



Instituto Politécnico Nacional



Escuela superior de Ingeniería Química e Industrias
Extractivas

Departamento de Ingeniería en Metalurgia y Materiales

Universitat Politècnica de Catalunya

Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica

“Desarrollo de aceros TRIP/TWIP y su comportamiento durante el desgaste”

Tesis para obtener el grado de Maestro en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica

Presenta

Ing. Leobardo Portugal Pardo

Directores de Tesis

Dr. José Federico Chávez Alcalá

Dr. José María Cabrera Marrero (Universidad Politècnica de Catalunya, España)

Cd. De México Enero 2019.



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

SIPI/14/183

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la Ciudad de México siendo las 10:00 horas del día 14 del mes de Diciembre del 2018 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de Tesis designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de ESIQIE para examinar la tesis titulada:

**"Desarrollo de aceros TRIP/TWIP y su
comportamiento durante el desgaste"**

Presentada por el alumno:

PORTUGUEZ
Apellido paterno

PARDO
Apellido materno

LEOBARDO
Nombre(s)

Con registro:

B	1	6	0	8	3	4
---	---	---	---	---	---	---


aspirante de:

MAESTRÍA EN CIENCIAS EN INGENIERÍA METALÚRGICA

Después de intercambiar opiniones los miembros de la Comisión manifestaron **SU APROBACIÓN DE LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISIÓN REVISORA
Directores de Tesis


DR. JOSÉ FEDERICO CHÁVEZ ALCALÁ


DR. JOSÉ MARÍA CABRERA NAVARRO
(EXTERNO)


DR. ALEJANDRO CRUZ RAMÍREZ


DR. JOSÉ ANTONIO ROMERO SERRANO

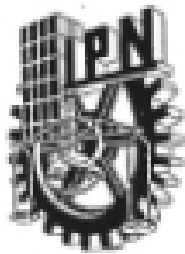

DR. AURELIO HERNÁNDEZ RAMÍREZ




DR. DAVID HERNÁNDEZ SILVA

**PRESIDENTE DEL COLEGIO DE
INGENIERÍA QUÍMICA E
INDUSTRIAS EXTRACTIVAS
SECCIÓN DE ESTUDIOS
DE POSGRADO E**


DRA. GUADALUPE SILVA OLIVER



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

CARTA CESION DE DERECHOS

En la Ciudad de México el día 21 del mes Diciembre del año 2018, el que suscribe Leobardo Portuguez Pardo alumno del Programa de Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica con número de registro B160834, adscrito a Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas, manifiesta que es autor intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección del Dr. José Federico Chávez Alcalá y el Dr. José María Cabrera Marrero y cede los derechos del trabajo intitulado “Desarrollo de acero TRIP/TWIP y su comportamiento durante el desgaste”, al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a la siguiente dirección leoporpar@gmail.com, fchaveza@hotmail.com y jose.maria.cabrera@ipe.edu. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

Leobardo Portuguez Pardo

Nombre y firma



Contenido

Índice de figuras	5
Resumen	11
Abstract	13
Agradecimientos.....	14
Capítulo 1. Introducción	15
Acero	15
1.1 Objetivo.....	19
1.1.1 Objetivo General	19
1.1.2 Objetivos Particulares	19
Capítulo 2. Consideraciones Teóricas.....	20
2.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS Advanced High Strength Steels)	20
2.1.1 Aceros DP (Dual Phase)	21
2.1.2 Aceros MS (Martensitic Steels)	22
2.2 Aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity)	23
2.3 Aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity)	24
2.4 Aceros TRIP/TWIP	24
2.4 Mecanismos TRIP/TWIP	25
2.5 Secuencia de apilamiento para estructuras con empaquetamiento compacto	26
2.6 Energía de falla de apilamiento	27
2.6.1 Métodos de cálculo.....	30
2.6.1.1 Método de nodos extendidos de tres pliegues	30
2.6.1.2 Separación de dislocaciones parciales	31



2.7 Transformación martensítica ϵ_{HCP}	32
2.8 Maclas	33
2.9 Tribología	35
2.9.1 Fricción	36
2.9.2 Desgaste	39
2.10 Procesamiento termomecánico de los aceros	44
2.11 Estado del arte	45
2.11.1 Comportamiento bajo desgaste deslizante de un acero TWIP microaleado con Nb[41].....	45
2.11.2 Conformabilidad en caliente de aceros TWIP[13]	45
2.11.3 Efecto de las inclusiones en el comportamiento de la fractura de los aceros inoxidables martensíticos fundidos y forjados 13% Cr-4% Ni[38]	47
2.11.4 Investigación numérica del comportamiento de la desulfuración en el proceso de refusión por electroescoria[2].....	48
2.11.5 Comportamiento de endurecimiento por deformación de un acero TRIP / TWIP con 18.8% Mn[11]	49
Capítulo 3. Procedimiento Experimental	51
3.1 Materiales	51
3.2 Análisis de segregación	56
3.3 Procesamiento Termomecánico	57
3.4 Microscopía óptica.....	58
3.5 Ensayo de microdureza Vickers	60
3.6 Difracción de rayos X	61
3.7 Prueba de desgaste deslizante	61



Capítulo 4. Resultados y Análisis	66
4.1 Análisis de segregación.....	66
4.1.1 Acero 18Mn.....	66
4.1.2 Acero 16Mn.....	68
4.2 Análisis microestructural	74
4.2.1 Acero 18Mn.....	74
Acero 16Mn.....	79
Estructura de colada	79
4.3 Microdureza	82
4.5 Difracción de rayos X	83
Acero 18Mn.....	83
Acero 16Mn.....	84
4.5 Prueba de desgaste deslizante	86
Acero 16Mn.....	90
Capítulo 5. Conclusiones	97
Capítulo 6. Referencias.....	99



Índice de figuras

Figura 1.1. Diagrama de formabilidad de aceros AHSS[1].....	16
Figura 2.1 Diagrama comparativo de esfuerzo vs deformación para aceros AHSS[1].....	20
Figura 2.2 Ejemplo del aumento de peso de los automóviles en los últimos 40 años.....	21
Figura 2.3 Microestructura de un acero DP.....	22
Figura 2.4. Micrografía de un acero MS	22
Figura 2.5 Comportamiento típico de un acero TWIP durante deformación y microestructura.	23
Figura 2.6. Microestructura Típica de un acero TRIP.....	24
Figura 2.7 Diagramas de esfuerzo deformación de diferentes aceros AHSS.....	25
Figura 2.8 Diagrama de la secuencia de empaquetamiento en cristales HCP y FCC vista a lo largo de la dirección 111 a) plano A para estructuras FCC o HCP b) y c) posible acomodamiento del segundo plano para ambas estructuras, d) tercer plano para estructura FCC e) tercer plano de átomos para la estructura HCP[23].	27
Figura 2. 9. Planos de las estructuras cristalinas HCP (izq.) y FCC (der.).....	28
Figura 2. 10. A) dislocación perfecta in una estructura cristalina FCC (los átomos negros representan el apilamiento en la posición A). La línea vertical “a” representa la dislocación perfecta. B) Dislocación parcial en una estructura FCC y c) Formación de una falla de apilamiento[26]	29
Figura 2. 11 Variables utilizadas para el cálculo de la energía de falla de apilamiento por el método de nodo extendido de tres pliegues [28].	30
Figura 2.12 Valores de la EFA obtenidos por el método de nodos extendidos de tres pliegues[29].	31
Figura 2.13 Esquema de una dislocación disociada del carácter de borde puro y las dislocaciones parciales resultantes. La fuerza de repulsión elástica que actúa sobre los dos	



parciales y la fuerza de restauración debida a la EFA y el vector de Burgers de cada parcial están marcadas[26].	32
Figura 2.14. Representación esquemática de la transformación martensítica	33
Figura 2.15. Diagrama del proceso de maclado mecánico.	34
Figura 2.16. Imagen de EBSD de una acero inoxidable austenítico en el cual se pueden observar la presencia de maclas.....	35
Figura 2.17 Tribosistema.....	36
Figura 2.18. Deformación durante el deslizamiento.....	37
Figura 2.19 Gráfica donde se muestran los diferentes estados que ocurren durante un ensayo de fricción.	38
Figura 2.20. Desgaste y sus interacciones [33,39]	40
Figura 2.21. Superficies en contacto.	41
Figura 2.22Mecanismos de desgaste: (a) adhesivo, (b) abrasivo, (c) por fatiga, (d) corrosivo.	42
Figura 2.23. Tipos de curvas de desgaste.	44
Figura 2.24 Acero TWIP 50x, a) recocido, b) deformado en frio[13].	46
Figura 2.25. Comparación de datos experimentales con el método numérico[13]	46
Figura 2.26 Distribución de azufre en el molde de electroescoria; a) 1500s, b) 1503s, c) 1506s, d)1508s, e)15010s f) 15011s (2).	48
Figura 2.27 Diagrama esfuerzo deformación y cálculo de los volúmenes de fases obtenidos en cada paso [11]......	50
Figura 2.28. Microestructuras antes y durante la deformación[11]......	50
Tabla 2. 1. Composición química típica de una acero TRIP, un acero TWIP y un acero TRIP/TWIP.....	25
Tabla 2.2 Composición química del acero TRIP/TWIP.....	49



Figura 3.1. Fusión de aceros a) horno de inducción, b) tablero de control del horno de inducción, c) horno de inducción con carga, d) colado en olla de refino, e) llenado de los moldes de arena y f) obtención de lingotes.	54
Figura 3. 2 Diagrama de flujo de la fabricación de los aceros TRIP/TWIP	55
Figura 3.3. Procesamiento termomecánico a) preparación de lingotes, b) prensa para deformación en caliente y c) mufla para tratamientos térmicos.	55
Figura 3.4 Microscopio electrónico de Barrido JEOL JSM6300, ESQIE	57
Figura 3.5 Diagramas del procesamiento termomecánico.....	58
Figura 3. 6. Equipo del laboratorio de metalografía de la UPC a) pulidora mecánica, b) pulidora vibratoria y c) microscopio metalográfico.	59
Figura 3.7 Diagrama de flujo del análisis metalográfico.....	60
Figura 3.8 Microdurómetro	60
Figura 3.9. Difractómetro BRUKER modelo D8 Focus.	61
Figura 3.10.Máquina para ensayos de desgaste Block on Ring “TE 53SLIM Multi-Purpose Friction and Wear Tester” (ESIME Azcapotzalco).....	62
Figura 3.11.Dimensiones de la probeta y del disco para el ensayo de desgaste.....	64
Figura 3.12Huella de desgaste ocasionada por la prueba de desgaste abrasivo	64
Tabla 3.1 Calculo de carga acero 18Mn.	51
Tabla 3.2 Calculo de carga acero 16 Mn.....	51
Tabla 3.3.Composición química de los materiales empleados para la fusión.	52
Tabla 3.4. Composición química de los aceros con alto contenido de Mn	54
Tabla 3. 5. Historial de las probetas.	56
Tabla 3. 6. Parámetros para la prueba de desgaste.	63



Figura 4.1 imagen obtenida en el MEB del acero 18 Mn sin tratamiento termomecánico 1000X.	66
Figura 4.2 Mapeo a) acero 18 Mn sin tratamiento termomecánico b) silicio, c) manganeso, d) hierro, e) carbono y f) aluminio.	67
Figura 4.3. Análisis cualitativo puntual de las inclusiones encontradas en el acero 18Mn sin tratamiento termomecánico.	68
Figura 4.4 Acero 16Mn sin tratamiento termomecánico 4000X.....	68
Figura 4.5 Mapeo por EDS de acero 16Mn sin tratamiento termomecánico, Fe (Anaranjado), Mn (Verde), Si (Amarillo) y Al (Gris).	69
Figura 4.6 Análisis cualitativo de las fases presentes en el acero por medio de EDS.....	70
Figura 4.7. Análisis cualitativo de una inclusión en el acero 16Mn.....	71
Figura 4.8. Acero 16Mn con tratamiento termomecánico 4000X.....	72
Figura 4.9 Análisis cualitativo de inclusiones dentro de la estructura del acero 16Mn después del tratamiento termomecánico.	72
Figura 4. 10 Mapeo por EDS de acero 16Mn con ataque termomecánico, Fe (naranja), Mn (Verde), Si (Amarillo), Al (Gris), S (Azul).	73
Figura 4.11 Estructura dendrítica Acero 18Mn.....	74
Figura 4.12.Acero 18Mn deformado en caliente. a) 200X y b) 500X.....	75
Figura 4.13 Acero TRIPTWIP 18Mn-3Al-3Si-06C recocido, a) 100X y b) 200X.....	75
Figura 4.14 Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frio 5.57% a)50 x pulido por vibración, b) 50X con ataque químico, c) 100X pulido por vibración y d)100X con ataque químico nital al 10%.	76



Figura 4. 15 Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 16.5% a) 50 X, b) y c) 100X y d) 200X atacadas con nital al 10%.....	77
Figura 4.16. Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 27.17%.....	78
Figura 4. 17. Estructura de colada acero 16 Mn a) 100X y b) 200X.....	79
Figura 4. 18. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 1100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h.	79
Figura 4. 19. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se enfrio al aire y se deformato en frío 1.62%	80
Figura 4. 20 Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frio al aire y se deformato en frío 12%	81
Figura 4. 21. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frio al aire y se deformato en frío 24.43%	81
Figura 4. 22 Grafica dureza vs deformación del acero 18Mn.	82
Figura 4. 23 Gráfica dureza vs deformación del acero 16Mn	82
Figura 4.24. Difractograma acero 18 Mn con y sin deformación en frío.	83
Figura 4.25. Difractograma acero 16 Mn con y sin deformación en frío.	84
Figura 4.26. Probetas de desgaste del acero 18Mn después de la prueba de desgaste	86
Figura 4.27. Huellas de desgaste en las probetas de acero 18Mn a las cuales se les aplico una carga normal de 42N y a) 50m, b) 100m, c) 200m y e) 400m de distancia (d= diámetro de la huella).	87
Figura 4.28. Análisis cualitativo de la superficie de la huella.....	88



Figura 4.29. Mapeo de la superficie de la huella a) superficie de la huella 1000X, b) oxígeno, c) silicio, d) manganeso, e) hierro y f) carbono.....	89
Figura 4.30 Huellas de desgaste en las probetas de acero 18Mn a las cuales se les aplico una carga normal de 42N y a) 50m, b) 100m, c) 200m y e) 400m de distancia (d= diámetro de la huella) a 25X.....	90
Figura 4.31. Gráfica volumen perdido contra distancia a diferentes cargas normales.	91
Figura 4.32 Graficas de la tasa de desgaste contra distancia.....	93
Figura 4. 33 Análisis cualitativo de la superficie de la huella desgaste del acero 16Mn	94
Figura 4. 34 Mapeo de la superficie de la huella acero 16 Mn a) superficie de la huella 1000X, b) oxígeno, c) silicio, d) manganeso, e) carbono y f) hierro.....	95
Figura 4. 35. Variación del coeficiente de fricción con respecto a la distancia.	96
Tabla 4. 1. Resultados del análisis cuantitativo.....	67
Tabla 4. 2. Porcentaje en peso de cada elemento presente en cada fase.	70
Tabla 4. 3. Análisis cuantitativo de las inclusiones presentes en el acero 16Mn después del tratamiento termoquímico.....	73
Tabla 4 4. Resumen de resultados.	85
Tabla 4.4 Porcentaje en peso de cada elemento encontrado en el análisis cualitativo (análisis semicuantitativo)	88
Tabla 4. 5 Volumen de la huella calculado (mm ³).	91
Tabla 4. 6: Datos de la tasa de desgaste específico (mm ³ /Nm).....	92



Resumen

Los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (*Advanced High Strength Steels*) por sus siglas en inglés, se caracterizan por su alto límite de cedencia y la absorción de grandes energías. Dentro de esta categoría de aceros de nueva generación se encuentran los aceros TRIP/TWIP (*Transformation Induced Plasticity / Twining Induced Plasticity*), que presentan un alto endurecimiento por deformación, una buena ductilidad al ser trabajados en frío, una alta ductilidad y alta resistencia mecánica esto debido a que presentan transformación de fase y maclado como mecanismo de deformación. Estas cualidades son logradas gracias al alto contenido de Mn en la aleación, que junto con la adición de Al y Si estabilizan y bajan la energía de falla de apilamiento, esto contribuye a que al deformarse se formen maclas y aparezca martensita épsilon y alfa en la estructura austenítica de estos aceros.

En este trabajo se diseñaron 2 aceros de alto Mn en el rango de 14 a 16 % en peso con adiciones de Si y Al entre 1 y 3 % para obtener las características de los aceros TRIP/TWIP y mediante el cálculo de la energía de falla de apilamiento en función de su composición química. Se estableció la metodología para obtenerlos por fusión/refinación en un horno de inducción y colado en moldes de arena con protección de escorias en toda la secuencia de estado líquido. Los lingotes obtenidos fueron homogeneizados y refinados en su microestructura por una secuencia de tratamiento termomecánico para finalmente caracterizar su microestructura.

Mediante una caracterización microestructural detallada por microscopía óptica y electrónica de barrido con microanálisis, aunada a estudios de DRX y de deformación en frío de las aleaciones, se determinó y documentó que ambos aceros presentan limpieza y microestructura adecuadas para su uso, así como tanto mecanismos TRIP como TWIP en diferente medida.

Adicionalmente, dados los mecanismos de endurecimiento encontrados por deformación en frío, se evaluó el comportamiento de ambos aceros mediante pruebas de exposición a desgaste deslizante, cuyos resultados muestran claramente un endurecimiento y mecanismos de desgaste de tipo desgaste oxidante en función de los parámetros de la prueba, tales como



“Desarrollo de aceros TRIP/TWIP y su comportamiento durante el desgaste”

intensidad y velocidad de la carga aplicada, obteniendo curvas de desgaste contra endurecimiento típicas como las reportadas en la literatura.



Abstract

Advanced high strength steels (AHSS) are characterized by their high yield strength and the absorption of high energies. Within this category of new generation steels are the TRIP / TWIP steels, which present a high deformation hardening, an excellent behavior by cold working, a high ductility and high mechanical resistance, all this due to the fact that they present phase transformations and twinning as deformation mechanisms. These properties are achieved thanks to the high content of Mn in the alloy, which together with the addition of Al and Si stabilize and lower the energy of stacking failure, this contributes to the formation of twins and martensite epsilon and alpha in the austenitic structure of these steels.

In this work, two high Mn steels in the range of 14 to 16% by weight with Si and Al additions between 1 and 3% were designed to obtain the characteristics of the TRIP / TWIP steels and by calculating the fault energy of stacking depending on their chemical composition. The methodology was established to obtain these steels by a melting / refining process in an induction furnace and casting in sand molds with slag protection throughout the melting sequence. The obtained ingots were homogenized and refined in their microstructure by a thermomechanical treatment sequence to finally characterize their microstructural characteristics.

By means of a detailed microstructural characterization by optical and scanning electronic microscopy with microanalysis, together with studies of DRX and cold deformation of the alloys, it was determined and documented that both steels have adequate cleanliness and microstructure for their use, as well as both TRIP and TWIP mechanisms in different measure.

Additionally, given the hardening mechanisms found by cold deformation, the behavior of both steels was evaluated through sliding wear exposure tests, whose results clearly show a hardening and wear mechanisms of oxidant wear type depending on the parameters of the test, such as intensity and speed of the applied load, obtaining typical curves of wear against hardening as reported in the literature



Agradecimientos

El amor recibido, la dedicación y la paciencia con la que mi madre me ha permitido superarme y alcanzar todos mis sueños, son los factores principales por los que me he podido realizar como ser humano. Esta tesis está dedicada a ella.

Quiero agradecer a mi asesor el Doctor Federico Chávez Alcalá por su amistad, su guía y su apoyo durante mi paso por la ESIQIE. Gracias al Doctor José María Cabrera Barrero por su apoyo y guía durante mi estancia en la UPC.

La belleza de la vida radica en pasarla con la gente que quieres y que hacen más disfrutable el paso por ella, por eso, quiero agradecer a mis amigos y compañeros de la ESIQIE Gustavo, Eduardo, Laura Belly, Laura Esperilla, e Ivonne por su apoyo, compañía y por todos los buenos momentos que vivimos durante este tiempo.

Quiero agradecer a mi abuela Chucha y a mi tía Rosa porque siempre me han hecho sentir querido y respaldado.

Gracias a mi familia por siempre estar como soporte en mi vida, gracias a mi hermano Rene y a mis hermanos de la vida Pablo y Rodrigo por ser mí ancla y el consejo certero en todo momento.

Finalmente quiero agradecer al personal académico y técnico de la Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas ESIQIE, y de la Universidad Politécnica de Cataluña UPC, así como al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología CONACYT por el apoyo económico que me otorgo para poder continuar con mis estudios.



Capítulo 1. Introducción

Se han encontrado artefactos de hierro forjado con más de 3000 años de antigüedad, y desde hace muchos años el acero se ha convertido en el metal de mayor importancia y mayor producción ya que su uso va desde la fabricación de estructuras, hasta componentes de altos requerimientos mecánicos en aeronaves y automóviles. Por todo esto se siguen investigando las aleaciones de acero para lograr materiales con mayor resistencia mecánica, mejor ductilidad y una mejor conformabilidad.

Acero

Actualmente el acero es la aleación de mayor producción, tan solo, en el año 2017 se produjeron cerca de 1700 millones de toneladas en todo el mundo siendo China el principal productor con cerca de 800 millones de toneladas, seguido aunque muy de lejos por Japón, India, USA, y Rusia, por su parte México se encuentra en el lugar número 13 con más de 18 mil millones de toneladas, sin embargo, esta producción de acero se trata en su mayoría de acero al carbono de bajos requerimientos, en cuanto a la producción de aceros especiales de altos requerimientos los principales productores son; Japón, Alemania, Corea y Rusia.

El acero es una solución sólida intersticial de hasta 2.3% en peso de carbono en hierro, el acero es clasificado según su composición química en acero al carbono y aceros aleados. Los aceros al carbono, son aceros, en los cuales su único elemento de aleación es el carbono (pueden contener S, P, Mn entre otros) y del contenido de este dependen las propiedades mecánicas las cuales pueden ser modificadas con ayuda de tratamientos térmicos y termoquímicos, por otro lado tenemos los aceros aleados los cuales contienen otros elementos de aleación además del carbono como: S, Pb, V, Mo, Nb, W, Al, Si, N, Ni, Mn, Zn entre otros elementos, en estos aceros las propiedades mecánicas ya no solo dependen del contenido de carbono, sino además, del contenido de elementos de aleación presentes, estas propiedades también pueden ser modificadas con la ayuda de tratamientos térmicos y termoquímicos. Sin embargo, para algunas aplicaciones específicas de los aceros especiales, ya no solo es importante el control de los contenidos de los elementos de aleación, sino además, es importante: controlar el contenido de azufre y fósforo (ya que estos son perjudiciales en los aceros), mantener un bajo contenido de inclusiones y microinclusiones



no metálicas, controlar la velocidad de solidificación durante el colado del metal y el control de la temperatura durante los procesos de conformado en caliente[1].

Los aceros especiales son fabricados para cumplir con funciones específicas en el área industrial (maquinaria y herramientas), automotriz, aeronáutica (Figura 1.1) etc. dentro de estos últimos también están situados los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (*Advanced High Strength Steels*) por sus siglas en inglés [1].

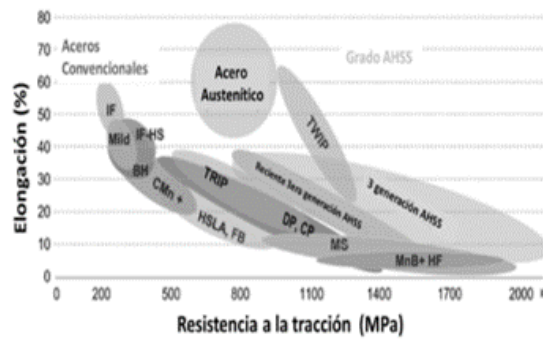


Figura 1.1. Diagrama de formabilidad de aceros AHSS[1].

