	39
3.7.1 Caracterización de mineral abrasivo.	41
3.7.2 Medición de pérdida masa en peso de las probetas desgastadas	42
3.7.3 Análisis de superficies desgastadas.....	43
4. CAPITULO IV. ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS.....	46
4.1 Caracterización metalográfica de aceros TWIP en condición de colada.	46
4.2 Caracterización metalográfica de aceros TWIP	48
4.3 Caracterización metalográfica de acero Mn17Cr1.6C1.3.....	50
4.4 Análisis estructural mediante difracción de rayos-x	51
4.4.1 Aceros TWIP en condición de colada.....	51
4.4.2 Aceros TWIP condicion de homogeneización	52
4.4.3 Acero Mn17Cr1.6C1.3	53
4.6 Análisis de resultados de dureza Vickers.	54
4.6.1 Aceros TWIP en condición de colada.....	54
4.6.2 Aceros TWIP en condición de homogenización	55
4.6.3 Acero Mn17Cr1.6C1.3	57
4.6 Caracterización del mineral abrasivo	58
4.6.1 Análisis granulométrico	58
4.6.2 Identificación de compuestos del mineral abrasivo a través de difracción de rayos-X.....	60
4.7 Comportamiento al desgaste abrasivo	62
4.7.1 Pérdida de masa en peso	62
4.7 Caracterización de superficies desgastadas.....	66
4.7.1 Análisis de mecanismos de desgaste mediante la técnica de SEM-EDS	66
4.7.1.1 Análisis de desgaste en aceros TWIP aleados.....	66
4.7.1.2 Análisis de desgaste en aceros TWIP de referencia	71
4.7.1.3 Análisis de desgaste de acero Mn17Cr1.6C1.3.....	72
4.7.2 DRX de las superficies desgastadas.....	74
4.7.3 Análisis de dureza Vickers (HV) de las superficies desgastadas.....	75
4.7.4 Análisis de rugosidad superficial (Ra)	76
CAPITULO V. CONCLUSIONES GENERALES.....	79
TRABAJOS FUTUROS.....	82
BIBLIOGRAFÍA.....	833

Índice de figuras

Figura 1. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con picral 4% 100X.	5
Figura 2. Clasificación y resistencia vs alargamiento para aceros convencionales y AHSS.	11
Figura 3. Aumento del 90% en el peso total de vehículos en USA de 1970 a 2010.	13
Figura 4. Diagrama esquemático de maclaje en una red fcc.....	15
Figura 5. Variación de la EFA como una función del contenido de Mn en el sistema Fe-Mn.....	17
Figura 6. Clasificación general del desgaste basado en abrasión erosión, adhesión y fatiga superficial.	20
Figura 7. Tipos de abrasión de acuerdo al tipo de contacto.	22
Figura 8. Mecanismo de daño en el desgaste abrasivo. (Davis, 2001)	23
Figura 9. Mecanismos de desgaste por erosión.....	25
Figura 10. Modelos de deformación de asperezas en contacto adhesivo.	27
Figura 11. Mecanismo de la formación y propagación de grietas por fatiga.	28
Figura 12. Etapas experimentales del proyecto de investigación.	32
Figura 13. Esquema de escalón de solidificación.....	33
Figura 14. (a)Ciclo del tratamiento térmico de homogenización (b) Horno tubular de alta temperatura Hobersal® ST-16.....	34
Figura 15. Microscopio óptico metalográfico marca Unión Versamet	35
Figura 16. Difractómetro Bruker D8 Advance.....	36
Figura 17. Microdurometro Shimadzu, Modelo: HMV	37
Figura 18. Rugosímetro Mitutoyo, Modelo 301	38
Figura 19. Esquema de máquina tribológica de tambor con ejes verticales para evaluación de desgaste abrasivo.....	39
Figura 20. Esquema de muestras para ensayo de desgaste abrasivo.	40
Figura 21. Agitador de tamices motorizado. Marca HUMBOLDT, modelo 5DPL6.	41
Figura 22. Balanza automática de alta precisión, Marca VELAB, Modelo: VE-210.	42
Figura 23. Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7001F.....	43
Figura 24. Microestructuras en condición de colada de los aceros TWIP.....	47
Figura 25. Microestructuras en condición de tratamiento térmico de homogeneización ...	49

Figura 26. Microestructura de acero Mn17Cr1.6C1.3.....	50
Figura 27. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de colada.	51
Figura 28. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de homogeneización	52
Figura 29. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros Hadfield	53
Figura 30. Resultados de microdureza Vickers (HV) de aceros TWIP en condición de colada.....	55
Figura 31. Resultados de microdureza Vickers (HV) de Aceros TWIP en condición de homogeneización.	56
Figura 32. Resultados de microdureza Vickers (HV) de Acero Hadfield.....	57
Figura 33. Grafica de porcentaje retenido en el tamiz vs diametro promedio de partículas.....	59
Figura 34. Patrón de difracción de rayos-X de mineral abrasivo	60
Figura 35. Gráfica de pérdida en peso vs tiempo, para los aceros TWIP aleados acero TWIP de referencia y acero Hadfield.....	63
Figura 36. Gráfica de pérdida en peso vs tiempo, para los aceros TWIP aleados acero TWIP de referencia, ambos aceros en condición de homogeneización.....	65
Figura 37. Identificación de mecanismos de desgaste del acero TWIP aleado en su condición AT1	66
Figura 38. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en el acero TWIP aleado en su condición AT1.....	67
Figura 39. Identificación de mecanismos de desgaste del acero TWIP aleado en su condición AT2	68
Figura 40. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en el acero TWIP aleado en su condición AT2.....	69
Figura 41. Identificación de mecanismos de desgaste del TWIP aleado en su condición AT3.....	70
Figura 42. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en el acero TWIP aleado en su condición AT3.....	70
Figura 43. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero TWIP de referencia.....	71
Figura 44. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en el acero TWIP de referencia.	72
Figura 45. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero Mn13Cr1.6C1.3.	73

Figura 47. Patrón de difracción de rayos-X de las superficies desgastadas de las muestras AT6 TT y H1	74
Figura 48. Ensayo de dureza Vickers de superficies desgastadas.....	75
Figura 49. Análisis de rugosidad (Ra).....	76
Figura 50. Análisis de rugosidad (Ra) de aceros TWIP en condición de homogeneización.....	77

Índice de tablas

Tabla 1. Rangos de composición estándar para aceros austeníticos al manganeso.....	4
Tabla 2. Composición química propuesta de los aceros estudiados. (% en peso)	33
Tabla 3. Parámetros de ensayo de desgaste	39
Tabla 4. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3.....	54
Tabla 5. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3.....	55
Tabla 6. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3.....	57
Tabla 7. Resultados de análisis granulométrico.....	58
Tabla 8. Compuestos presentes en mineral abrasivo.....	61
Tabla 9. Pérdida en peso (mg/mm ²), para los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia en condición de colada y aceros Hadfield.....	62
Tabla 10. Pérdida en peso (mg/mm ²), para los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia en condición de homogeneización.....	64

CAPÍTULO I

INTRODUCCIÓN

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

La industria automotriz siempre está en constante cambios tecnológicos, en las últimas dos décadas los aceros en esta rama han tenido notables cambios en reducción de peso en el automóvil y en la resistencia al impacto. En la actualidad los aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels, por sus siglas en inglés) han presentado grandes ventajas ya que este tipo de aceros puede contener múltiples fases como ferrita, martensita, bainita y austenita en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas superiores comparadas con aceros convencionales.

Dentro de la clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia, se encuentra los aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity Steel, por sus siglas en inglés), este tipo de aceros presenta un alto contenido de manganeso (17-30 % en peso) y se caracterizan por una fase austenítica estable a temperatura ambiente. (De Cooman, Know, & Chin, 2012). Dentro de las propiedades mecánicas, los aceros TWIP presentan resistencias máximas a la tracción de hasta 1200 MPa y alargamientos de hasta el 70%. (Allain, Chateu, Bouaziz, Migot, & Guelton, 2004)

En los últimos años algunos trabajos de investigación de los aceros TWIP se han enfocado en estudiar el efecto de microaleantes en las propiedades mecánicas a altas temperaturas, como tal el trabajo de (Reyes Calderón, 2013) el cual tuvo como objetivo determinar la influencia de los elementos microaleantes (B, Nb, V y Ti), así como la condición de solidificación sobre la ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).

Si bien es cierto que en la actualidad ya existe una gran variedad de proyectos de investigación sobre los aceros TWIP hay pocos trabajos relacionados sobre este tipo de acero en relación al desgaste abrasivo. El presente trabajo tiene como objetivo caracterizar y hacer un análisis comparativo de desgaste de los aceros TWIP aleados contra un acero TWIP de referencia y un acero Mn17Cr1.6C1.3

1.1 Antecedentes.

El primer acero austenítico al manganeso inventado por Sir Robert Hadfield, en 1882, contenía alrededor de 1,2 % de carbono y 12 % de manganeso y se le denominó acero Hadfield. Este material combina características de alta tenacidad y ductilidad a la vez que capacidad de endurecimiento por trabajo en frío y resistencia al desgaste. En la actualidad, todavía se emplea ampliamente el acero Hadfield con algunas variaciones en su composición que implican fundamentalmente, modificaciones en el contenido en carbono y manganeso, así como el empleo de diferentes proporciones de elementos aleantes como; cromo, vanadio, níquel, molibdeno, aluminio y nitrógeno. (Valencia Giraldo, 2012).

1.1.1 Aceros Hadfield

Los aceros austeníticos al manganeso presentan ciertas propiedades mecánicas como son; alta resistencia a la tracción, a la compresión, alta ductilidad y excelente resistencia al desgaste. El acero Hadfield es el único que combina alta resistencia y ductilidad con gran capacidad de endurecimiento por deformación. (Shang, Dong , & Min, 2006).

Los aceros Hadfield tienen una composición nominal de 1.2 %C y 12 a 13 %Mn como elementos esenciales. Las aleaciones comerciales usualmente varían en el rango de 1 a 1.4 %C y 10 a 14 %Mn como lo establece la norma ASTM A128. Las composiciones más comunes establecidas por la norma ASTM A128 son resumidas en la tabla 1.

Tabla 1. Rangos de composición estándar para aceros austeníticos al manganeso.

ASTM A128 GRADO	COMPOSICIÓN %						
	C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si (max)	P(max)
A	1.05-1.35	11 min	1	0.07
B1	0.9-1.05	11.5-14	1	0.07
B2	1.05-1.2	11.5-14	1	0.07
B3	1.12-1.28	11.5-14	1	0.07
B4	1.2-1.35	11.5-14	1	0.07
C	1.05-1.35	11.5-14	1.5-2.5	1	0.07
D	0.7-1.3	11.5-14	3.4	1	0.07
E1	0.7-1.3	11.5-14	0.9-1.2	1	0.07
E2	1.05-1.45	11.5-14	1.8-2.1	1	0.07
F	1.05-1.45	14 max	0.9-1.2	1	0.07

Los aceros austeníticos al manganeso tienen microestructuras que son extremadamente sensibles al tamaño de la sección. Estos aceros son metaestables con solución sólida de carbono, manganeso y silicio en hierro gamma (γ). (Petrov, Gavriljuk, Berns, & Shmalt, 2005). La microestructura es caracterizada por una matriz austenítica con carburos precipitados y pequeñas colonias de perlita resultado del rechazo del carbono por parte de la austenita durante el enfriamiento como se observa en la figura 1.

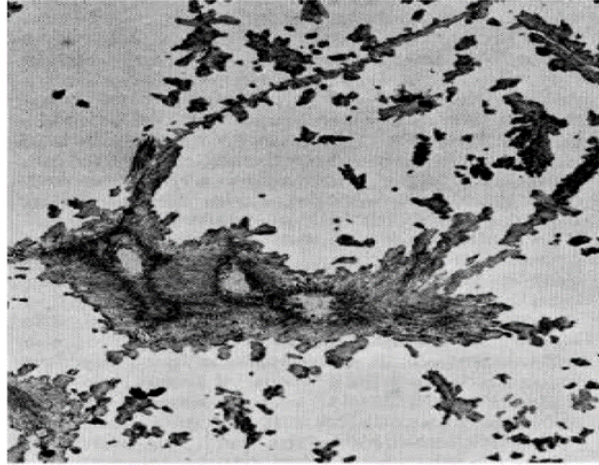


Figura 1. Microestructura acero Hadfield grado A, atacada con picral 4% 100X. Se observan granos de austenita (claro) con carburos precipitados (oscuro). (Aggen, 1993)

1.1.2 Aceros TWIP

Los aceros TWIP son aleaciones base Fe que pertenecen a una nueva generación de aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steels), que actualmente se encuentran en desarrollo, con altos contenidos de Manganeso entre el 17 y 30%, lo que origina que sean completamente austeníticos a temperatura ambiente. La gran causa de su capacidad de deformación tan elevada es el llamado efecto de maclaje (Kim, Park , & Han , 1985) , el cual permite que el material se seccione al interior de sus granos, actuando así como refinadores de grano, combinando una alta resistencia con alta conformabilidad, logrando alcanzar resistencias a la tracción superiores a 1000 MPa con elongación de más del 80%. Algunos de los elementos aleantes son el aluminio y el silicio junto con el carbono. La elevada ductilidad de los aceros TWIP se deriva de las fallas de apilamiento en su estructura cristalina (FCC). Los aceros TWIP son capaces de alcanzar una resistencia al impacto de hasta 100 Jcm⁻² a bajas temperaturas, lo cual los convierte en un material con propiedades mecánicas excepcionales (Hernández, 2012).

1.2 Hipótesis

a) Argumentos

En la actualidad los Aceros TWIP son altamente estudiados debido a sus propiedades mecánicas superiores a otros tipos de aceros convencionales, ya que combinan alta resistencia a la tracción con elevada deformación. En el presente proyecto de investigación se pretende agregar Cr-Ni-Mo-Cu a una aleación base de acero TWIP. Con el efecto de tales elementos se pretende obtener mejores propiedades mecánicas a la de los aceros Hadfield, de acuerdo con artículos de investigación el efecto de elementos como molibdeno en aceros austeníticos al alto Mn tienden a aumentar el esfuerzo de fluencia y la dureza, por su parte la adición del níquel sirve para estabilizar la fase austenítica así como para elevar la ductilidad. El efecto del cromo y cobre es para proveer resistencia a la corrosión y desgaste.

b) Proposición

La resistencia al desgaste y la dureza se incrementará al agregar los aleantes (Cr, Ni, Mo, Cu) en los aceros TWIP alcanzando un valor superior al de los aceros Mn17Cr1.6C1.3 por medio de la presencia de un mayor contenido de maclas que impidan el movimiento excesivo de las dislocaciones, incrementando el endurecimiento de la aleación.

1.3 Objetivo

1.3.1 Objetivo general

Determinar el efecto de los elementos de los aleantes (Cr, Cu, Mo y Ni) sobre la resistencia al desgaste y mecanismos de desgaste por abrasión de los aceros TWIP.

Para alcanzar el objetivo general del proyecto se han establecido diferentes objetivos particulares, a partir de los cuales se define el procedimiento experimental:

1.3.2 Objetivos particulares

- Hacer un análisis comparativo de desgaste de un acero TWIP aleado contra un acero TWIP de referencia y un acero Mn17Cr1.6C1.3.
- Determinar y analizar el efecto de los elementos aleantes Cr, Cu, Mo y Ni sobre la resistencia al desgaste de los aceros TWIP mediante un ensayo de desgaste por abrasión.
- Realizar un análisis de huellas generadas por la prueba de abrasión, para identificar los diferentes mecanismos de desgaste generados por la prueba de abrasión.
- Caracterizar el mineral abrasivo utilizado como medio de desgaste y analizar su efecto sobre la resistencia al desgaste de los aceros TWIP.

1.4 Justificación

En la actualidad en la industria minera hay diferentes dispositivos del proceso de conminución que están expuestos a desgaste abrasivo y por impacto. El acero que actualmente se utiliza para la fabricación de estos dispositivos es un acero austenítico al manganeso llamado acero Hadfield, de acuerdo a la norma ASTM A128 este tipo de aceros tienen una composición nominal de 1 a 1.4 % de C y 10 a 14% de Mn.

Por otro lado dentro de la clasificación de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) se encuentran un acero austenítica al manganeso llamado acero TWIP (Twinning Induced Plasticity), los cuáles se ha visto que presentan elevadas resistencias a la tracción entre 900-1100 MPa con elongaciones próximas a un 70%, este tipo de aceros contiene elevados porcentajes en peso de manganeso comprendidos entre 15-30%Mn, este elemento ayuda a estabilizar la fase austenita y ayuda a la formación de maclas. (Pineda Huitrón, 2009).

El uso de este acero es muy diverso y se concentra en aplicaciones basadas en requerimientos funcionales como componentes estructurales que deben poseer la capacidad de absorber elevadas energías de impacto, además, por la elevada resistencia que presentan estos aceros son empleados en componentes de la carrocería como barras de seguridad, bastidores y en general en cualquier componente que forme parte de la carrocería del vehículo. (Díaz del Castillo, 2009)

En el presente trabajo se pretende caracterizar y analizar el comportamiento al desgaste abrasivo de un acero TWIP aleado con Cr, Cu, Mo y Ni, además de compararlo contra un acero TWIP de referencia y un acero Mn17Cr1.6C1.3 que actualmente se emplean en máquinas de molienda dentro de los procesos de la industria minera.

CAPÍTULO II

MARCO TEORICO

CAPÍTULO II. MARCO TEORICO

2.1 Aceros avanzados de alta resistencia de nueva generación

La industria automotriz está en constantes cambios tecnológicos, en las últimas décadas los aceros en esta rama han tenido notables cambios en reducción de peso en el automóvil y en la resistencia al impacto. Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia, AHSS (Advanced High-Strength Steel) han presentado grandes ventajas, ya que este tipo de aceros puede contener múltiples fases como ferrita, martensita, bainita y austenita en cantidades suficientes para producir alta resistencia mecánica con una buena ductilidad. Este tipo de aceros poseen límites elásticos mayores de 550 MPa y esfuerzos a la tensión mayores a los 700 MPa. (Pineda Huitrón, 2009)

2.1.1 Clasificación

La clasificación de los aceros AHSS está en base a su microestructura:

- Doble Fase (DP)
- Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP)
- Martensíticos (MART)
- Fase Compleja (CP)
- Ferríticos-Bainíticos (FB)
- Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP)

En los aceros doble fase (DP) el término dual proviene de la coexistencia de islas de martensita o bainita embebidas en una matriz de ferrita. Los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) se caracterizan por presentar como mecanismo de endurecimiento por deformación la transformación de austenita a martensita inducida por el campo de tensiones generado a altos niveles de deformación. Su microestructura consiste en una matriz ferrítica que contiene una dispersión de martensita y bainita, junto con una fracción de austenita retenida, entre el 5% y el 20%. Los aceros de fase compleja (CP) presentan una microestructura muy fina de ferrita con una elevada fracción volumétrica de fases duras que se endurece aun

por precipitación de finos intermetálicos. Para fabricar los aceros martensíticos (M) la austenita presente durante la laminación en caliente, se transforma totalmente a martensita durante el enfriamiento. Son los aceros de mayor resistencia para conformado en frío, llegando hasta 1400 MPa de carga de rotura. (Téllez López, 2011).

Los aceros ferríticos- bainíticos (FB) poseen una alta capacidad de elongación. Una de las ventajas que tienen este tipo de aceros es la gran capacidad para la conformación de bordes, buena soldabilidad y alta resistencia a la fatiga. La ferrita y bainita se encargan de darle una buena resistencia mecánica. Por otra parte los aceros TWIP el contenido en peso de manganeso es elevado, este elemento permite estabilizar la austenita o fase (γ) a temperatura ambiente. La austenita tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), que aparece en el hierro a temperaturas superiores a los 910 °C y esta puede ser estabilizada a temperatura ambiente mediante la adición de elementos estabilizadores de fase γ . Otra de las características que confiere al acero, es que los altos contenidos en Mn ayudan a activar el maclado como mecanismo de deformación. (Pineda Huitrón, 2009)

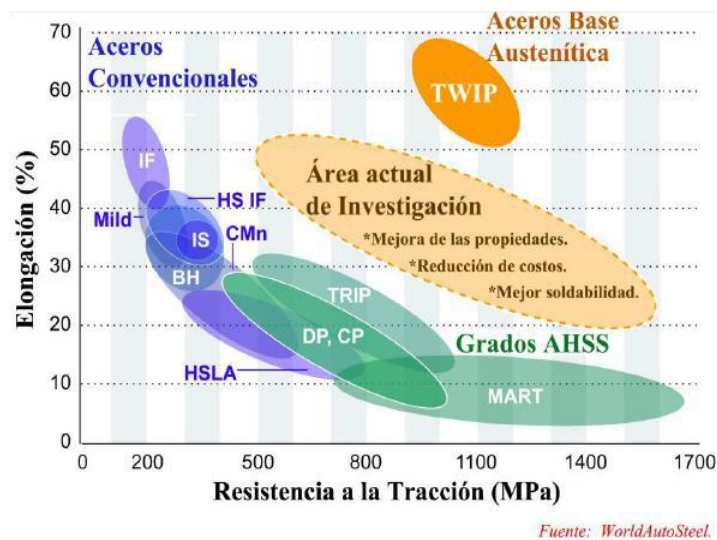


Figura 2. Clasificación y resistencia vs alargamiento para aceros convencionales y AHSS. Obtenido de (Keeler & Kimchi, 2017)

2.1.2 Características generales de los aceros TWIP.

Los aceros TWIP fueron desarrollados en 2004 por el profesor George Frommeyer, en el Departamento de Tecnología de Materiales del Instituto Max Planck para la Investigación del Hierro. Los aceros TWIP contienen entre 20 y 30% en peso de Mn, y considerables cantidades de C, Al y Si, que son necesarias para asegurar la estabilidad de la fase austenítica a temperatura ambiente, lograr la evolución adecuada del fenómeno de maclado y obtener un alargamiento de hasta el 90% sin alcanzar la fractura. (Frommeyer, Brück, & Neumann, 2002)

La plasticidad inducida por el maclado (Twinning Induced Plasticity TWIP) se debe a una estructura austenítica que hace años se conoce en los aceros Hadfield de alto manganeso y alto carbono, y la cual, los aceros TWIP tiene una reducida energía de falla de apilamiento (EFA) aproximadamente de 20 mJ/m² lo cual facilita la formación de maclas durante la deformación. Esto porque la acción de maclado se produce únicamente cuando la EFA está entre 12 y 35 mJ/m², si es menor se formará martensita ϵ y si es mayor el mecanismo de deformación será el deslizamiento de dislocaciones. Este tipo de aceros son completamente austeníticos y no magnéticos, y no experimentan ninguna transformación de fase, porque el contenido de Mn y la presencia de Al inhiben la transformación a martensita ϵ . Las maclas mecánicas causan un gran endurecimiento durante la deformación evitando la formación de nucas bajo carga de tracción y proporcionan al material una alta resistencia. Los experimentos iniciales con los TWIP llevaron la resistencia última hasta 600 MPa con alargamientos de 90%. (Valencia Giraldo A. , 2017)

2.1.3 Aplicación de los aceros TWIP

Debido a que entre el 60 y 70% de partes de un vehículo están fabricadas de acero, en los últimos años se ha presentado un aumento en el peso total de los vehículos debido al aumento en componentes y equipamiento, tal como se aprecia en el

diagrama de la figura 3. Por tal motivo, la reducción del peso de los componentes requiere de la investigación y manufactura de materiales más ligeros con las mismas propiedades mecánicas o superiores, así como un aumento en la resistencia al impacto y a la fatiga, sin omitir las posibles mejoras en el diseño de los vehículos. El empleo de aceros TWIP y TRIP permite un ahorro en peso total del vehículo del 30 al 40%. (Cooman, Chin, & Kim, 2011)

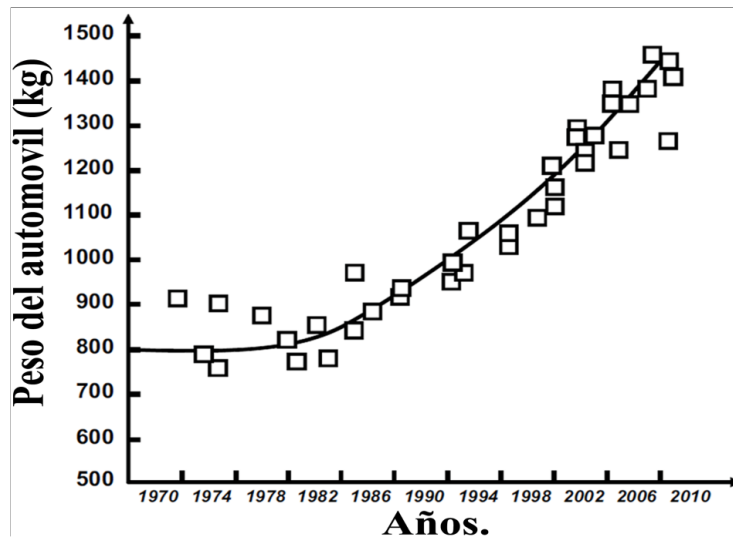


Figura 3. Aumento del 90% en el peso total de vehículos en USA de 1970 a 2010. Obtenido de (Cooman, Chin, & Kim, 2011)

Los aceros TWIP son actualmente uno de los materiales más atractivos para aplicaciones estructurales, tal y como lo muestra el reciente incremento en las investigaciones científicas y patentes realizadas en los últimos años (Bouaziz, Allain, Scott, Cugy, & Barbier, 2011). Estos son ampliamente considerados para aplicaciones específicas, tales como en la industria de los trenes de alta velocidad, en la industria de la construcción y, más particularmente, en la industria automotriz, donde se debe de cumplir con los nuevos requerimientos energéticos, enfocados a un menor consumo de combustibles, que ayuden a mitigar la contaminación ambiental. Así mismo, de la mano está el tema de la seguridad de los usuarios de automóviles, hablando en términos de choques y colisiones; requiriéndose materiales más resistentes, más dúctiles y de gran capacidad de absorción de energía, que garanticen la integridad física de los usuarios. (Salas Reyes , 2014)

2.2 Mecanismos de deformación plástica en aceros TWIP.

El maclado mecánico y la transformación martensítica- ϵ son los dos mecanismos competitivos con los mecanismos de deslizamiento de dislocaciones durante la deformación de los aceros austeníticos, muy similares desde el punto de vista de su nucleación. En los aceros con alto contenido de Mn puede formarse martensita (efecto TRIP) en una reacción del tipo [γ (fcc) $\rightarrow \epsilon$ (hcp)]; o una reacción en dos etapas: (i) De austenita (fcc) a martensita (hcp) y, (ii) De martensita (hcp) a martensita (bcc), mostrando una reacción del tipo [γ (fcc) $\rightarrow \epsilon$ (hcp) $\rightarrow \alpha'$ (bcc)]. (Allain , Chateau, Bouaziz, Migot, & Guelton, 2004)

Además de estas transformaciones de fase, ocurren dos mecanismos importantes ligados con la EFA de la austenita para conseguir la deformación de manera prácticamente homogénea: deslizamiento de dislocaciones en sistemas específicos de deslizamiento y la deformación por maclado. Las finas maclas en forma de laminillas pueden ser apreciadas como obstáculos intergranulares adicionales que reducen el movimiento de las dislocaciones (lo cual se compara a un refinamiento de grano). (Salas Reyes , 2014)

2.2.1 Energía de falla de apilamiento (EFA).

La energía de falla de apilamiento juega un importante papel en la aparición del efecto TWIP: maclaje del grano austenítico. Es esencial que la EFA esté dentro de un rango específico de entre 10-40 mJ/m² para que ocurra la deformación inducida por maclaje. (Cooman, Chin, & Kim, 2011). Una falla de apilamiento se entiende como un error en la secuencia de apilamiento de los átomos que definen una estructura; así, la falla de apilamiento en la estructura FCC del acero TWIP se debe a un error que existe en la secuencia de apilamiento de los planos de mayor compactación, cambiando de ABCABCABC a ABCACBCAB (Curtze, 2009). Cualquier imperfección en la red cristalina incrementa la energía interna en el lugar donde se localiza el defecto. Así, las fallas de apilamiento tienen una energía

característica por unidad de área, llamada energía de falla de apilamiento (EFA). La EFA puede ser controlada por dos parámetros en específico, la composición química y la temperatura (Salas Reyes , 2014).