La limpieza del acero es un factor importante que afecta directamente en las propiedades mecánicas de éste. El llamado acero limpio es generalmente el acero en el que contenidos de elementos de impurezas, tales como fósforo, azufre, oxígeno, nitrógeno, hidrógeno (en ocasiones incluyendo el contenido de carbono), e inclusiones son muy bajos[2].

Los aceros avanzados de alta resistencia presentan una gran resistencia esto debido a los elementos de aleación que los conforman y al tratamiento termomecánico al que son expuestos, originalmente se desarrollaron todos los aceros polifásicos que presentan una gran resistencia, sin embargo, son muy poco dúctiles y con ello se vuelven difíciles de conformar, tal es el caso de los aceros doble fase o DP (Dual Phase), los aceros endurecibles por precipitación o PH (Precipitation Hardening), los aceros de fases complejas CP (Complex Phase), los aceros martensíticos MS (Martensitic Steels) así como los aceros de plasticidad inducida por transformación TRIP (Transformation Induced Plasticity) entre otros, posteriormente aparecieron los aceros con altos contenidos de Mn que además de tener buena resistencia, también tienen una excelente conformabilidad, dentro de estos aceros están los



aceros de plasticidad inducida por maclado TWIP (Twinning Induced Plasticity). Por último se tienen los aceros de nueva generación en los cuales se busca una combinación de los dos mecanismos de endurecimiento por deformación por transformación y por maclado o también llamados aceros TRIP/TWIP[1,2]. La gran ventaja de los aceros AHSS es que permiten la fabricación de piezas más ligeras, esto es muy importante en muchas industrias como la automotriz en la cual los automóviles han incrementado su peso debido a la seguridad y el confort añadido a estos con el pasar del tiempo[3,4].

Los mecanismos de formación de fases y de maclas y el efecto de los aleantes es bastante complejo, por lo cual en los últimos años se han publicado muchos trabajos teóricos y experimentales [5-12] que determinan los rangos de temperaturas de recristalización dinámica de estos aceros a través de ensayos de tensión y compresión en caliente a diferentes velocidades y generalmente en el rango de temperatura entre 900 y 1100 °C y aplican diferentes modelos como el de Esterin et al. [5-12] para determinar la curva de fluencia teórica.

Del mismo modo, la diferenciación de las maclas en la austenita, y de las fases martensíticas y la parte del procesamiento en que se originan han requerido de estudios detallados por técnicas como DRX y TEM.

En este trabajo se logró obtener dos aceros con contenidos diferentes de Mn, Si y Al que presentan tanto mecanismos TRIP como TWIP, partiendo de su fabricación por fusión/refinación en horno de inducción y vaciado con escorias protectoras, evitando los fenómenos reportados de segregación, formación de fases indeseables y exceso de inclusiones no metálicas y nitruros de Mn, tanto en el proceso de fusión como mediante una secuencia de procesamiento termomecánico.

Los mecanismos TRIP y TWIP fueron documentados mediante caracterización detallada por microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido con microanálisis y DRX, tanto de las aleaciones procesadas en caliente, como de las aleaciones con diferentes porcentajes de deformación en frío.

Como método adicional para explorar los mecanismos de endurecimiento de las aleaciones con la deformación en frío, los dos aceros fueron sometidos a pruebas de exposición a



“Desarrollo de aceros TRIP/TWIP y su comportamiento durante el desgaste”

desgaste deslizante, determinando los mecanismos de desgaste en forma paralela a los fenómenos de endurecimiento. Existen aún varios fenómenos microestructurales difíciles de cuantificar en los aceros fabricados, que pueden ser motivo de estudios posteriores.



1.1 Objetivo

1.1.1 Objetivo General

- Obtener y caracterizar aceros de alto Mn que presenten mecanismos TRIP/TWIP durante su procesamiento y evaluar su comportamiento de endurecimiento y desgaste en pruebas estandarizadas de desgaste deslizante.

1.1.2 Objetivos Particulares

- Obtener dos aceros de limpieza y homogeneidad adecuada con características TRIP/TWIP
- Procesar lingotes de aceros TRIP/TWIP termomecánicamente para generar especímenes adecuados para su posterior caracterización.
- Evaluar la presencia de mecanismos TRIP y TWIP de los aceros obtenidos.
- Observar el comportamiento de los aceros al ser expuestos a desgaste deslizante.
- Determinar los mecanismos de desgaste así como los productos que se forman en la superficie del acero.



Capítulo 2. Consideraciones Teóricas

2.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS Advanced High Strength Steels)

Los aceros avanzados de alta resistencia deben sus propiedades a los elementos de aleación que los conforman y al tratamiento termomecánico al que son expuestos; estos aceros se encuentran en el siglo XXI en su tercer generación[5], en la primera se sitúan todos los aceros polifásicos que presentan una gran resistencia, sin embargo, son muy poco dúctiles y con ello se vuelven difíciles de conformar, dentro de esta generación se cuentan los aceros doble fase o DP por sus siglas en inglés (Dual Phase), los aceros endurecibles por precipitación o PH (Precipitation Hardening), los aceros de fases complejas CP (Complex Phase), los aceros martensíticos MS (Martensitic Steels) así como los aceros de plasticidad inducida por transformación TRIP (Transformation Induced Plasticity) entre otros. En la segunda generación aparecieron los aceros con altos contenidos de Mn que además de tener buena resistencia, también tienen una excelente conformabilidad y ductilidad, dentro de estos aceros están los aceros de plasticidad inducida por maclado TWIP (Twinning Induced Plasticity) Figura 2.1. Por último se tienen los aceros de nueva generación en los cuales se busca una combinación de los dos mecanismos de endurecimiento por deformación por transformación y por maclado o también llamados aceros TRIP/TWIP[1,4-6].

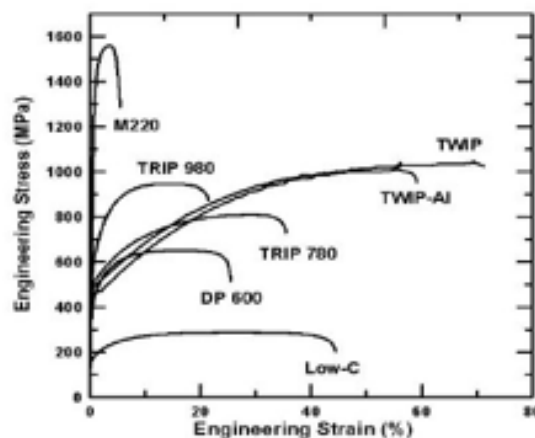


Figura 2.1 Diagrama comparativo de esfuerzo vs deformación para aceros AHSS[1]



La gran ventaja de los aceros AHSS es que permiten la fabricación de piezas más ligeras, ya que es necesaria una menor sección transversal para alcanzar la resistencia requerida, esto es muy importante en muchas industrias como por ejemplo en la automotriz en la cual con el paso de los años los automóviles han incrementado su peso, esto debido a la seguridad y el confort añadido a estos con el pasar del tiempo, con lo cual se hace de gran importancia disminuir el peso en las partes fabricadas con acero, ya que estas representan el 60% del peso del automóvil Figura 2.2.

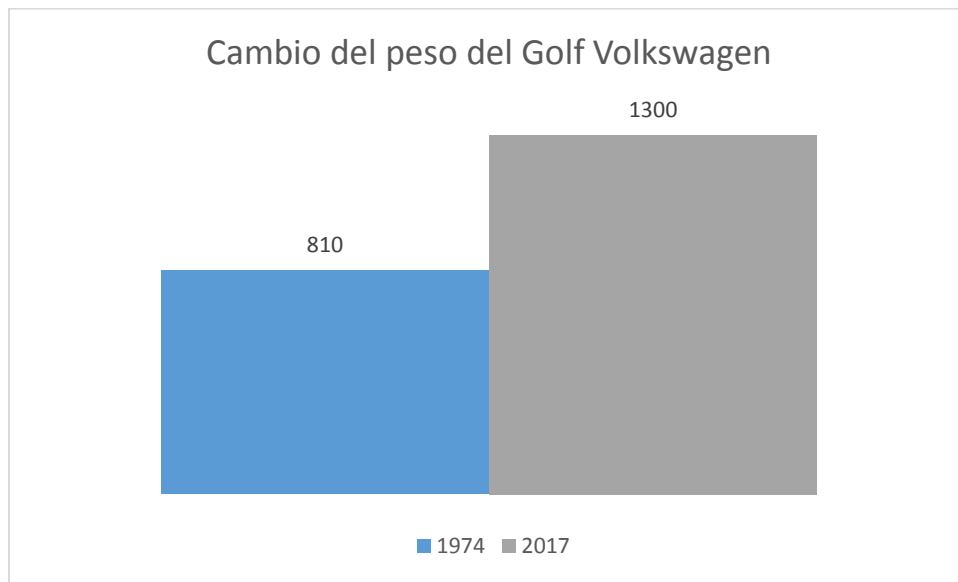


Figura 2.2 Ejemplo del aumento de peso de los automóviles en los últimos 40 años.

2.1.1 Aceros DP (Dual Phase)

Los aceros de doble fase presentan una mezcla de fases principalmente ferrita y martensita y en menor medida bainita, austenita retenida y carburos (Figura 2.3) lo cual confiere a estos aceros alta resistencia con un esfuerzo máximo de hasta 980MPa, este acero está compuesto principalmente de la adición de carbono, manganeso y silicio. Sus principales cualidades es que tiene un límite de elasticidad moderado, buen endurecimiento por deformación, buena ductilidad, buena dureza en caliente y un precio competitivo[7].

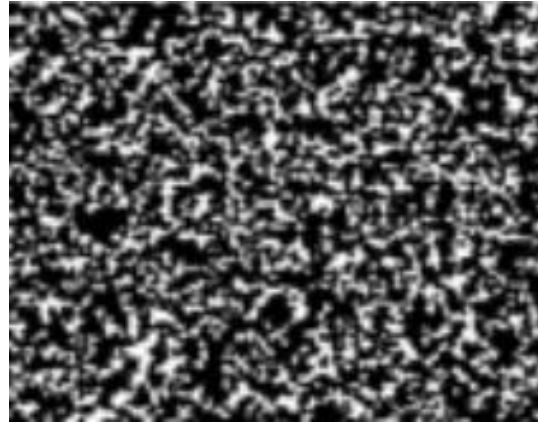


Figura 2.3 Microestructura de un acero DP

2.1.2 Aceros MS (Martensitic Steels)

Los aceros martensíticos se caracterizan por tener una matriz martensítica (Figura 2.4) con poca presencia de ferrita y bainita, presentan una alta resistencia con un esfuerzo máximo de alrededor de 1700MPa, al ser conformados presentan una matriz austenítica que los hace más dúctiles y posterior al proceso de conformado son sometidos a un tratamiento térmico de temple y revenido lo que los vuelve martensíticos aumentando con ello su dureza y resistencia[8].

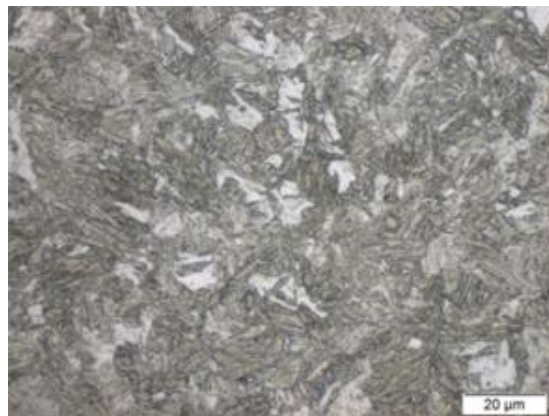


Figura 2.4. Micrografía de un acero MS



2.2 Aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity)

Los aceros al manganeso austeníticos, fueron descubiertos por Robert Hadfield en 1982. Estos aceros contenían alrededor de 1.2 y 12% -Mn, presentan buenas propiedades mecánicas, combinando alta resistencia con buena ductilidad. A estos aceros se les nombró aceros Hadfield, haciendo honor al descubridor[9]. Los aceros Hadfield tuvieron gran aceptación como un material útil para la ingeniería. Hoy en día, esta estos aceros siguen siendo utilizados y estudiados para mejorar aún más sus propiedades, modificando su composición, tratamiento térmico, procesos mecánicos, entre otros[10,11].

Los aceros TWIP están clasificados dentro de los aceros de alta resistencia *AHSS* (Advanced High Strength Steel) son aceros austeníticos de nueva generación con altos contenidos de manganeso (entre 15 y 30% en peso), que proporcionan extraordinarias características de ductilidad, a valores de resistencia mecánica superiores a los 800 MPa , buena formabilidad y elevada absorción de energía a temperatura ambiente (Fig. 5)[12], esto debido a que contienen una baja energía de falla de apilamiento lo cual activa el mecanismo de deformación por maclado. Además del manganeso contienen otros elementos de aleación como el aluminio y el silicio que ayudan a bajar aún más la energía de falla de apilamiento[13,14].

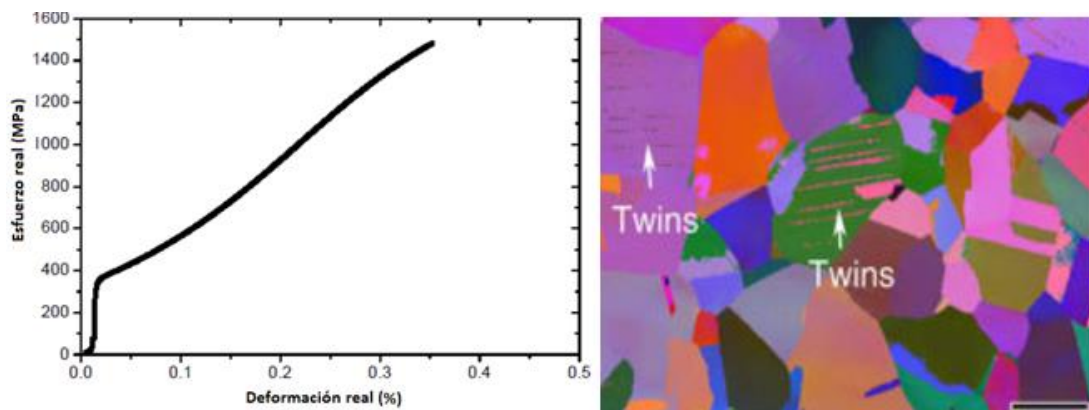


Figura 2.5 Comportamiento típico de un acero TWIP durante deformación y microestructura.



2.3 Aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity)

Los aceros de plasticidad inducida por plasticidad (TRIP) al igual que los aceros TWIP, están dentro de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), estos son aceros polifásicos los cuales presentan excelente absorción de energía al ser impactados, son aceros fáciles de conformar y presentan buena dureza al ser deformados en frío. Su característica principal es que al ser deformados la fase austenítica presente en la matriz de este acero se transforma a martensita, esto debido a que tiene una muy baja energía de falla de apilamiento. Todo ello hace de los aceros TRIP un material excelente para ser utilizado en las carrocerías de los automóviles[15,16].

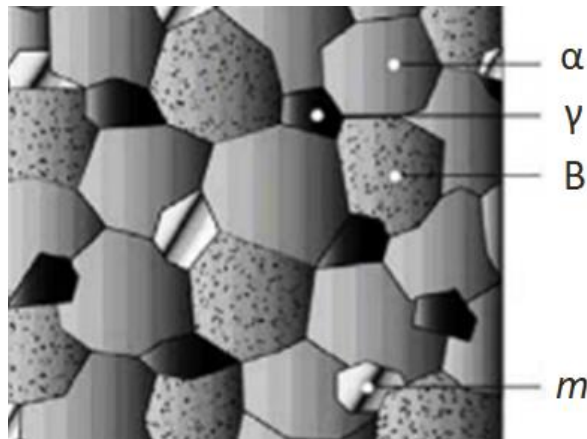


Figura 2.6. Microestructura Típica de un acero TRIP

2.4 Aceros TRIP/TWIP

Los aceros TRIP/TWIP son aceros polifásicos que al ser deformados presentan la transformación de fases y el maclado como mecanismos de endurecimiento por deformación, están constituidos microestructuralmente con ferrita, austenita, martensita ϵ , martensita α , y bainita además de que tiene una alta resistencia, buena ductilidad, un buen endurecimiento por deformación y con ello una excelente absorción de energía bajo impacto. En general se trata de aceros con un contenido de Mn de entre 17 y 20% en peso con esta concentración de



manganeso se tiene un comportamiento TRIP/TWIP aunado además a la presencia de Al, Si y Ni que ayudan a bajar aún más la energía de falla de apilamiento[17-20].

Tabla 2. 1. Composición química típica de un acero TRIP, un acero TWIP y un acero TRIP/TWIP.

Aceros	Mn(%P)	Si (%P)	Al (%P)	C (%P)	N (PPM)	Fases Pre-deformación	Fases Pos-deformación
TRIP	15,8	1,5	1,5	0,02	<30	$\gamma_{fcc} + \alpha_{bcc}$	$\gamma_{fcc} + \alpha_{bcc} + \alpha^{ms}$
TRIP/TWIP	20,1	2,8	2,9	0,04	<30	$\gamma_{fcc} + \alpha_{bcc}$	$\gamma_{fcc} + \alpha_{bcc} + \alpha^{ms}$
TWIP	25,6	2,5	3,0	0,03	<30	γ_{fcc}	γ_{fcc}

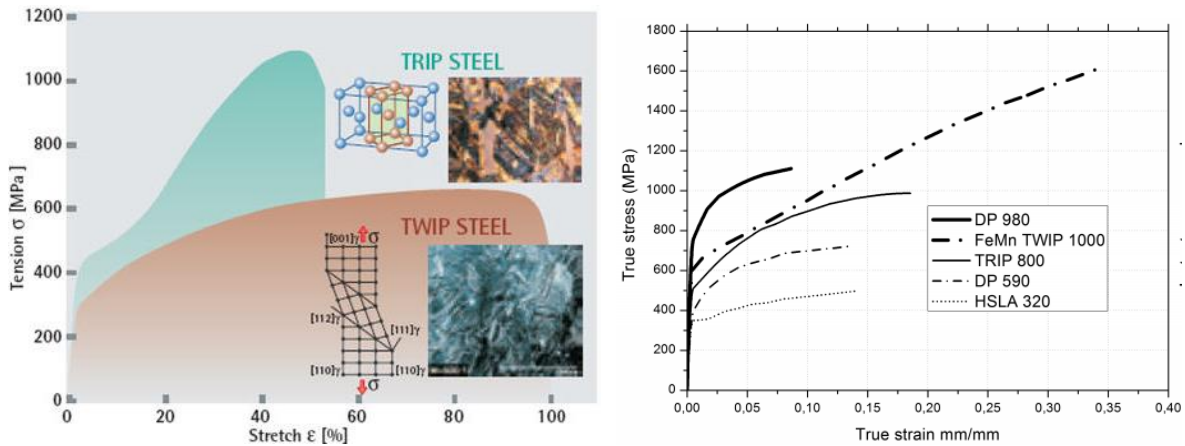


Figura 2.7 Diagramas de esfuerzo deformación de diferentes aceros AHSS.

2.4 Mecanismos TRIP/TWIP

Los aceros que presentan plasticidad inducida por transformación o por maclado mecánico son metaestables y contienen grandes cantidades de Mn en un rango que va de 15-30%p lo cual estabiliza la austenita a temperatura ambiente, además con la adición de elementos de aleación como Al, Si, Cr, C y N se optimizan las propiedades mecánicas, la principal razón de porque presentan buena ductilidad y alta resistencia mecánica, es por sus mecanismos de deformación secundarios al deslizamiento de dislocaciones. Durante la deformación de la



austenita existe un deslizamiento de dislocaciones aunado a mecanismos de deformación secundaria como son la formación de martensita del tipo α_{bcc} y ϵ_{HCP} y el maclado mecánico. Esta transformación es por desplazamiento y no difusional, y es originada por el movimiento cooperativo de algunos átomos debido a una fuerza, originando una re-orientación en la estructura cristalina en el caso de la transformación martensítica o la formación de maclas en los granos austeníticos. Estas bandas de martensita y las maclas actúan como obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones originando con ello una mayor resistencia del material[21]. A medida que el material comienza a contraerse los mecanismos de deformación comenzaran a formarse dentro de estos volúmenes, lo cual provoca un endurecimiento localizado del metal. Estos mecanismos de endurecimiento se consideran un efecto Hall-Peach dinámico en el cual las propiedades inducidas por deformación como la martensita y el maclado mecánico, refinan la estructura a medida que aumenta la deformación[22]. A medida que estos volúmenes locales de la muestra se endurecen, las deformaciones futuras se producirán en otras zonas con bajos esfuerzos de flujos y el proceso se repite por toda la muestra, esto resulta en altas tasas de endurecimiento por deformación, previene el encuellamiento y conduce a deformaciones largas y uniformes generalmente de 60 a 80% además debido a que esto se repite a lo largo de la muestra se logra una alta absorción de energía[23,24].

Muchos autores atribuyen la excelente ductilidad a temperatura ambiente de los aceros con mecanismos TRIP/TWIP a la prevención del encuellamiento, esto es aún más relevante en aceros con maclado mecánico. Al aumentar la temperatura de deformación disminuye el maclado mecánico y en consecuencia la resistencia y la ductilidad.[23,24].

2.5 Secuencia de apilamiento para estructuras con empaquetamiento compacto

En materiales compactos, la secuencia de apilamiento de planos compactos es ABCABC (para materiales FCC) o ABAB para materiales (HCP). Las diferencias en estas estructuras se ilustran esquemáticamente en la Figura 2.8. La estructura atómica en cada plano compacto es la misma para FCC y HCP, y cada átomo tiene seis vecinos más cercanos (en el plano) como se muestra en la Figura 2.8a. La siguiente capa se apila por encima de los vacíos en la



estructura en una de las dos orientaciones, como se muestra en las Figura 2.8b y c. El tercer plano de átomos se puede apilar como en la Figura 2.8d para generar la estructura FCC (Figura 2.8) para formar la estructura HCP.[24]

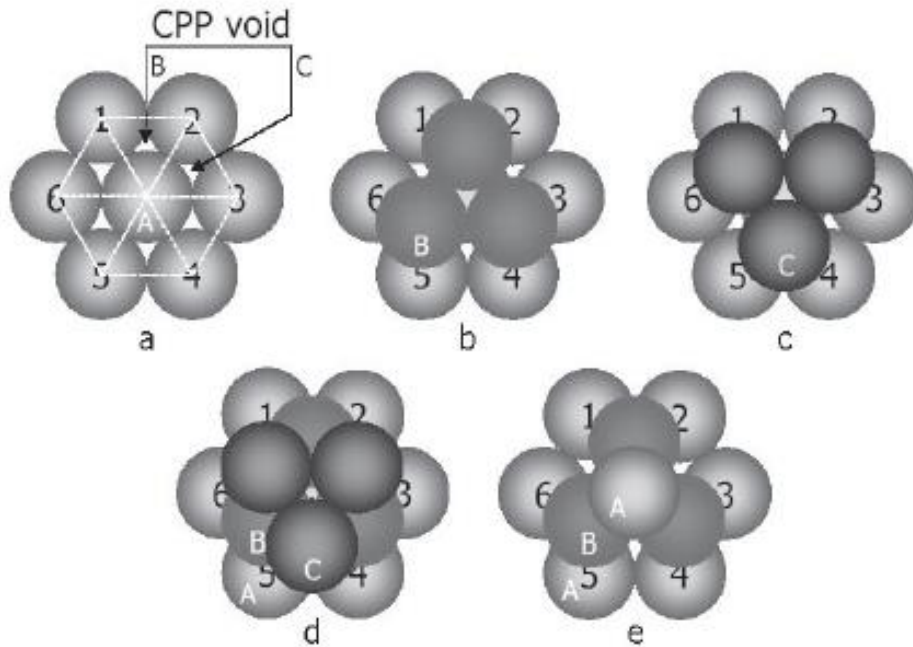


Figura 2.8 Diagrama de la secuencia de empaquetamiento en cristales HCP y FCC vista a lo largo de la dirección $\langle 111 \rangle$ a) plano A para estructuras FCC o HCP b) y c) posible acomodamiento del segundo plano para ambas estructuras, d) tercer plano para estructura FCC e) tercer plano de átomos para la estructura HCP[23].