2.2.2 Deformación por maclado.

En ciertos materiales, particularmente metales, el maclaje es uno de los principales medios de deformación. Esto puede causar un extensivo cambio en la forma o colocar planos potenciales de deslizamiento en una posición más favorable para el deslizamiento. El maclaje es un movimiento de planos de átomos en la red, paralelo a un plano específico (de maclaje) de manera que la red se divide en dos partes simétricas diferentemente orientadas. La cantidad de movimiento de cada plano de átomos en la región maclado es proporcional a su distancia del plano de maclaje es proporcional a su distancia del plano de maclaje de manera que se forma una imagen especular a través del plano de maclaje. (Avner, 1988)

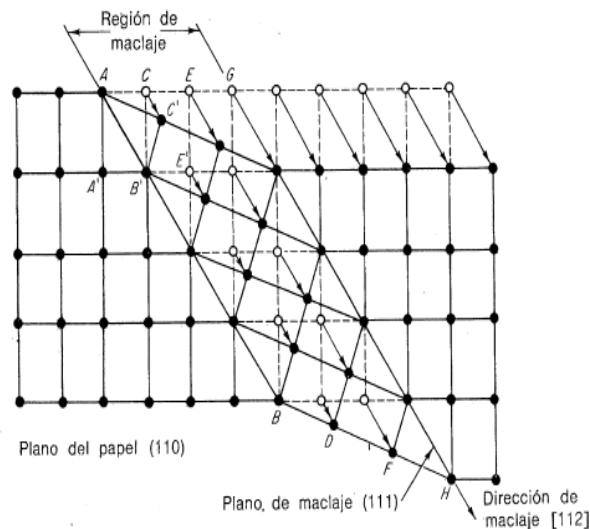


Figura 4. Diagrama esquemático de maclaje en una red fcc.

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

Los elementos de aleación se añaden a los aceros para muchos propósitos, entre los cuales los más importantes son, aumentar la templabilidad, mejorar la resistencia a temperaturas comunes, mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas, mejorar la tenacidad, aumentar la resistencia al desgaste y a la corrosión. (Avner, 1988)

En lo que respecta a los elementos de aleación en los aceros TWIP, el principal propósito es:

- Estabilizar la fase austenítica.
- Proporcionar un endurecimiento por solución sólida.
- Controlar la energía de falla de apilamiento (SFE).
- Precipitar carburos de aleación en lugar de la formación habitual de cementita.
- Mejorar la resistencia a la corrosión por la formación de capas superficiales protectoras.

La composición química de partida determina las propiedades mecánicas finales del acero fabricado, así como el modo en que los elementos se distribuyen en él, ya que cada elemento tiende a formar carburos u otros compuestos (Mercado Lemus, 2017).

Manganeso.- Es el elemento principal de aleación en el acero TWIP; su función crucial es estabilizar la fase austenítica, además de controlar la energía de falla de apilamiento (EFA), ya que al aumentar el contenido de Mn, se incrementa la EFA por arriba de 20 mJ/m². (Pierce, y otros, 2014).

La figura 5 muestra datos experimentales del efecto de la adición de Mn sobre la EFA en el sistema Fe-Mn. Los datos revelan que al incrementarse el contenido de

Mn, la EFA primero disminuye hasta un valor mínimo y después vuelve a crecer. Sin embargo, según el contenido de Mn en cada aleación, se modifica la EFA y, por lo tanto, también el modo de deformación se ve afectado. (Salas Reyes , 2014).

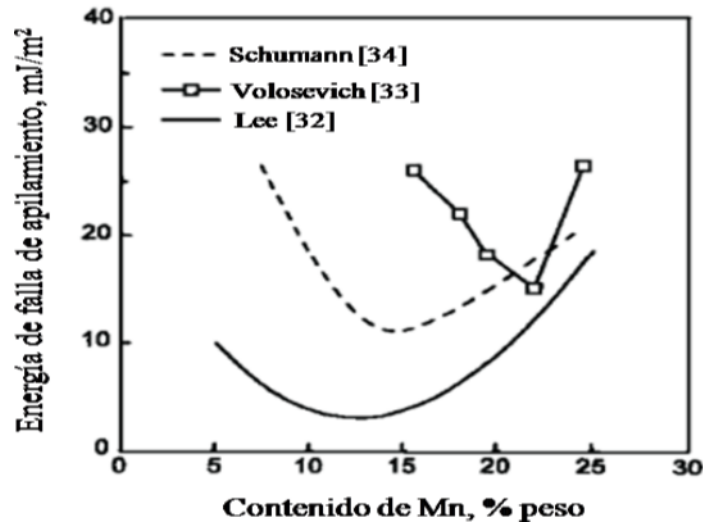


Figura 5. Variación de la EFA como una función del contenido de Mn en el sistema Fe-Mn. Obtenido de (Salas Reyes , 2014).

Aluminio.- El Al presenta diferentes efectos en el acero TWIP. Un efecto es que incrementa significativamente la EFA; con este incremento se estabiliza la austenita, inhibiendo la transformación por deformación, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, que ocurre en las aleaciones con alto contenido de Mn durante la deformación. (Hamada, 2007)

Silicio.- Este elemento reduce la fase austenítica y promueve la transformación martensítica durante el enfriamiento y/o la deformación (Schramm & Reed, 1975). La adición del 2% de Si a un acero Fe-27Mn baja la EFA de la austenita, aumentando las fallas de apilamiento, generándose así sitios de nucleación para la martensita ϵ . (Takaki, Furuya, & Tokunaga, 1990)

Carbono.- El C es considerado el gran estabilizador de la austenita por excelencia, ya que la solubilidad de éste en la austenita es muy alta, por lo tanto, la estabiliza y la endurece simultáneamente. (Hamada, 2007).

Cobre.- Este elemento en cantidades de 1 a 5% ha sido usado en aceros austeníticos al manganeso para estabilizar la austenita. El efecto del cobre sobre

las propiedades mecánicas no ha sido claramente establecido. Algunos reportes indican que puede tener efectos fragilizantes lo cual puede ser debido a la limitada solubilidad del cobre en la austenita (Higuera, Tristancho, & Florez, 2007).

Cromo.- Adicionando a aceros con un contenido de carbono de 1.15%C, tanto el cromo como el molibdeno incrementan el esfuerzo de fluencia del material. Aumentos muy significativos de cromo por encima del 2% reducen la ductilidad debido al incremento en la fracción en volumen de los carburos en la microestructura. El cromo provee resistencia a la corrosión atmosférica y al desgaste, sin embargo, el efecto no siempre es consistente y depende de aplicaciones individuales (Higuera, Tristancho, & Florez, 2007).

Molibdeno.- Adiciones, usualmente de 0.5 a 2% Mo, son hechas para mejorar la dureza y resistencia al agrietamiento de aleaciones en condición de colada, además, sirve para aumentar el esfuerzo de fluencia (y posiblemente la dureza) de secciones sometidas a tratamientos térmicos. Estos efectos ocurren debido que el molibdeno en los aceros al manganeso es distribuido parcialmente en solución en la austenita formando carburos primarios durante la solidificación del acero. El molibdeno en solución efectivamente suprime la formación de carburos fragilizantes y de la perlita, aun cuando la austenita está expuesta a temperaturas por encima de 275°C durante la soldadura en servicio. El molibdeno en carburos primarios tiende a cambiar la morfología desde las dendritas de austenita a una forma nodular menos perjudicial, especialmente cuando el molibdeno excede del 1.5% Mo (Higuera, Tristancho, & Florez, 2007).

Níquel.- El Ni estabiliza la austenita debido a que es retenida en solución sólida. El níquel es particularmente efectivo para suprimir la precipitación de carburos laminares, los cuales se pueden formar entre 300 y 550°C. Por lo tanto la presencia de níquel ayuda a retener las cualidades magnéticas en el acero, especialmente en las capas superficiales de carburadas. Adiciones de níquel incrementan la ductilidad, disminuyen ligeramente el esfuerzo de fluencia y disminuye la resistencia a la abrasión de los aceros al manganeso (Higuera, Tristancho, & Florez, 2007).

2.4 Desgaste

2.4.1 Introducción

Las primeras investigaciones científicas en la tribología comenzaron con los postulados de Leonardo da Vinci acerca de la relación entre la fricción y el peso y la desvinculación del área de contacto con el coeficiente de fricción para dos materiales en contacto; posteriormente fueron reformulados dichos postulados por Guillaume Amontons y revisados e incrementados por Charles-Augustin de Coulomb (Figuroa , 2011).

Fue hasta 1967 cuando la Organización para el Desarrollo y la Cooperación Económica estableció un nuevo campo de la ciencia, el cual fue denominado TRIBOLOGIA (Perez Unzueta, 1993). La tribología se enfoca al estudio del movimiento relativo entre superficies y la interacción que existe entre las mismas, por consecuencia la fricción, la lubricación y el desgaste son parte integral de la tribología. (Stachowiak & Batchelor , (1993))

2.4.2 Definición de desgaste

El desgaste es el daño que sufre una superficie al entrar en contacto mecánico con otra, lo cual resulta en la generación de fragmentos que abandonan el sistema tribológico, puede ocasionar una falla directa, reducir tolerancias, o inducir daño superficial el cual originara la falla del componente o muy a menudo falla por fatiga (Straffelini, 2015).

2.4.2 Mecanismos de desgaste

Durante los primeros estudios de desgaste, su clasificación era simplemente de desgaste ligero o severo. Actualmente la clasificación de desgaste toma en cuenta dos aspectos principales: primero la forma en que se desgasta la superficie y segundo el mecanismo físico de cómo se desgastan las superficies. Entre los principales ejemplos de la primera forma están: picadura, estriación y fretting; mientras que en el segundo caso tenemos los mecanismos de abrasión, adhesión, erosión, fatiga o corrosión (Rodríguez, 1998).

Dado que en la práctica existen diversos procesos de desgaste, la investigación de los daños ocasionados por estos puede facilitarse mediante la observación de cada proceso, determinando la acción de un mecanismo predominante (Straffellini, 2015). En la figura 6 se muestra la clasificación general de los procesos de desgaste (Davis, 2001).

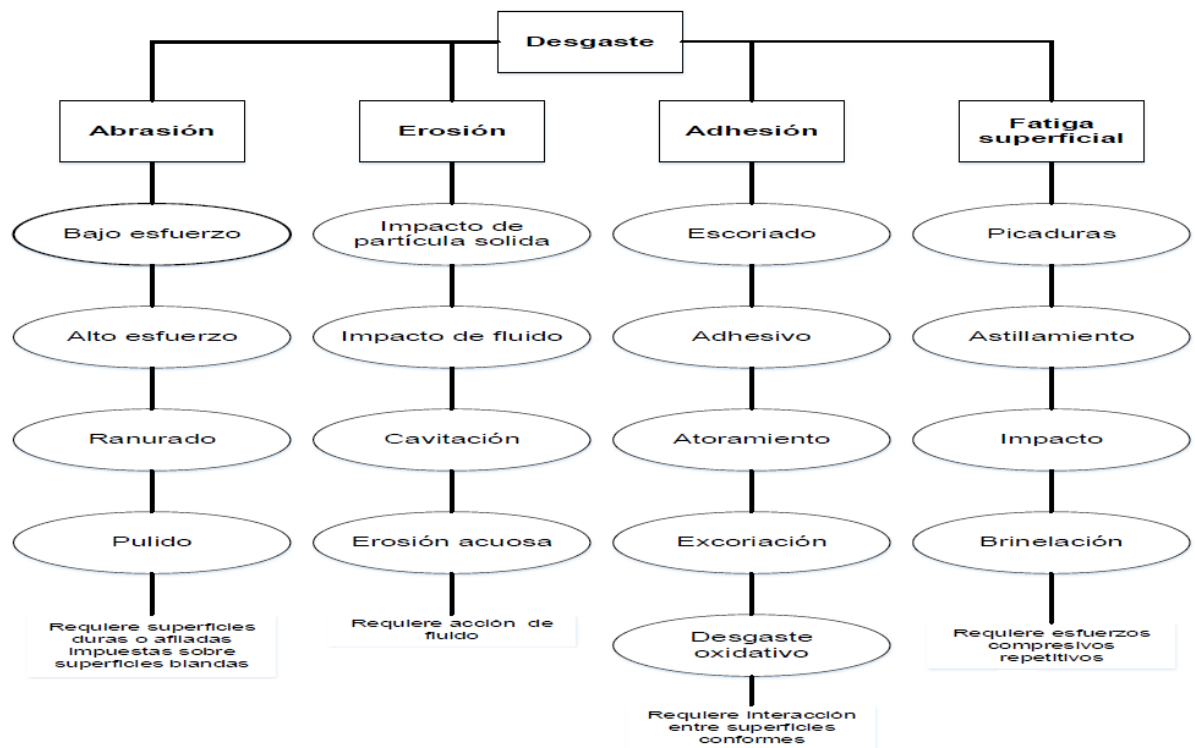


Figura 6. Clasificación general del desgaste basado en abrasión, erosión, adhesión y fatiga superficial. (Davis, 2001) tomada de (Ambrosio, 2016)

(Budinski K. , 2013) define a los cuatro mecanismos de desgaste de acuerdo a la clasificación general de desgaste de la manera siguiente:

- Abrasión. Es una forma de desgaste que se caracteriza por la remoción progresiva de material de una superficie sólida, debido a la acción de un desplazamiento forzado al estar en contacto con superficies o protuberancias duras.
- Erosión. Pérdida progresiva o daño a una superficie solida por contacto con un fluido en movimiento. El fluido puede ser de fase única o multi fase y el material removido puede incluir un componente corrosivo.
- Adhesión. Pérdida progresiva de material o daño a una superficie sólida en un contacto de rozamiento, causando por la unión de estado sólido (adhesión) entre las superficies en rozamiento.
- Fatiga superficial. La fatiga es un daño estructural progresivo y localizado que ocurre cuando un material se encuentra sometido a carga cíclica.

2.4.2.1 Desgaste abrasivo

El desgaste abrasivo es la pérdida de masa resultante de la interacción entre partículas o asperezas duras que son forzadas contra una superficie y se mueven a lo largo de ella de acuerdo a la definición de la norma ASTM G40-92.

De acuerdo con (Rodriguez, 1998) dependiendo de la forma en que las partículas pasen sobre la superficie a desgastar, se distinguen dos modos básicos de desgaste abrasivo:

- Contacto de dos cuerpos.
- Contacto de tres cuerpos.

En la figura 7 se muestra una ejemplificación estos dos tipos de contacto.

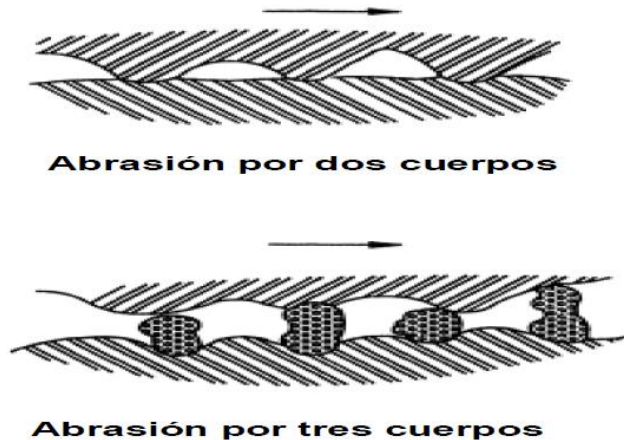


Figura 7. Tipos de abrasión de acuerdo al tipo de contacto. (Bayer, 2004) tomada de (Ambrosio, 2016)

Además, (Davis, 2001) describe al desgaste abrasivo con base al modo o proceso y a las condiciones en las cuales pueden presentarse de la siguiente manera:

a) Desgaste abrasivo de bajo esfuerzo. Bajo esta condición las partículas abrasivas que se deslizan contra una superficie, causan arañazos o micro cortes, generando astillas y virutas pequeñas (lo que implica pérdida de material). La condición de esfuerzo no causa la fragmentación del abrasivo. En bajas velocidades de deslizamiento se puede presentar en equipos empleados para mover arenas, en implementos agrícolas, entre otros. En velocidades altas de puede presentar en bombas de lodo, boquillas, ciclones y otros.

b) Desgaste de alto esfuerzo. Se produce cuando las partículas abrasivas son forzadas a deslizarse entre dos superficies de contacto. Lo que genera pérdida de material en ambas superficies. Implica la fragmentación de las partículas abrasivas. Se puede presentar en molinos de barras, rodillos, pulverizadores, ruedas dentadas, tambores de frenos y trituradoras de rodillos.

c) Cincelado. El término de desgaste por ranurado describe una abrasión de alto esfuerzo, que implica generación de considerables ranuras o estrías en la superficie. Se presenta en piezas tales como revestimientos de trituradoras, martillos de

impacto. El endurecimiento por deformación y la deformación plástica son factores dominantes en este tipo de desgaste.

d) Pulido. Implica la remoción progresiva de material y reducción de la rugosidad superficial, en una superficie por el deslizamiento forzado de partículas finas y duras.

Por otra parte los mecanismos de daño superficial en desgaste abrasivo han sido propuestos para explicar cómo es removido material de una superficie sometida a desgaste abrasivo. Como la abrasión es un fenómeno complejo, un solo mecanismo de daño no puede ser causante de toda la remoción de material o del daño en la superficie, en la figura se muestran los posibles mecanismos de daño generados por una partícula abrasiva en una superficie. Estos incluyen mecanismos de arado, la formación de cuña, micro corte, micro fatiga y micro fisuras los cuales se muestran en la figura 8. (Davis, 2001) (Campbell, 2012).

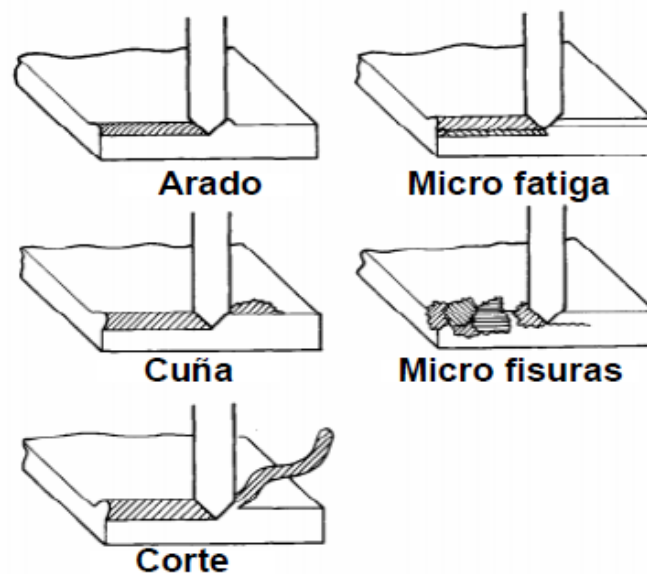


Figura 8. Mecanismo de daño en el desgaste abrasivo. (Davis, 2001)

2.4.2.2 *Desgaste erosivo.*

El desgaste erosivo es causado en la superficie de un objeto por el impacto de partículas de sólido o líquido. Un ejemplo común de este tipo de desgaste es el que se encuentra en las aspas de una turbina de gas en un avión. Las variables más importantes en el desgaste erosivo son el ángulo de impacto de la partícula, su velocidad de impacto y el material de la misma. (Rodríguez, 1998)

El ángulo de impacto es el que se forma entre la superficie erosionada y la trayectoria de la partícula inmediatamente antes del impacto. Un ángulo de impacto bajo provoca un proceso de desgaste similar a la abrasión, ya que la partícula tiende a dejar un surco en la superficie después del impacto (figura 9). Por otra parte si la velocidad de la partícula es muy baja, los esfuerzos durante el impacto no serán suficientes para producir deformación plástica y por lo tanto el desgaste se llevará a cabo por fatiga superficial, caso (b). Si la velocidad se incrementa, será posible erosionar por deformación plástica (c), en este caso cuando el material es dúctil se producirá una deformación plástica tal que se desprenderán partículas por la acción repetitiva de deformación, mientras que si el material es frágil se producirá una fragmentación del material, caso (d) y (e). Otra forma de erosión es la degradación de la red cristalina por medio del impacto de átomos en ella (f), un caso típico es el adelgazador iónico (Stachowiak & Batchelor , (1993)).

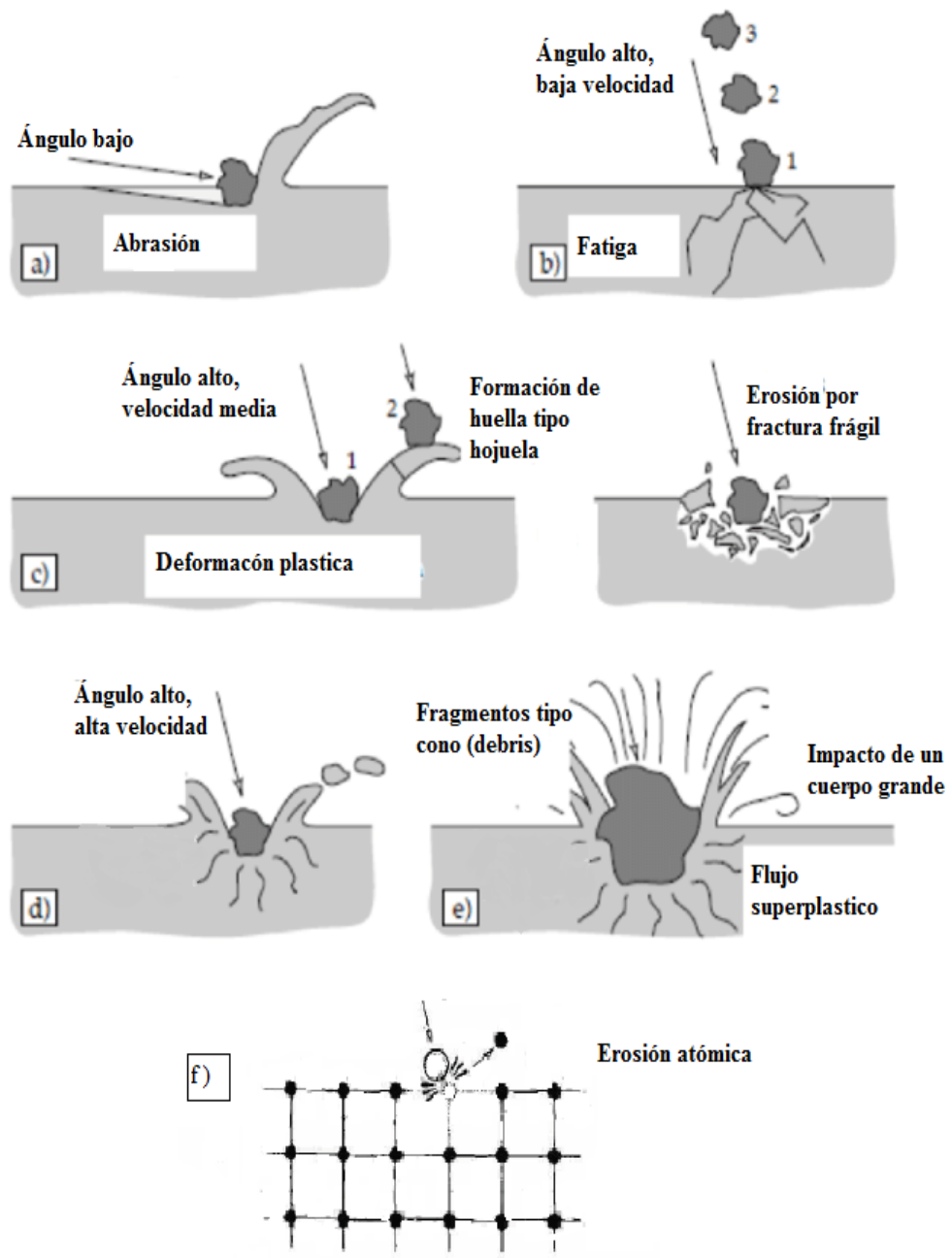


Figura 9. Mecanismos de desgaste por erosión. (Stachowiak & Batchelor, (1993))

2.4.2.3 *Desgaste adhesivo*

El desgaste adhesivo tiene lugar cuando las fuerzas de adherencia entre el contacto de las asperezas que ejercen un papel predominante en la formación de fragmentos de desgaste. Históricamente, este mecanismo está descrito por la teoría de Archard, incluso si se ha mejorado la interpretación actual, gracias a los desarrollos en la observación de los fragmentos y las superficies desgastadas que han llevado a una mejor comprensión de los fenómenos que realmente están involucrados (Straffelini, 2015).

Los metales son bastante propensos a este tipo de desgaste. La mayor parte de las fallas de un lubricante en un contacto metálico deslizante, conducirán al desgaste adhesivo, ya que la principal función de la capa lubricante es proporcionar una separación entre las superficies deslizantes. Todos los metales, con excepción de los nobles, desarrollan una capa de óxido al estar en una atmósfera oxidante. Muchas veces esta capa es casi invisible (nanómetros de espesor), de manera que el metal parece puro. Esta capa evita el contacto entre las superficies y obstaculiza el desgaste severo. De esta manera en la figura se muestran los posibles modelos de deformación entre asperezas ya adheridas. Después de la formación del puente adhesivo, si uno de los materiales es frágil, se producirá una separación con una mínima deformación y prácticamente sin dejar partículas de desgaste. Si el material es dúctil la deformación que se produce antes de la separación de la partícula es mucho mayor. La partícula que ha sido separada de una de las asperezas puede permanecer unida a la otra aspereza como material transferido de una superficie a otra o puede ser liberada como una verdadera partícula de desgaste.

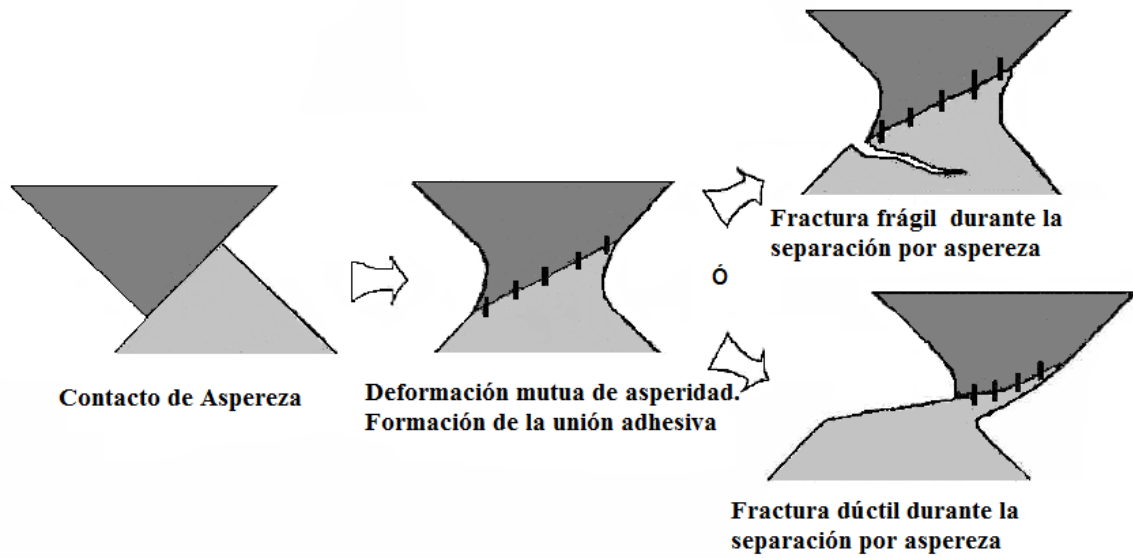


Figura 10. Modelos de deformación de asperezas en contacto adhesivo. (Stachowiak & Batchelor , (1993))

2.4.2.6 Desgaste por fatiga

El desgaste por fatiga es causado por la deformación de las asperezas y de las capas superficiales, cuando las asperezas de dos superficies opuestas entran en contacto. El contacto entre estas asperezas es acompañado por esfuerzos locales de muy alta magnitud, que se repiten durante un gran número de ciclos durante el deslizamiento o el rodamiento de las superficies. Las partículas de desgaste que se generen serán a causa de la propagación de grietas por fatiga. El mecanismo de este tipo de desgaste es determinado por el inicio de grietas, crecimiento de grietas y fractura.

El mecanismo de inicio de grietas superficiales, se muestra en la figura 11, Primeramente se origina una grieta en la superficie, en algún punto débil de la misma, después se propaga hacia el interior por los planos de deslizamiento más débiles o por las fronteras de las celdas de dislocación. Después pueden surgir grietas secundarias a partir de grietas primarias o mediante la unión de "grietas primarias con grietas subsuperficiales. Finalmente cuando una grieta alcanza

nuevamente la superficie en otro punto, se liberará una partícula de desgaste. Por lo tanto, cuando se tiene un sistema sin lubricación, durante el deslizamiento de las superficies, la deformación superficial debilitará esta zona, facilitando el inicio y la propagación de las grietas, así como la formación de partículas de desgaste.

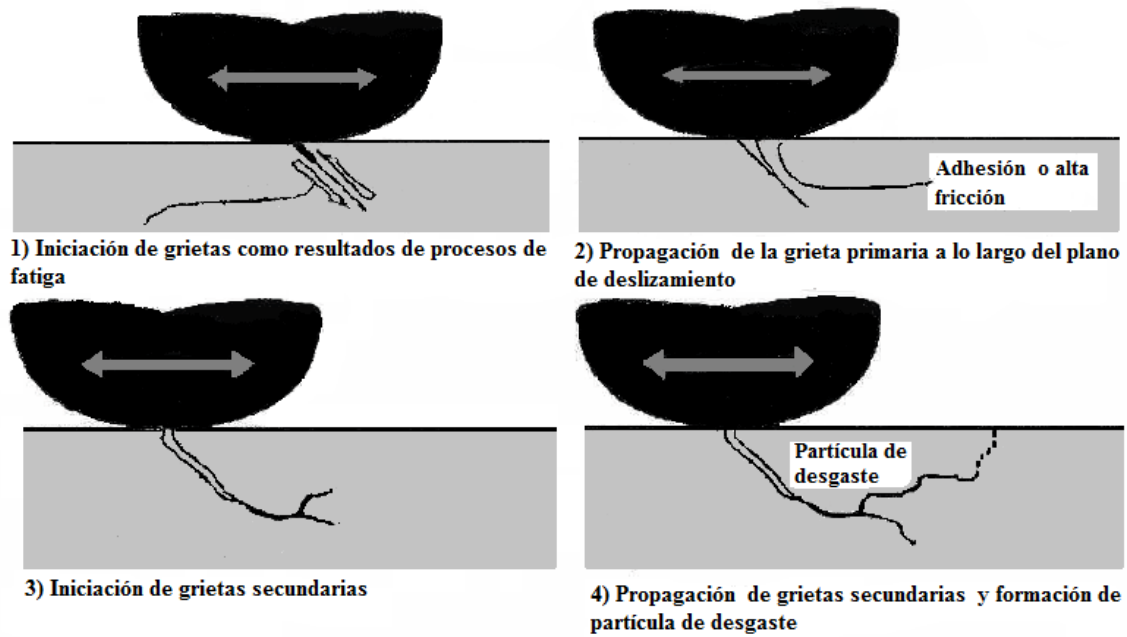


Figura 11. Mecanismo de la formación y propagación de grietas por fatiga. (Stachowiak & Batchelor , (1993))

2.5 Estado del arte sobre estudios de desgaste de aceros austeníticos al manganeso.

En los últimos años se han realizado diversos estudios de desgaste en aceros austeníticos al manganeso (Hadfield), con % de Mn entre 10-14 con el fin de conocer los mecanismos de desgaste. En lo que respecta a los Aceros TWIP existe pocos estudios de investigación, algunos enfocados al desgaste por deslizamiento. Para poder tener una idea del comportamiento en desgaste de los aceros austeníticos al manganeso se realizó una revisión de los estudios llevados a cabo en diferentes trabajos de investigación.

(Tressia, Penagos, & Sinatora, 2017) realizaron un estudio sobre los efectos del tamaño de partícula abrasivo y el valor de pH de soluciones acuosas sobre la resistencia al desgaste abrasivo de un acero H-13 y un acero Hadfield. Los resultados de esta investigación arrojaron una menor pérdida de masa en el acero Hadfield, a lo que se le atribuye que después del ensayo de desgaste este acero presenta una capa superficial endurecida por el trabajo mecánico. También reportaron que las partículas abrasivas más grandes aumentaron la pérdida de masa para ambos materiales y la solución acuosa más ácida dio como resultado mayores pérdidas de masa para ambos materiales. Dentro de los mecanismos de desgaste encontrados fueron micro-arado y micro-corte.

En el estudio de investigación de (Wang, Song, Peng, & Pei, 2016) se evaluaron las características de desgaste impacto-abrasivo de un acero de múltifase en diversas condiciones y se compararon con las del acero Hadfield convencional. Los resultados demostraron que el acero múltifase posee una mayor resistencia a la tracción, microdureza, capacidad de endurecimiento en el trabajo y resistencia al impacto-abrasivo en comparación con el acero tradicional Hadfield Mn13Cr2. Sin embargo pero el acero múltifase tiene una energía de impacto relativamente baja (9 J para la prueba Charpy V-notch). Dentro de los mecanismos de desgaste encontrados para el acero múltifase son presión de partículas, micro vacío y

cráteres delaminados, en lo que respecta al acero Hadfield los mecanismos de desgaste son adhesión, cráteres y microgrietas.

Dentro de los aceros TWIP (Mercado Lemus, 2017) realizó un estudio de investigación sobre la influencia de la adición de diferentes elementos microaleantes (Ti, V, Nb, Mo y Ti/B) sobre la resistencia al desgaste por deslizamiento no-lubricado de aceros TWIP. Los resultados de la investigación indicaron que los elementos microaleantes tienen poca influencia sobre la resistencia al desgaste de los aceros TWIP bajo estudio, debido al fenómeno de —oxidación, que tiende a igualar las características de todos los aceros (TWIP-REF, Nb, Ti, V, Mo y Ti/B). El principal mecanismo de desgaste actuante bajo las condiciones presentadas es la reacción triquímica (desgaste oxidativo), característica de aleaciones base hierro que presentan la condición de deslizamiento en seco bajo un ambiente con la presencia de oxígeno, y actuando en menor proporción el adhesivo, lo cual en conjunto es influenciado por las altas temperaturas generadas durante los diferentes ensayos.

CAPÍTULO III

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

CAPÍTULO III. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

En esta sección se describe la secuencia utilizada en este proyecto de investigación la cual se divide en dos etapas experimentales. En la primera etapa se realiza la caracterización en estado de recepción de los aceros TWIP aleados, TWIP referencia y acero Mn17Cr1.6C1.3. Posteriormente en la segunda etapa se realiza el ensayo de desgaste abrasivo el cual consta de diferentes subetapas como la caracterización del mineral utilizado como el medio abrasivo y análisis de superficies desgastadas. En el diagrama de flujo de la figura 12 se resume los métodos seguidos durante el proceso experimental.

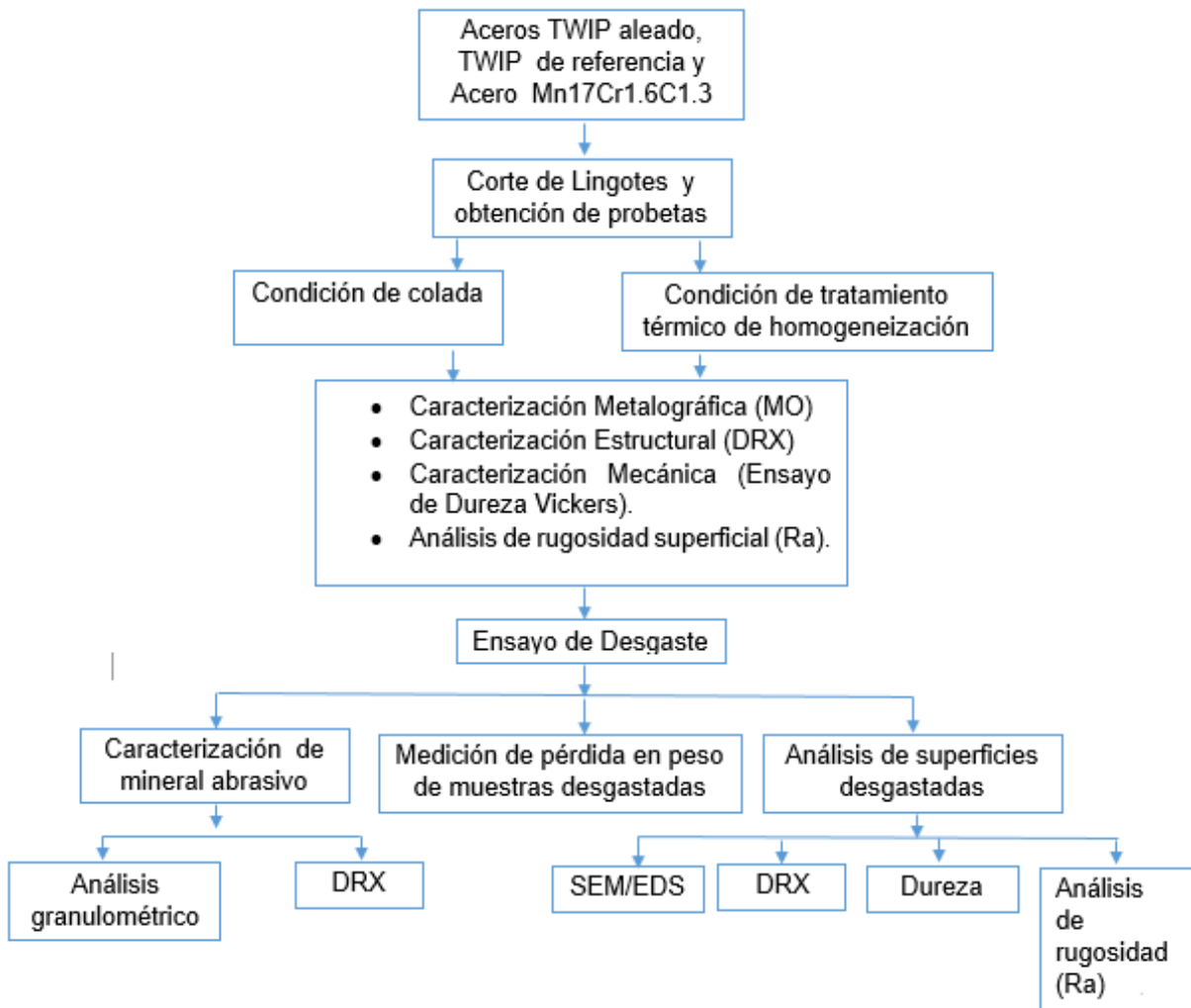


Figura 12. Etapas experimentales del proyecto de investigación.

3.1 Materiales y composición química.

Este proyecto de investigación partió de aceros TWIP aleados fabricados en el laboratorio de fundición del IIMM-UMSNH. Los aceros analizados se fundieron en un escalón de solidificación (figura 13) para analizar su microestructura en seis diferentes condiciones, siendo la condición AT1 la de mayor velocidad de solidificación y la condición AT6 la de menor velocidad de solidificación.

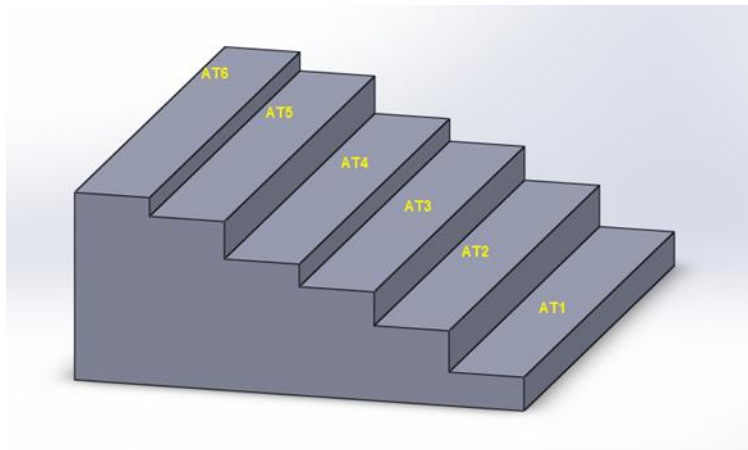


Figura 13. Esquema de escalón de solidificación.

La composición química propuesta de los materiales utilizados en este trabajo de investigación se muestra en la tabla 2.

Tabla 2. Composición química propuesta de los aceros estudiados. (% en peso)

Acero	C	Mn	Al	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
TWIP Referencia	0.4	21	1.5	1.5	-	-	-	-
TWIP Aleado	0.7	20	1	1.5	2	2	1	1
Mn17Cr1.6C1.3	1.3	17	-	0.4	1.6	-	1	-

3.2 Tratamiento térmico para homogeneización

En los aceros TWIP, el tratamiento térmico de homogeneización permite eliminar la segregación de los elementos de aleación, principalmente la del Mn. La homogeneización exige una temperatura alta ($>1100^{\circ}\text{C}$) y una permanencia muy larga seguida de un enfriamiento lo más lento posible (Reyes Calderón, 2013).

El tratamiento térmico de homogeneización se realizó en un horno tubular de alta temperatura Hobersal® ST-16 con atmósfera inerte de argón con la finalidad de evitar la oxidación del acero. Se empleó una velocidad de calentamiento de $8^{\circ}\text{C}/\text{min}$ con un tiempo de permanencia de 5 horas y un enfriamiento en el horno. La figura 14(a) presenta el ciclo térmico de homogenización.

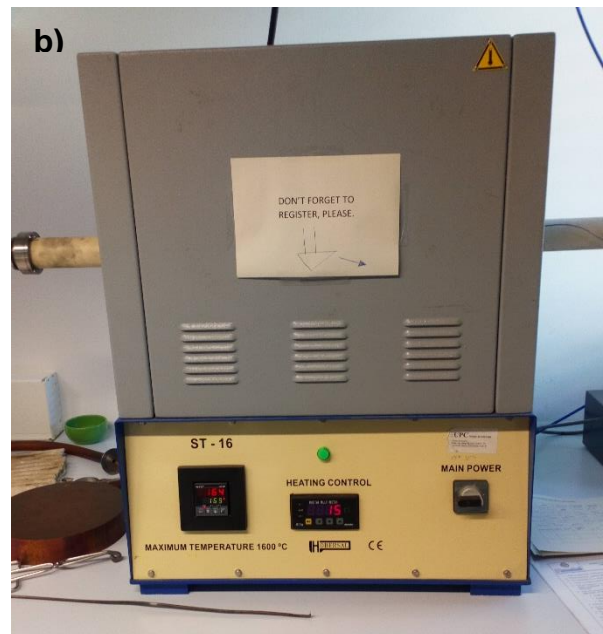
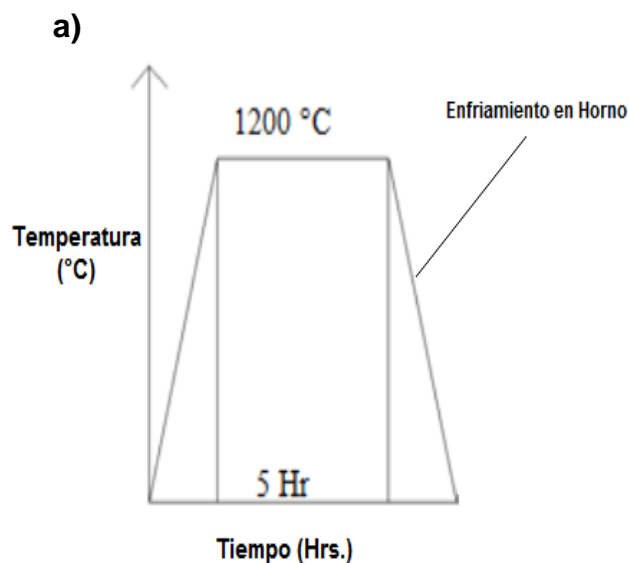


Figura 14. (a) Ciclo del tratamiento térmico de homogeneización. (b) Horno tubular de alta temperatura Hobersal® ST-16

3.3 Caracterización metalográfica

3.3.1 Microscopia óptica

El microscopio óptico utilizado en este proyecto de investigación es de marca Unión Versamet-3, el cual se muestra en la figura 15.



Figura 15. Microscopio óptico metalográfico marca Unión Versamet

Antes del análisis en el microscopio óptico, la preparación de las muestras se realizó mediante los pasos de desbaste y pulido. Para el desbaste, se usaron lijas de 180 #, 240 #, 380 #, 600 # y 1200 #. Luego, las muestras se pulieron usando alúmina de 1 μm para pulido preliminar y 0.3 μm , para pulido final, esto se realizó hasta que la superficie no mostró rayas bajo el microscopio óptico.

Después de este procedimiento, las muestras se atacaron usando nital al 3% para revelar la microestructura. Las muestras se lavaron a continuación con agua y se secaron. Finalmente, las muestras estuvieron listas para su observación a través de microscopía óptica.

3.4 Caracterización estructural

3.4.1 Difracción de rayos-X

En este proyecto de investigación, la técnica de difracción de rayos-X se utilizó para identificar la fase austenítica, así como precipitados de carburos. El equipo utilizado fue un Difractómetro Bruker D8 Advance, con longitud de onda de Cu $\text{K}\alpha_1$ (1.5406 Å), voltaje de 40 KV y una intensidad de 25 mA. Se realizó un barrido continuo en el intervalo 2θ desde 30° hasta 120° . La identificación de las fases presentes, se llevó a cabo mediante revisión bibliográfica de los picos de difracción encontrados en trabajos de investigación previos de aceros TWIP. Los diferentes difractogramas obtenidos fueron graficados en el software Origin versión 8.



Figura 16. Difractómetro Bruker D8 Advance

3.5 Caracterización mecánica

3.5.1 Ensayo de microdureza Vickers

El ensayo de microdureza Vickers se llevó a cabo con las muestras de las diferentes condiciones de aceros TWIP previamente desbastadas y pulidas en acabado espejo. El ensayo se hizo con una carga de 0.3 kgf (HV0.3) y un indentador de diamante piramidal automático. Se realizaron 10 indentaciones por muestra con una distancia de separación de 100 μm a través de un barrido longitudinal. Para el ensayo de microdureza se utilizó un microdurometro Shimadzu, Modelo: HMV, el cual se observa en la figura 17.



Figura 17. Microdurometro Shimadzu, Modelo: HMV

3.6 Análisis de rugosidad superficial

La rugosidad es la irregularidad de la superficie que es producida por longitudes de onda muy corta, y además - caracterizada por los picos (asperezas) y valles de amplitud variable y espaciamiento fino. La caracterización de las superficies no es nada fácil, para ello se necesita al menos de dos parámetros: el primero variación en altura y variación en altura con respecto al plano de la superficie (características espaciales). Por lo anterior se han utilizado parámetros estadísticos para su descripción. En el primer caso la rugosidad promedio (CLA o Ra) y la rugosidad de raíz cuadrada media (RMS o Rq) son algunos ejemplos.

El análisis de rugosidad superficial para este trabajo de investigación se realizó en un rugosímetro marca Mitutoyo modelo 301 el cual se observa en la figura 18. Este análisis de rugosidad se realizó antes y después del ensayo de desgaste.



Figura 18. Rugosímetro Mitutoyo, Modelo 301

3.7 Ensayo de desgaste

El ensayo de desgaste se realizó en una máquina de desgaste de tambor con ejes verticales como se muestra en la figura 19. En este ensayo se evaluó la pérdida de masa en peso en unidades miligramos sobre milímetro cuadrado cada 24 horas durante 3 días.

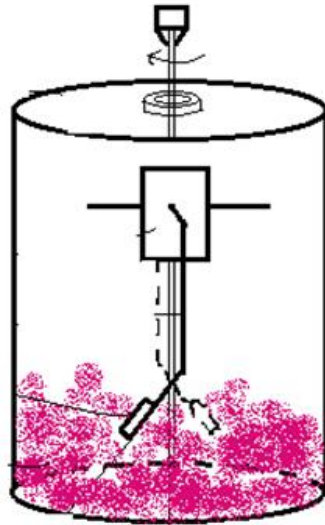


Figura 19. Esquema de máquina tribológica de tambor con ejes verticales para evaluación de desgaste abrasivo.