2.6 Energía de falla de apilamiento

Las fallas de apilamiento ocurren en metales con estructuras cristalinas compactas como la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) así como la estructura hexagonal compacta (HCP) y representan un error en la secuencia de apilamiento de los planos compactos. Esta secuencia de apilamiento es ABCABC para la estructura FCC y ABAB para la HCP la diferencia entre estas estructuras está esquematizada en la Figura 2. 9[25,26].

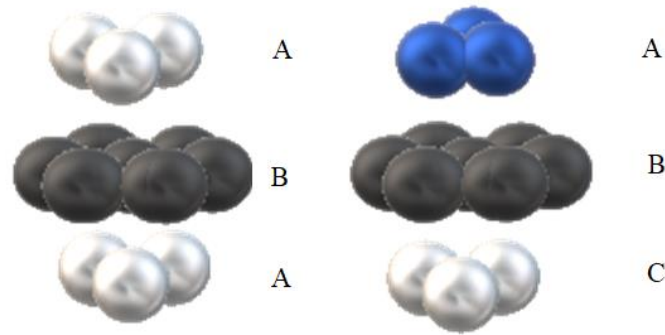


Figura 2. 9. Planos de las estructuras cristalinas HCP (izq.) y FCC (der.)

Un único fallo de apilamiento en los materiales FCC puede ser formado mediante la disociación de una dislocación perfecta con un vector de Burgers de dislocación total de tipo $b_T = a/2 [-101]$ (donde a_{FCC} es el parámetro de red de la fase de FCC) en dos dislocaciones parciales de Shockley para un vector de Burgers tipo $b_p = a/6 [-1-12]$ y $b_p = a/6 [-211]$ por la siguiente reacción de dislocación:



La fuerza motriz para la reacción anterior está relacionada con la energía de tensión de las dislocaciones individuales. De acuerdo con el criterio de energía de Frank [49], como la energía de tensión de una dislocación es proporcional a la magnitud de su vector de Burgers al cuadrado, la energía de tensión de la dislocación única perfecta será mayor que la suma de las energías de los dos parciales de Shockley. y se favorecerá la reacción en la ecuación (1-1). Las dos dislocaciones parciales de Shockley ejercen una fuerza de repulsión elástica que varía en función de $1 / d_{\text{actual}}$, donde d_{actual} es la distancia de separación entre los dos núcleos de dislocación parcial. En la Figura 2. 10

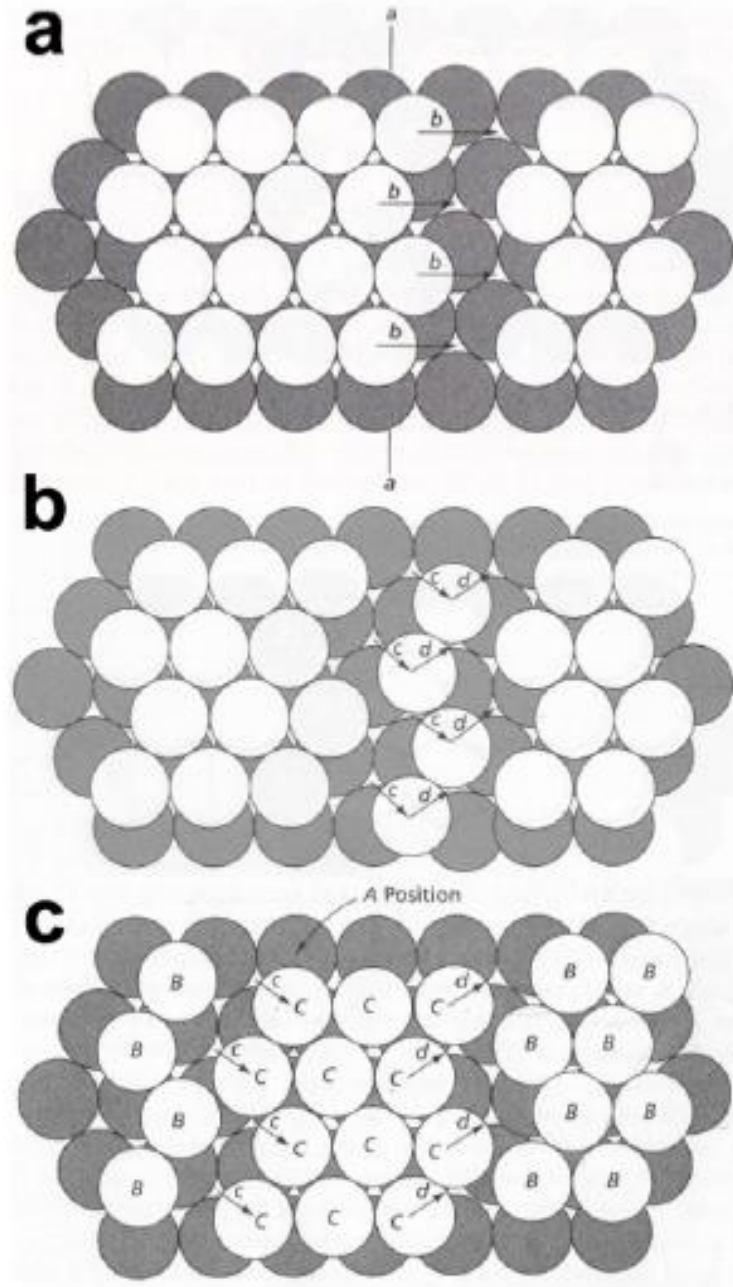


Figura 2. 10. A) dislocación perfecta en una estructura cristalina FCC (los átomos negros representan el apilamiento en la posición A). La línea vertical “a” representa la dislocación perfecta. B) Dislocación parcial en una estructura FCC y c) Formación de una falla de apilamiento[26] .



2.6.1 Métodos de cálculo

Existen varios métodos experimentales para determinar la Energía de Falla de Apilamiento (EFA). Los más frecuentes hacen uso de la microscopia electrónica de transmisión (TEM) para observar de forma directa el tamaño de las fallas de dislocamiento. Las configuraciones de dislocación específicas a partir de las cuales se mide típicamente la SFE son nodos triples extendidos y pares de dislocación parcial de Shockley[24,25].

2.6.1.1 Método de nodos extendidos de tres pliegues

Whelan [27] sugirió por primera vez que la EFA se podía determinar a partir del tamaño de un nodo extendido de tres pliegues al igualar el equilibrio de fuerzas entre la región con fallas y los brazos del nodo mediante la Ecuación:

$$\gamma = \frac{\mu b_p^2}{2R}$$

Ecuación 2

Donde γ es la energía de falla de apilamiento (EFA), μ es el módulo de corte, b_p es el vector de burgers asociado a la dislocación parcial y R es el radio exterior de la curvatura del nodo

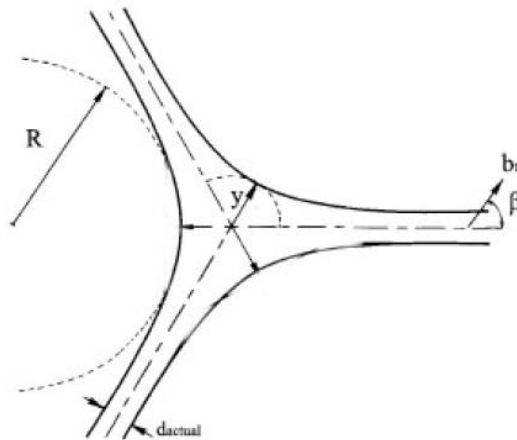


Figura 2. 11 Variables utilizadas para el cálculo de la energía de falla de apilamiento por el método de nodo extendido de tres pliegues [28].

Volosevich y su equipo [29] en 1976 por medio de este método determinaron la influencia del contenido de Mn en la energía de falla de apilamiento encontrando un mínimo en la EFA de 17 (mJ/m²) contenido de Mn de 22%p, un máximo en la EFA de 41mJ/m² con un contenido de Mn de 30% p (Figura 2.12).

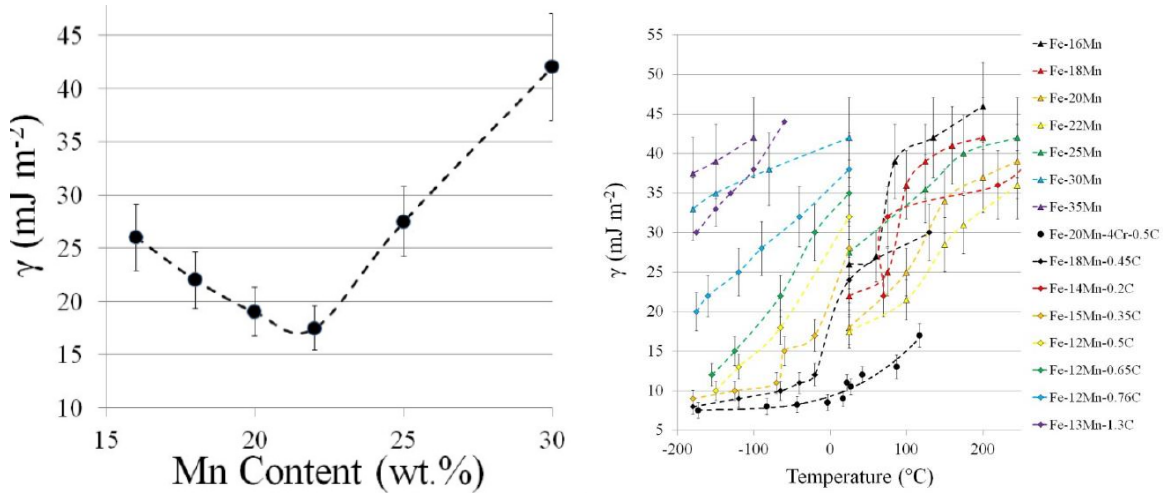


Figura 2.12 Valores de la EFA obtenidos por el método de nodos extendidos de tres pliegues[29].

2.6.1.2 Separación de dislocaciones parciales

La EFA también puede ser determinada a partir de la distancia de separación de los pares de dislocación parcial de Shockley[26]. Una fuerza de repulsión por unidad de longitud de línea de dislocación actúa sobre las dos dislocaciones parciales y tiende a separarlas para minimizar la energía de tensión total. La EFA de la dislocación recién creada causa una fuerza de atracción por unidad de longitud de línea de dislocación. La ecuación clásica basada en la teoría de la elasticidad isotrópica que relaciona la fuerza repulsiva elástica con la SFE es:

$$\gamma_{exp} = \frac{\mu b_p^2}{8\pi d_{actual}} \frac{2-\nu}{1-\nu} \left(1 - \frac{2\nu \cos 2\beta}{2-\nu} \right) \quad \text{Ecuación 3}$$

Donde μ es el módulo de corte del policristal, ν es el módulo de Poisson y b_p es el vector de dislocación parcial de Burgers $a_0/6\langle 112 \rangle$.

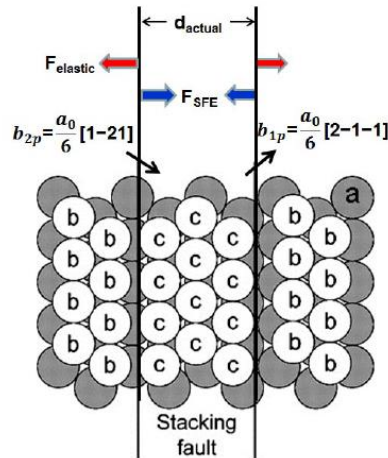


Figura 2.13 Esquema de una dislocación disociada del carácter de borde puro y las dislocaciones parciales resultantes. La fuerza de repulsión elástica que actúa sobre los dos parciales y la fuerza de restauración debida a la EFA y el vector de Burgers de cada parcial están marcadas[26].

2.7 Transformación martensítica ϵ_{HCP}

La martensita épsilon posee una estructura hexagonal Compacta (HCP) y se puede formar de forma espontánea en algunos aceros al enfriarse por debajo de la temperatura de formación de martensita o como resultado de la deformación. Este tipo de martensita se forma en la austenita con la siguiente relación de orientación $(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon} / [1-10]_{\gamma} \parallel [1-210]_{\epsilon}$ una baja energía de falla de apilamiento (EFA) y una mayor estabilidad de la fase HCP en relación con la FCC hace más propensa la formación de martensita ϵ . La nucleación de martensita ϵ podría ocurrir en cada segundo plano por el cual pase una dislocación parcial del tipo Shockley[30].

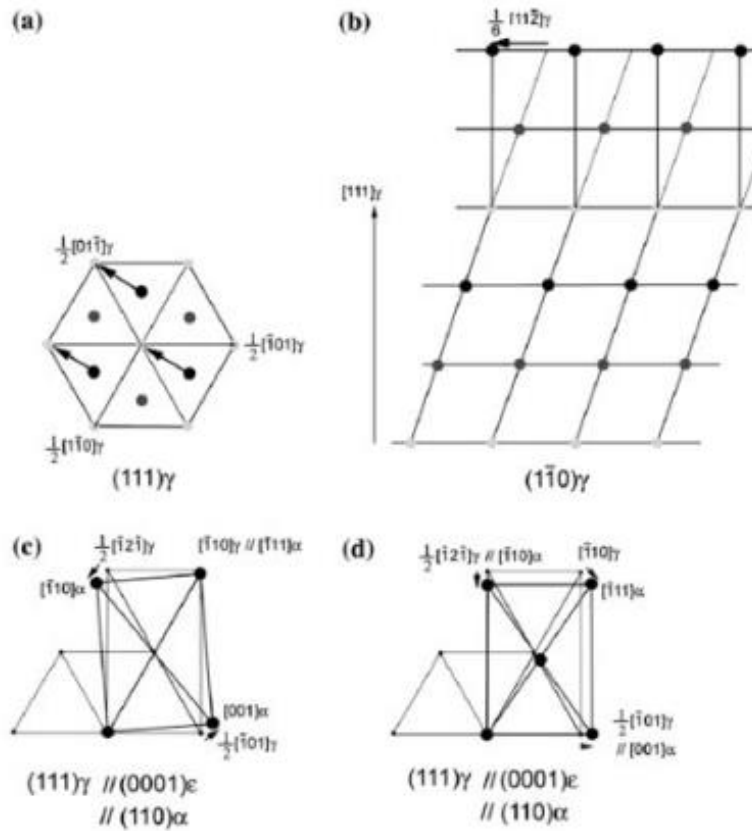


Figura 2.14. Representación esquemática de la transformación martensítica

2.8 Maclas

Cuando una porción de un cristal tiene una orientación la cual es imagen especular a la matriz y conserva la estructura cristalina de esta, es denominada como macla. Las maclas pueden ser originadas durante el crecimiento cristalino o ser producidas por una fuerza externa que deforma el cristal generando maclado mecánico[31].

Las deformaciones de corte paralelas al límite de macla pueden producir maclado mecánico, particularmente cuando es difícil iniciar o propagar el deslizamiento en esa dirección, consiste en una reorientación de la estructura cristalina. La deformación de corte producida en la red es uniforme, es decir, el desplazamiento de un punto reticular en la región maclada es directamente proporcional a la distancia desde ese punto hasta el límite y es paralela al límite de macla un punto reticular.

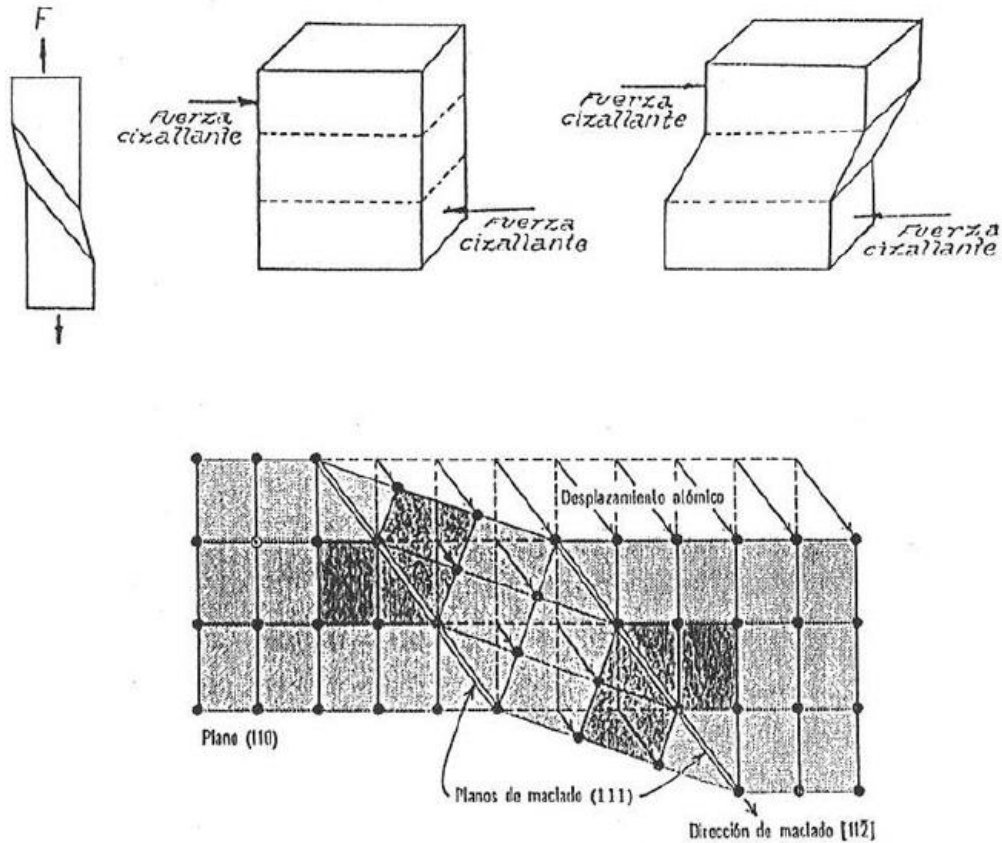


Figura 2.15. Diagrama del proceso de maclado mecánico.

El cambio de forma que está relacionado con el maclado mecánico es un cizallado simple está distribuido de manera uniforme localizado en un volumen específico sobre una pequeña porción de planos de deslizamiento. Durante el maclado cada átomo se desliza solo un espaciamento atómico relativo a sus vecinos más próximos, debido a esto, la deformación de corte total asociado a este es pequeña. Un metal que presenta maclado mecánico bajo las condiciones propicias, puede ser deformado con una mayor facilidad que un metal que no presente maclado mecánico, debido a que la red cristalina contenida en la macla se realinea con frecuencia dentro de una orientación de planos deslizantes, estos se pueden realinear de manera más eficiente con respecto a las esfuerzos aplicados que propician el deslizamiento[31].

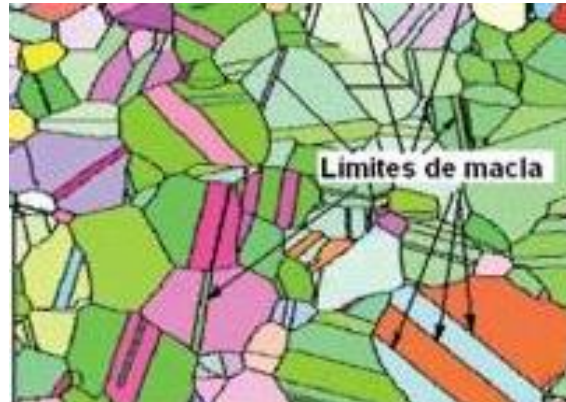


Figura 2.16. Imagen de EBSD de un acero inoxidable austenítico en el cual se pueden observar la presencia de maclas.

2.9 Tribología

El desgaste es conocido por el ser humano desde que comenzó el desarrollo y creación de utensilios, este fenómeno incluso está presente en la naturaleza, el desgaste en conjunto con los fenómenos de corrosión y fatiga son las principales formas de degradación[32,33].

Existen factores que favorecen el desgaste de piezas como son:

- Mal diseño de elementos mecánicos
- El mal o nulo uso de lubricantes
- Utilización de materiales no adecuados
- Falta de conocimiento sobre fenómenos de desgaste
- Medio ambiente

La tribología se define como la ciencia que estudia los fenómenos de rozamiento como fricción, desgaste y lubricación, en concreto la tribología estudia los sistemas en los cuales se genera fricción en su funcionamiento (tribosistemas) por el rozamiento que existe entre dos materiales iguales o diferentes, esto ayuda al desarrollo de lubricantes, capas protectoras o mejoras geométricas en piezas que están sometidas a rozamiento, lo cual es de gran importancia ya que de ello dependerá la vida en servicio de una pieza, elemento mecánico o equipos industriales[34].

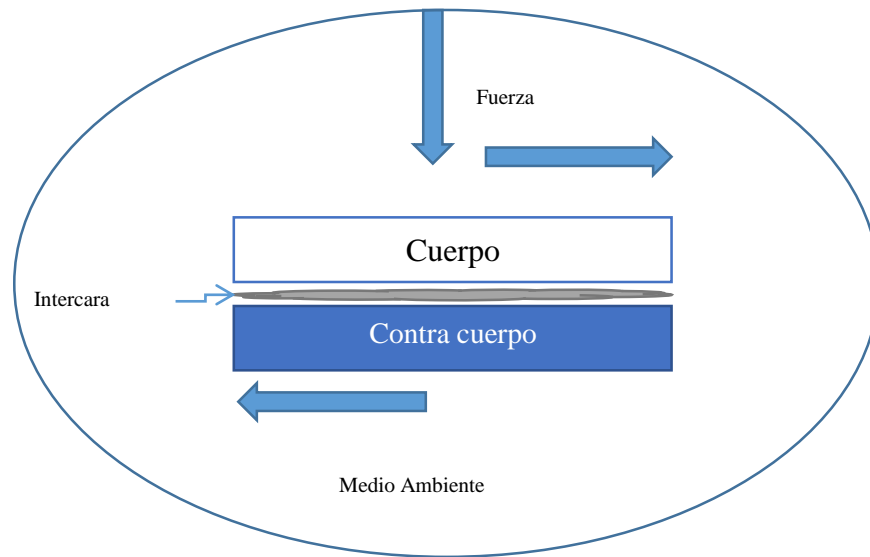


Figura 2.17 Tribosistema.

2.9.1 Fricción

Se define como fricción la resistencia o la oposición que existe entre dos cuerpos entre sí al movimiento de uno sobre el otro, es decir; es aquella fuerza tangencial que se opone al movimiento, esta fuerza es independiente del tipo de material y es una respuesta del tribosistema a una determinada acción. La fricción está definida matemáticamente como[35]:

$$F = \mu W \quad \text{Ecuación 4}$$

Donde F es la fuerza de fricción, W es la carga normal al contacto y μ es una constante conocida como el coeficiente de fricción. El coeficiente de fricción sin lubricación puede variar en un amplio rango desde valores de alrededor de 0.02 a valores grandes como 10 o incluso mayores en tribosistemas al vacío con metales blandos.

El coeficiente de fricción es independiente del área aparente de contacto pero no del área real de contacto, además es importante enfatizar que este coeficiente es independiente de la velocidad de deslizamiento.



2.9.1.2 Mecanismos de fricción en deslizamiento

La fricción es un proceso en el cual se incluyen mecanismos de disipación de energía como la generación de calor, por ello en los puntos de contacto de dos superficies se producen altas presiones generando soldaduras localizadas las cuales debido a los esfuerzos cortantes durante el proceso, se van fracturando este mecanismo se conoce como “Adhesión”. Estas roturas ocurren en las regiones más débiles de la interfase de unión[36].

Debido a la adhesión se generan fragmentos desprendidos de los materiales en contacto llamados “debris”, los cuales al depositarse en la superficie de los materiales contribuyen al aumento de la fricción y con ello a la aceleración del desgaste, en los procesos en los cuales este fenómeno es dominante son conocidos como “fricción por impurezas abrasivas”.

Otro mecanismo que ocurre durante el proceso de desgaste es conocido como “fricción en deslizamiento por deformación” (Figura 2.18) el cual ocurre en materiales dúctiles los cuales en contacto con un material más duro son deformados plásticamente, esta deformación puede provocar rotura y fragmentación aumentando de esta manera la fricción entre materiales y por ende su desgaste debido a la creación de debris[33,36].

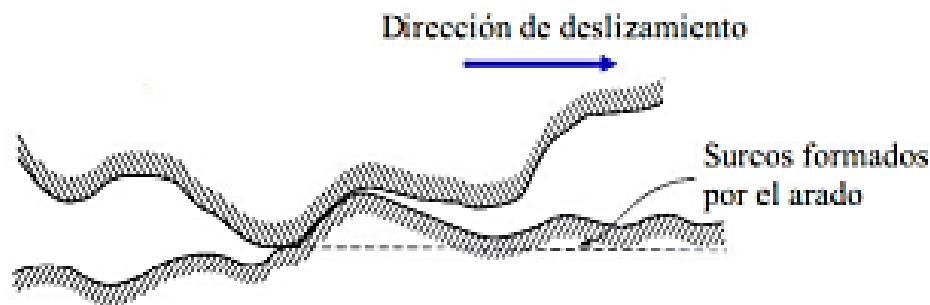


Figura 2.18. Deformación durante el deslizamiento.

2.9.1.3 Caracterización de la fricción en deslizamiento sin lubricación.

Para la caracterización de la fricción se utilizan diferentes técnicas todas ellas basadas en producir el deslizamiento a lo largo de una pista, aplicar una carga normal, y medir la fuerza tangencial de fricción. Para los ensayos de fricción sin lubricación los equipos más utilizados son los basados en punta sobre disco giratorio “pin-on-disk” y bola sobre disco giratorio



“ball-on-disk”. En estos equipos la muestra es plana y está sujeta a un portamuestras que gira a velocidad constante. El contracuerpo puede ser una bola fija que se apoya sobre la muestra y describe un círculo de diámetro fijo, el ensayo tiene lugar pues sobre una pista de deslizamiento de forma circular. El contracuerpo (bola) pasa muchas veces por el mismo sitio. A lo largo del ensayo, la carga normal y la velocidad se mantienen constantes, mientras que la fuerza tangencial de fricción se mide constantemente con un sensor y se registra a lo largo del tiempo y de las múltiples vueltas[33,37].

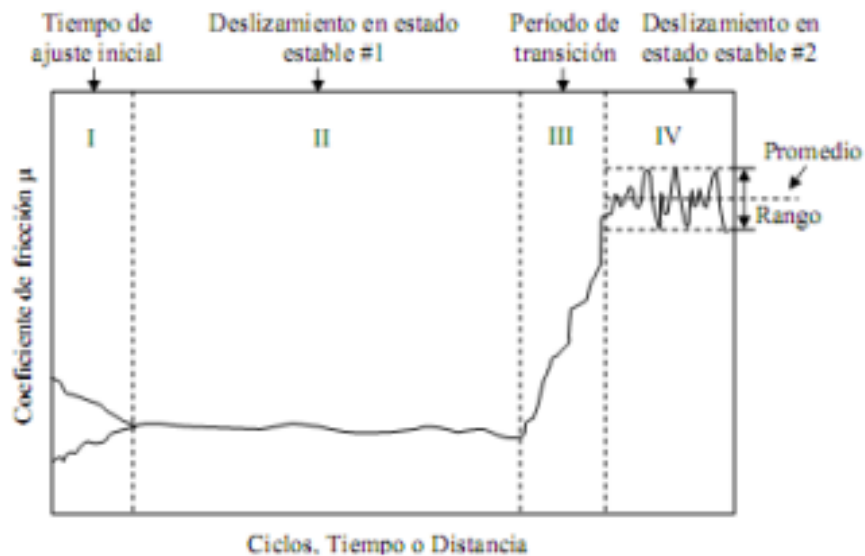


Figura 2.19 Gráfica donde se muestran los diferentes estados que ocurren durante un ensayo de fricción.

Se registra la fuerza de fricción y, conocida la fuerza normal, se representa el coeficiente de fricción en función del tiempo. Así se muestra la evolución del coeficiente de fricción a lo largo de todo el ensayo.

Durante el deslizamiento sin lubricación ocurren transiciones en los mecanismos de fricción y ocurren cambios en las condiciones de acoplamiento de las superficies. La Figura 2.19 muestra una curva típica obtenida en un ensayo de fricción. Durante un primer período llamado tiempo de ajuste inicial (I), el coeficiente de fricción puede variar ampliamente bien creciendo o bien disminuyendo. En este período pueden ocurrir distintos fenómenos: que las asperezas sean deformadas o bien desgastadas por lo que las superficies se pueden acoplar mejor, que las películas superficiales iniciales se desgasten (óxidos, contaminantes, etc.) o



que se formen nuevas películas estables. Después del tiempo de ajuste inicial, generalmente breve, la fuerza de fricción se estabiliza (II). El valor medio de la fricción medida durante el período estable (II) se considera como el coeficiente de fricción del par ensayado. Dado que se trata de un ensayo de fricción de múltiples pasadas, el estado de la pista de deslizamiento en la muestra puede degenerar y después de un largo período estable puede ocurrir un aumento abrupto de la fricción, en general catastrófico (III). Después de este cambio abrupto el coeficiente de fricción se puede volver a estabilizar (IV), presentando fluctuaciones debido a las partículas de desgaste presentes en el par tribológico. El tiempo de ajuste inicial es crítico para una vida larga del par de fricción, un período de ajuste inicial incorrecto puede resultar en serios daños y fallo prematuro[33].

2.9.2 Desgaste

El desgaste es definido como la variación de dimensiones, forma estado de la superficie, masa, todo esto producto de la rotura de la capa superficial de un material debido a la fricción, causada por el rozamiento de la superficie de este material en contra de otro[33].

En los aceros con alto contenido de Mn presentan un buen comportamiento al desgaste, esto debido a que son excelentes con la disipación de los esfuerzos por su alto endurecimiento por deformación [32,38].

Pueden existir muchas causas de desgaste, principalmente es causado por la fractura del material bajo esfuerzos en el proceso de fricción, esto es conocido como “desgaste mecánico”. Entre otras causas de desgaste se encuentran las reacciones químicas y electroquímicas. Algunos procesos químicos pueden también causar desgaste. Por ejemplo el aumento de la temperatura debido a la fricción, un incremento de la temperatura de la superficie puede modificar el estado de agregación del material; altas temperaturas aceleran los procesos de difusión que pueden promover el desgaste, esto debido a que el desgaste ocurre en niveles atómicos y moleculares[35].

Existen muchos términos en cuanto a desgaste se trata, muchos de los cuales no son bien entendidos (Figura 2.20). Algunas veces, el desgaste es investigado desde un punto de vista de la interacción de contacto entre las superficies sólidas. Además, las partículas sólidas



libres pueden convertirse en sustancias únicas que atacan las superficies que se encuentran interactuando, siendo esto también una configuración[33].

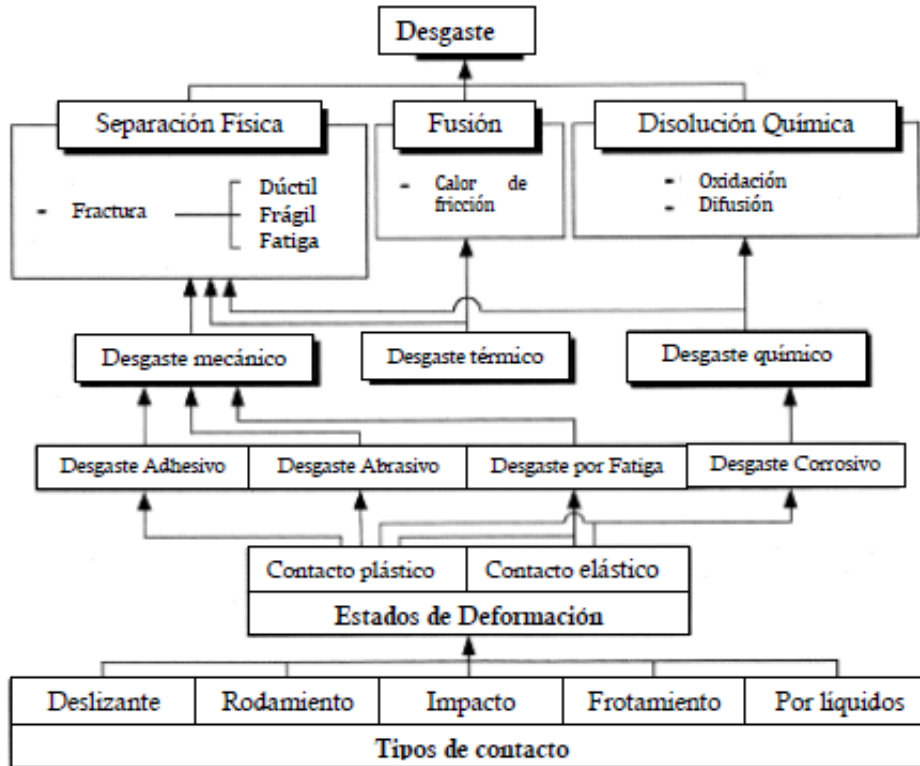


Figura 2.20. Desgaste y sus interacciones [33,39]

2.9.2.1 Desgaste deslizante

Este tipo de desgaste ocurre cuando una superficie sólida se desliza sobre otra, la distribución del contacto por deslizamiento es sobre un número pequeño de áreas, pero el contacto entre estas es grande, estas áreas no tienen una posición fija cerca del contacto, si no, que se mueven alrededor de la superficie conforme el deslizamiento aumenta. Esto quiere decir que el contacto entre ambas superficies existe en donde sus asperezas se tocan y el área total de contacto será igual a la suma de todas estas áreas.

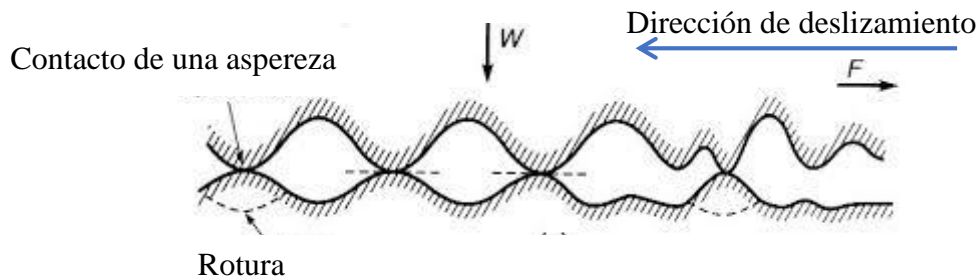


Figura 2.21. Superficies en contacto.

2.9.2.2 Desgaste Adhesivo

Es el desgaste que ocurre entre dos superficies adheridas debido a la presión y la temperatura, estas pequeñas superficies adheridas en el material al continuar con el movimiento se fracturan provocando la deposición de debris en la superficie de desgaste formando películas de debris.

En el proceso de desgaste adhesivo intervienen las siguientes etapas:

1. Deformación de asperezas en contacto.
2. Remoción de películas superficiales.
3. Formación de la unión adhesiva.
4. Falla en las zonas soldadas y transferencia de material.
5. Modificación de los fragmentos transferidos.
6. Remoción de fragmentos transferidos.
7. Creación de residuos de desgaste.

La formación de la unión adhesiva es resultado de la adherencia que ocurre entre los puntos de contacto de las asperezas presentes en la interfase. La adhesión es sensible a la



contaminación y el medio ambiente, razón por la que es imposible encontrar una expresión que vincule el desgaste adhesivo y las propiedades de un material. Sin embargo, este desgaste es influenciado por los parámetros que caracterizan a los cuerpos interactuantes, tales son: la estructura electrónica, estructura cristalina, orientación y la fuerza de cohesión. Ejemplo de esto es que los metales conformados por estructuras cristalinas hexagonales son más resistentes al desgaste adhesivo que los que presentan estructura centrada en el cuerpo BCC o centrada en las caras FCC, y esto se debe a que los primeros tienen un enlace más compacto que impide el desplazamiento de los planos cristalinos [34].

2.9.2.3 Desgaste por fatiga

Este mecanismo de desgaste se encuentra presente en operaciones de rodadura y/o deslizamiento de una superficie respecto de otra. Esto provoca que sobre puntos de forma arbitraria exista la aplicación de cargas variables al mismo tiempo que se inducen esfuerzos capaces de nuclear y propagar fisuras en la superficie ocasionando el deterioro de esta.

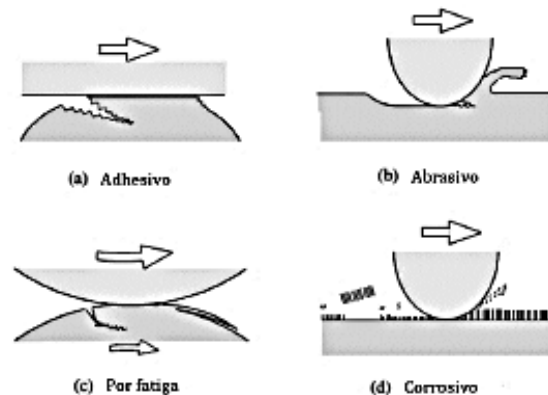


Figura 2.22 Mecanismos de desgaste: (a) adhesivo, (b) abrasivo, (c) por fatiga, (d) corrosivo.

2.9.2.4 Desgaste Abrasivo

Este tipo de desgaste ocurre cuando hay presencia de asperezas duras que son puestas en contacto e indentan en contra de la superficie de otro menos duro removiendo material debido a la formación de microsurcos y micro fisuras creando con ello hendiduras (Figura 2.22 (b)). En algunas ocasiones estas partículas pueden ser el debris resultado del rozamiento entre los cuerpos.



2.9.2.5 Desgaste Corrosivo

Este tipo de desgaste se presenta cuando en el movimiento relativo entre las superficies de dos cuerpos existe un medio corrosivo, en el cual el daño superficial es la suma de diversos factores (Figura 2.22 (d)). Este daño no debe confundirse con un proceso por degradación superficial sin presencia de movimiento relativo entre superficies, en cual el daño sería por oxidación o corrosión estática.

2.9.3 Caracterización del desgaste

2.9.3.1 Tasa de desgaste

Para propósitos de diseño y desarrollo de materiales es necesario tener algún parámetro cuantitativo universal para el desgaste. Usar el volumen de material desgastado no es útil ni ilustrativo debido a las diferencias en las condiciones de prueba usadas, en general se utiliza la siguiente expresión[33]:

$$K = \frac{V}{w \cdot X} \quad \text{Ecuación 5}$$

En donde V es el volumen desgastado, w es la fuerza normal aplicada y X es la distancia recorrida.

El volumen desgastado, la superficie de desgaste y las formas de las partículas de desgaste (debris) dan importante información en cuanto a la caracterización, la curva de volumen desgastado (Figura 2.23) permite un mejor entendimiento del comportamiento del material bajo desgaste.

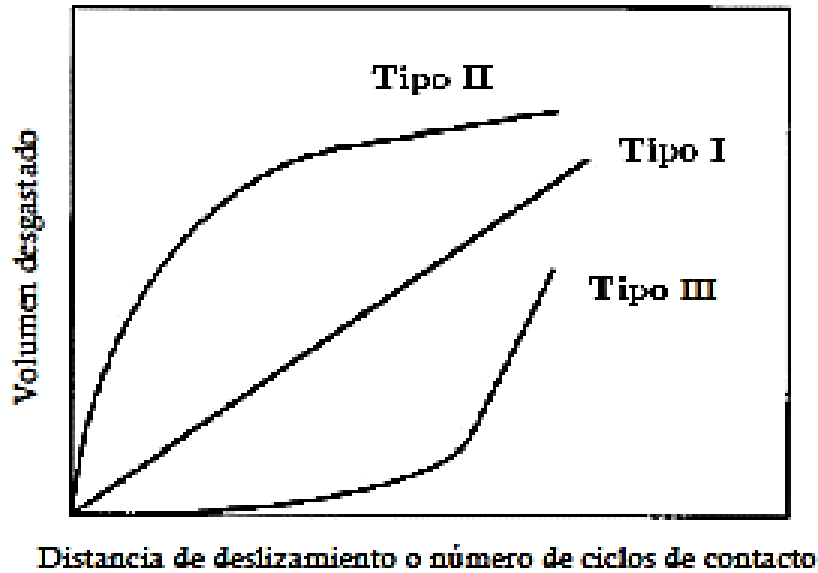


Figura 2.23. Tipos de curvas de desgaste.

La curva del tipo I muestra una tasa de desgaste constante a lo largo de todo el proceso. La curva de desgaste del tipo II muestra una transición desde una alta tasa de desgaste a un desgaste estable o una tasa baja, este tipo de comportamiento durante el desgaste es observado en metales, por su parte la curva tipo III muestra un comportamiento catastrófico de una tasa de desgaste bajo a una alta tasa de desgaste, como una fractura por fatiga, este tipo de comportamiento es observado en cerámicos.

2.10 Procesamiento termomecánico de los aceros

Los TRIP/TWIP son aceros que están pensados y diseñados para tener una alta resistencia así como una óptima ductilidad, por lo cual el método de fabricación así como su posterior tratamiento termomecánico, están ideados para conferir al material las características microestructuras que permitan optimizar la eficiencia del material cuando este esté en trabajo. Uno de los principales problemas que tienen los aceros con altos contenidos de manganeso, es que presentan una alta segregación la cual se concentra en los límites de granos como inclusiones, el procesamiento termomecánico nos ayuda por medio de presión y temperatura a disolver estas inclusiones y que se integran dentro de la microestructura[40].



2.11 Estado del arte

2.11.1 Comportamiento bajo desgaste deslizante de un acero TWIP microaleado con Nb[41].

En el año 20123 Mejía y su equipo estudiaron el comportamiento bajo desgaste deslizante de un acero austenítico Fe-22Mn-1.5Si-1.5Al-0.4C con y sin presencia de Nb como microaleante. El comportamiento al desgaste fue evaluado por medio del método de pin on ring, Las muestras fueron expuestas a desgaste por 10km sobre un disco de acero M2 templado, bajo cargas de 52, 103 y 154 m/s. el coeficiente de fricción se controló durante la prueba y la resistencia al desgaste se evaluó a partir de la tasa de desgaste.

Las muestras fueron evaluadas por microscopia óptica, prueba de dureza Vickers, los productos del desgaste y la superficie de desgaste se caracterizaron por MEB-EDS y DRX.

Concluyendo que los aceros TWIP muestran un aumento significativo de la resistencia al desgaste promedio a medida que la velocidad de deslizamiento aumento. La carga aplicada tuvo una influencia muy baja en la tasa de desgaste.

Los residuos de desgaste de los aceros TWIP son predominantemente Fe_2O_3 y Fe_3O_4 , y algunos compuestos complejos como $MnFe_2O_3$, $FeSiO$, Mn_2AlO_4 , Al_2MnO_3 y $AlFeSi$ determinando que el principal mecanismo de desgaste es oxidante y que el nivel de oxidación es tan alto que el efecto de la carga es insignificante para determinar la tasa de desgaste.

La adición de Nb como elemento microaleante mejoró ligeramente la resistencia al desgaste

2.11.2 Conformabilidad en caliente de aceros TWIP[13]

En el año 2009 R. M. Pineda y su equipo determinaron los rangos de temperaturas de recrystalización dinámica de un acero TWIP de forma experimental y posteriormente por medio del modelo de Esterin, Avrami y Sellar, determinan la curva de fluencia teórica además de la experimental por medio de ensayos de tensión y compresión en caliente.

Determinaron que el acero TWIP conformado mediante ensayos de compresión en caliente, presenta recrystalización dinámica a altas temperaturas al ser deformado, alrededor de 1000 y 1100°C mientras que a temperaturas de 900°C y a velocidades lentas de deformación presenta inicio de recrystalización dinámica en los límites de grano. También observaron que



existe presencia de ablandamiento por restauración dinámica a valores de tensión elevados para velocidades de deformación altas[13].

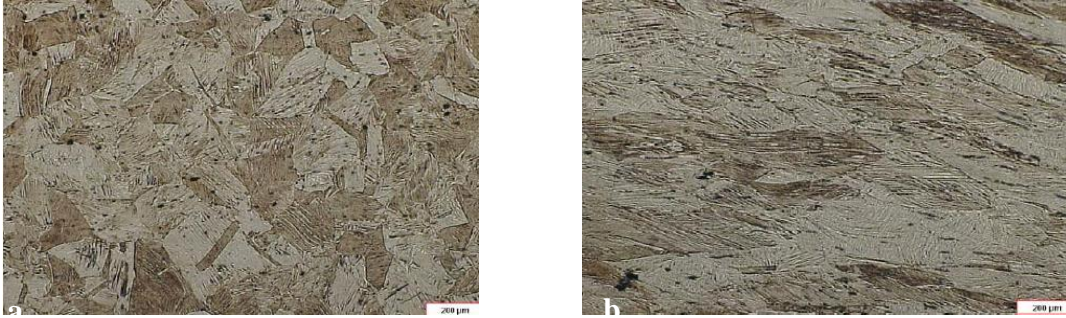


Figura 2.24 Acero TWIP 50x, a) recocido, b) deformado en frío[13].

Proponen un modelo matemático para poder predecir el comportamiento de la deformación y la modificación del tamaño de grano, realizando de igual manera la comparación entre lo teórico y lo experimental y concluyeron que es necesario tomar una malla de menor tamaño para la obtención de datos más exactos.

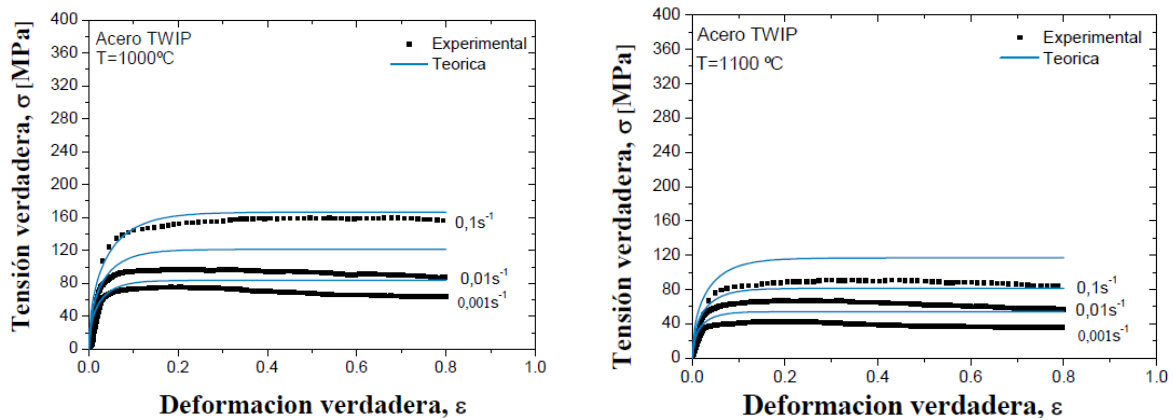


Figura 2.25. Comparación de datos experimentales con el método numérico[13]



2.11.3 Efecto de las inclusiones en el comportamiento de la fractura de los aceros inoxidables martensíticos fundidos y forjados 13% Cr-4% Ni[38]

Las microestructuras y características de inclusión de los aceros inoxidables martensíticos fundidos y forjados 13% Cr-4% Ni no se relacionaron con la resistencia a la tracción, resistencia a la fractura y energía absorbida ^{Fuente especificada no válida}. Una fracción de menor volumen de inclusiones, un mayor número de inclusiones menores de 10 μm y un tipo de inclusión más resistente contra la fractura y contra la formación de micro-poros fueron los parámetros clave que explican por qué el acero forjado tiene mejores propiedades mecánicas que el acero fundido. Se ha demostrado que el efecto TRIP se produce sólo en una pequeña región de 6 μm de longitud desde el plano de la grieta[38].