Esta prueba de desgaste se realizó con una la velocidad de rotación es de 95 rpm. El medio de desgaste que se utilizó es un mineral como medio abrasivo y del cual se utilizó 1265 gr para cada replica. Los parámetros utilizados en este ensayo se resumen en la Tabla 3.

Tabla 3. Parámetros de ensayo de desgaste

Parámetros	Valores
Velocidad de rotación	95 rpm
Composición química de medio abrasivo	SiO ₂ –CuFeS ₂ -FeS ₂
Peso de medio abrasivo	1265 gr
Diámetro promedio de partícula de mineral abrasivo	2.88 mm

Las dimensiones de la muestras que se utilizaron son de 11mm x 18 mm x 8 mm las cuales previamente se desbastaron utilizando las lijas 180 #, 240 #, 380 #, 600 #. Antes y después del ensayo de desgaste las muestras fueron limpiadas con alcohol en un limpiador ultrasónico por 5 minutos y secado con aire comprimido. En la figura 20 se muestra un esquema de la dimensión de la muestra utilizada en este ensayo.

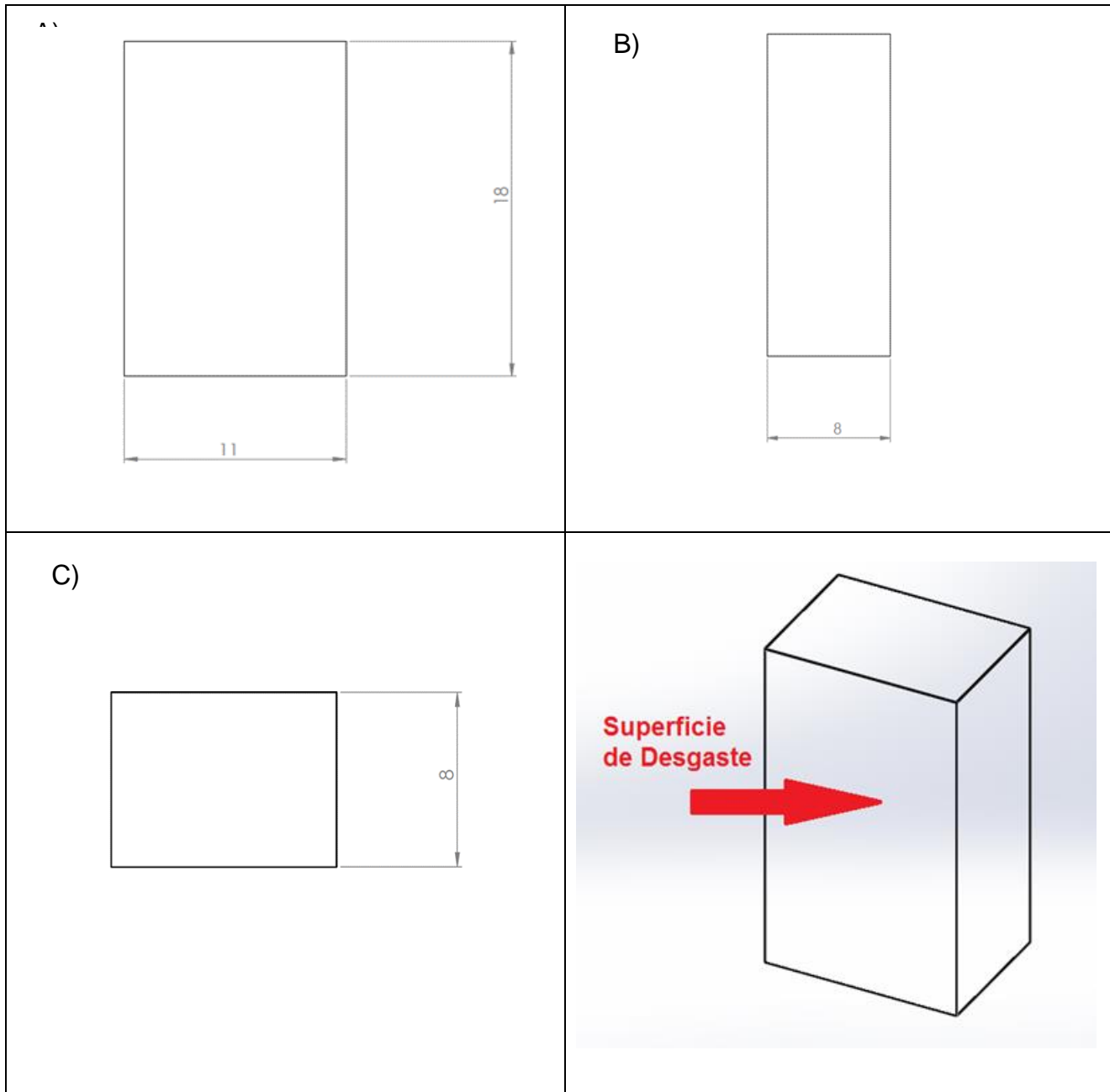


Figura 20. Esquema de muestras para ensayo de desgaste abrasivo. A) Vista frontal. B) Vista lateral. C) Vista Inferior. D) Esquema 3D de muestra. (Dimensiones en mm)

3.7.1 Caracterización de mineral abrasivo.

3.7.1.1 Análisis granulométrico

El análisis granulométrico de esta investigación se realizó por medio de tamices, en el cual se utilizó un juego de mallas de No 8, 10, 20, 50, 100, charola de fondo y tapa, un agitador de tamices motorizado marca HUMBOLDT, modelo 5DPL6 (figura 21) y una balanza de precisión marca RADWAG modelo WLC2/A2. El análisis partió pesando la masa total del mineral, posteriormente se coloca el mineral en la parte superior de los tamices, después se colocó el juego de mallas en el agitador mecánico por espacio de 10 minutos. Finalmente se procedió a pesar el mineral retenido en cada tamiz.



Figura 21. Agitador de Tamices Motorizado. Marca HUMBOLDT, modelo 5DPL6.

3.7.1.2 DRX de mineral abrasivo

La técnica de Difracción de Rayos X se utilizó para identificar los diferentes tipos de compuestos que están presentes en el mineral abrasivo, para ello se realizó una preparación previa del mineral en cual se tomó una muestra de 100 gr la cual fue molida, tamizadas a malla -400.

3.7.2 Medición de pérdida masa en peso de las probetas desgastadas

Las muestras se pesaron antes de cada ensayo en una balanza de alta precisión (figura 22). Cada 24 horas se realizó un paro en la máquina de desgaste para realizar limpieza con alcohol en un limpiador ultrasónico con el fin de eliminar restos de mineral, posteriormente se pesó la pérdida masa por efecto del desgaste. La pérdida masa en peso fue considerada como medida de resistencia al desgaste.

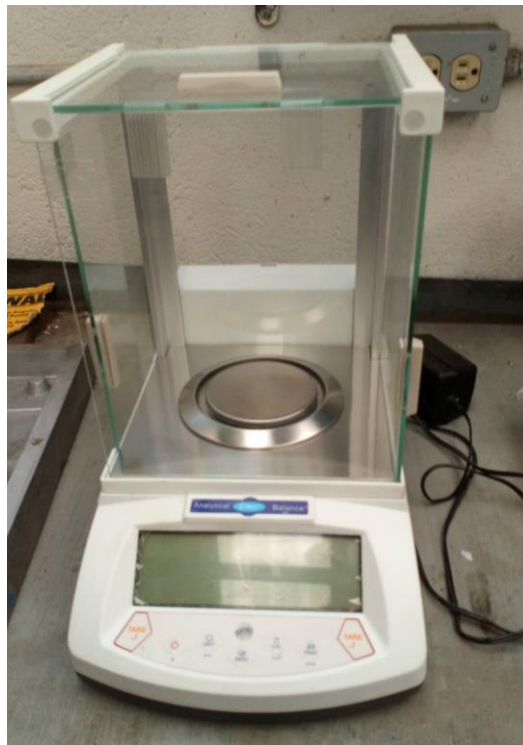


Figura 22. Balanza automática de alta precisión, Marca VELAB, Modelo: VE-210.

3.7.3 Análisis de superficies desgastadas

3.7.1.1 Microscopía electrónica de barrido

Una parte importante después de realizar las pruebas de desgaste, implica analizar los mecanismos de daño generados por el desgaste abrasivo en las huellas o marcas de desgaste. Para realizar dicho análisis, las técnicas a emplear son: SEM y también la SEM-EDS. Las condiciones de operación de MEB fueron, voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo de 24 mm, a diferentes magnificaciones.



Figura 23. Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7001F

3.7.1.2 Difracción de rayos-X en superficies desgastadas.

Las superficies de desgaste fueron analizadas mediante DRX con el objetivo de revisar posibles transformaciones de fase durante la prueba de desgaste por abrasión.

3.7.1.3 Dureza Vickers (HV) en superficies desgastadas.

Los ensayos de dureza Vickers en las superficies desgastadas se realizaron en la superficie de desgaste con el objetivo de evaluar un posible endurecimiento en la zona de contacto. Se realizaron indentaciones con una distancia de separación de 100 μm , a través de un barrido longitudinal mediante un microdurometro Shimadzu, Modelo: HMV con indentador de diamante piramidal automático y con una carga de 300 gr.

CAPÍTULO IV

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4. CAPITULO IV. ANALISIS Y DISCUSION DE RESULTADOS

4.1 Caracterización metalográfica de aceros TWIP en condición de colada.

Las seis condiciones del escalón de solidificación del acero TWIP aleado exhiben una microestructura dendrítica. La figura 24 muestra las zonas columnares de las diferentes condiciones que fueron caracterizadas. La figura 24 (a) muestra la condición AT1 en la cual se puede observar la microestructura dendrítica más refinadas debido a que en esta condición hay una mayor velocidad de solidificación, el tamaño del eje primario de las dendritas es de $1270\ \mu\text{m}$, la figura 24 (b) muestra el escalón AT2 la cual tiene un tamaño de dendrita de $1323\ \mu\text{m}$ y presenta inclusiones tipo óxido distribuidas aleatoriamente en la matriz, cabe destacar que existen variaciones en el tamaño de las dendritas en algunas regiones de la zona columnar. De acuerdo con (Reyes Calderón, (2013)) las variaciones en el tamaño de las dendritas son debidas a la dirección de la extracción de calor, la cual es preferentemente orientada hacia las paredes del molde, a la segregación de los solutos (elementos aleantes y microaleantes) hacia las fronteras dendríticas y a la velocidad de enfriamiento presente en la zona columnar, ya que al aumentar ésta, se incrementa el grado de subenfriamiento y a su vez se produce un refinamiento en el tamaño de grano dendrítico. Por su parte en las condiciones AT3 y AT4, figuras 24 (c) y (d) se observa un tamaño de dendrita considerable más grande de $1354\ \mu\text{m}$ y $1376\ \mu\text{m}$ respectivamente debido a que hay una menor velocidad de enfriamiento durante la solidificación, cabe destacar que en estas condiciones también contienen inclusiones metálicas. En las figuras 25 (e) y (f) se aprecian las condiciones AT5 y AT6 el cual presentan un tamaño de dendrita es más grande de $1391\ \mu\text{m}$ y $1435\ \mu\text{m}$. Por último se la figura 24 g) se observa un acero TWIP de composición base una microestructura muy heterogénea.

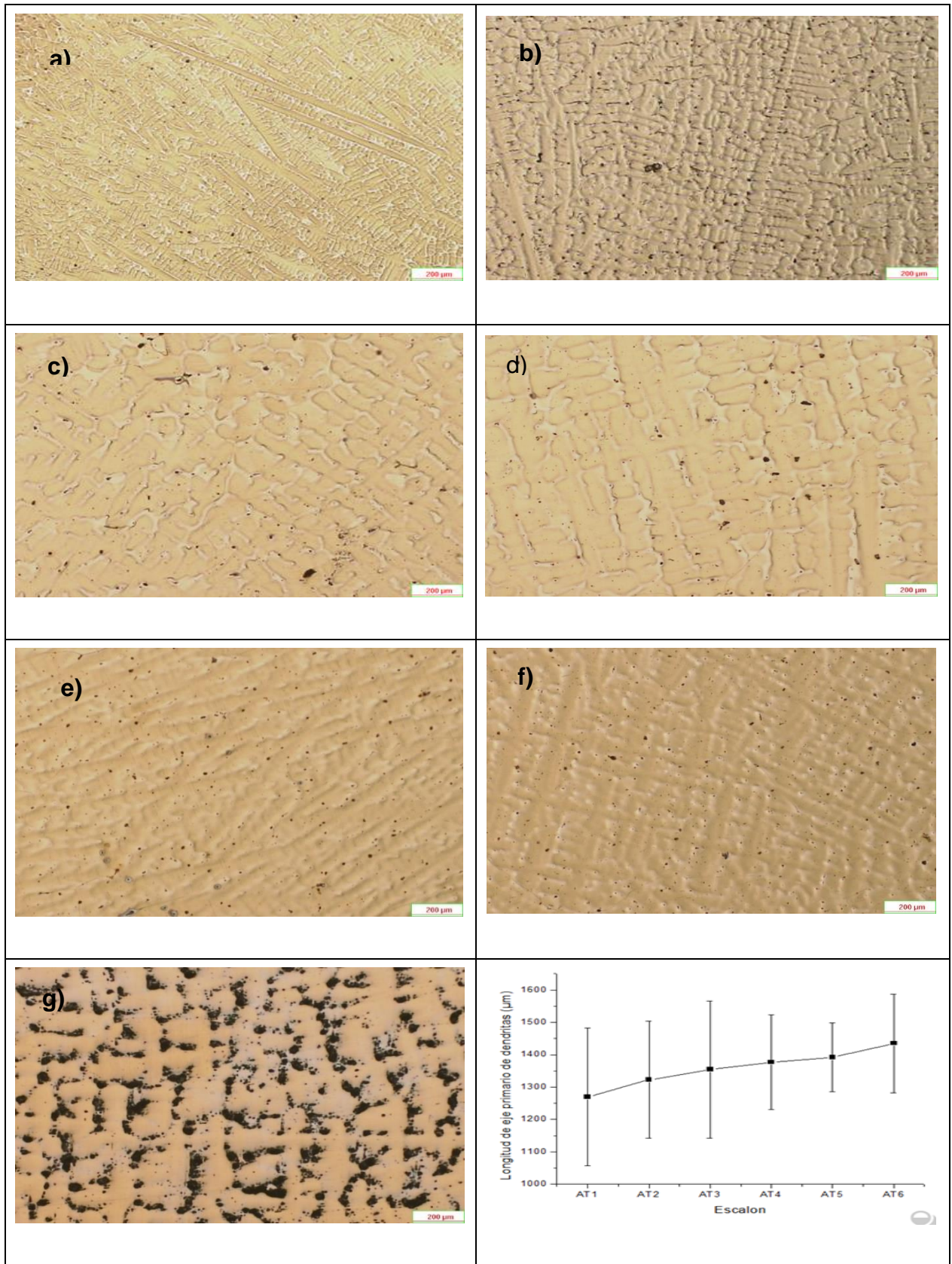


Figura 24. Microestructuras en condición de colada de los aceros TWIP: a) Condición AT1, b) Condición AT2, c) Condición AT3, d) Condición AT4, e) Condición AT5, f) Condición AT6, g) Condición de Referencia.

4.2 Caracterización metalográfica de aceros TWIP en condición de tratamiento térmico de homogeneización.

Las micrográficas obtenidas después del tratamiento térmico en las 6 diferentes condiciones muestran microestructuras homogeneizadas, con grano equiaxial de tamaño no uniforme. La figura 25 (a) muestra la condición AT1 la cual fue la que obtuvo el menor tamaño de grano de 222 μm esto por ser la condición sometida a mayor velocidad de solidificación. La condición AT2 mostró un tamaño de grano mayor al de la condición AT1 de 259 μm , cabe mencionar que las microestructuras presentan inclusiones metálicas. En tamaño de grano para las condiciones AT3 y AT4 es de 306 y 325 μm respectivamente. La figura 25 (e)-(f) muestran las condiciones AT5 y AT6 las cuales presenta el mayor tamaño de grano de 390 y 413 μm . Al igual que en la condición de colada, la condición de tratamiento térmico de homogeneización presenta a mayor velocidad de solidificación un menor tamaño de grano. Por su parte el acero TWIP en condición de referencia figura 25 (g) muestra granos alargados a diferencia del acero TWIP aleado que muestra granos equiaxiales. Cabe señalar que las diferentes condiciones presentan inclusiones de tipo óxido distribuidas en la matriz.

En el trabajo de investigación (Reyes Calderón, (2013)) realiza un tratamiento térmico de homogenización a un acero TWIP microaleados por separado con B, Nb, V y Ti. Para los aceros TWIP microaleados con los diferentes elementos reporta una microestructura homogenizada pero con un tamaño grano equiaxial diferente. Para el caso del acero TWIP microaleados con B el tamaño de grano fue de 275 μm . En la condición de microaleado con Nb tuvo un menor tamaño de grano de 105 μm . Por otra parte para la acero TWIP microaleado con V el tamaño de grano fue de 244 μm y por último para la condición de Ti el tamaño de 150 μm , siendo el acero TWIP microaleado con Nb el que obtuvo mayor refinamiento de grano.

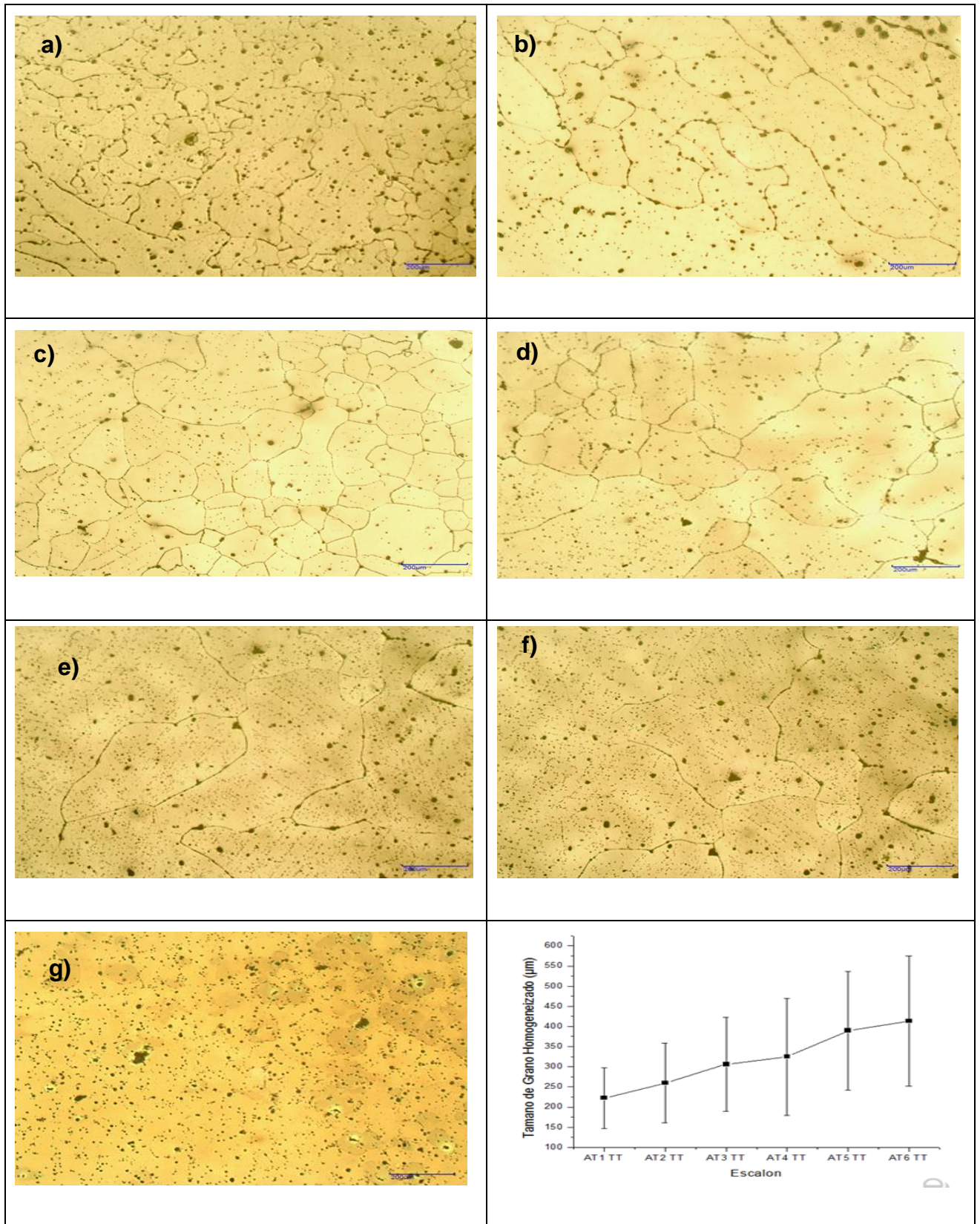


Figura 25. Microestructuras en condición de tratamiento térmico de homogeneización: a) Condición AT1, b) Condición AT2, c) Condición AT3, d) Condición AT4, e) Condición AT5, f) Condición AT6, g) Condición de Referencia, h) f) Tamaño de grano austenítico promedio.

4.3 Caracterización metalográfica de acero Mn17Cr1.6C1.3

En la microestructura del acero Mn17Cr1.6C1.3 se puede observar una matriz austenítica con precipitación de pequeños carburos de tipo M_7C_3 en los límites de grano y carburos de tipo M_3C en áreas interdendríticas como se observa en la figura 26. El acero Mn17Cr1.6C1.3 presenta un tamaño de grano heterogéneo y límites de grano irregulares. (García y colaboradores, (2010)) mencionan que la combinación con el carbono y el manganeso puede formar distintos carburos: Mn_7C_3 , Mn_5C_2 , $Mn_{23}C_6$ y $Mn_{15}C_5$; sin embargo, generalmente, para los contenidos habituales de manganeso los únicos carburos que aparecen son $(Fe, Mn)_3C$ y, principalmente, Mn_3C .

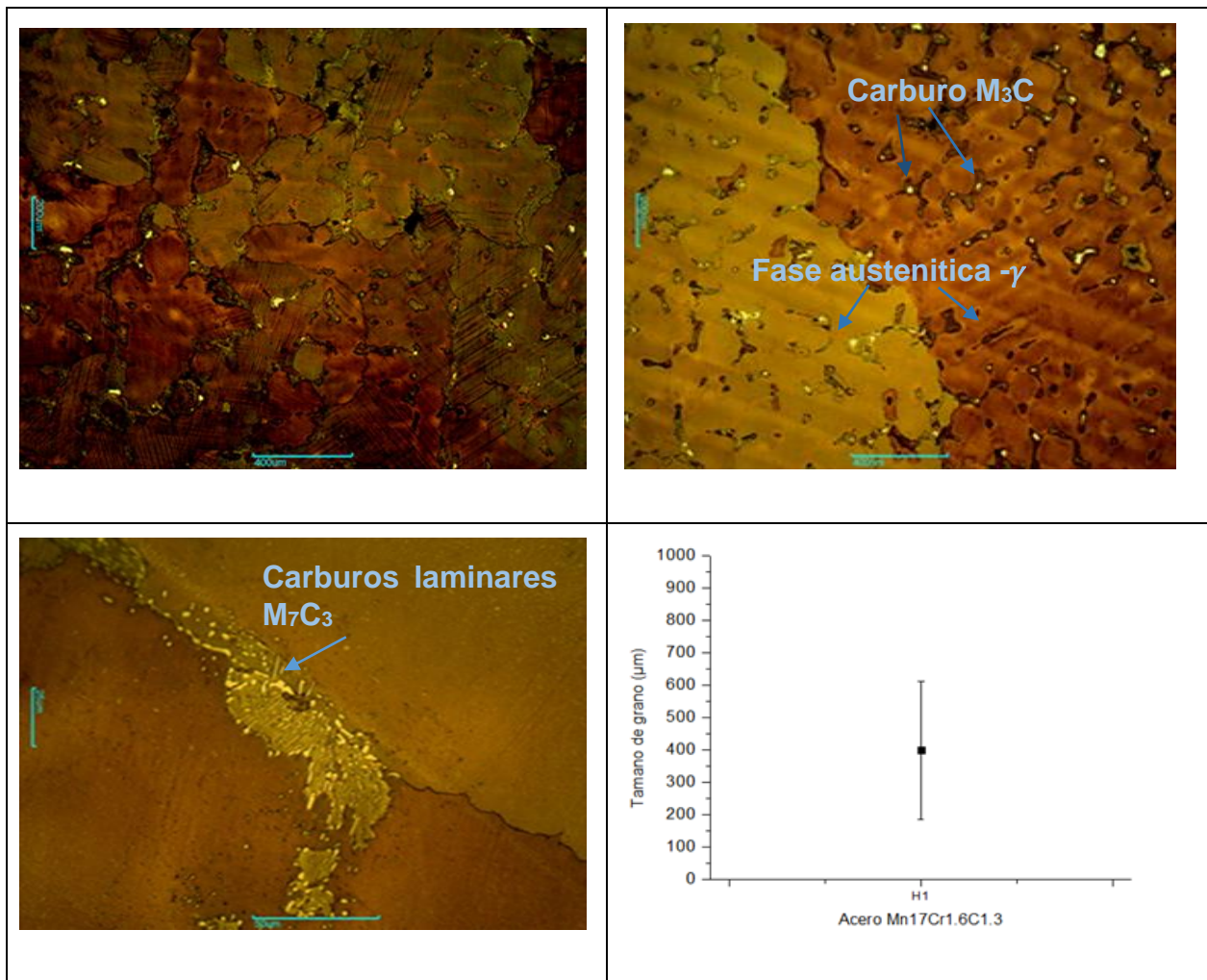


Figura 26. Microestructura de acero Mn17Cr1.6C1.3

4.4 Análisis estructural mediante difracción de rayos-x

4.4.1 Aceros TWIP en condición de colada

En la figura 27 se muestra el patrón de difracción de los aceros TWIP en condición de colada la cual muestra los picos típicos de reflexión de una estructura austenítica (fcc) en los planos (111), (200), (220), (311) y (222). Los picos más altos corresponden al plano cristalino γ (111) en el ángulo $2\Theta=43.3^\circ$ en las condiciones AT1, AT2, AT3, AT4, AT5 Y AT6. Para la condición ATC el pico en ese mismo ángulo $2\Theta=43.3^\circ$ es más débil aunque el pico a $2\Theta\approx 50.2^\circ$ del plano (200) posee una mayor intensidad. Hubo algunas diferencias en la condición AT1 Y AT5 en el pico localizado a $2\Theta\approx 73.85^\circ$ del plano cristalográfico (200) el cual apareció en menor intensidad, otro factor que se encontró para las condiciones AT2, AT3, AT5 Y AT5 de solidificación que presenta el pico en el ángulo $2\theta\approx 95^\circ$ con índices cristalográficos (222). De acuerdo con (Hernández, (2012)) la variación de intensidad en los picos es debido al efecto de orientación por la colocación de la muestra sobre el difractómetro, más que a un posible efecto de texturización.