Concluyeron que las inclusiones complejas ricas en Si / Mn y ricas en Al son los dos tipos principales de defectos detectados en las superficies de fractura de los aceros fundidos y forjados, respectivamente. Las inclusiones ricas en Si / Mn se rompen, mientras que las inclusiones ricas en Al se encuentran intactas en el caso del acero forjado. Las inclusiones ricas en Si / Mn tienen una menor resistencia contra la rotura y contra la nucleación, en comparación con las inclusiones ricas en Al. Las inclusiones ricas en Si / Mn y las que tienen diámetros mayores de 10 μm son los sitios principales de la nucleación de micro-huecos en el acero fundido. Inversamente, los micro-huecos se nuclean a partir de inclusiones intactas ricas en Al, que casi todas son de menos de 10 μm de diámetro en el caso del acero forjado[38].

Las propiedades mecánicas más altas del acero forjado se originan a partir de su fracción de menor volumen de inclusión, inclusiones más numerosas con diámetros inferiores a 10 μm y un tipo de inclusión más resistente (ricos en Al) contra la rotura y contra la formación de micro-vacíos.

En la punta de la grieta en un espécimen, la propagación de la zona donde se produce el efecto TRIP en el acero forjado es de aproximadamente 6 μm en una dirección perpendicular a la superficie de fractura. Fuera de esta zona, la nucleación no es lo suficientemente grandes como para transformar la austenita en martensita[38].



2.11.4 Investigación numérica del comportamiento de la desulfuración en el proceso de refusión por electroescoria[2]

Qiang Wang y su equipo[2] establecieron un modelo matemático transitorio tridimensional (3D) acoplado para estudiar el comportamiento de la desulfuración en el proceso de refundición por electroescoria (ESR). Las soluciones de las ecuaciones de conservación de masa, momento, energía y especies fueron calculadas simultáneamente por el método del volumen finito. El calentamiento de Joule y la fuerza de Lorentz se acoplaron mediante la resolución de las ecuaciones de Maxwell con la ayuda del vector de potencial magnético. El movimiento de la gotita de metal fue descrito por el volumen de fluido. Con el fin de incluir las influencias de la composición de escoria y la corriente eléctrica en la desulfuración, se introdujo un módulo termodinámico y cinético. Se realizó un experimento para validar el modelo. La comparación completa entre los datos medidos y simulados indica que el modelo puede predecir la desulfuración con una precisión aceptable. El azufre del metal se transferiría principalmente a la escoria en la formación de la gotita. Después de que la gotita entre en la piscina de metal, el azufre se expandirá rápidamente al resto de la piscina de escoria y se desplazará al lado exterior del molde junto con el metal, y finalmente fluirá hacia abajo. La relación de eliminación máxima calculada durante todo el proceso puede alcanzar hasta el 71% [2].

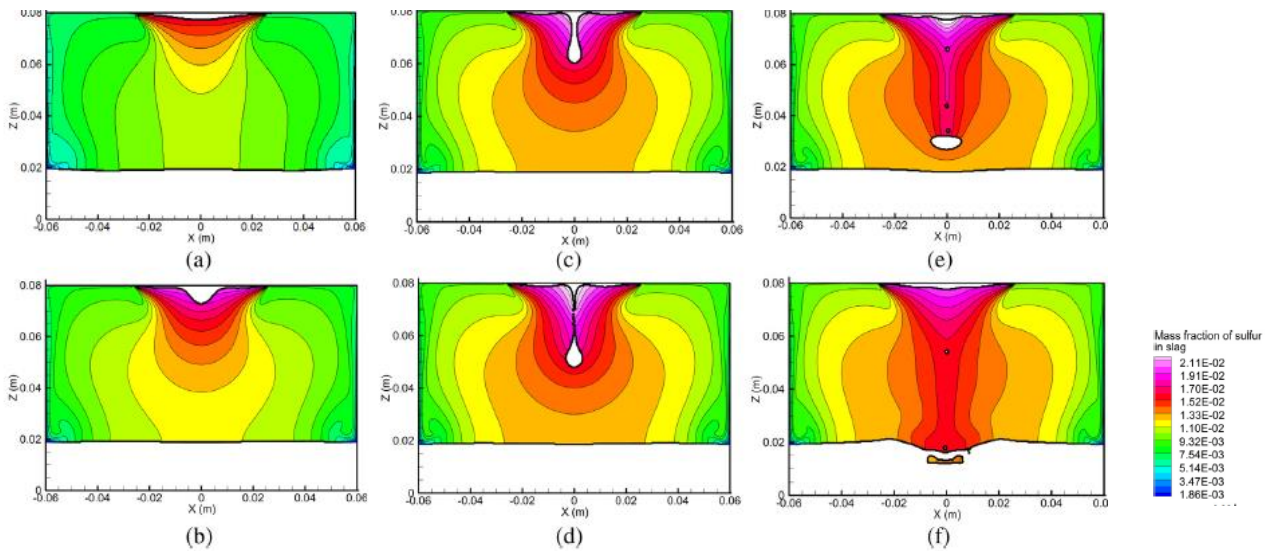


Figura 2.26 Distribución de azufre en el molde de electroescoria; a) 1500s, b) 1503s, c) 1506s, d) 1508s, e) 15010s f) 15011s (2).



2.11.5 Comportamiento de endurecimiento por deformación de un acero TRIP / TWIP con 18.8% Mn[11]

H.Dingh y su equipo fabricaron un acero TWIP/TRIP con 18.8 de manganeso (Tabla 2.2), el cual sometieron a pruebas de compresión en frío deteniéndose a diferentes deformaciones, para posteriormente someterlas a un análisis de estructura por difracción de rayos x y un análisis microestructural en el microscopio electrónico de barrido, obteniendo los siguientes resultados[11].

Tabla 2.2 Composición química del acero TRIP/TWIP.

<i>Mn</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>C</i>	<i>Fe</i>
18.8	2.9	2.9	0.04	Balance

- Se determinó que a deformaciones por debajo de 0.03 el material no tiene cambio significativo en cuanto a la microestructura.
- A deformaciones de entre 0.03 a 0.14 el mecanismo de endurecimiento por deformación que prevalece es el de transformación de fases disminuyendo la cantidad de austenita y aumentando la cantidad de martensita ϵ y martensita α además de un aumento en el volumen de ferrita presente.
- Para deformaciones de entre 0.14 y 0.29 el mecanismo de endurecimiento por deformación que impera es el de maclado ya que no se observa un cambio en la cantidad de fases presentes, pero si existe un incremento de maclas en la estructura (Figura 2.27).
- Al seguir aumentando la deformación aumenta la cantidad de martensita contenida en el acero (Figura 2.27).
- El análisis microestructural (Figura 2.28) sirvió para comprobar lo obtenido por el análisis de difracción de rayos x, ya que se ve la presencia de maclas en las microestructuras correspondientes a las deformaciones de 0.14 y 0.29 y en la microestructura final se observa un incremento de la fase martensita.

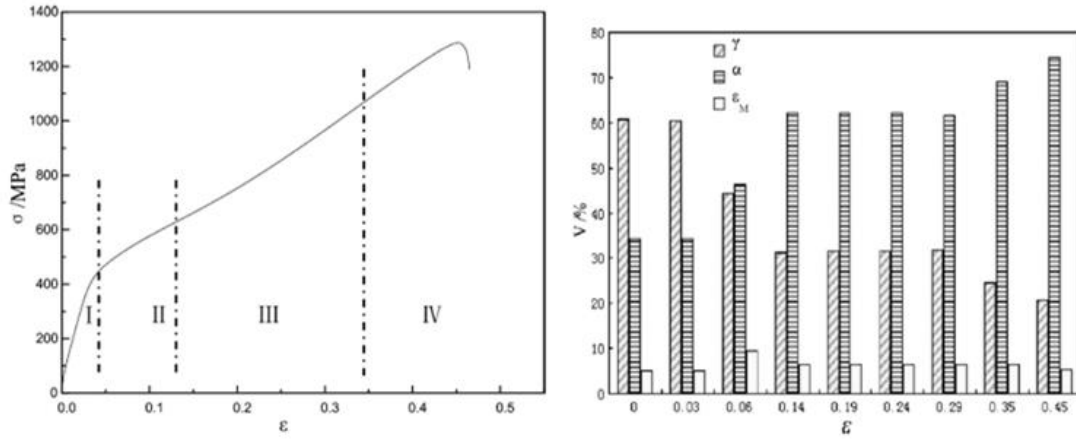


Figura 2.27 Diagrama esfuerzo deformación y cálculo de los volúmenes de fases obtenidos en cada paso [11].

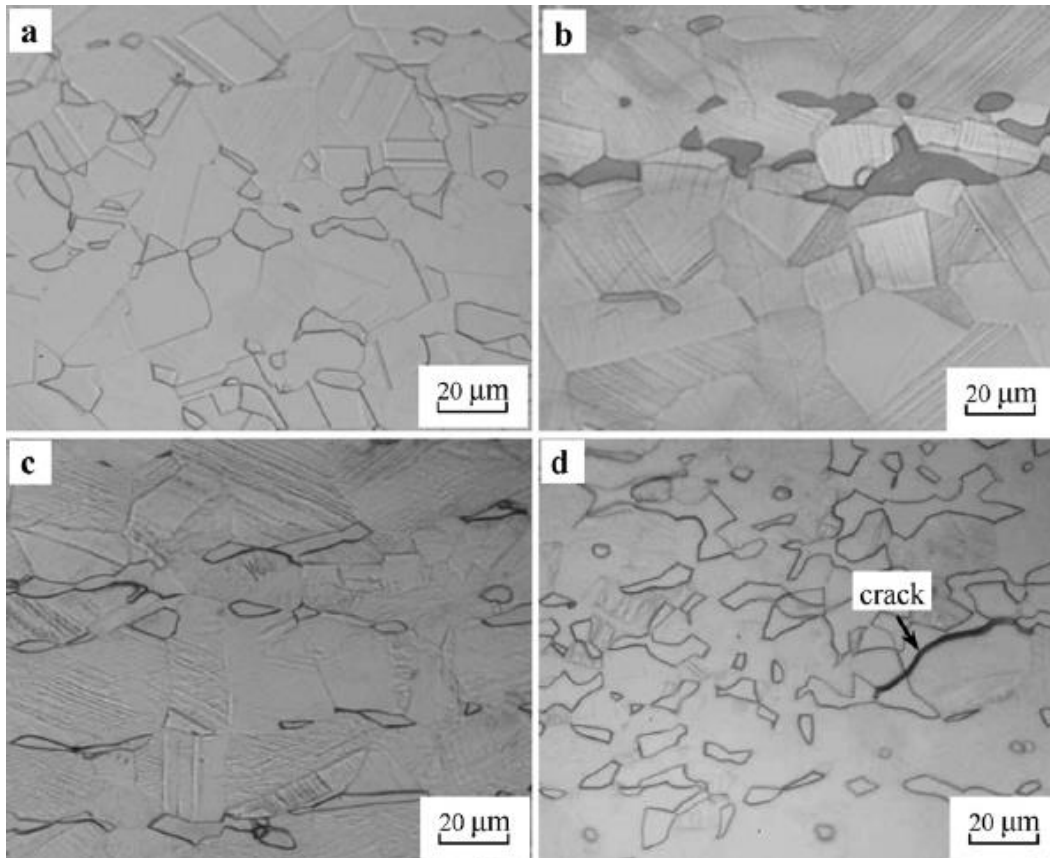


Figura 2.28. Microestructuras antes y durante la deformación[11].



Capítulo 3. Procedimiento Experimental

3.1 Materiales

La fusión de los aceros se realizó en el horno de inducción marca “Inductotherm” de 40kg ubicado en la Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas (ESIQIE) del Instituto Politécnico nacional, para ello fue necesario hacer el cálculo de carga de ambas aleaciones, para obtener 25Kg de cada uno de los aceros, obteniendo los requerimientos que pueden ser observados en las tablas 3 y 4 respectivamente para cada uno de los aceros. Se determinó hacer dos aceros, el primero ya observado antes en literatura el cual se sabe que se trata de un acero con mecanismos TRIP/TWIP, el segundo acero fue determinado con la ayuda del software termodinámico JMat Pro®, se buscó que dicho acero presentara una EFA de 17 mJ/ para que se encuentre dentro del rango y que al deformarse presente mecanismos tanto TRIP como TWIP.

Tabla 3.1 Cálculo de carga acero 18Mn.

Acero 18.8Mn							
<i>Cantidades calculadas en Kg</i>							
<i>MP</i>	<i>1018</i>	<i>Mn E</i>	<i>FeSi</i>	<i>Granalla</i>	<i>Grafito</i>	<i>Suma Kg</i>	
<i>Sin Eficiencia</i>	18.94	4.56	0.80	0.72	-0.025	25	
<i>Con eficiencia</i>	19.33	5.63	0.94	0.80	-0.025	26.68	
<i>Composición Calculada Real</i>							
<i>%C</i>	0.04	<i>%Mn</i>	18.8	<i>%Si</i>	2.8	<i>%Al</i>	2.9

Tabla 3.2 Cálculo de carga acero 16 Mn

Acero 16Mn							
<i>Cantidades calculadas en Kg</i>							
<i>MP</i>	<i>1018</i>	<i>Mn E</i>	<i>FeSi</i>	<i>Granalla</i>	<i>Grafito</i>	<i>Suma Kg</i>	
<i>Sin Eficiencia</i>	16.06	3.08	0.68	0.19	-0.023	20	
<i>Con eficiencia</i>	16.38	3.80	0.80	0.22	-0.023	21.20	
<i>Composición Calculada Real</i>							
<i>%C</i>	0.03	<i>%Mn</i>	16	<i>%Si</i>	3	<i>%Al</i>	1

Se utilizó barras acero 1018 como material base debido a su bajo contenido de carbono, la ausencia de aleantes y su bajo precio. La secuencia de fusión/refinación consistió en fundir






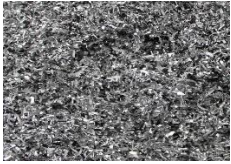
primeramente la carga de acero 1018 y someterla a dos secuencias de decarburación de 10 min cada una con escorias de cascarilla de Fe y cal a 1600 °C con el fin de reducir el contenido de carbono hasta 0.03% aproximadamente, tras lo cual se retira la escoria oxidante y se añade una escoria neutra de CaO/CaF₂ y se desoxida el baño con una secuencia de FeSi y granalla de aluminio. En seguida se adiciona el Mn-electrolítico, se vuelve a desoxidar y se agregan los aleantes FeSi y Al a una temperatura de 1530 °C, dada la reducción del punto de fusión del acero con la adición del Mn. Antes del vaciado se renueva la escoria de CaO/CaF₂, que se vacía primero a la olla de transferencia de tal forma que el acero al ser transferido a la olla tiene un contacto turbulento con la escoria, lo que permite una limpieza de inclusiones no metálicas. Durante el vaciado del acero a la olla a alrededor de 1500 °C se adiciona CaSi para obtener una desoxidación final y modificación de inclusiones. Al observar la estabilización de la escoria en la olla de vaciado, se agrega escorificante para acero, se retira la escoria con una cuchara y se vacía en los moldes de arena.

En la Tabla 3.3 se muestra la composición química de la materia prima utilizada para la carga. En la Figura 3.1 se presentan imágenes del proceso de fabricación del acero; en la Tabla 3.4 se presenta la composición de diseño para los 2 aceros y en la Figura 3.2 se presenta el diagrama de flujo seguida para la fabricación y procesamiento del acero.

Tabla 3.3. Composición química de los materiales empleados para la fusión.

Composición química de las materias primas



<i>Materia prima</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Eficiencia</i>	<i>Foto</i>
<i>Acero 1018</i>	<i>0.18</i>	<i>0</i>	<i>0.077</i>	<i>0</i>	<i>98</i>	
<i>Mn electrolítico</i>	<i>0.75</i>	<i>100</i>	<i>0.046</i>	<i>0</i>	<i>81</i>	
<i>Ferro-silicio</i>	<i>0.5</i>	<i>0</i>	<i>75.6</i>	<i>0</i>	<i>85</i>	
<i>Granalla de Al</i>	<i>0</i>	<i>0</i>	<i>0.66</i>	<i>100</i>	<i>90</i>	

Posteriormente los aceros fueron colados en moldes de arena verde con forma cilíndrica de 2 pulgadas de diámetro.

El procesamiento termomecánico aplicado a los lingotes de acero consistió en un recocido de homogeneización a 1100 °C por 2 horas, seguido por una predeformación de los lingotes menor al 5% en una prensa hidráulica de 100 ton, ubicada en el laboratorio de Metalurgia de ESIQIE, aplicando esta deformación en tres etapas girando el lingote, esto a fin de romper completamente la estructura de solidificación y generar una microestructura recrystalizada que permita una mejor homogeneización del lingote con un recocido posterior de 10 h a 1100 °C con enfriamiento de los lingotes dentro del horno. Finalmente se recalientan los lingotes por 2 h a 1100 °C y se someten a una deformación del 40 % en dos etapas de calentamiento, tras lo cual los lingotes deformados se someten a un nuevo recocido de homogeneización por 1.5 h a 1100 °C con enfriamiento final al aire.

La Figura 3.3 muestra los equipos utilizados para el procesamiento termomecánico. La Tabla 3.5 muestra la secuencia descrita aplicada a los lingotes de acero, tomándose en este estado las muestras para las diferentes pruebas de caracterización. La misma Tabla presenta también



las secuencias de deformación en frío aplicadas al final para determinar el comportamiento mecánico y microestructural de los aceros.

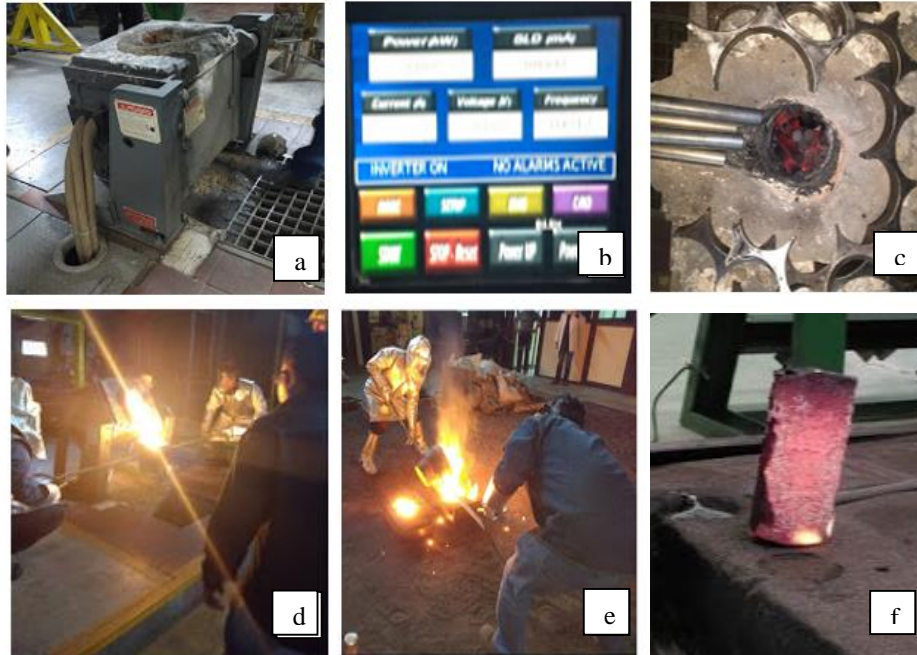


Figura 3.1. Fusión de aceros a) horno de inducción, b) tablero de control del horno de inducción, c) horno de inducción con carga, d) colado en olla de refino, e) llenado de los moldes de arena y f) obtención de lingotes.

Tabla 3.4. Composición química de los aceros con alto contenido de Mn

<i>Acero</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Al</i>
<i>18Mn</i>	<i>0,03-0,06</i>	<i>2.70-3.20</i>	<i>17-19</i>	<i>1.5-2</i>
<i>16Mn</i>	<i>0,03-0,06</i>	<i>3</i>	<i>15-16</i>	<i>1</i>



“Desarrollo de aceros TRIP/TWIP y su comportamiento durante el desgaste”

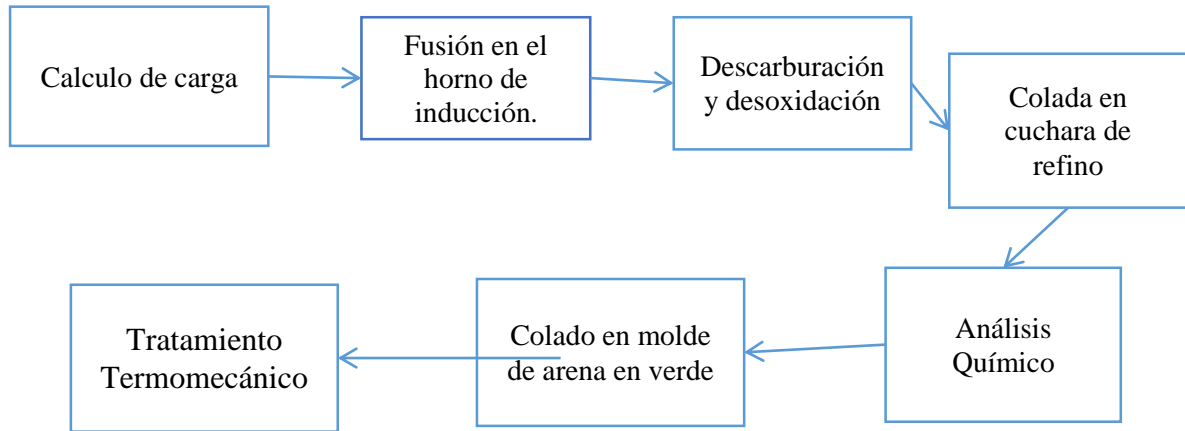


Figura 3. 2 Diagrama de flujo de la fabricación de los aceros TRIP/TWIP



Figura 3.3. Procesamiento termomecánico a) preparación de lingotes, b) prensa para deformación en caliente y c) mufla para tratamientos térmicos.



Tabla 3. 5. Historial de las probetas.

<i>Probeta</i>	<i>Acero</i>	<i>Historial</i>	<i>Deformación verdadera (%)</i>
<i>Recocida 18 Mn</i>	<i>18Mn</i>		<i>Recocido</i>
<i>1</i>		<i>Predeformado y homogenizado a 1100°C por 10 horas, deformado 1800-2000 PSI, Austenizado a 1100°C por 1.5 horas</i>	<i>5.57</i>
<i>2</i>			<i>16.5</i>
<i>3</i>			<i>27.17</i>
<i>Recocida 16Mn</i>	<i>16Mn</i>		<i>Recocido</i>
<i>4</i>		<i>Predeformado a 500 PSI, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado de 1800-2000PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas.</i>	<i>1.62</i>
<i>5</i>			<i>12</i>
<i>6</i>			<i>24.43</i>

3.2 Análisis de segregación

Se sabe que en los aceros con altos contenidos de Mn, existe una alta probabilidad de que exista segregación de los elementos de aleación, esto debido a que los aceros con altos contenidos de Mn presentan una muy baja fluidez, ocasionando además con ello el encapsulamiento de aire al momento de colar el acero, así como la presencia de óxidos, ya que debido a la baja fluidez es necesario aumentar la temperatura de colada aumentando con ello la oxidación del baño, resultando, en la presencia de inclusiones dentro de la estructura del acero[4]. Para poder determinar si existe una alta segregación en los aceros de alto contenido de Mn que se realizaron para éste trabajo fue necesario preparar probetas para ser introducidas dentro del Microscopio Electrónico de Barrido JEOL JSM6300 de la ESIQIE (MEB Figura 3.4). Con la finalidad de observar en el material en estado de colada, si existe una alta aparición de inclusiones dentro de la microestructura, además de que por medio de un análisis de “Espectrometría de dispersión de energía de rayos x” (EDS) se desea conocer



la composición química de estas inclusiones, también será necesario realizar un mapeo de toda la probeta para determinar si existen elementos segregados dentro de la estructura. Posterior a ello se prepararon probetas ya con el tratamiento termomecánico y les fueron realizados los mismos análisis para observar si las inclusiones y la segregación disminuyó o desapareció por completo.



Figura 3.4 Microscopio electrónico de Barrido JEOL JSM6300, ESIQIE

3.3 Procesamiento Termomecánico

Los lingotes obtenidos de la fusión y colada de ambos aceros fueron sometidos a un tratamiento termomecánico (Figura 13), esto con la finalidad de eliminar la estructura de colada así como hacer una distribución de las inclusiones no metálicas y de haber segregación disminuirla.

Para esto los lingotes fueron deformados en caliente a una temperatura de 1100°C , posterior a ello se les realizó un tratamiento térmico de homogenizado a 1100°C por 10 horas, posterior a esto, fueron trabajadas en frío, en este punto el material fue caracterizado microestructuralmente, posterior a ello fue recocida a 1100°C por 1.5 horas para así obtener un microestructura austenítica de granos equiaxiales, en este punto el metal fue caracterizado microestructuralmente de nuevo finalmente fue deformado en frío a diferentes tasas de deformación para así observar la aparición de maclado mecánico, martensita epsilon y martensita alfa.

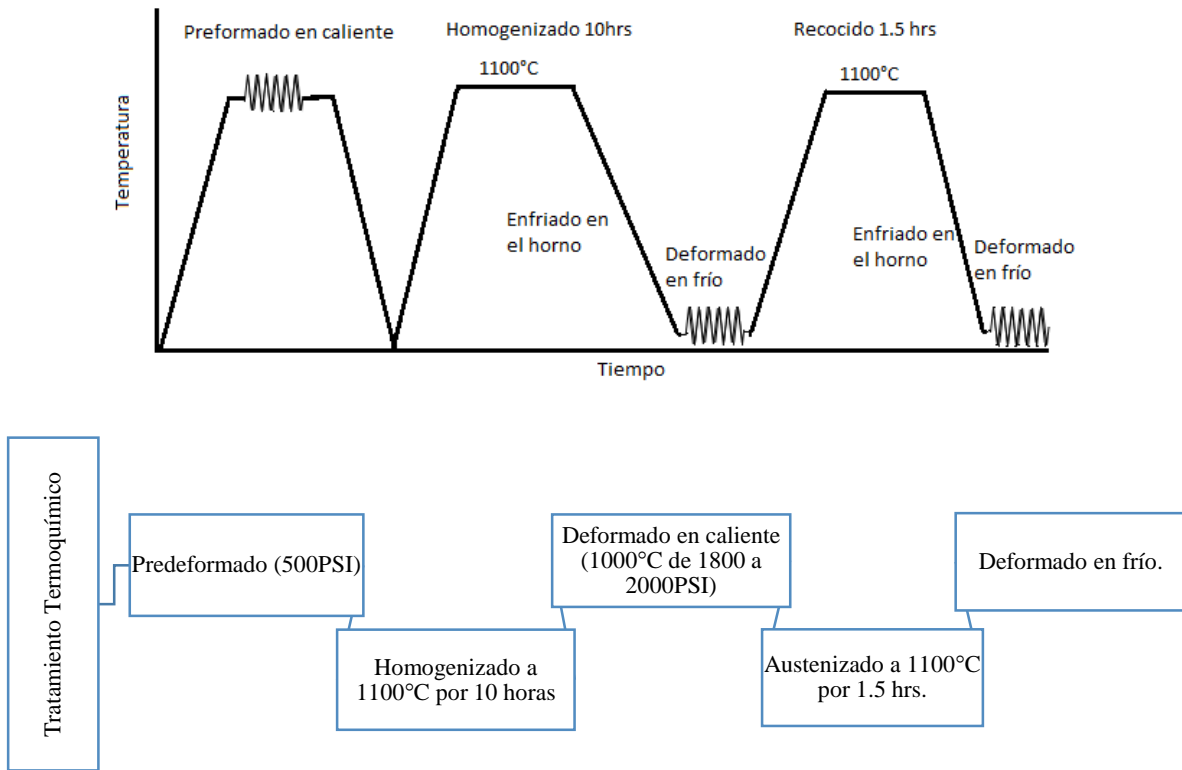


Figura 3.5 Diagramas del procesamiento termomecánico.

3.4 Microscopia óptica

De cada uno de los puntos de mayor importancia en el tratamiento termomecánico fueron obtenidas muestras para con ello poder observar con la ayuda de un análisis microestructural, la evolución de las fases presentes en ambos aceros durante este, además de que nos permitirá determinar si los aceros fabricados presentan ambos mecanismos de endurecimiento por deformación (transformación de fase y maclado mecánico).

Para ello se hizo uso de las técnicas convencionales de análisis microestructural, el análisis microestructural fue realizado en su totalidad en la Universidad Politécnica de Cataluña en Barcelona España. Para ello se utilizaron las pulidoras mecánicas y de vibración (Figura 3. 6. Equipo del laboratorio de metalografía de la UPC a) pulidora mecánica, b) pulidora vibratoria y c) microscopio metalográfico.) de dicha universidad. En este análisis se usaron papales abrasivos de la marca Buehler con granulometrías de 80 a 1200, paños de microcloth y de neopreno, los cuales, fueron utilizados con pasta de diamante de $9\mu\text{m}$ a $1\mu\text{m}$ y alúmina de $1\mu\text{m}$ y $0.03\mu\text{m}$.



Para el uso de la pulidora vibratoria se montaron las probetas ya desbastadas hasta 1200 y montadas en baquelita en el portamuestras de la pulidora, se colocó en el paño 200ml de sílice coloidal y se puso a vibrar a una frecuencia del 60% por una hora para ambos aceros. Una vez obtenida la probeta pulida no fue necesario atacar ya que esta técnica de pulido nos permitió obtener buenas imágenes de la microestructura de ambos aceros.

Una vez que se consiguió una superficie especular como la técnica lo demanda, se procedió a atacar las probetas para lo cual se utilizó nital en diferentes composiciones 2, 4 y 10 %, esto debido a que en ocasiones se formaba una capa pasivada de color marrón en la superficie del acero lo cual evitaba el revelado de las microestructuras, por lo cual se estuvo probando con nital a diferentes concentraciones. Una vez revelada la microestructura se procedió a su observación en el microscopio óptico obteniendo así fotomicrografías de la evolución microestructural de ambos aceros.



Figura 3. 6. Equipo del laboratorio de metalografía de la UPC a) pulidora mecánica, b) pulidora vibratoria y c) microscopio metalográfico.

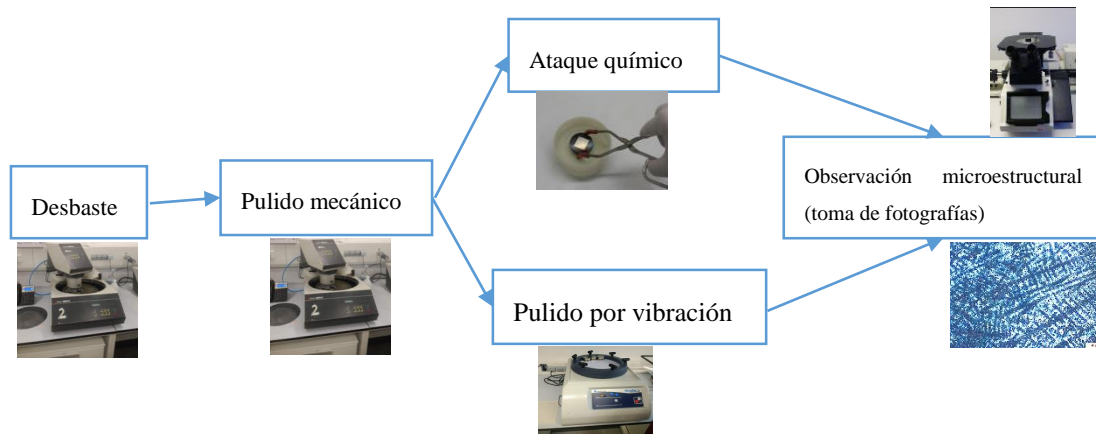


Figura 3.7 Diagrama de flujo del análisis metalográfico.

3.5 Ensayo de microdureza Vickers

Para saber cómo afecta los cambios microestructurales a la dureza de ambos aceros fue necesario hacer un análisis de microdureza Vickers, el cual se llevó a cabo con una carga de 1000g, esto para poder obtener huellas que abarcaran la mayor cantidad de fases presentes en ambos aceros a las diferentes condiciones de trabajo. También nos permite conocer cómo se va endureciendo el material conforme aumenta la deformación y por ende el maclado mecánico y la aparición de martensita épsilon y martensita alfa.

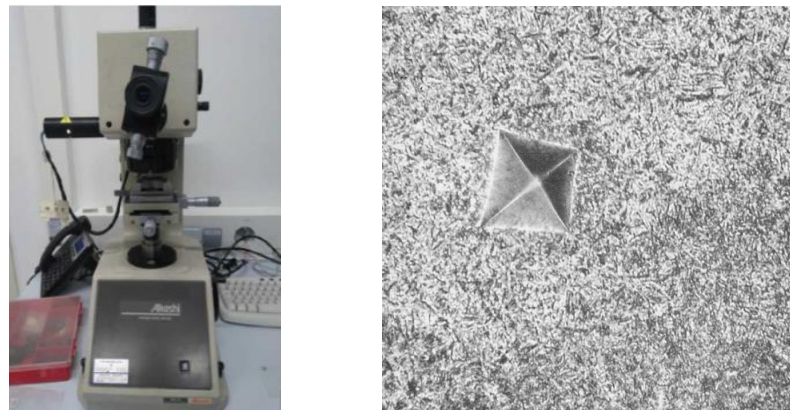


Figura 3.8 Microdurómetro



3.6 Difracción de rayos X

Para determinar las fases presentes fue necesario hacer un análisis de estructura por medio de difracción de rayos X, el cual fue realizado en todas las probetas en el difractómetro del Departamento de Ingeniería de materiales y Metalurgia DIMM de la Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas, estos se llevaron a cabo con un tubo de Cu a un avance de 0.02 sobre 2θ con un barrido desde los 10° hasta los 120° en el difractómetro BRUKER modelo D8 Focus.



Figura 3.9. Difractómetro BRUKER modelo D8 Focus.

3.7 Prueba de desgaste deslizante

La prueba de desgaste permite conocer la resistencia de un material al desgaste por deslizamiento. Esta prueba hace uso de un anillo, un bloque y una máquina de desgaste, para así poder clasificar pares de materiales de acuerdo a sus características de desgaste por deslizamiento bajo diversas condiciones. Una de las ventajas de esta prueba es que es muy flexible ya que se pueden poner a prueba diversos materiales con la única condición de que estos puedan ser fabricados en forma de bloque o anillo. Además de que se puede poner a prueba con la presencia de diferentes lubricantes, líquidos o diferentes atmosferas, adicionalmente se puede variar la velocidad de rotación así como la carga para que la prueba se acerque más a las condiciones de servicio. Todas las pruebas de desgaste se realizaron bajo la norma ASTM G77-05.

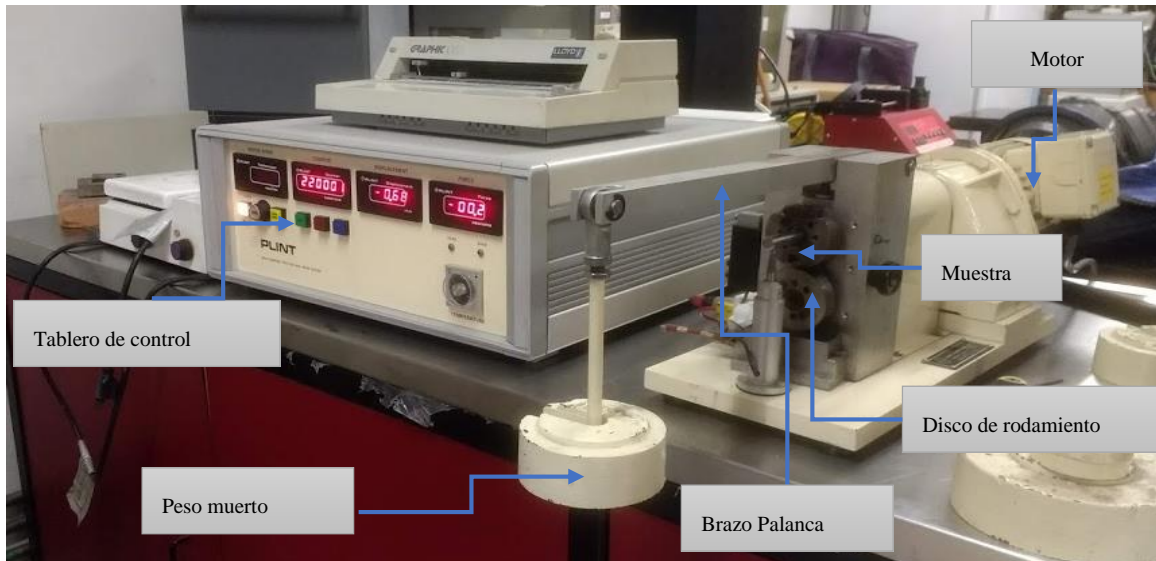


Figura 3.10. Máquina para ensayos de desgaste Block on Ring “TE 53SLIM Multi-Purpose Friction and Wear Tester” (ESIME Azcapotzalco)

Para realizar las pruebas de desgaste abrasivo, se utilizó la máquina “TE 53SLIM Multi-Purpose Friction and Wear Tester” (Figura 3.10) ubicada en la Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica del Instituto Politécnico Nacional (ESIME Azcapotzalco). Para ello se mandaron maquinarse probetas cúbicas de 12.7mm a las cuales se les preparó una de las caras sobre la que se realizó la prueba de desgaste. La máquina cuenta con un disco que gira por medio de un motor que le confiere un rodamiento que va de 30 a 850rpm, la probeta (bloque) va colocado en el disco portamuestras que está sobre el disco de rodamiento, el cual la sostiene con la ayuda de un tornillo, este disco está colocado sobre a una palanca que a través de un peso muerto le confiere una carga normal, a esta palanca se le pueden añadir más pesos muertos para así poder aumentar la carga normal. La carga real que es aplicada sobre el bloque fue determinada por la relación del brazo de palanca, el cual es 5:1. Además es importante considerar la carga que la palanca confiere por si sola a la muestra, que en este caso es de 42N, teniendo como carga total [42]

$$W = 42N + [5 * (Carga aplicada)]N$$

Ecuación 6

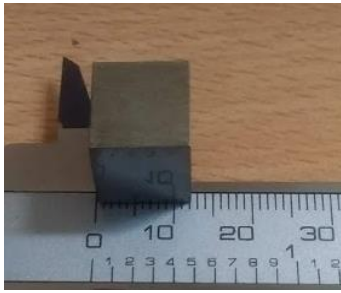
Previo al inicio de la prueba la probeta se pesa en una balanza analítica. Para la realización de cada ensayo la probeta se coloca en el portamuestras, cuidando que el tornillo de elevación esté adentro para que la muestra no haga contacto con el disco de desgaste, se colocan en la



palanca los pesos muertos y se pone en marcha el motor, después se libera la muestra y se deja que esta tenga contacto con el disco de desgaste siempre teniendo la precaución de que el disco y la muestra están perfectamente alineados.

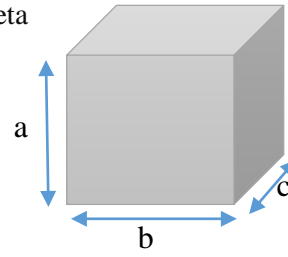
Tabla 3. 6. Parámetros para la prueba de desgaste.

<i>Parámetros</i>	<i>Valores</i>
<i>Configuración</i>	<i>Block on ring</i>
<i>Muestras</i>	<i>Aceros TRIP/TWIP 18Mn y 16Mn</i>
<i>Distancia deslizada</i>	<i>50, 100, 200 y 400m</i>
<i>Tipo de anillo</i>	<i>Acero AISI 52100, 63HRC, $\varnothing=60\text{mm}$</i>
<i>Velocidad de deslizamiento v</i>	<i>1 m/s (318rpm)</i>
<i>Carga Normal</i>	<i>42,92N</i>
<i>Condición de lubricación</i>	<i>Seca</i>
<i>Temperatura</i>	<i>Ambiente</i>



Dimensiones de la probeta

$$a=b=c=12.7\text{mm (1/2")}$$



Dimensiones del disco

Acero HRC 65

$$\varnothing=60\text{mm}$$

$$\varnothing_m=20\text{mm}$$

$$w=16\text{mm}$$

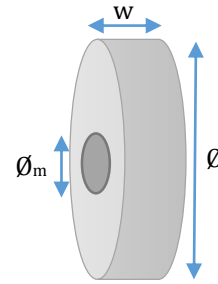


Figura 3.11. Dimensiones de la probeta y del disco para el ensayo de desgaste.

Una vez realizadas las pruebas de desgaste las probetas son pesadas de nuevo para determinar la masa perdida, la cavidad producida en la probeta es medida para así poder determinar su volumen, y la superficie de la cavidad se analiza en el microscopio electrónico de barrido para observar sus características superficiales y determinar el tipo de desgaste, además de hacer un análisis EDS para determinar los productos formados debido al desgaste en la superficie de la cavidad (Figura 3.12) [42].

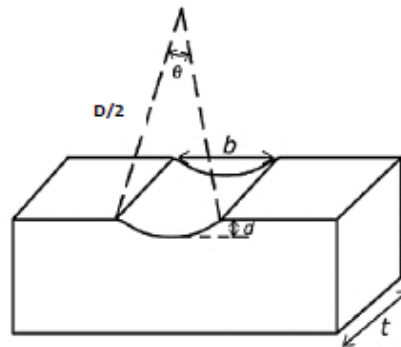


Figura 3.12 Huella de desgaste ocasionada por la prueba de desgaste abrasivo



El método más utilizado para medir el volumen de la huella de desgaste es por medio de la ecuación 3:

$$V = \frac{D^2 t}{8} \left[2 \sin^{-1} \left(\frac{b}{D} \right) - \sin \left(2 \sin^{-1} \left(\frac{b}{D} \right) \right) \right] \quad \text{Ecuación 7}$$

En donde V= volumen de la huella de desgaste, D es el diámetro del anillo, t es el ancho del bloque, b es el ancho promedio de la huella (Figura 3.12)[42]

El volumen de la huella no es calculado por lo general mediante la pérdida de masa del bloque debido a que esta masa está sujeta a efectos de transferencia de material, con lo cual se crean productos sobre la superficie de la huella como pueden ser: oxido, o residuos de material y del lubricante.

Para calcular el coeficiente de fricción se relaciona la fuerza tangencial que arroja la máquina de desgaste y la carga normal.

$$f = \frac{F}{W} \quad \text{Ecuación 8}$$



Capítulo 4. Resultados y Análisis

4.1 Análisis de segregación.

4.1.1 Acero 18Mn

Para poder determinar si existe o no segregación en el acero producido, se realizó un análisis por EDS de las partículas o fases inmersas en la matriz antes y después del tratamiento termomecánico. Previo al tratamiento termo mecánico se logra observar una estructura bifásica además de la presencia de inclusiones; sin embargo no es una cantidad alta de inclusiones contenidas en la estructura lo que se puede observar en la micrografía de la Figura 4.1, que fue seleccionada por contar con la mayor cantidad de partículas que en las tomadas del resto de la probeta.

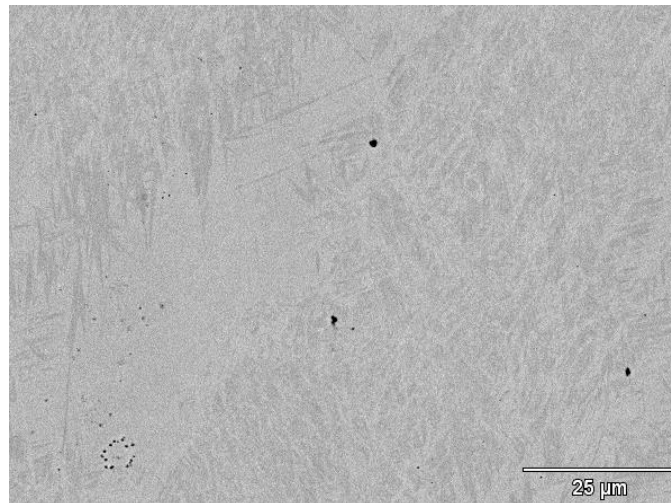


Figura 4.1 imagen obtenida en el MEB del acero 18 Mn sin tratamiento termomecánico 1000X.

Para poder determinar si existe segregación de alguno de los elementos de aleación se realizó un mapeo de la probeta, además de un análisis puntual cualitativo y semicuantitativo de las inclusiones observadas en la microestructura obteniendo los siguientes resultados:

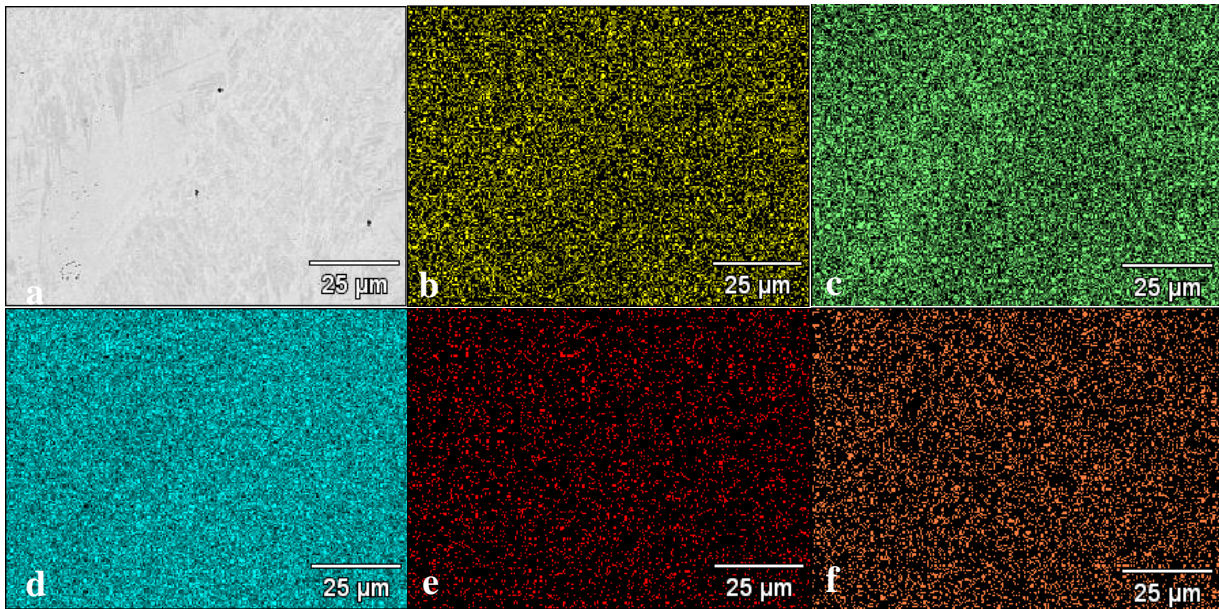


Figura 4.2 Mapeo a) acero 18 Mn sin tratamiento termomecánico b) silicio, c) manganeso, d) hierro, e) carbono y f) aluminio.

No se observa segregación de ninguno de los elementos de aleación, se observan dispersos de forma homogénea a lo largo de toda la microestructura Figura 4.2.

Del análisis puntual a las inclusiones contenidas en el acero se puede observar que en general se trata principalmente de MnS, óxidos de hierro y AlO_3 Figura 4.3 y Tabla 4. 1 .

Tabla 4. 1. Resultados del análisis cuantitativo.