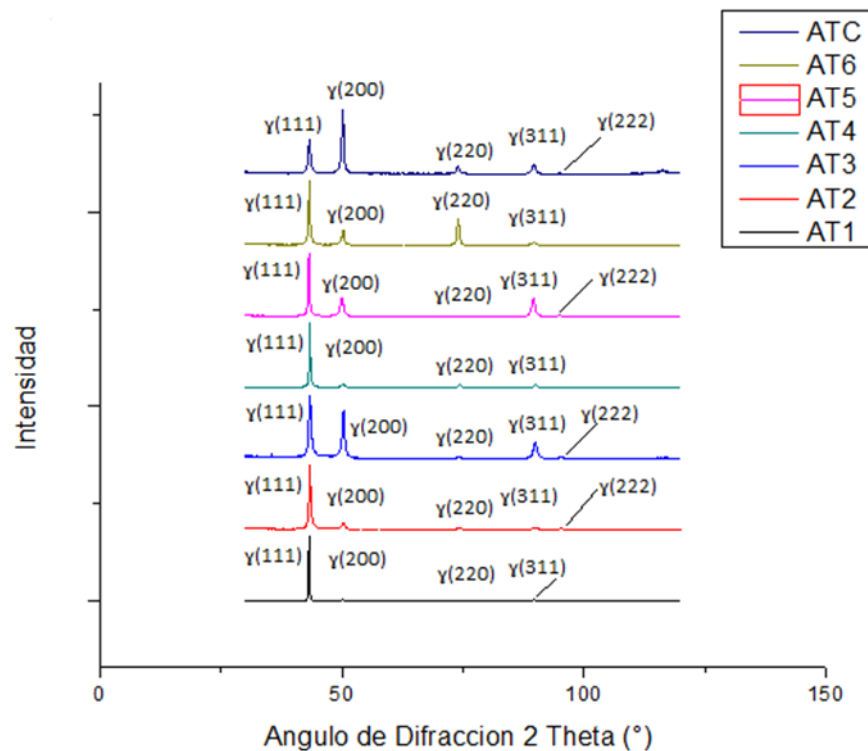


Figura 27. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de colada.

4.4.2 Aceros TWIP condicion de homogeneización

En la figura 28 se muestra el patron de difracción del acero TWIP en condición de homogeneización, al igual que en la condición de colada el difractograma muestra los picos típicos de reflexión de una estructura austenítica (fcc) en los planos (111), (200), (220), (311) y (222). El pico de mayor intensidad para las condiciones de solidificación son AT1 TT, AT2 TT, AT3 TT, AT4 TT y AT5 TT el cual coincide con el ángulo $2\theta \approx 43.3^\circ$ con los índices cristalográficos (111). Para la condición AT6 TT y ATC TT el pico en ese mismo ángulo $2\theta = 43.3^\circ$ es más débil pero el pico a $2\theta \approx 50.2^\circ$ del plano (200) posee una mayor intensidad. Cabe destacar la presencia muy discreta de estructuras bcc de tipo α a $2\theta \approx 64.4^\circ$ en las condiciones AT2 TT y AT6 TT y a $2\theta \approx 62.1^\circ$ en la AT4 TT.

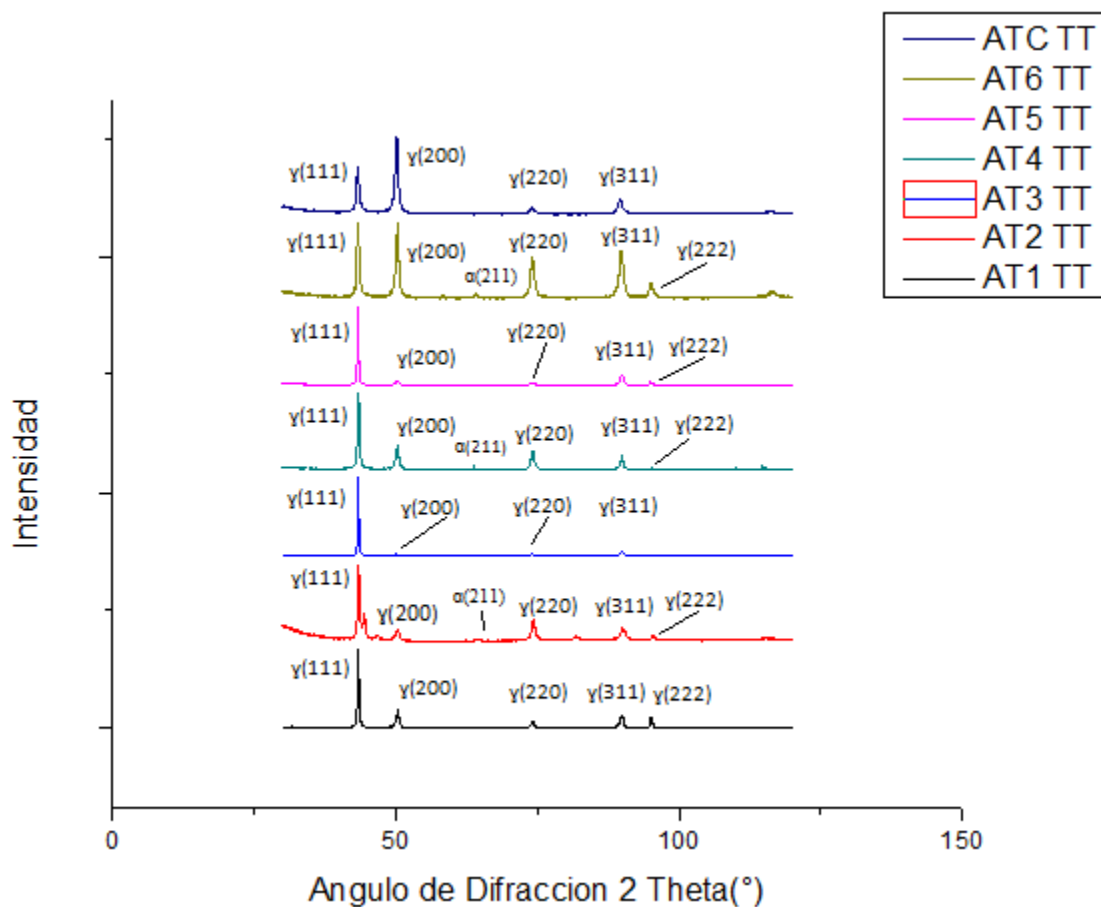


Figura 28. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros TWIP en condición de homogeneización

4.4.3 Acero Mn17Cr1.6C1.3

El patrón de difracción de rayos-X del acero Mn17Cr1.6C1.3 se observa en la figura 29, el cual presenta picos pertenecientes a la fase austenita- γ (fcc), el pico de mayor intensidad coincide con el ángulo $2\theta \approx 43^\circ$ con los índices cristalográficos (111). Cabe destacar que mediante el análisis de MO se detectó la presencia de carburos, pero debido a las limitaciones de la técnica de difracción de rayos-X en cuanto a la cantidad en que se encuentre presentes (<3% en peso) no se detectaron mediante esta técnica.

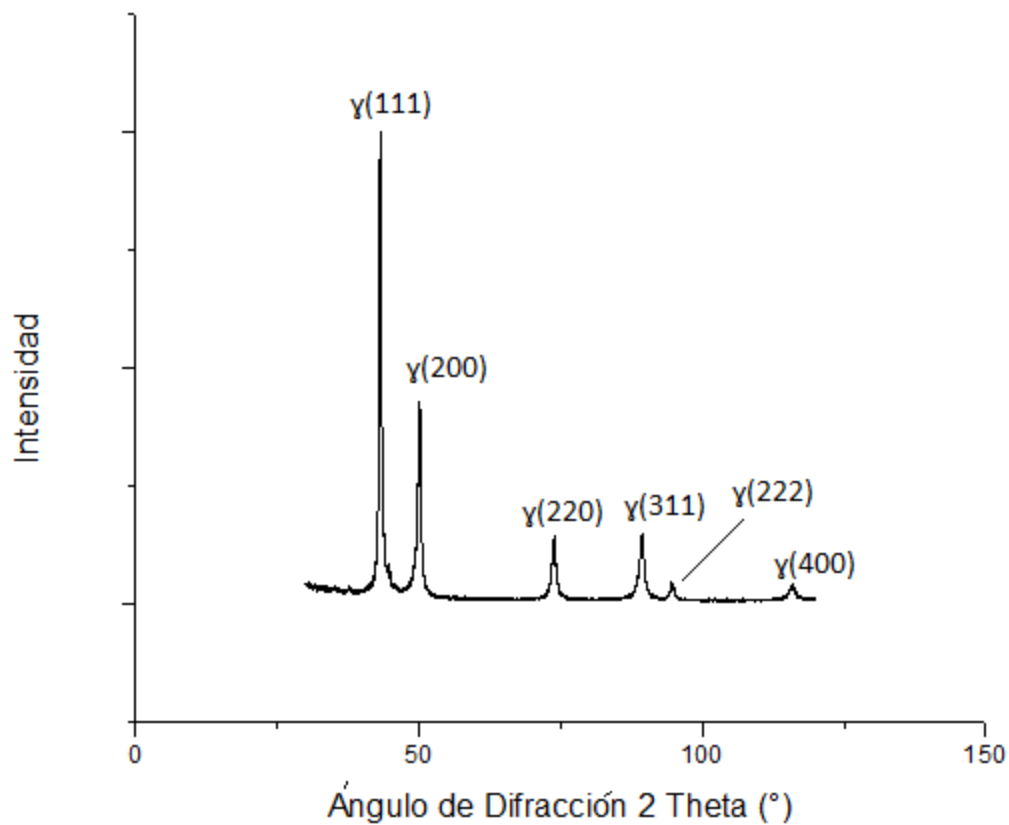


Figura 29. Patrón de difracción de rayos-X de los aceros Hadfield

4.6 Análisis de resultados de Microdureza Vickers.

4.6.1 Aceros TWIP en condición de colada

En la tabla 4 y en la figura 30 se presentan los resultados del ensayo de micro dureza Vickers de las seis condiciones de solidificación del acero TWIP aleado y el acero TWIP de referencia en condición de colada.

Tabla 4. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3 ((carga 2.942 N, n=10)).

	AT1	AT2	AT3	AT4	AT5	AT6	ATC
Promedio	219	213	208	219	185	178	188
Desviación estándar	15.38	4.30	7.44	9.35	5.33	3.16	4.88
Mínimo	207	205	197	211	180	175	183
Máximo	247	218	220	228	190	181	193
Rango	40	13	23	17	10	6	10

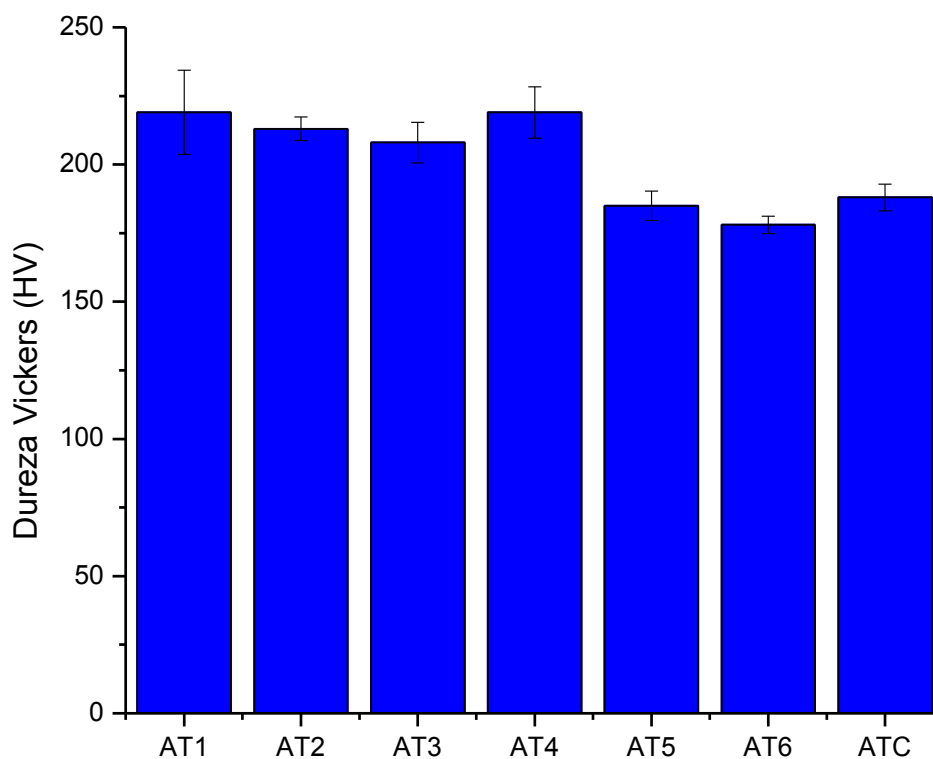


Figura 30. Resultados de microdureza Vickers (HV) de Aceros TWIP en condición de colada.

La tabla 4 y la figura 30 muestran los resultados de la dureza de los diferentes aceros presentados en este estudio de investigación, así como su desviación estándar. De acuerdo con los resultados, las condiciones de solidificación AT1 Y AT4 presentan mayor dureza ($\approx 219 HV_{0.3}$) con respecto al resto de las condiciones de aceros TWIP en estado de colada. De manera gradual, de mayor a menor dureza, se presenta las condiciones AT2, AT3, AT5 Y AT6 en cuanto a los aceros TWIP aleados. Por otra parte el acero TWIP de referencia presenta una dureza promedio de ($\approx 188 HV_{0.3}$). Cabe destacar que los resultados de dureza de las diferentes condiciones de solidificación de los aceros TWIP aleados siguen un patrón de mayor a menor, partiendo de la condición AT1 de mayor dureza y la condición AT6 de menor dureza, dicho patrón es coincidente con la diferentes micrografías ya que la condición AT1 ya que tiene un tamaño de grano más refinado, y en consecuencia se esperaría que haya menor dureza en las otras condiciones debido a que el tamaño de grano dendrítico tiende a ser más grande, la única excepción que rompe este patrón es la condición AT4

4.6.2 Aceros TWIP en condición de homogenización

En la tabla 5 y en la figura 31 se presentan los resultados del ensayo de micro dureza Vieres del acero TWIP aleado y el acero TWIP de referencia en condición de homogeneización.

Tabla 5. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3 (carga 2.942 N, n=10).

	AT1 TT	AT2 TT	AT3 TT	AT4 TT	AT5 TT	AT6 TT	ATC TT
Promedio	191	180	177	184	174	172	193
Desviación estándar	17.51	5.89	7.41	4.12	6.63	10.77	6.63
Mínimo	153	170	169	176	160	151	184
Máximo	219	187	190	190	185	184	203
Rango	66	17	21	14	25	33	19

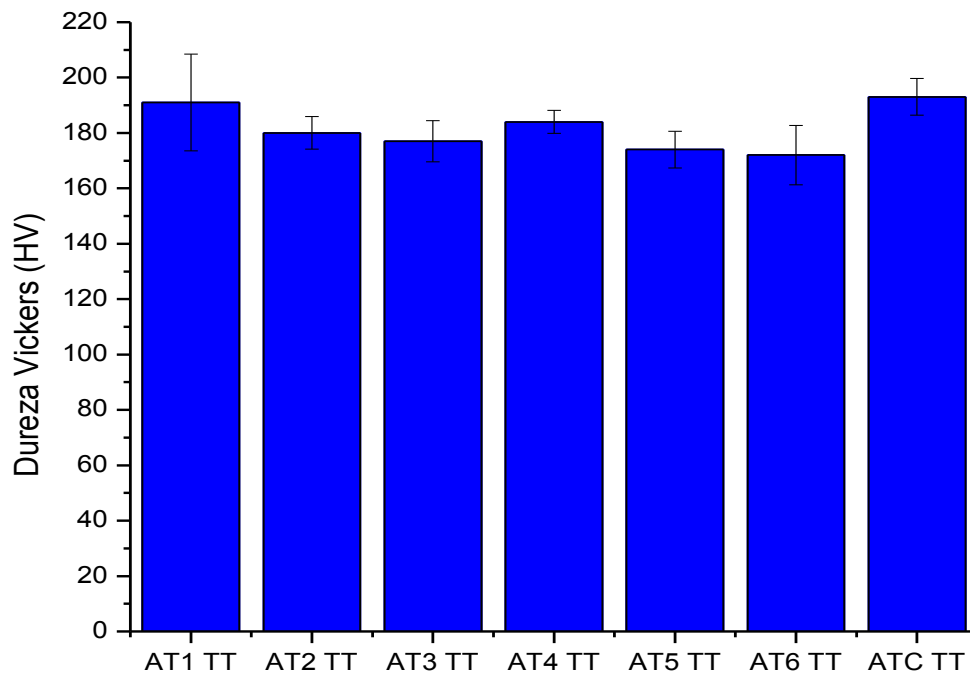


Figura 31. Resultados de microdureza Vickers (HV) de Aceros TWIP en condición de homogeneización.

Los resultados de los aceros TWIP aleados en condición de homogeneización presentan una menor dureza con respecto a los aceros TWIP en condición de colada. El acero TWIP de referencia es el que presenta mayor dureza ($\approx 193 HV_{0.3}$) en la condición de homogeneización y también tiene un incremento con respecto al acero TWIP de referencia en condición de colada. En lo que respecta a los aceros TWIP aleados, la condición AT1 es la que presenta mayor dureza ($\approx 191 HV_{0.3}$) seguido de la condición AT4 el cual tiene un dureza de ($\approx 184 HV_{0.3}$). En orden de mayor a menor dureza se presentan las condiciones AT2, AT3, AT5 Y AT6. Al igual que en la condición de colada, los aceros TWIP aleados siguieron el mismo patrón de dureza.

4.6.3 Acero Mn17Cr1.6C1.3

El Acero Mn17Cr1.6C1.3 presenta el valor de dureza más alto ($\approx 329 HV_{0.3}$) con respecto a los aceros TWIP aleados y al acero TWIP de referencia en sus condiciones de colada y de homogeneización. De acuerdo al artículo de (Wang y colaboradores, (2016)) los aceros Hadfield presenta una dureza de 335 HV pero al someterlo a condiciones de desgaste de tipo impacto-abrasivo pueden alcanzar hasta 712 HV.

Tabla 6. Resultados estadísticos de valores de microdureza HV 0.3 (carga 2.942 N, n=10).

	H1
Promedio	329
Desviación estándar	24.36
Mínimo	304
Máximo	353
Rango	49

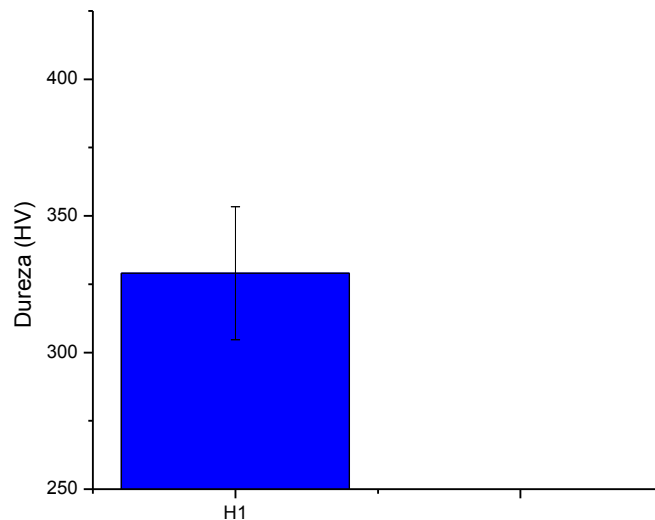


Figura 32. Resultados de microdureza Vickers (HV) de Acero Hadfield.

4.6 Caracterización del mineral abrasivo

4.6.1 Análisis granulométrico

En la Tabla 7 se muestran los resultados del análisis granulométrico del mineral abrasivo, en cual se muestra el porcentaje retenido de partículas antes y después del ensayo de desgaste.

Tabla 7. Resultados de análisis granulométrico.

Diámetro promedio mm	Porcentaje retenido de partículas antes de la prueba de desgaste	Porcentaje retenido de partículas después de la prueba de desgaste
2.88	49.99	21.55
2.45	20.70	24.28
1.02	28.42	53.20
0.362	0.03	0.50
0.181	0.30	0.24

Los resultados mostrados en la tabla 7 y figura 33 muestran el porcentaje partículas distribuido en cinco diámetros promedio de partícula. En el análisis granulométrico antes del ensayo de desgaste muestra que el porcentaje de mayor proporción de partículas corresponden a un diámetro promedio 2.88 mm, seguido de partículas de 1.02 y 2.45 mm. Por otra parte el análisis granulométrico después del ensayo de desgaste se observa que el porcentaje de mayor proporción de partículas corresponde a 1.02 mm, con lo que se concluye que la prueba de abrasión redujo el diámetro promedio de las partículas más grandes de 2.88 mm a 1.02mm.

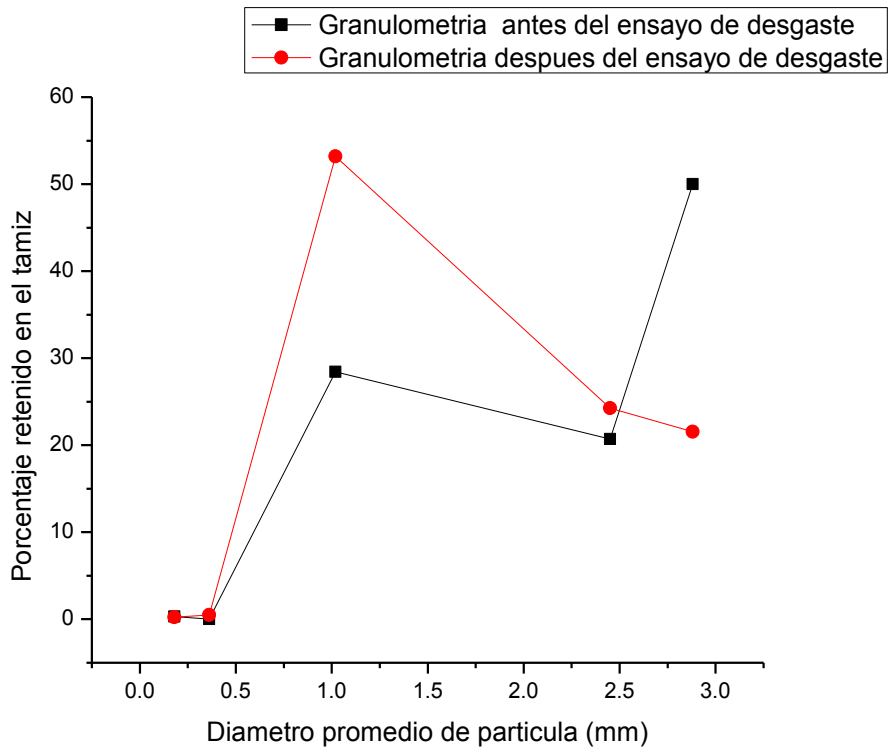


Figura 33. Grafica de porcentaje retenido en el tamiz vs diámetro promedio de partículas.

4.6.2 Identificación de compuestos del mineral abrasivo a través de difracción de rayos-X

La figura 34 muestra el espectro DRX del mineral abrasivo en el que se identificó el compuesto SiO_2 el cual coincide en la mayoría los picos (tabla 8), cabe destacar que este compuesto tiene una dureza en escala Mohs de 7 el cual es un factor muy importante en el desgaste de los aceros austeníticos al manganeso, otro compuesto que se identificó fue la pirita cuya fórmula química es FeS_2 el cual coincide con los picos de mayor intensidad localizados en 33.03° y 47.34° grados en 2θ . Este compuesto tiene una dureza en escala Mohs muy cercana a la del cuarzo la cual corresponde a 6.5. El compuesto que se identificó en menor presencia es la calcopirita cuya fórmula química es CuFeS_2 . El cual tiene una menor dureza en escala mohs correspondiente a 4.