Puntos	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	S-K	Ca-K	Mn-K	Fe-K
1	48.15	0.47	47.27			1.22	1.75	1.13
2					39.00		61.00	
3		0.35	1.67	1.80			14.18	81.40
4				0.32			6.17	35.29
5				0.31			7.48	41.09
6					32.76		67.24	
7				1.97			13.00	85.03

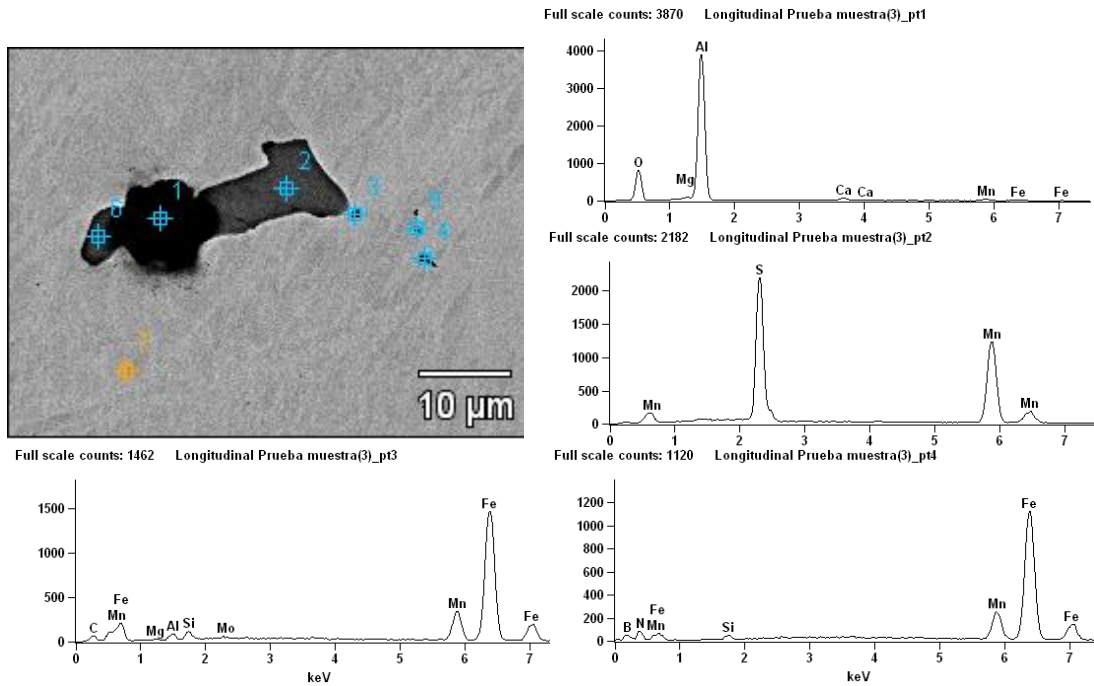


Figura 4.3. Análisis cualitativo puntual de las inclusiones encontradas en el acero 18Mn sin tratamiento termomecánico.

4.1.2 Acero 16Mn

Del mismo modo, para el acero 16Mn-3Si-1Al, se realizó un análisis por EDS antes del tratamiento termomecánico para observar si existe segregación dentro de la estructura del acero, obteniendo los siguientes resultados:

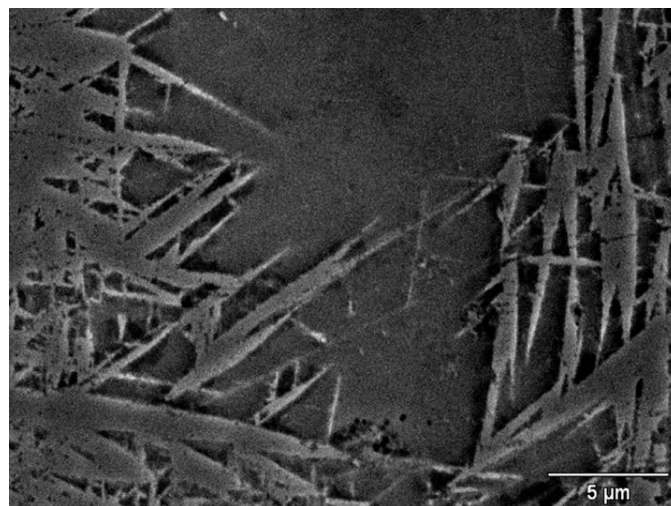


Figura 4.4 Acero 16Mn sin tratamiento termomecánico 4000X



Se observa en la microestructura (Figura 4.4) del acero 16Mn la presencia de inclusiones aisladas a lo largo de la microestructura.

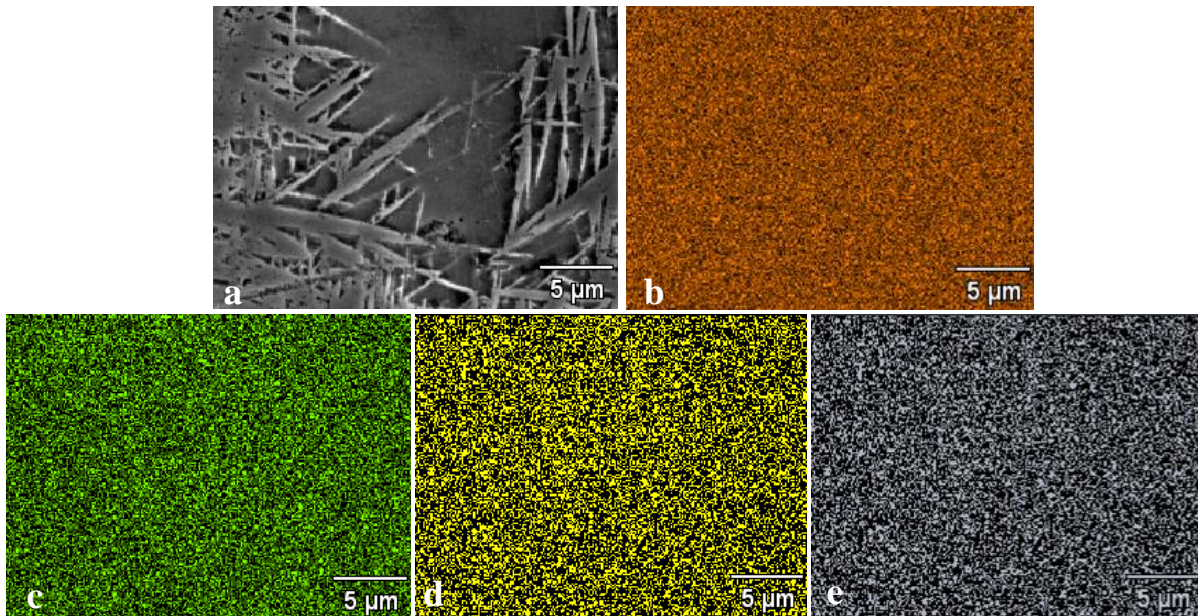


Figura 4.5 Mapeo por EDS de acero 16Mn sin tratamiento termomecánico, Fe (Anaranjado), Mn (Verde), Si (Amarillo) y Al (Gris).

Se observa la presencia de dos fases dentro de la microestructura, para poder determinar si hay diferencias en cuanto al porcentaje de cada elemento de aleación se realizó un análisis cualitativo y semicuantitativo por áreas. Sin embargo no se logró observar segregación de alguno de los elementos de aleación, ya que como se puede ver en los mapeos realizados hay una distribución muy homogénea de los elementos de aleación. También se realizó un análisis cualitativo y semicuantitativo a las dos fases presentes encontrando una mayor cantidad de Mn en la fase más oscura (Figura 4.5 y Tabla 4. 2)

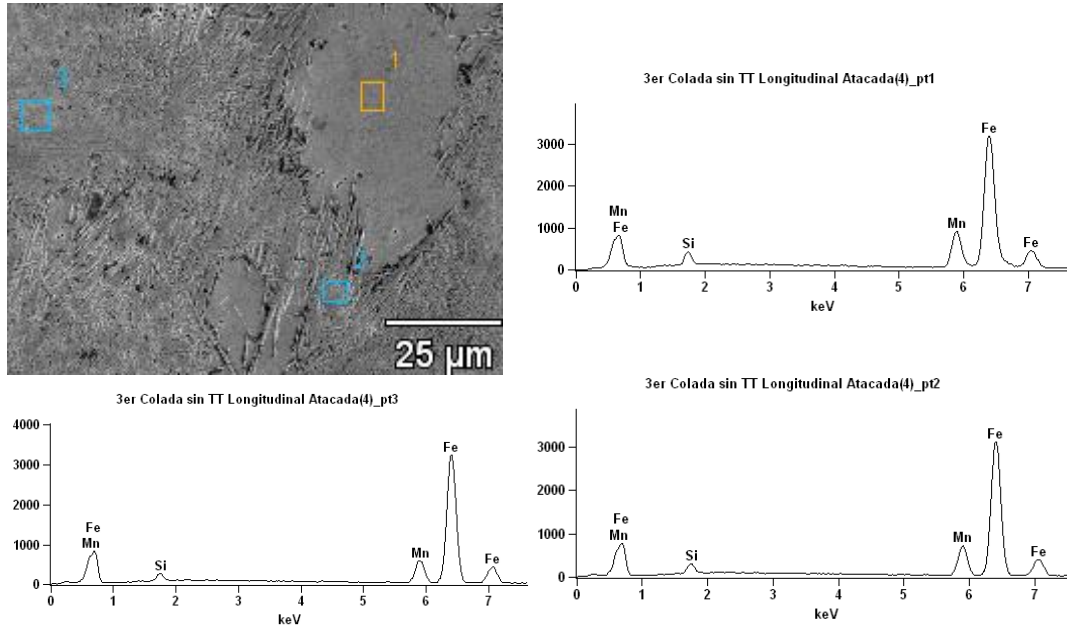


Figura 4.6 Análisis cualitativo de las fases presentes en el acero por medio de EDS.

Tabla 4. 2. Porcentaje en peso de cada elemento presente en cada fase.

Área	Si-K	Mn-K	Fe-K
1	2.90	18.79	78.31
2	2.26	15.73	82.01
3	1.94	13.32	84.74

También fue posible observar la presencia de inclusiones de sulfuro de Mn las cuales fueron analizadas por EDS para su análisis cualitativo y semicuantitativo (Figura 4.7).

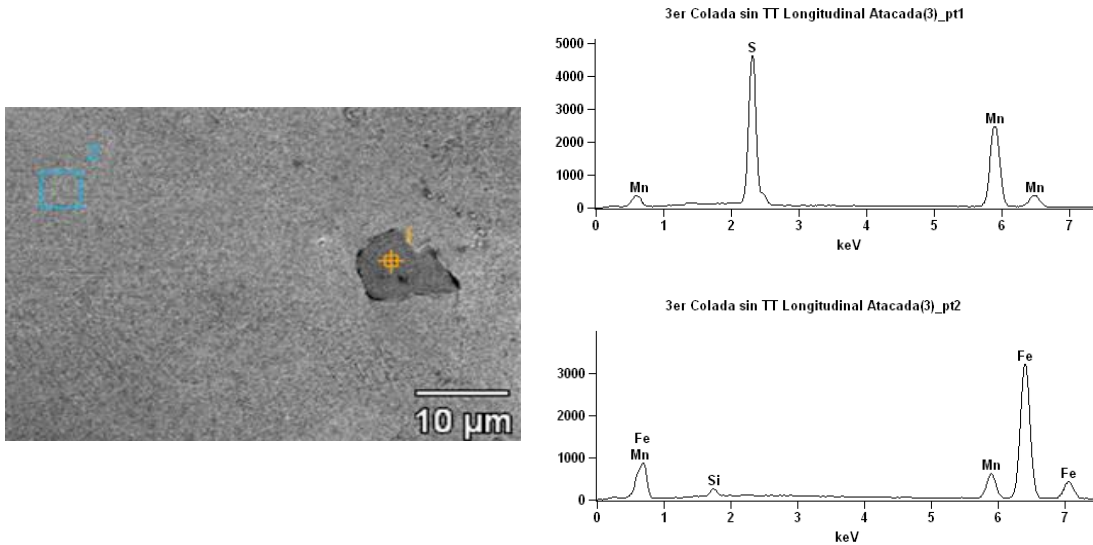


Figura 4.7. Análisis cualitativo de una inclusión en el acero 16Mn.

Para determinar el efecto que tiene en la microestructural el tratamiento termomecánico en el acero en cuanto a segregación y la eliminación de inclusiones se realizó de nuevo un análisis en el MEB y por medio de EDS se determinó la naturaleza de las fases y de las inclusiones presentes, observando en primera instancia una estructura austenítica con presencia de maclas (Fig. 25), se observa también la presencia aislada de inclusiones. Por medio de EDS se logró comprobar que no existe segregación de alguno de los elementos de aleación (Fig. 26) sin embargo no fue posible eliminar las inclusiones de MnS dentro del acero.

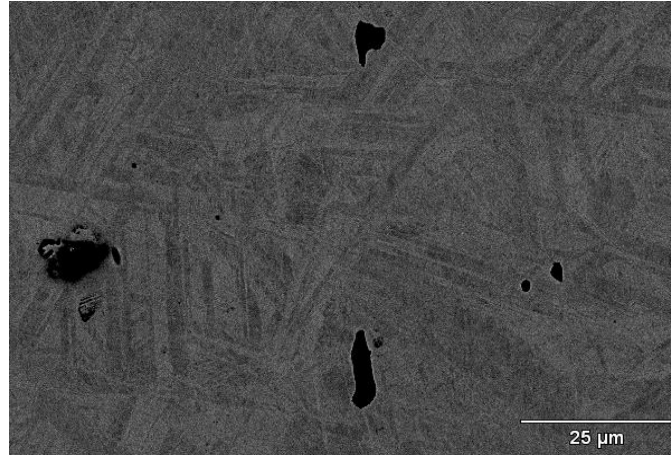


Figura 4.8. Acero 16Mn con tratamiento termomecánico 4000X

En el acero 16 Mn tratado termomecánicamente al igual que la probeta no tratada se observaron algunas inclusiones dispersas y se realizó un análisis cualitativo y semicuantitativo por medio de EDS, también se realizó para observar si existe segregación.

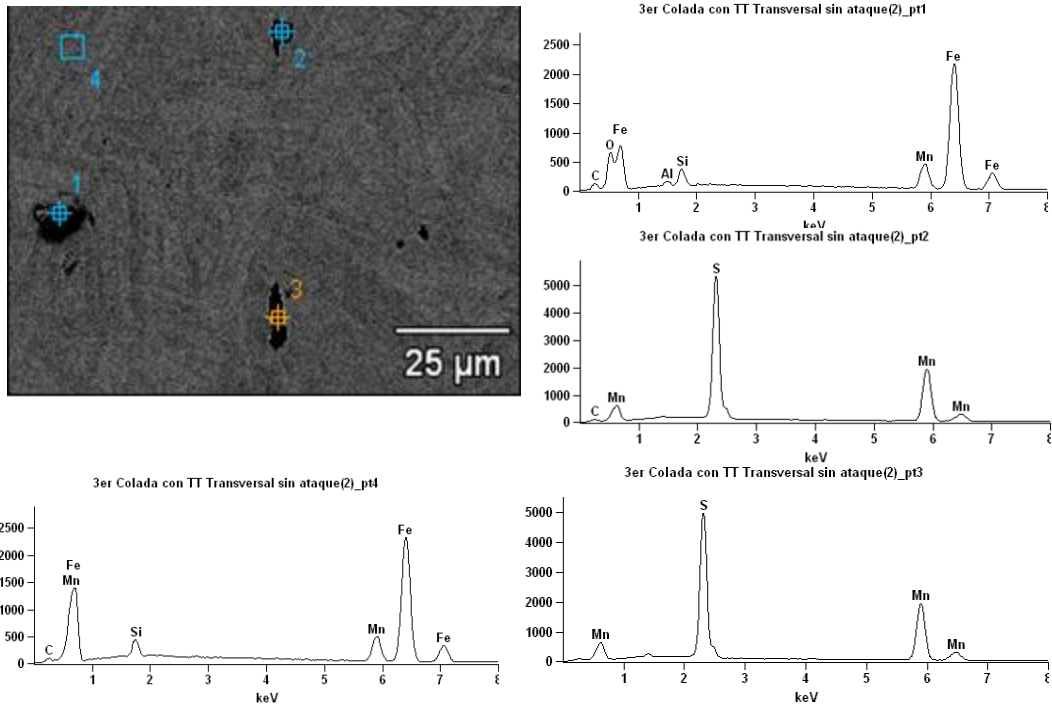


Figura 4.9 Análisis cualitativo de inclusiones dentro de la estructura del acero 16Mn después del tratamiento termomecánico.

Tabla 4. 3. Análisis cuantitativo de las inclusiones presentes en el acero 16Mn después del tratamiento termoquímico.

Puntos	O-K	Al-K	Si-K	S-K	Mn-K	Fe-K
1	6.81	0.56	1.94		12.83	77.86
2				38.60	61.40	
3				37.55	62.45	
4			2.12		13.92	83.96

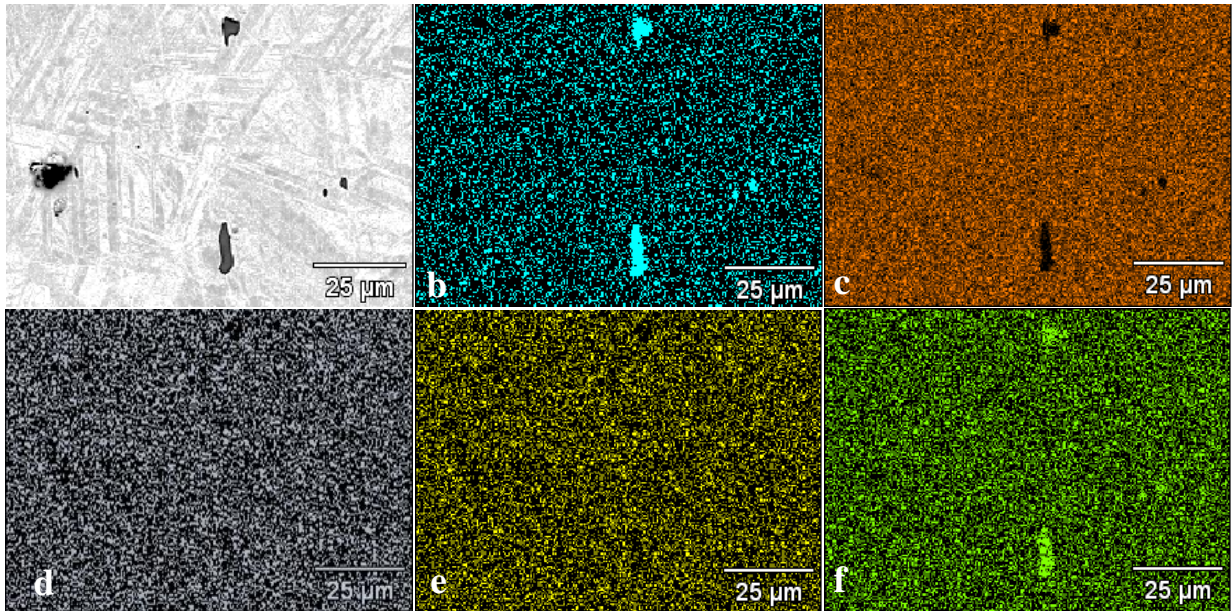


Figura 4. 10 Mapeo por EDS de acero 16Mn con ataque termomecánico, Fe (naranja), Mn (Verde), Si (Amarillo), Al (Gris), S (Azul).

En el mapeo realizado después del tratamiento termomecánico (Figura 4. 10) se puede observar aun la presencia de inclusiones de MnS y además se observa que todos los elementos de aleación están dispersos de manera homogénea por toda la matriz del acero, comprobando que no existe segregación. En donde si se observa cambio es la microestructura resultante después del tratamiento termomecánico ya que se trata de una matriz austenítica con presencia de maclas de recocido y martensita épsilon.



4.2 Análisis microestructural

4.2.1 Acero 18Mn

La microestructura de colada resultante del análisis metalográfico, es una estructura dendrítica en la cual se observa el crecimiento de dichas dendritas de la orilla del lingote hacia el centro del mismo.

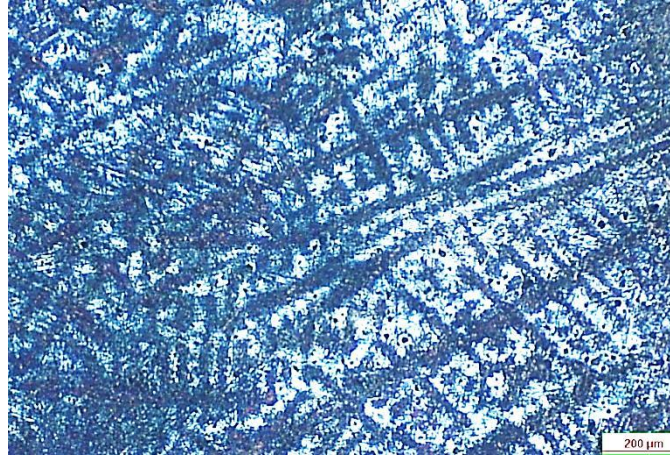


Figura 4.11 Estructura dendrítica Acero 18Mn

Después del tratamiento termoquímico, se observa la aparición de granos equiaxiales austeníticos los cuales forman la matriz de la estructura, dentro de estos se observa la formación de Martensita ϵ , la cual se cree se formó durante la deformación en caliente, cuando el material comenzaba a enfriarse (Figura 4.11). El tipo de “*martensita ϵ* ” en forma triangular, que se puede observar en las micrografías se da en tamaños de grano austeníticos superiores a $30\mu\text{m}$. Debido a la alta concentración de martensita en la microestructura, no es posible medir el tamaño de grano austenítico en estas probetas sin embargo la forma de esta nos permite dar una idea del tamaño de grano que se tenía antes de la deformación.

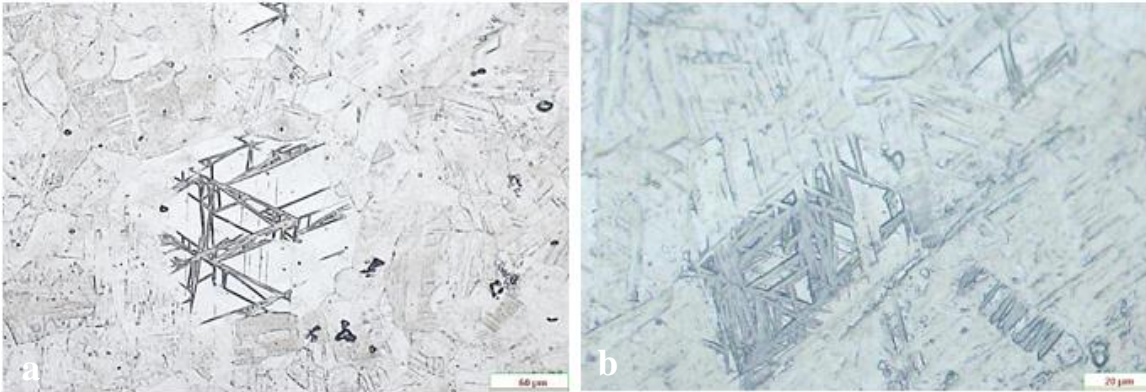


Figura 4.12. Acero 18Mn deformado en caliente. a) 200X y b) 500X.

Posterior al deformado en caliente el acero fue recocido a 1100°C por una hora y se dejó enfriar dentro del horno, esto para eliminar tensiones internas debidas al trabajo en caliente además de realizar una austenización completa de la estructura, sin embargo en las microestructuras obtenidas es posible observar que persiste una presencia alta de martensita ϵ , Además debido a esto la austenita presente no formó granos equiaxiales, manteniendo la austenita con forma de placas como la matriz de dicha estructura (Figura 4.12).