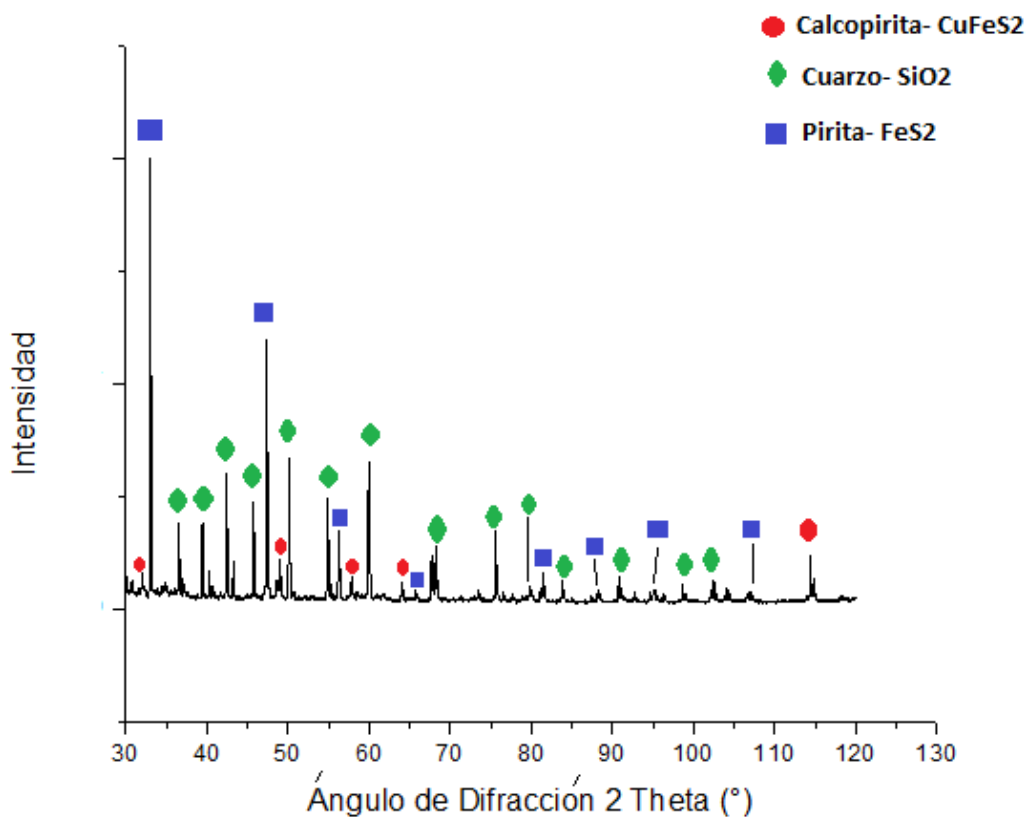


Figura 34. Patrón de difracción de rayos-X de mineral abrasivo

Tabla 8. Compuestos presentes en mineral abrasivo.

Compuesto	Formula Química	Localización 2 θ	Estructura Cristalina	Dureza escala Mohs
Cuarzo	SiO ₂	36.53°, 39.45°, 40.27°, 42.44°, 45.78°, 50.13°, 50.61°, 54.82°, 55.30°, 57.21°, 59.93°, 64.01°, 65.78°, 67.68°, 68.09°, 68.29°, 73.40°, 75.64°, 77.61°, 79.81°, 79.99°, 81.15°, 81.42°, 83.80°, 84.89°, 87.41°, 83.80°, 84.89°, 87.41°, 90.81°, 92.71°, 94.62°, 95.1°, 96.18°, 98.70°, 102.17°, 102.51°, 103.81°, 104.14°, 114.41°, 114.62°, 115.84°, 117.48°, 118.29°.	Hexagonal	7
Pirita	FeS ₂	33.06°, 37.07°, 47.34°, 56.25°, 58.97°, 61.63°, 64.21°, 76.52°, 78.97°, 81.29°, 88.22°, 95.16°, 99.86°, 107.07°, 114.48°, 117.07°.	Cubica	6.5
Calcopirita	CuFeS ₂	48.63°, 48.97°, 57.82°, 64.02°, 78.84°, 79.41°, 81.56°, 114.57°	Tetragonal	4

4.7 Comportamiento al desgaste abrasivo

4.7.1 Pérdida de masa en peso

La pérdida de masa en peso de los aceros TWIP aleados en sus seis condiciones de solidificación (AT1, AT2, AT3, AT4, AT5 Y AT6), del acero TWIP de referencia (ATC) en condición de colada, así como el acero Mn13Cr1.6C1.3 (H1) de la prueba de desgaste abrasivo se realizada en una máquina tribológica de tambor con ejes verticales, se presenta en la tabla 9.

Tabla 9. Pérdida en peso (mg/mm²), para los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia en condición de colada y aceros Hadfield.

		Horas		
		24	48	72
AT1	Promedio	0.000040	0.000052	0.000069
	Desv. Estándar	0.000006	0.000006	0.000005
AT2	Promedio	0.000009	0.000018	0.000027
	Desv. Estándar	0.000004	0.000011	0.000019
AT3	Promedio	0.000006	0.000011	0.000017
	Desv. Estándar	0.000003	0.000008	0.000009
AT4	Promedio	0.000010	0.000014	0.000020
	Desv. Estándar	0.000005	0.000006	0.000011
AT5	Promedio	0.000023	0.000031	0.000039
	Desv. Estándar	0.000027	0.000025	0.000031
AT6	Promedio	0.000016	0.000023	0.000032
	Desv. Estándar	0.000006	0.000002	0.000008
ATC	Promedio	0.000007	0.000018	0.000023
	Desv. Estándar	0.000005	0.000010	0.000008
H1	Promedio	0.000005	0.000010	0.000014
	Desv. Estándar	0.000002	0.000003	0.000005

De acuerdo a los resultados mostrados en la tabla 9 y figura 35 se puede apreciar que la muestra que tiene menor pérdida es la H1, por el contrario la muestra que tiene mayor pérdida en peso es la AT1, esta mayor pérdida masa en peso se le puede atribuir a defectos de tipo porosidad. En general se tiene que la dureza de los aceros TWIP tanto en condición de colada, como de homogenización es

inferior a la del acero Mn17Cr1.6C1.3. Es decir se cumple con la ley de Archard, la cual plantea que la variación de desgaste es inversamente proporcional a la dureza del material. Cabe destacar que en las seis condiciones de solidificación de los Aceros TWIP aleados no hubo una correlación con el tamaño de grano dendritico o con la dureza, se le puede atribuir a otro factor como la composición del mineral de desgaste del cual se conforma de diferentes compuestos como SiO_2 , FeS_2 y CuFeS_2 de los cuales no se tiene certeza de sus proporciones y algunos compuestos como el FeS_2 o el SiO_2 tienen mayor dureza en escala mohs y ha eso se le puede atribuir mayor pérdida en peso.

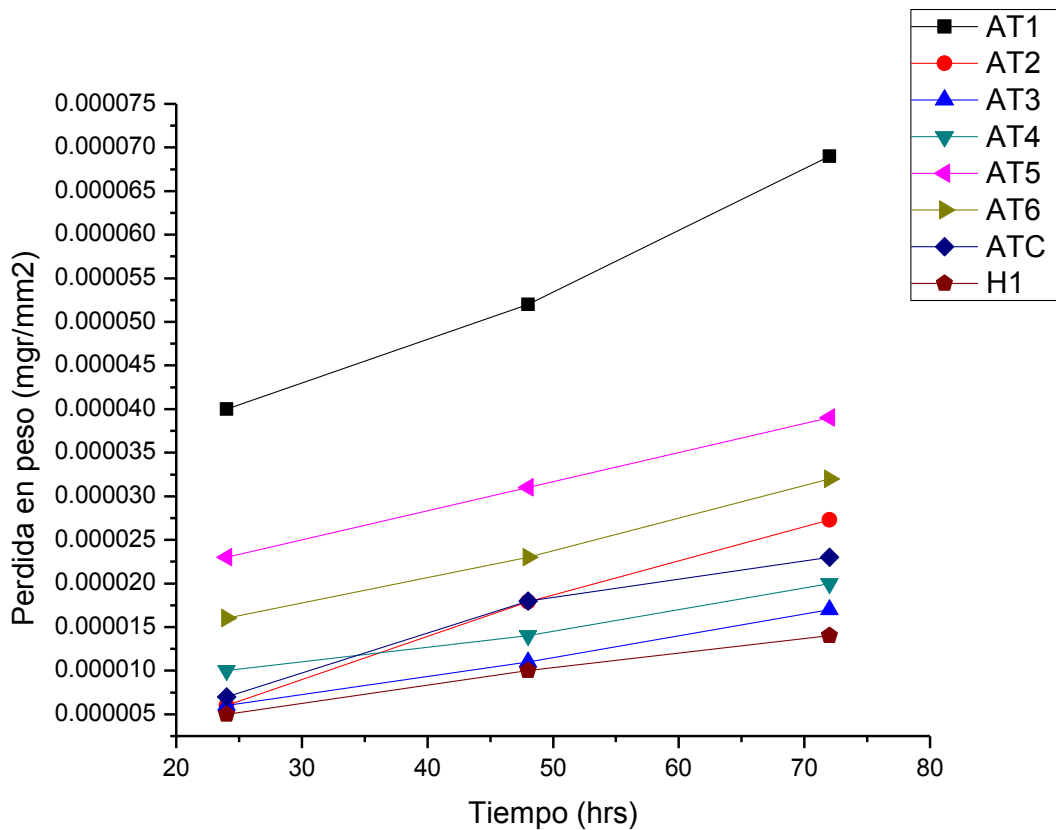


Figura 35. Gráfica de pérdida en peso vs tiempo, para los aceros TWIP aleados (6 condiciones de solidificación), acero TWIP de referencia y acero Hadfield.

La tabla 10 muestra los resultados de pérdida en peso de los aceros TWIP aleados en sus diferentes condiciones de solidificación y acero TWIP de referencia, ambos en condición de homogeneización.

Tabla 10. Pérdida en peso (mg/mm²), para los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia en condición de homogeneización.

		Tiempo (Horas)		
		24	48	72
AT2 TT	Promedio	0.000021	0.000030	0.000045
	Desv. Estándar	0.000018	0.000020	0.000017
AT3 TT	Promedio	0.000007	0.000011	0.000015
	Desv. Estándar	0.000006	0.000008	0.000013
AT4 TT	Promedio	0.000011	0.000016	0.000020
	Desv. Estándar	0.000002	0.000002	0.000005
AT5 TT	Promedio	0.000011	0.000016	0.000023
	Desv. Estándar	0.000007	0.000010	0.000010
AT6 TT	Promedio	0.000006	0.000011	0.000012
	Desv. Estándar	0.000003	0.000006	0.000008
ATC TT	Promedio	0.000008	0.000016	0.000021
	Desv. Estándar	0.000005	0.000006	0.000006

De acuerdo a los resultados observados en la tabla 10 y figura 36, la muestra AT6 TT es la que presenta una menor pérdida en peso de 0.000012 mgr/ mm², cabe señalar que esta muestra presenta menor pérdida en peso que la muestra H1. Por otra parte la muestra AT2 TT es la que presenta mayor pérdida en peso, a lo que se le atribuye al igual que la muestra AT1 de la condición de colada al interior de la muestra tiene defectos de rechupes que tiende a aumentar la pérdida en peso. La mayor parte de las muestras (AT3 TT, AT5 TT, AT6 TT, ATC TT) presentan una disminución en pérdida en peso en cuanto a la condición en colada. Al igual que las

muestras en condición de colada, los aceros TWIP aleados no presentan una correlación con el tamaño de grano dendrítico o con la dureza.

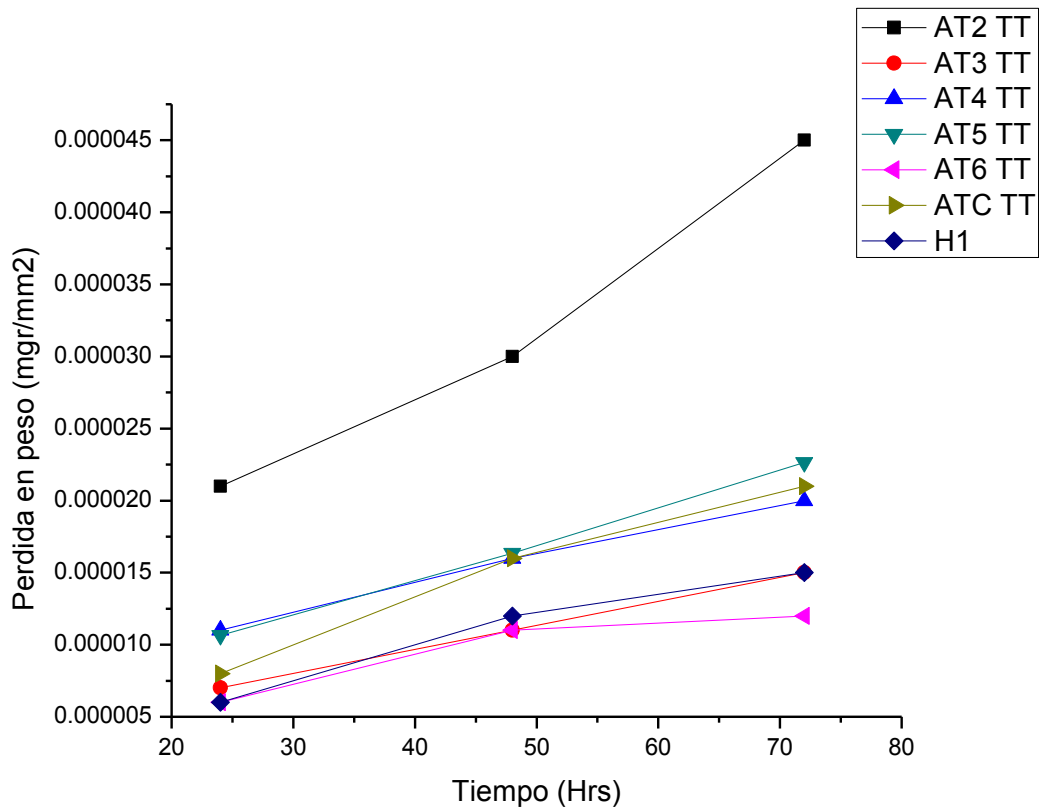


Figura 36. Gráfica de pérdida en peso vs tiempo, para los aceros TWIP aleados (5 condiciones de solidificación), acero TWIP de referencia, ambos aceros en condición de homogeneización.

4.7 Caracterización de superficies desgastadas

4.7.1 Análisis de mecanismos de desgaste mediante la técnica de SEM-EDS

El análisis de huellas de desgaste se realiza con el fin de identificar los mecanismos de desgaste generados por la prueba de desgaste por abrasión en los aceros TWIP aleados, acero TWIP de referencia y acero Mn17Cr1.6C1.3.

4.7.1.1 Análisis de desgaste en aceros TWIP aleados

En la figura 37 se observan los diferentes mecanismos de desgaste encontrados por el efecto de la prueba de abrasión en la condición AT1 de los aceros TWIP aleados, encontrando tres mecanismos de desgaste característico, micro-corte, micro-grietas y picaduras, además se identificó la adhesión de residuos de mineral utilizado en la prueba de abrasión.

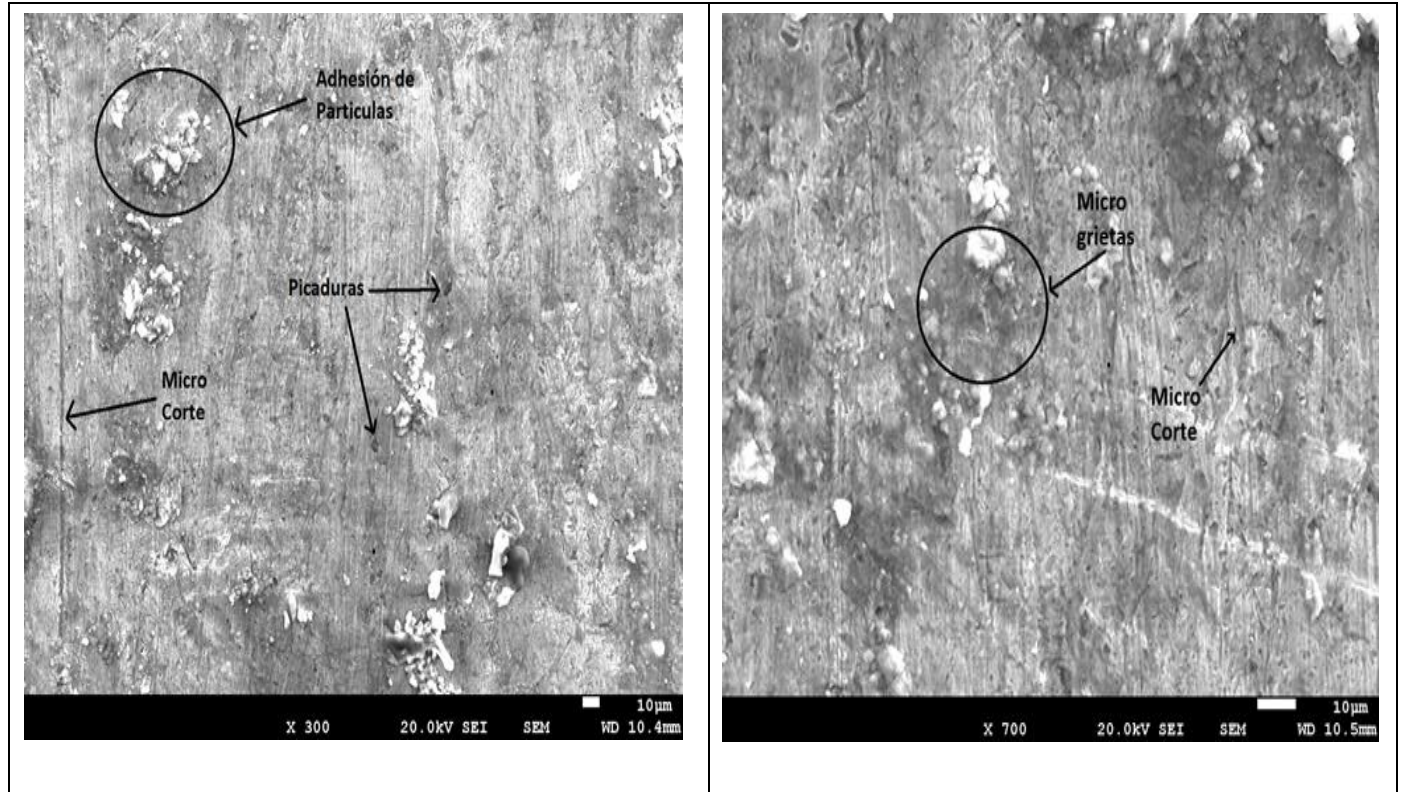


Figura 37. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero TWIP aleado en su condición AT1

Como ya se mencionó en la figura 37 a) y b) se presenta adhesión de residuos del mineral de desgaste. De acuerdo con (Ambrosio, (2016)) en los ensayos de abrasión con partículas libres, se forman cráteres, en los cuales se acumulan residuos de partículas abrasivas. Para determinar la presencia de estos residuos se realizó un análisis de EDS puntual. En la figura 38 se muestra el espectro resultante de la técnica de EDS, se muestra la presencia de los elementos característicos del mineral abrasivo (Silicio, Cobre, Calcio y Oxígeno; Si, Cu, Ca y O) y de igual manera se resaltan algunos de los elementos característicos de la aleación (Hierro, Manganeso, Níquel, Cromo; Fe, Mn, Ni, Cr respectivamente).

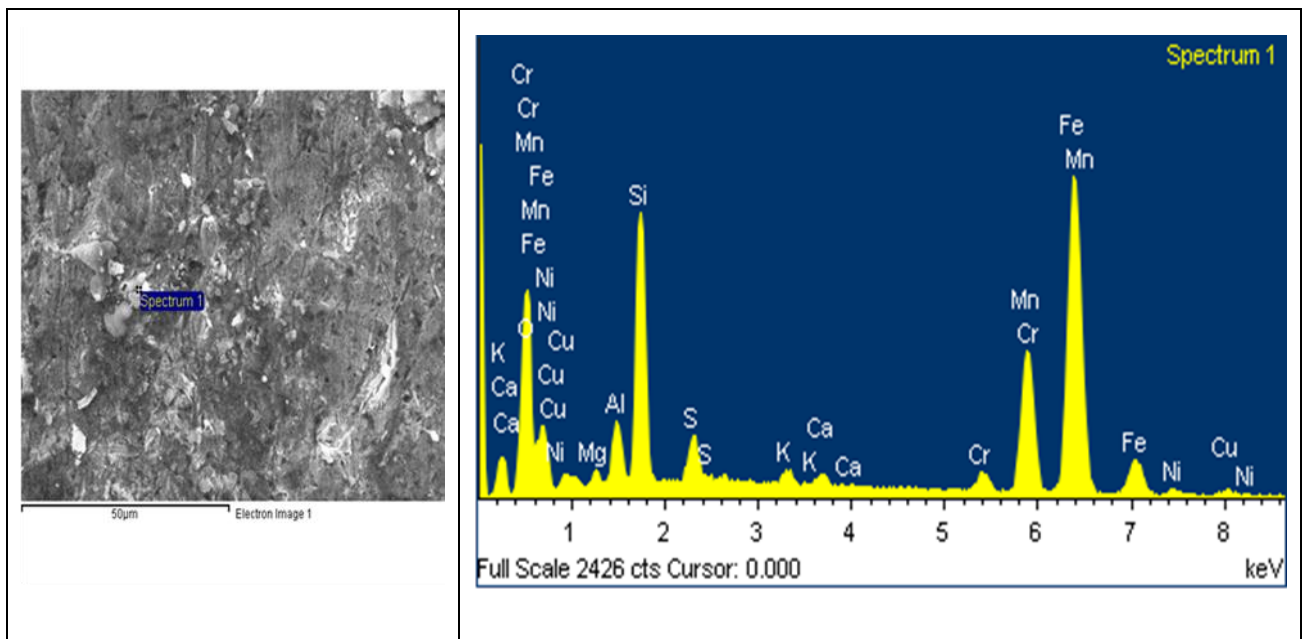


Figura 38. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en la huella de desgaste en el acero TWIP aleado en su condición AT1.

En la figura 39 se observan las huellas generadas por la prueba de abrasión de la condición AT2 de los aceros TWIP aleados, en la cual se encuentran los mecanismos de desgaste de micro-corte y cráteres. Además al igual que en la condición AT1 se encontraron residuos de partículas del mineral abrasivo.

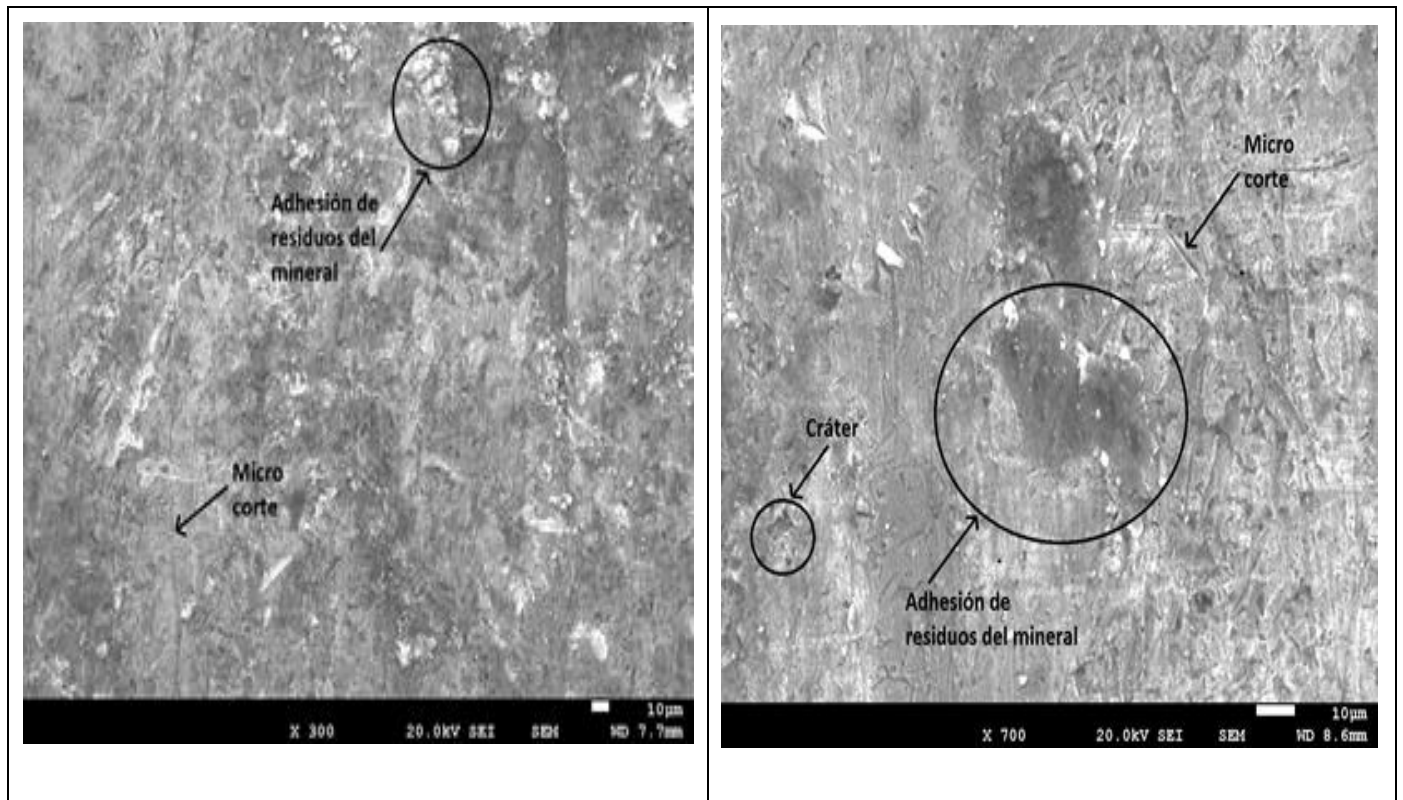


Figura 39. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero TWIP aleado en su condición AT2

En la figura 40 se observa el espectro resultante de la técnica EDS, en la cual se muestran los elementos característicos del mineral abrasivo (Si, Cu, Ca y O), donde puede notarse decremento en la presencia en el pico del elemento Si, también presenta picos con los elementos de la aleación (Fe, Mn, Ni, Cr).

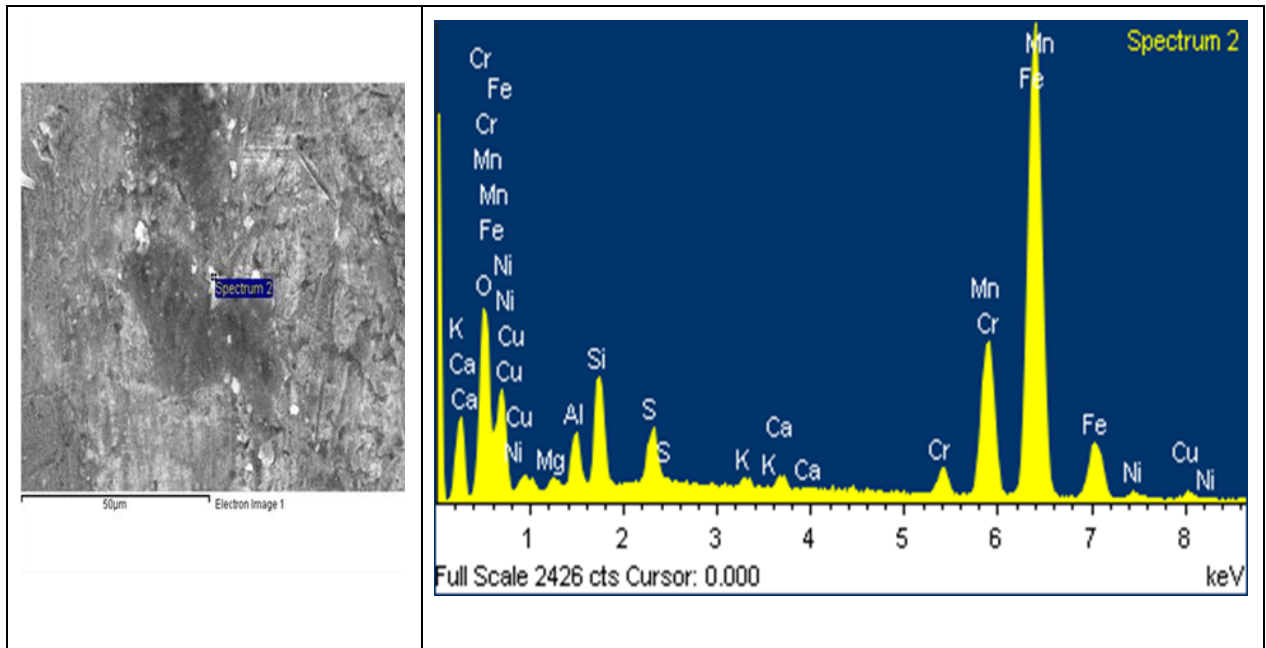


Figura 40. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en la huella de desgaste en el acero TWIP aleado en su condición AT2.

En lo que respecta a la condición AT3 de los aceros TWIP aleados se presenta el mecanismo de desgaste de micro-corte (figura 41), al igual que en las condiciones anteriores se presenta adhesión de residuos del mineral de desgaste. Al realizar un análisis de EDS sobre la zona puntual de una partícula del residuo del mineral, en la huella de desgaste se obtuvo el espectro mostrado en la figura 42, el cual muestra la presencia de los elementos principales del mineral (Si, Cu, Ca y O), y el cual tiene un incremento en el pico de los elementos Si y O. En general en las tres condiciones de solidificación del acero TWIP aleado se presentaron tres mecanismos de desgaste los cuales son micro-corte, micro-grietas y picaduras, también se identifica la adhesión de residuos de partículas del mineral de desgaste, el cual se confirmó con un análisis puntual mediante la técnica EDS el cual se observa la presencia de los principales elementos del mineral,

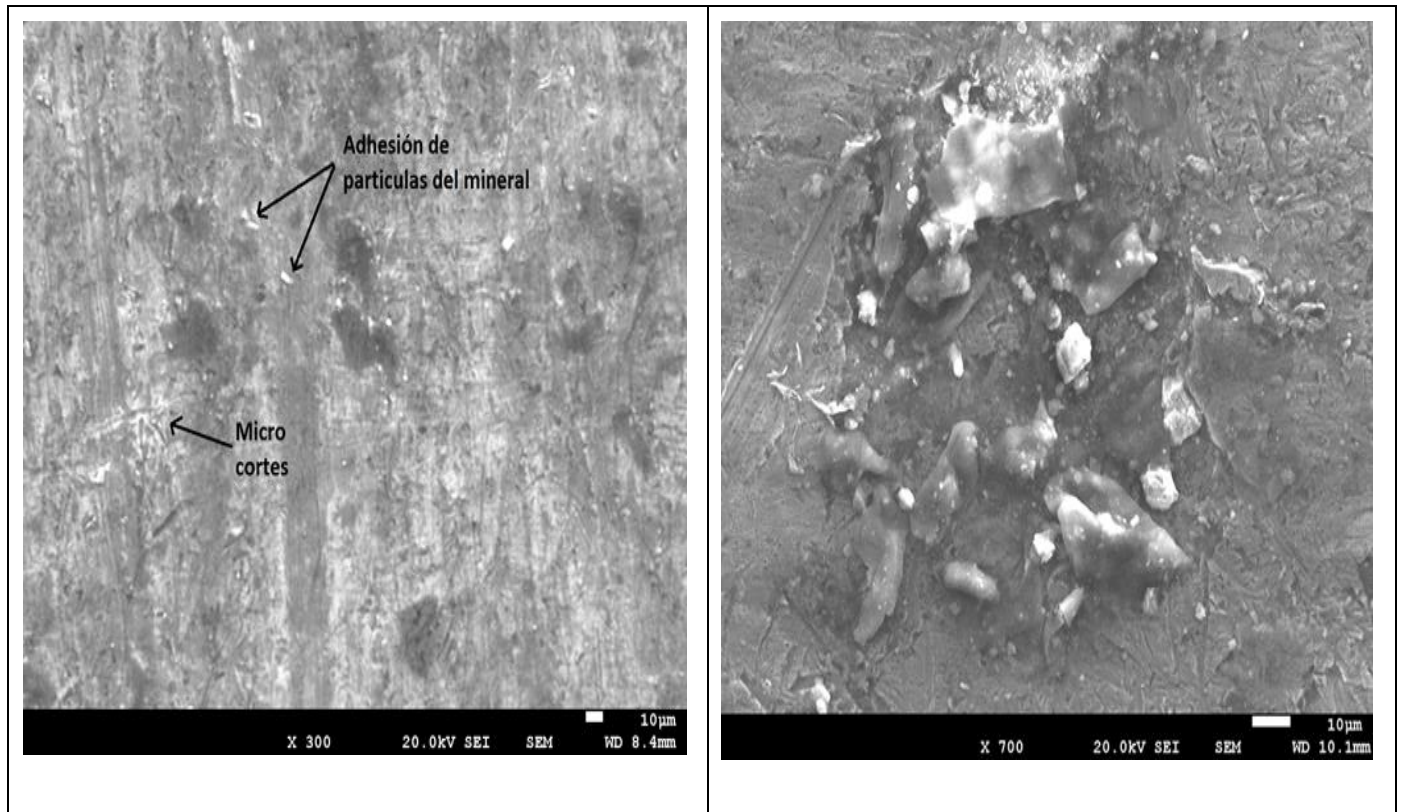


Figura 41. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero TWIP aleado en su condición AT3

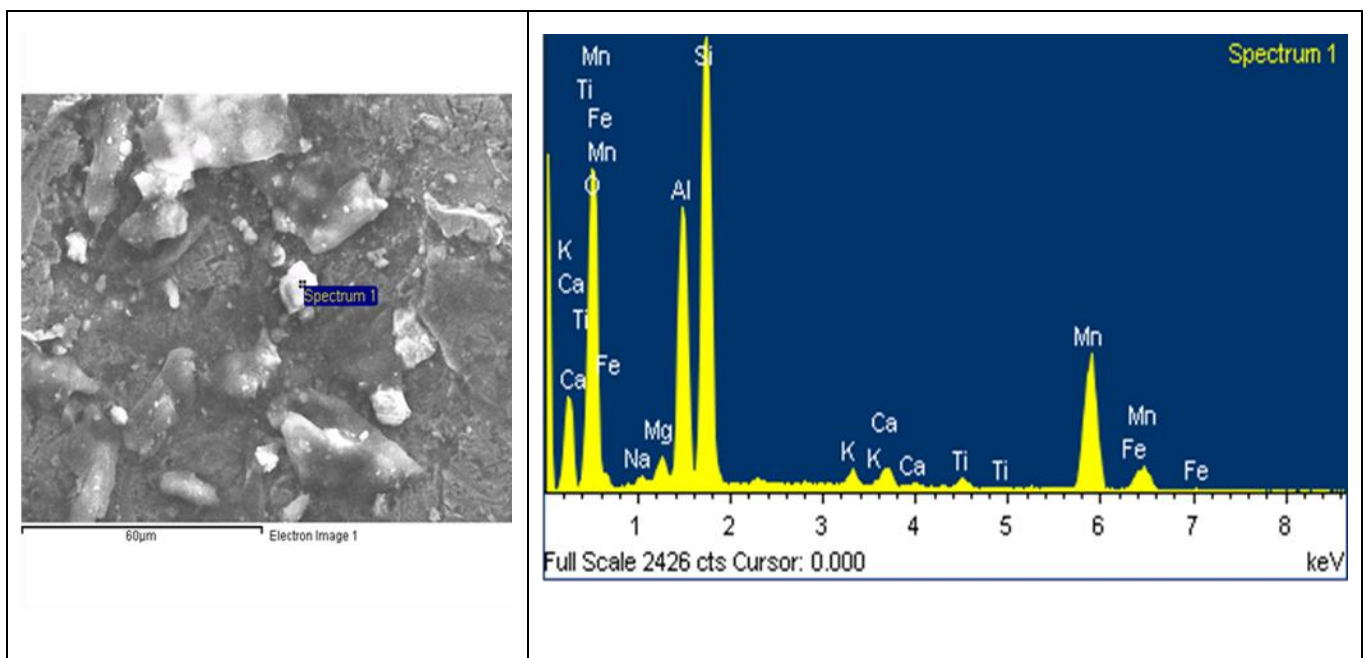


Figura 42. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en la huella de desgaste en el acero TWIP aleado en su condición AT3. Análisis de desgaste en aceros TWIP de referencia.

4.7.1.2 Análisis de desgaste en aceros TWIP de referencia

Los mecanismos de desgaste presentes en el acero TWIP de referencia básicamente son dos: el micro-corte el cual se muestra en mayor proporción y el mecanismo de desgaste de tipo cráter (figura 43). También se puede observar que casi no existe presencia de adhesión de partículas del mineral abrasivo de desgaste.

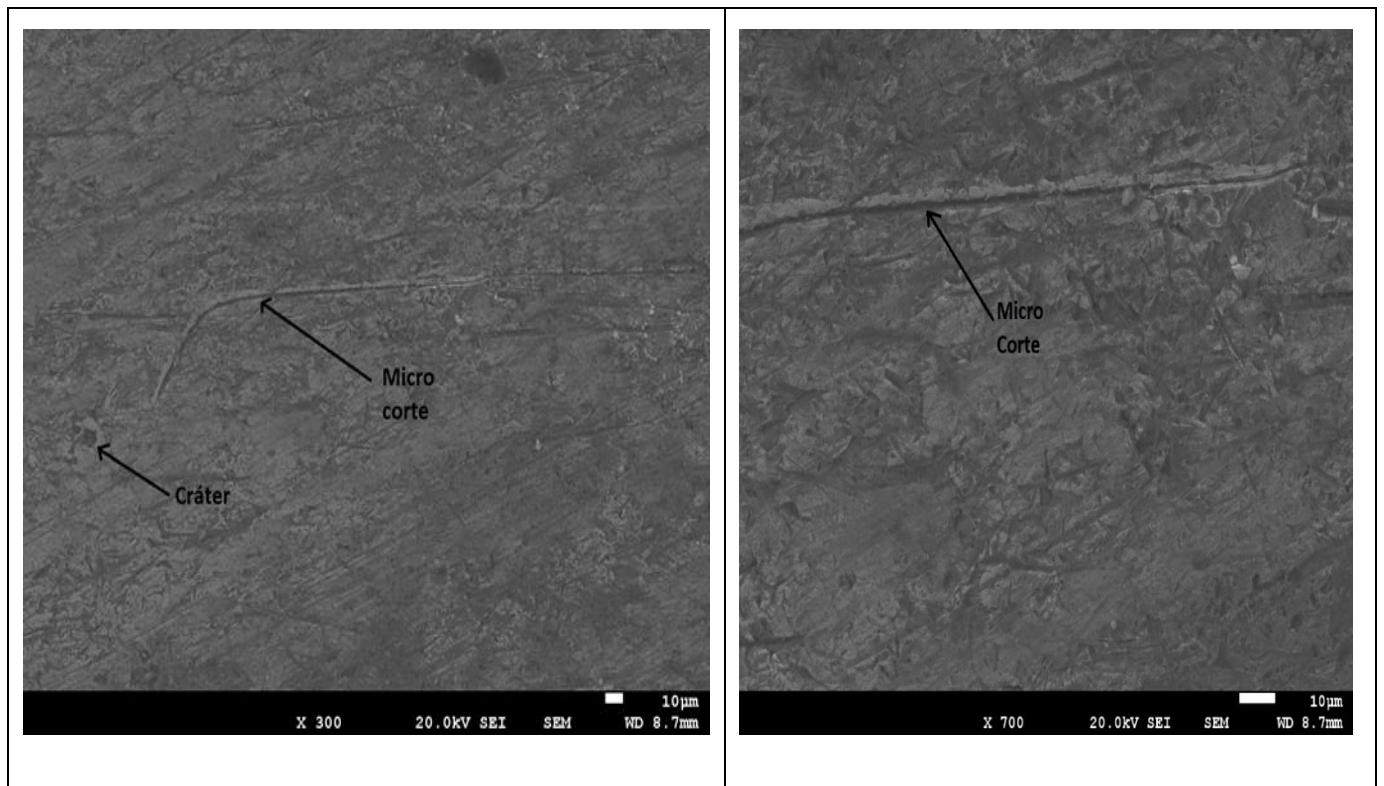


Figura 43. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero TWIP de referencia.

Como parte de un análisis más detallado se realizó un análisis puntual a través de la técnica EDS para analizar si en algunas zonas de la superficie desgastada se encontraban residuos del mineral abrasivo. En la figura 44 se observa el espectro resultante de la técnica EDS, en la cual se observa un decremento en los pico de los elementos característicos del mineral abrasivo (Si, Cu, Ca y O).

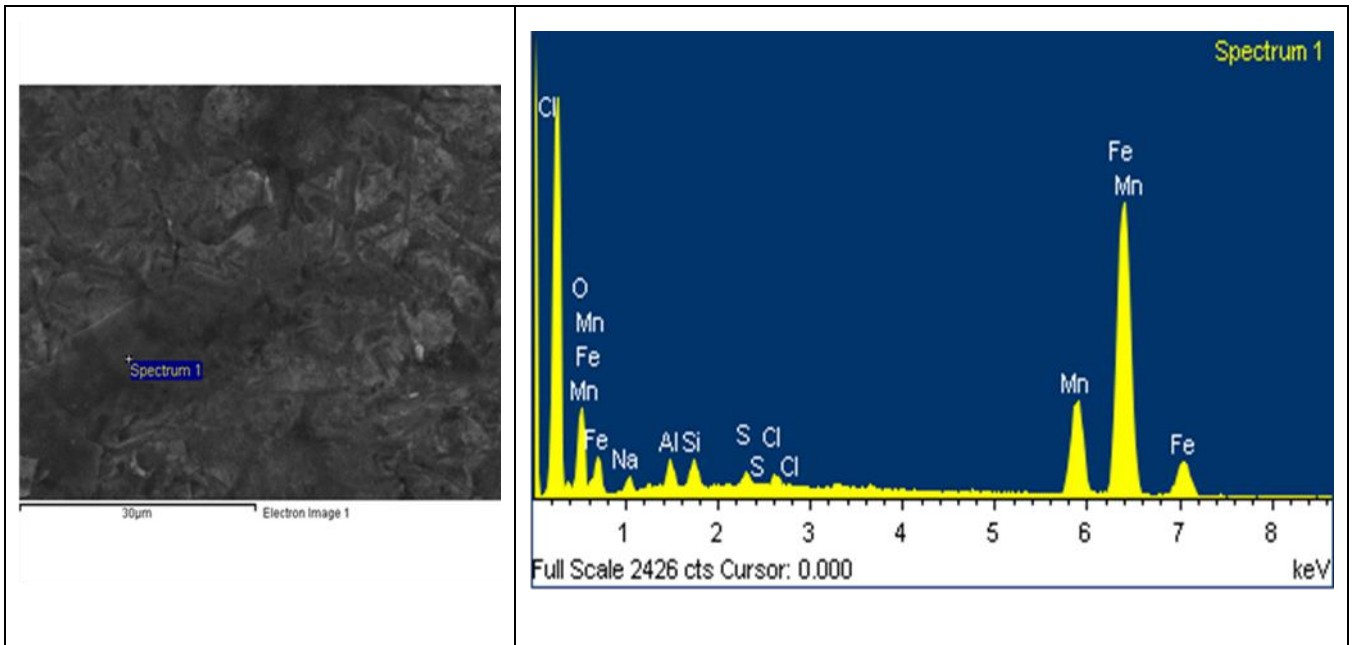


Figura 44. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en la huella de desgaste en el acero TWIP de referencia.

4.7.1.3 Análisis de desgaste de acero Mn17Cr1.6C1.3.

En la figura 45 se observan las huellas generadas por la prueba de abrasión del acero Mn17Cr1.6C1.3, en el cual se encuentran los mecanismos de desgaste de micro-corte y cráteres, pero también se visualiza el efecto llamado picadura producto de las partículas del mineral con forma de tipo angular. En esta muestra también se encontraron residuos de partículas del mineral abrasivo en cual se muestra en el espectro de la figura 46, donde se observa la presencia de los elementos del mineral (Si, Cu, S y O).

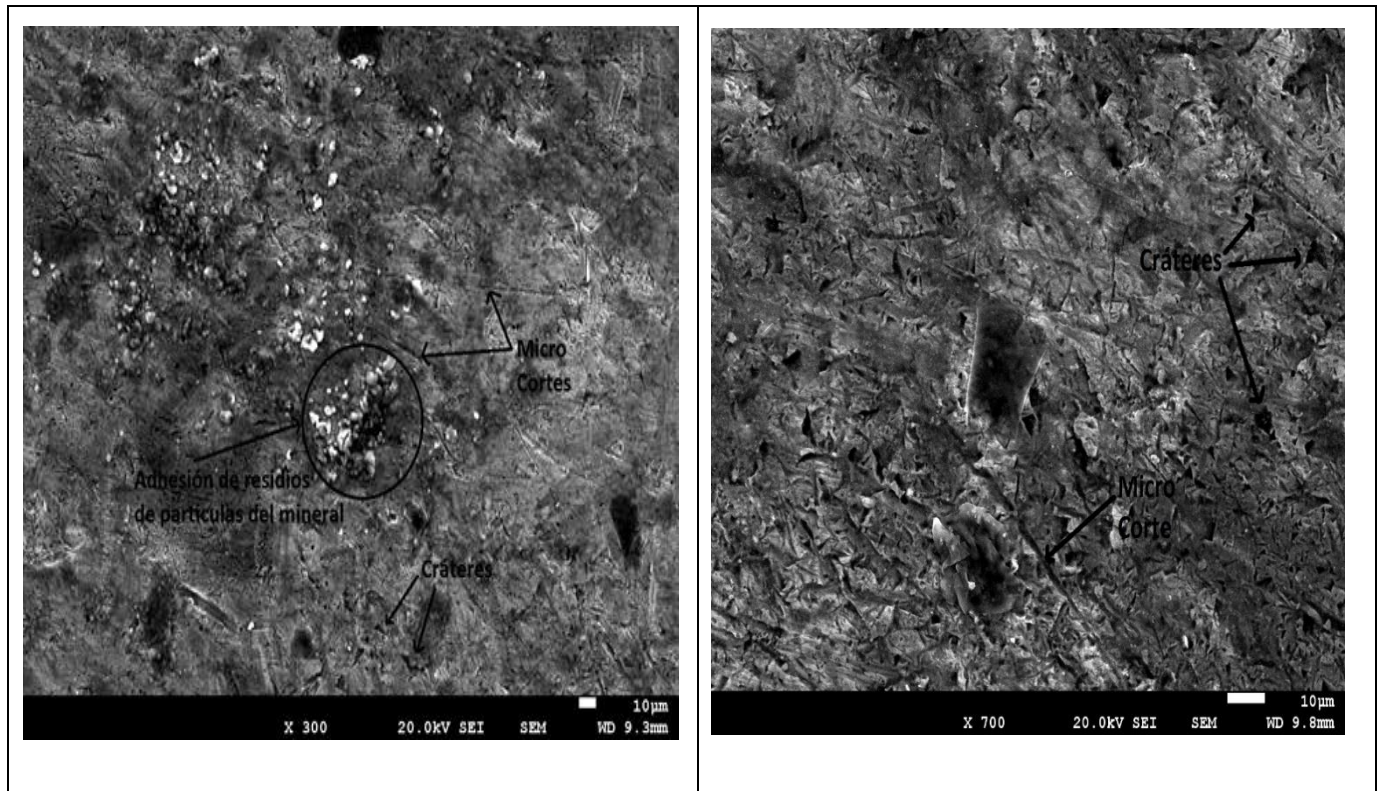


Figura 45. Identificación de mecanismos de desgaste del Acero Hadfield.

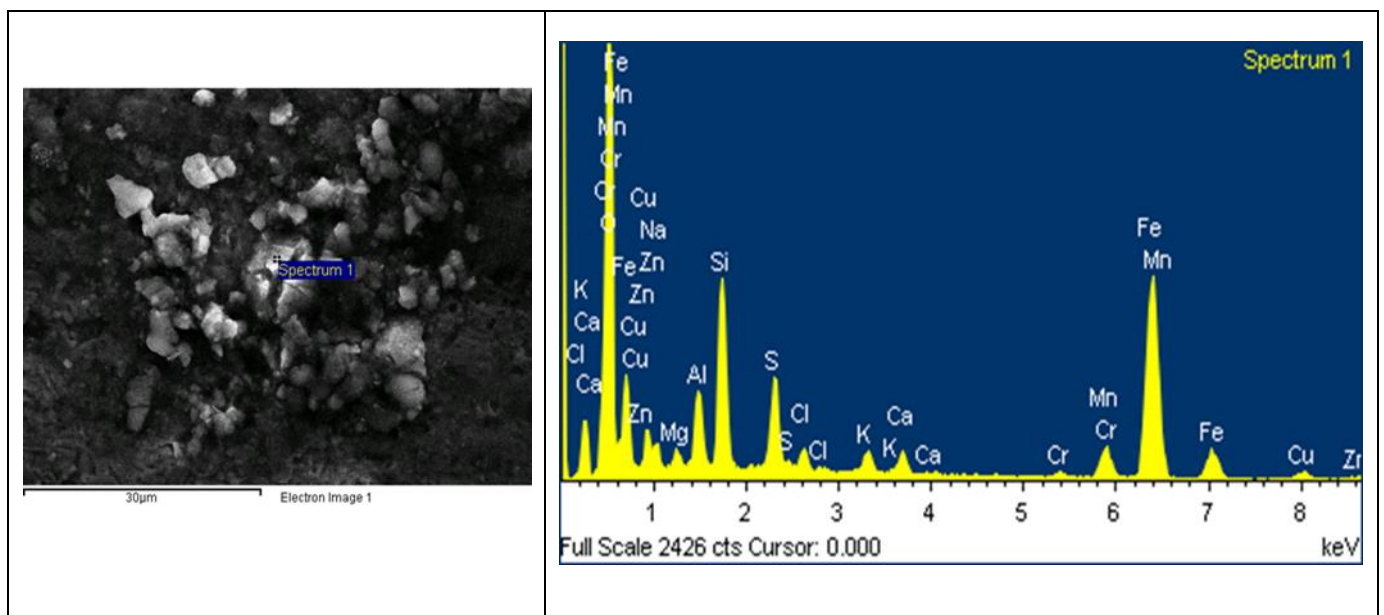


Figura 46. Espectro resultante obtenido mediante EDS, sobre una zona puntual en la huella de desgaste en el acero Hadfield.

4.7.2 DRX de las superficies desgastadas

En la figura 47 se muestra el patrón de difracción de las superficies desgastadas de la muestra H1 correspondiente al acero Mn17Cr1.6C1.3 y a la muestra AT6 TT correspondiente al acero TWIP aleado en condición de homogeneización, dichas muestras durante la prueba de desgaste por abrasión son las que presentaron menor pérdida en peso, por lo que se realizó un análisis de DRX para analizar una posible transformación de fase.

Los espectros de difracción de ambas muestras coinciden con los picos de reflexión de una estructura austenítica (fcc) en los planos (111), (200), (220), (311) y (222). En ninguna de las dos muestras se encontró la presencia de transformaciones de fase.

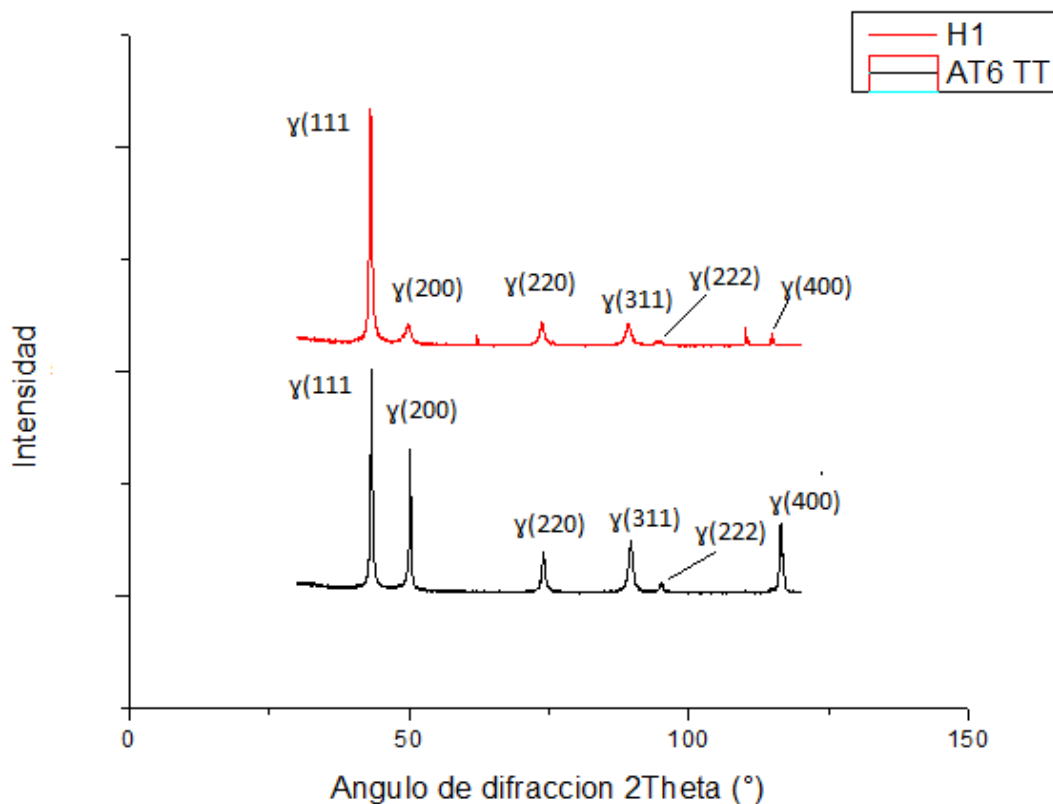


Figura 47. Patrón de difracción de rayos-X de las superficies desgastadas de las muestras AT6 TT y H1

4.7.3 Análisis de dureza Vickers (HV) de las superficies desgastadas.

En la figura 48 se muestra el ensayo de Dureza Vickers de las superficies desgastadas de la muestra H1 correspondiente al acero Hadfield y a la muestra AT6 TT correspondiente al acero TWIP aleado en condición de homogeneización, dichas muestras durante la prueba de desgaste por abrasión son las que presentaron menor pérdida en peso, por lo que se realizó un ensayo de dureza posterior al ensayo de desgaste para evaluar un posible endurecimiento de la muestra. Cabe destacar que en ambas muestra hubo un incremento de dureza, en el caso de la muestra H1 se incrementó de 329 a 608 HV_{0.3} en el caso de la muestra AT6 TT el incremento fue de 172 a 445 HV_{0.3}.

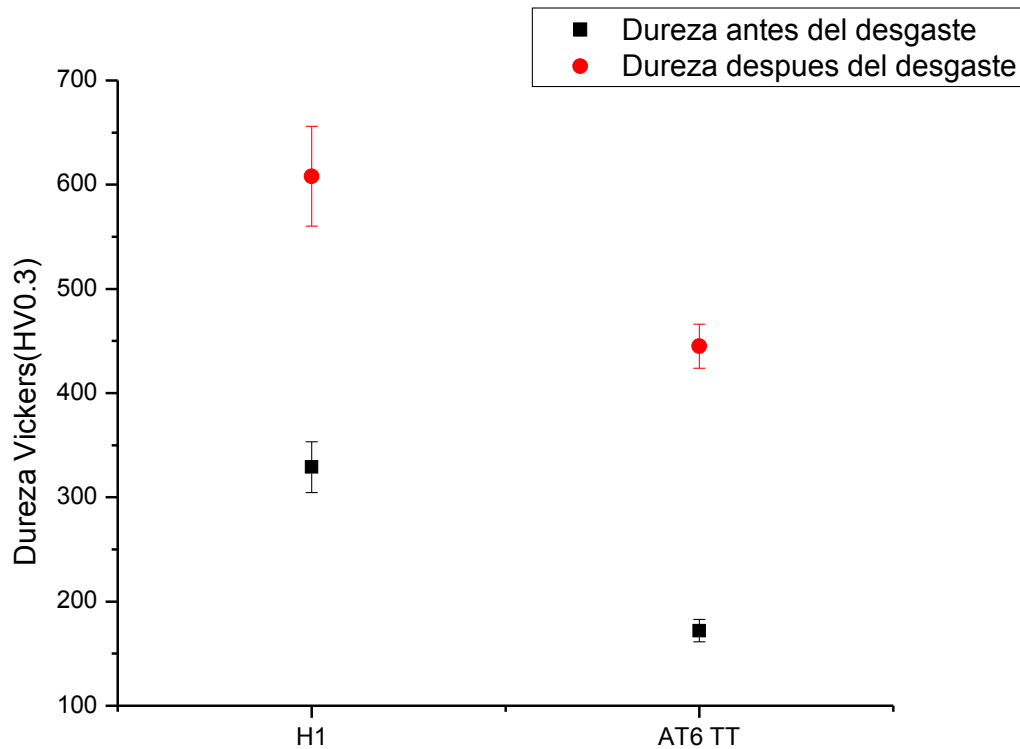


Figura 48. Ensayo de dureza Vickers de superficies desgastadas.

4.7.4 Análisis de rugosidad superficial (Ra)

En la Figura 48 se observa el análisis de rugosidad antes y después del ensayo de desgaste de los aceros TWIP aleado (seis condiciones de colada), acero TWIP de referencia y el acero Hadfield. El análisis de rugosidad antes del ensayo de desgaste indica que la muestra AT5 es la que presenta una mayor rugosidad media aritmética (Ra) de 0.08, en lo que respecta al análisis de rugosidad después del ensayo de desgaste la muestra AT6 que presenta mayor rugosidad media aritmética (Ra) de 0.48. En general en el análisis de rugosidad después del ensayo de desgaste se observa un incremento de la rugosidad media aritmética, lo que corrobora los resultados de pérdida de masa.

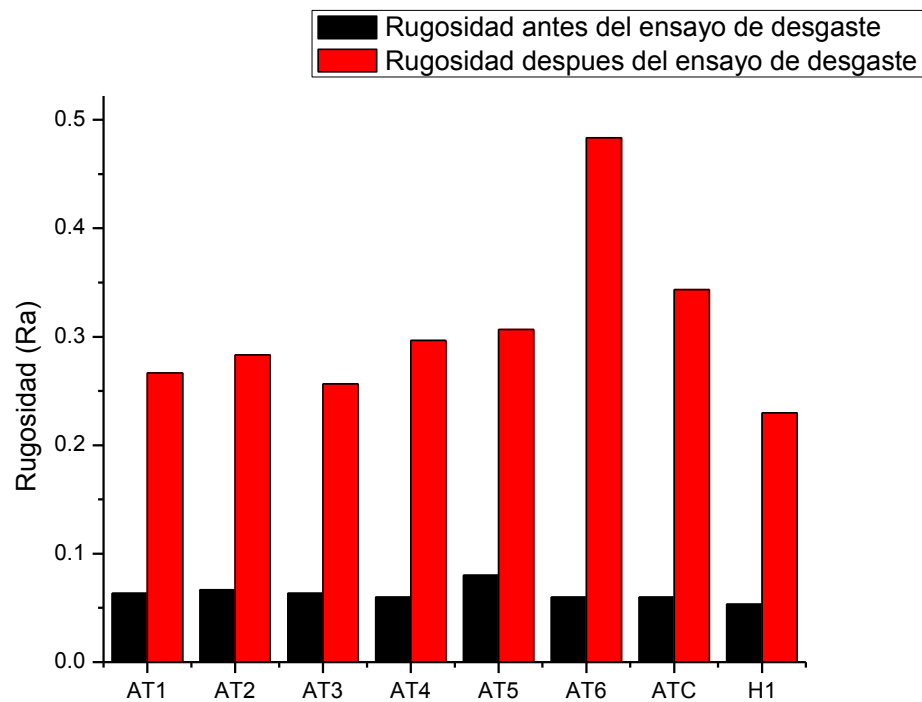


Figura 49. Análisis de rugosidad (Ra).

En el análisis de rugosidad de aceros TWIP aleados en condición de homogeneización al igual que los aceros TWIP en estado de colada presentan un incremento en la rugosidad media aritmética después de la prueba de desgaste por abrasión. La muestra AT5 TT es la que presenta mayor Ra de 0.46 seguido de las muestras AT6 TT y AT3 TT las cuales presentan una rugosidad media aritmética (Ra) de 0.40.

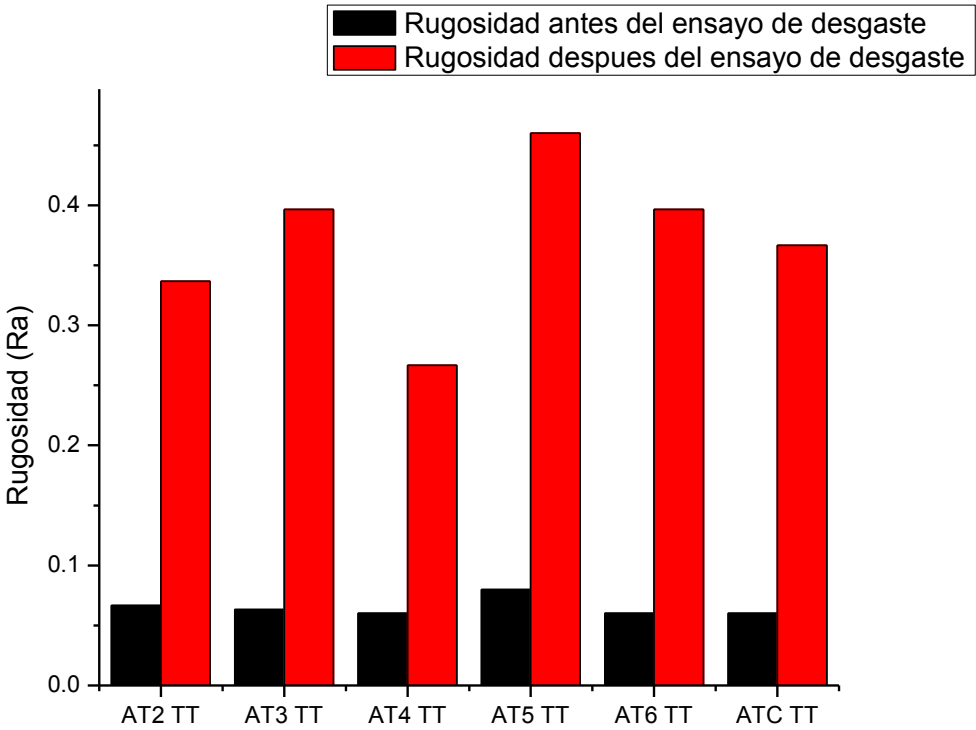


Figura 50. Análisis de rugosidad (Ra) de aceros TWIP en condición de homogeneización..

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES GENERALES

CAPITULO V. CONCLUSIONES GENERALES

- Las seis condiciones de solidificación del acero TWIP aleado en estado de colada presentan una microestructura dendrítica, siendo la condición AT1 la que presenta un tamaño de eje primario dendrítico menor de 1270 μm y la condición AT6 la de mayor tamaño de eje primario dendrítico 1435 μm .
- El acero Mn17Cr1.6C1.3 presenta una microestructura con una matriz austenítica con precipitación de pequeños carburos, distribuidos en los límites de grano y en áreas interdendríticas, el cual presenta un tamaño de grano promedio de 399 μm .
- Las seis diferentes condiciones del acero TWIP aleado y del acero TWIP de referencia sometidos al tratamiento térmico presentan una microestructura con grano equiaxial de tamaño no uniforme. Al igual que en la condición de colada, las diferentes condiciones del acero TWIP aleado presenta el mismo patrón siendo la condición AT1 la de menor tamaño de grano correspondiente a 222 μm y la muestra AT6 la de mayor tamaño de grano 413 μm . Por su parte el acero TWIP de referencia muestra granos alargados.
- El análisis estructural realizado a los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia en sus condiciones de colada y de homogeneización, así como el acero Mn17Cr1.6C1.3 presenta una estructura austenítica (fcc), lo cual se corroboró con la presencia de los picos asociados a los planos cristalográficos (111), (200), (220), (311), (222).
- En cuanto al ensayo de dureza Vickers, el acero Mn17Cr1.6C1.3 es el que presenta mayor dureza correspondiente a 329 $\text{HV}_{0.3}$, en comparación a las diferentes condiciones de solidificación del acero TWIP aleado y el acero TWIP de referencia en estado de colada los cuales presentan dureza promedio de 197 y 188 $\text{HV}_{0.3}$. En lo que corresponde al ensayo de dureza en la diferente condición los aceros TWIP aleados en estado de homogeneización presentan una menor dureza con respecto las condiciones en estado de colada.

- Del análisis granulométrico del mineral abrasivo se puede concluir que el tamaño promedio de partícula en mayor proporción antes del ensayo de desgaste es de 2.88 mm, posteriormente al ensayo de desgaste el tamaño promedio de partícula en mayor porcentaje se redujo a 1.02mm.
- Dentro del análisis de compuestos del mineral abrasivo a través de Difracción de Rayos X se identificaron básicamente tres compuestos, CuFeS_2 , SiO_2 y FeS_2 .
- Los resultados de la prueba de desgaste abrasivo arrojaron a las muestras que obtuvieron menor pérdida masa en peso son la muestra H1 correspondiente al acero Mn17Cr1.6C1.3 y la muestra AT6 TT la cual corresponde al acero TWIP aleado con tratamiento térmico de homogenización. Cabe destacar que no hubo una correlación con el tamaño de grano o con la dureza, se le puede atribuir a otro factor como la composición del mineral de desgaste del cual se conforma de diferentes compuestos como SiO_2 , FeS_2 y CuFeS_2 de los cuales no se tiene certeza de sus proporciones lo cual algunos compuestos como el FeS_2 o el SiO_2 pueden generar una mayor pérdida en peso.
- El análisis de los mecanismos de desgaste mediante SEM, muestran que el mecanismo característico presente es el micro-corte, además de presentarse evidencia de mecanismos tales como: micro-grietas, cráteres y picaduras.
- En el análisis de superficies a través de DRX se pudo comprobar que no existe transformación de fases en las muestras que obtuvieron menor pérdida en peso durante la prueba de desgaste, en la cual los espectros de difracción de ambas muestras coinciden con los picos de reflexión de una estructura austenítica (fcc) en los planos (111), (200), (220), (311) y (222).
- En el análisis de Dureza Vickers (HV) de las superficies desgastadas se comprobó que en las muestras que obtuvieron menor pérdida en peso (H1 y AT6 TT) que hubo un incremento de dureza, en la muestra H1 de 329 a 608 HV0.3 en el caso de la muestra AT6 TT el incremento fue de 172 a 445 HV0.3.

- El análisis de rugosidad se realizó para los diferentes aceros utilizados en este proyecto de investigación, en el cual se observó un incremento de la rugosidad media aritmética en las muestras sometidas al desgaste.

TRABAJOS FUTUROS

- Evaluar la resistencia al desgaste abrasivo de los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia y acero Mn13Cr1.6C1.3 mediante la aplicación de otras pruebas de desgaste estandarizadas, como ejemplo la norma ASTM G65, ASTM G174 o desgaste abrasivo bajo condición húmedo en su norma ASTM G105.
- Evaluar el efecto de las partículas abrasiva, utilizando diferentes tamaños de partícula abrasiva en la prueba de abrasión.
- Realizar un ensayo de impacto Charpy para evaluar la influencia de la energía de impacto, así como transformaciones de fase en los aceros TWIP aleados, aceros TWIP de referencia y acero Mn13Cr1.6C1.3.

BIBLIOGRAFÍA

- Aggen, G. (1993). ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. USA: ASM International Handbook.
- AIMME-Unidad de Materiales y Tratamientos Superficiales., Aceros avanzados de alta resistencia AHSS. (2008). OTEA-Observatorio Tecnológico del Metal, 1-10.
- Allain, S., Chateau, J.-P., Bouaziz, O., Migot, S., & Guelton, N. (2004). Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys. *Materials Science and Engineering A*, 158-162.
- Ambrosio, J. (2016). Evaluación de la resistencia al desgaste abrasivo en un acero AISI 1045 borurado. Ciudad de México: Instituto Politécnico Nacional.
- Astigarraga, J., & Aguirre, J. (1995). Hornos Industriales de Inducción: Teoría, Cálculo y Aplicaciones. Mc Graw Hill.
- Avner, S. (1988). Introducción a la Metalurgia Física. McGraw-Hill.
- Bayer, R. (2004). Mechanical Wear Fundamentals and Testing. Marcel Dekker.
- Benzing, J., Poling, W., Pierce, D., Bentley, J., Findley, K., Raabe, D., & Wittig, J. (2018). Effects of strain rate on mechanical properties and deformation behavior of an austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIP-TRIP steel. *Materials Science & Engineering A*, 78-92.
- Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C., Cugy, P., & Barbier, D. (2011). High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Solid State Mater*, 141-168.
- Budinski, K. (2007). Guide to Friction, Wear, and Erosion Testing,. Director.
- Budinski, K. (2013). Friction, Wear, and Erosion Atlas. CRC Press.
- Campbell, F. (2012). Fatigue and fracture, understanding the basics. Edited by F. C. Campbell. ASM International.
- Cooman, B., Chin, K.-G., & Kim, J. (2011). High Mn TWIP Steels for Applications. INTECH.
- Curtze, S. (2009). Characterization of the dynamic behavior and microstructure evolution of high strength sheet steels. Ph.D. Dissertation Thesis, Tampere University of Technology.
- Davis, J. (2001). Surfaces engineering for corrosion and wear resistance. ASM International.

- De Cooman, B., Know, O., & Chin, K. (2012). State of knowlwdge on TWIP steels. *Sci Technol*, 513-527.
- Díaz del Castillo, F. (2009). Los nuevos aceros para la industria automotriz. Cuautitlán Izcalli, Estado de México: Universidad Nacional Autónoma de Mexico.
- Figueroa , A. (2011). Caracterización de la compatibilidad tribológica en aleaciones dúctiles mediante ensayo de tribometría coaxial. Tesis de maestría. México: Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM.
- Frommeyer, G., Brüx, U., & Neumann, P. (2002). Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purpuses. *ISIJ International*, 438-446.
- Garbar, I. (2002). Gradation of oxidational wear of metalsll. *Tribol. Int.* Vol. 35, 749–755.
- Garcia, A., Varela, A., Mier, J., Camba, C., & Barbdillo, F. (2010). Estudio tribológico de aceros austeníticos tipo Hadfield: influencia del manganeso en su respuesta frente al desgaste. *Revista de Metalurgia*, 47-52.
- Hamada, A. (2007). Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels. Ph.D. Dissertation Thesis, University of Oulu.
- Hernández, H. (2012). “Soldabilidad de aceros de nueva generacion alto manganeso (HMS) austeníticos de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)”. Tesis de Maestría. Morelia, Michoacan: Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo, Instituto de Investigaciones Metalurgicas.
- Higuera Cobos, Ó., Moreno Téllez, C., & Suárez Tovar, B. (2010). Evolución microestructural del acero austenítico al manganeso sometido a tratamiento térmico de temple y revenido. *Revista Ingenierías Universidad de Medellín*, 195-205.
- Higuera, O., Trisancho, J. L., & Florez, L. O. (2007). Fundamentos teóricos de los aceros austeníticos al manganeso (Aceros Hadfield). *Scientia Et Technica*, 231-236.
- Hua, D., Zheng-You, T., Wei, L., & Dan , S. (2006). Microstructures and Mechanical Properties of Fe-Mn-(Al Si) TRIP/TWIP Steels. *Journal of Iron and Steel Research*, 66-70.
- Kato, H. (2008). —Effects of supply of fine oxide particles onto rubbing steel surfaces on severe– mild wear transition and oxide film formationll. *Tribol Int*, 735-742.
- Keeler, S., & Kimchi, M. (2017, Octubre 10). World Auto Steel. Retrieved from Word Auto Steel: www.worldautosteel.org

- Kim, Y., Park, Y., & Han, J. (1985). Low temperature mechanical behavior of microalloyed and controlled-rolled Fe-Mn-Al-C-X alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1689-1693.
- Kusakin, P., Belyakov, A., Molodov, D., & Kaibyshev, R. (2017). On the effect of chemical composition on yield strength of TWIP steels. *Materials Science of chemical composition on yield strenght of TWIP steels*, 82-84.
- Lei, W. (2016). Study of the microstructure and mechanical properties of TWIP steels deformed by ECAP. Tesis doctoral. Barcelona, España.
- Li, D., Feng, Y., Song, S., Liu, Q., Bai, Q., Wu, G., & Ren, F. (2015). Influences of Nb microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel. *Mater. Design.*, 238-244.
- Mercado Lemus, V. H. (2017). Estudio de los mecanismos de desgaste por deslizamiento no-lubricado de aceros austeníticos alto manganeso de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleados con Nb, Ti, V, Mo y Ti/B. Tesis doctoral. Morelia Michoacan: Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
- Perez Unzueta. (1993). *Wear Resistance of Pearlitic Rail Steels*. UK: University of Leicester.
- Petrov, Y., Gavriljuk, V., Berns, H., & Shmalt, F. (2005). Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear. *Wear*, 687-691.
- Pierce, D., Jiménez, J., Bentley, J., Raabe, D., Oskay, C., & Witting, J. (2014). The Influence of Manganese Content on the Stacking-Fault and Austenite/ ϵ -Martensite Interfacial Energies in Fe-Mn-(Al-Si) Steels Investigated by Experiment and Theory. *my.vanderbilt.edu*, 1-42.
- Pineda Huitrón, R. (2009). *Conformabilidad en Caliente de Aceros TWIP*. Tesis. Barcelona, España: Universitat Politècnica de Catalunya.
- Pla Ferrando, R., Sanchez Caballero, S., Sellés Cantó, M. Á., & Crespo Amorós, J. E. (2012). Nuevos aceros TWIP/TRIP en los automoviles del futuro. *3 Ciencias*, 8-18.
- Reyes Calderón, F. (2013). Efecto de los elementos microaleantes (B, Nb, V y Ti) sobre la microestructura y fluencia en caliente de un acero TWIP (Fe-C-Mn-Al-Si). Tesis doctoral. Morelia, Michoacán, México;: Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo.
- Rodriguez, N. (1998). Efecto de los carburos en el desgaste dl acero tipo AISI D2 . Tesis de maestría. Monterrey, Nuevo Leon: Universidad Autonoma de Nuevo Leon.

- Salas Reyes , A. E. (2014). Estudio de ductilidad en caliente de aceros Fe-Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP). Tesis doctoral. Morelia, Michoacan: Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo; Instituto de Investigaciones Metalurgicas.
- Schramm, R., & Reed, R. (1975). Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1345-1351.
- Shang, G., Dong , J., & Min, Y. (2006). Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics. *Wear*, 728-734.
- Stachowiak, G., & Batchelor , A. ((1993)). *Engineering Tribology*. Tribology. Elsevier, 340-364.
- Straffelini, G. (2015). *Friction and Wear: Methodologies for Design and Control*. Italy: 3.
- Takaki, S., Furuya, T., & Tokunaga, Y. (1990). The Effects of Si and Al Alloying on α/γ Phase Equilibria in Fe-Cr-Ni-Mn Based Ternary and Quaternary Systems. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 632-638.
- Téllez López, D. M. (2011). Caracterización de aceros avanzados y estudio de su resistencia mecánica y conformabilidad. Tesis de maestría. San Nicolás de los Garza N. L.: Universidad Autónoma de Nuevo León.
- Tressia, G., Penagos, J., & Sinatora, A. (2017). Effect of abrasive particle size on slurry abrasion resistance of austenitic and martensitic steels. *Wear*, 63-69.
- Valencia Giraldo, A. (2012). El Acero Hadfield Revisitado. *Revista Colombiana de Materiales*, 1-24.
- Valencia Giraldo, A. (2017, Octubre 10). Universidad de Antioquia. Retrieved from Universidad de Antioquia: <http://aprendeenlinea.udea.edu.co/revistas/index.php/materiales/article/view/File/11288/10323>
- Wang, W., Song, R., Peng, S., & Pei, Z. (2016). Multiphase steel with improved impact-abrasive wear resistance in comparison with conventional Hadfield steel. *Materials and Design*, 96–105.