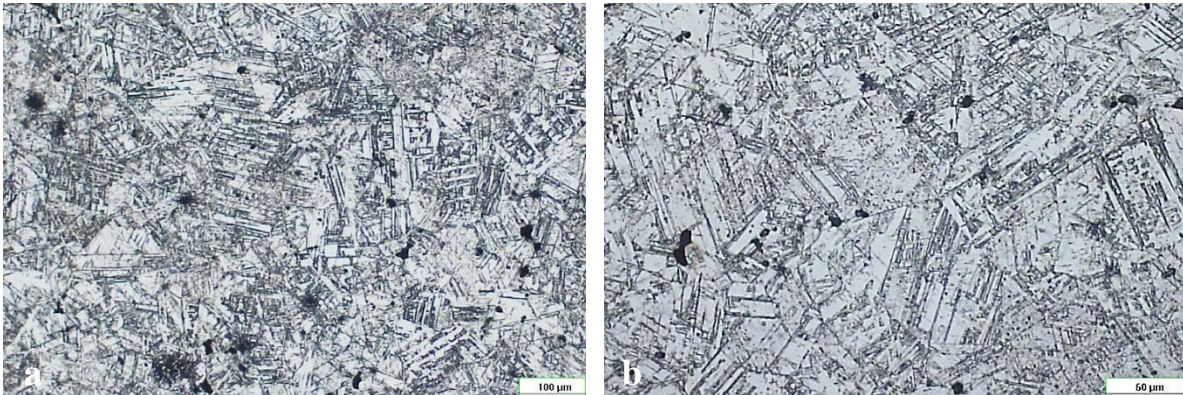


Figura 4.13 Acero TRIPTWIP 18Mn-3Al-3Si-06C recocido, a) 100X y b) 200X

Posterior al recocido el acero fue sometido a trabajo en frío a diferentes porcentajes de deformación,

Probeta 1

Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 5.57% .

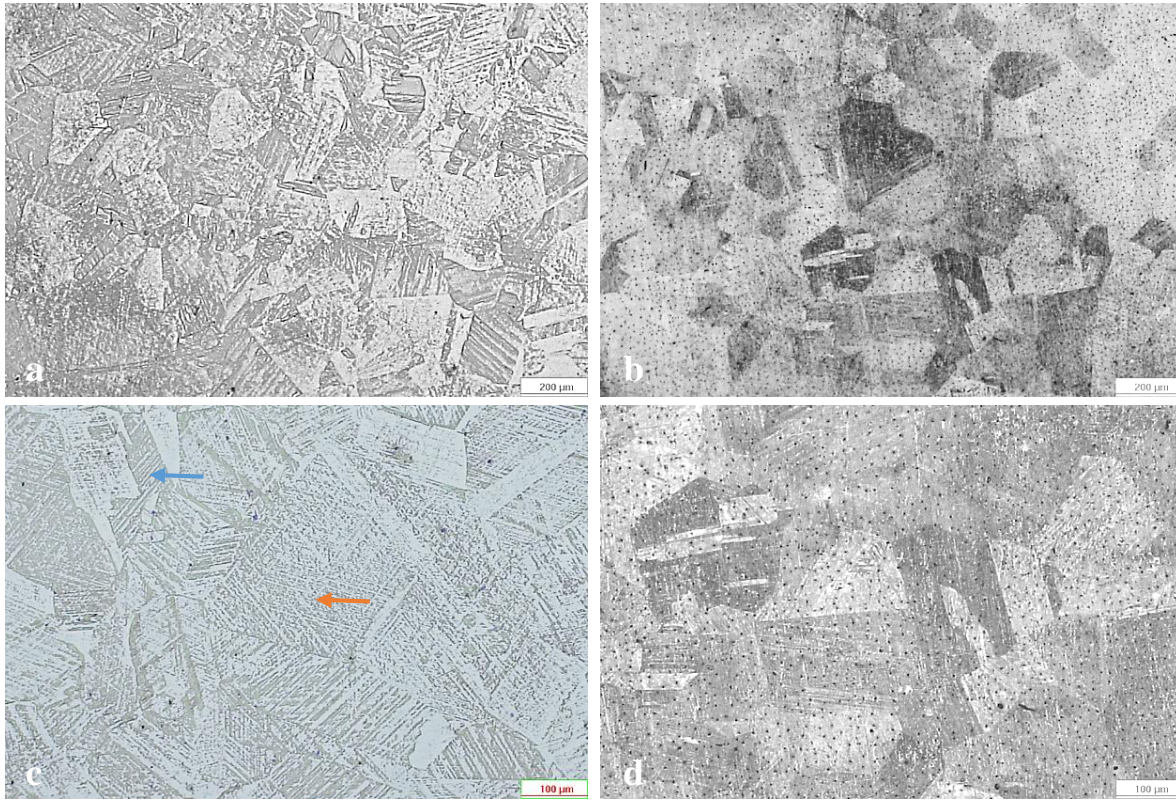


Figura 4.14 Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 5.57% a)50 x pulido por vibración, b) 50X con ataque químico, c) 100X pulido por vibración y d)100X con ataque químico nital al 10%.

Probeta 2

Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 16.5% .

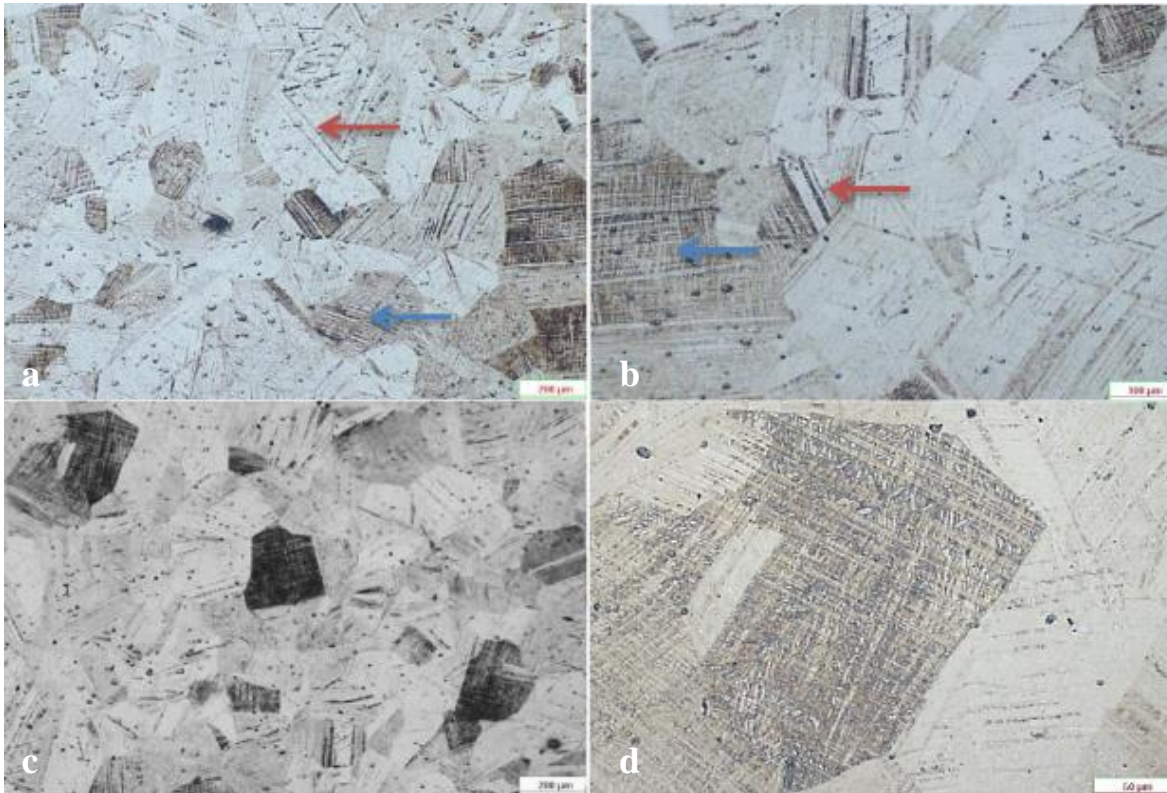


Figura 4. 15 Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 16.5% a) 50 X, b) y c) 100X y d) 200X atacadas con nital al 10%.

Probeta 3

Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 27.17% .

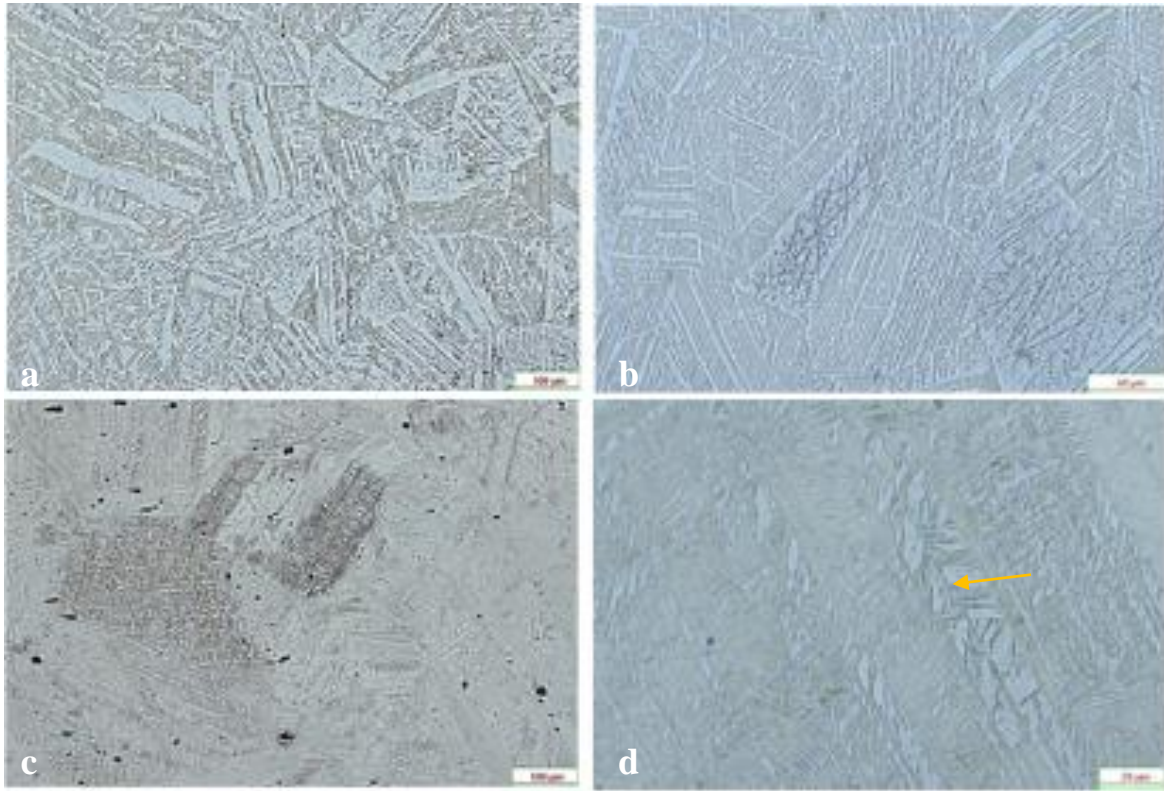


Figura 4.16. Acero 18 Mn, predeformado, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado posteriormente a 1800-2000 PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas y deformada en frío 27.17%.

Se puede observar que todas las microestructuras presentan como matriz a la fase austenítica. En las micrografías obtenidas de las probetas 1 y 2 (Figura 4.14 y Figura 4. 15) se puede observar claramente la forma de los granos equiaxiales de la austenita, dentro de los cuales se observan maclas, que son esas líneas que atraviesan estos granos de un lado a otro (flechas rojas), y también se observan granos con una fase acicular en su interior (martensita ϵ), en la probeta 3 se puede observar que a una mayor deformación la densidad de granos que contienen martensita ϵ aumenta, además de que existe la aparición de martensita α (flecha amarilla Figura 4.16).



Acero 16Mn

Estructura de colada

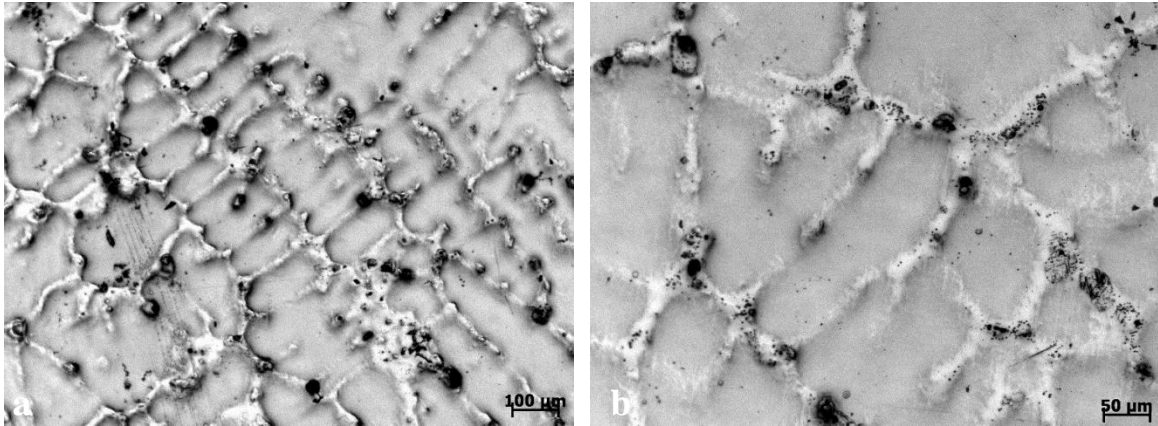


Figura 4. 17. Estructura de colada acero 16 Mn a) 100X y b) 200X

Recocido

Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 1100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h.

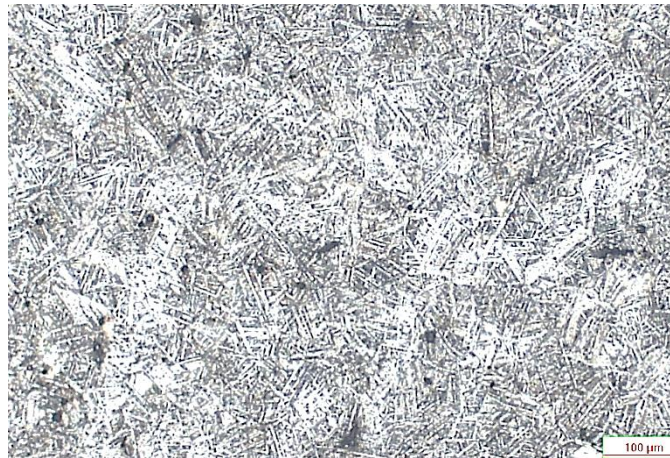


Figura 4. 18. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 1100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h.



Probeta 4

Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se enfrió al aire y se deformato en frío 1.62% Figura 4. 19.

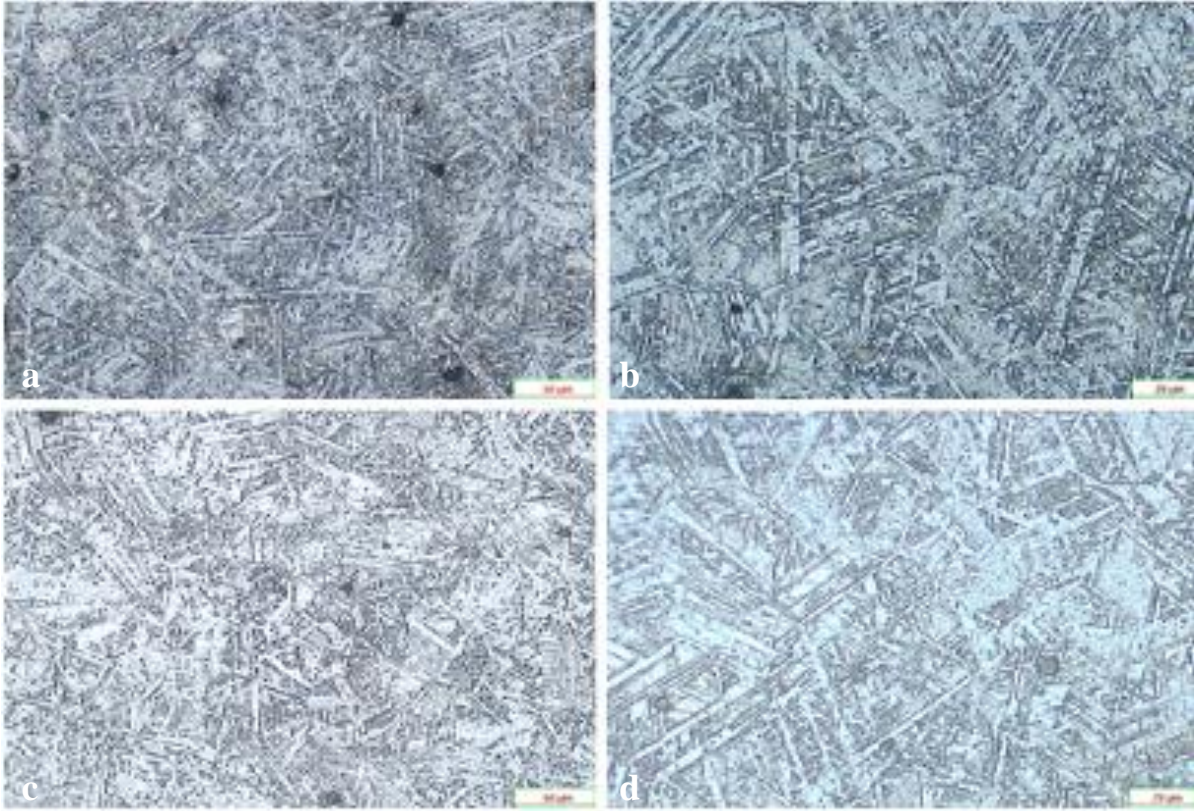


Figura 4. 19. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se enfrió al aire y se deformato en frío 1.62% .

Probeta 5

Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frio al aire y se deformato en frío 1.62% Figura 4. 20.

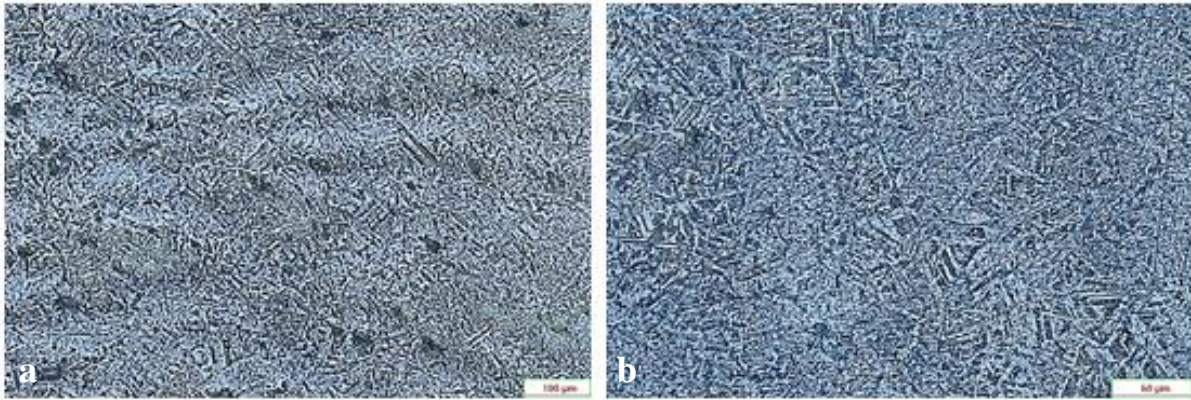


Figura 4. 20 Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frío al aire y se deforma en frío 12% .

Probeta 6

Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frío al aire y se deforma en frío 1.62% Figura 4. 21.

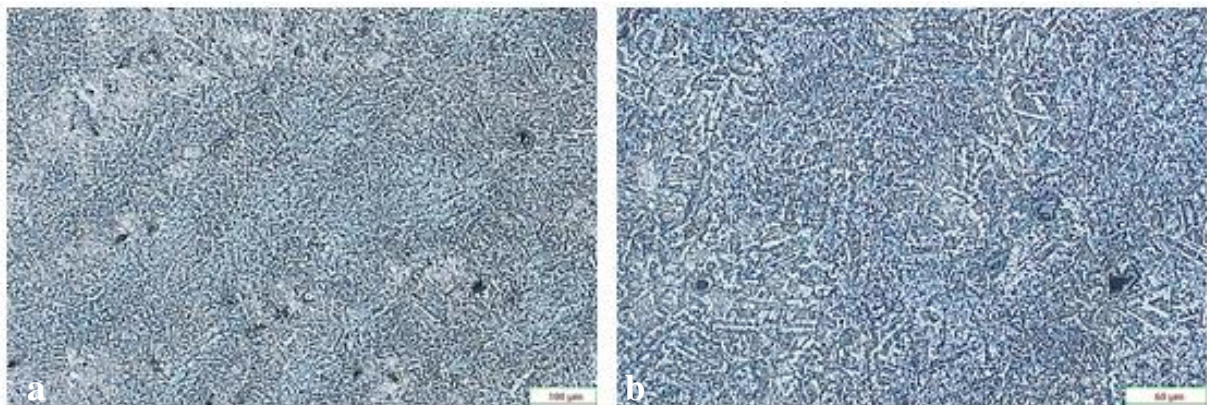


Figura 4. 21. Acero 16Mn predeformado a 500PSI recocido a 100°C por 10h y deformado de 1800 a 2000PSI finalmente austenizado a 1100°C por 1.5h, se en frío al aire y se deforma en frío 24.43%.

En las microestructuras obtenidas del acero 16Mn podemos observar que en cuanto a las fases presentes se trata de austenita y martensita ϵ antes de que el material sea deformado, en un punto toda esta austenita se convierte a martensita ϵ la cual posteriormente se transforma a martensita α' , esto se puede observar en las fotografías obtenidas de las probetas 4,5 ,6 y 7, a partir de la deformación de 12% se observa una microestructura completamente martensítica α' en forma de placas al continuar con la deformación se puede observar un refinamiento de la martensita α' .



4.3 Microdureza

Se realizó en todas las probetas un ensayo de microdureza Vickers en el microdurómetro Akashi® en la Universidad Politécnica de Cataluña, con una carga de 1000g para así poder obtener una dureza general de toda la estructura y se obtuvieron los siguientes resultados para ambos aceros con y sin deformación en frío.

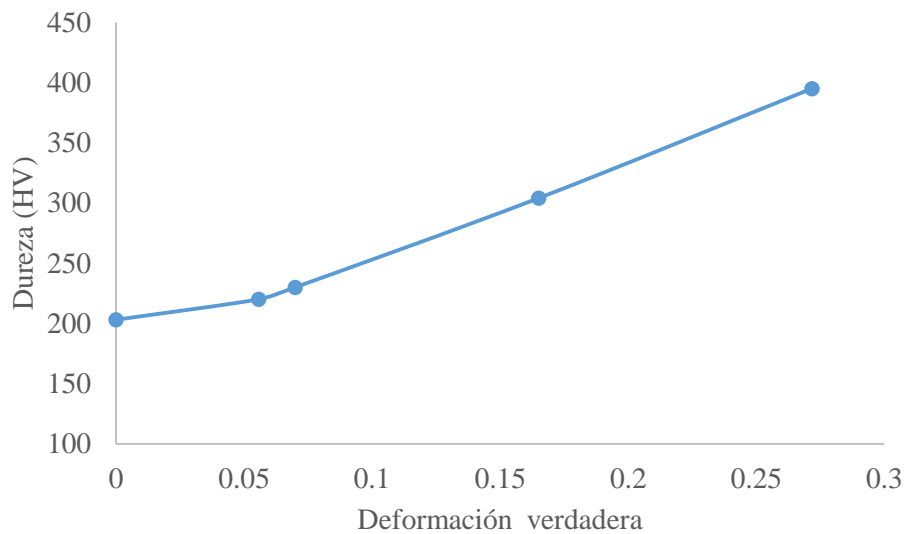


Figura 4. 22 Grafica dureza vs deformación del acero 18Mn.

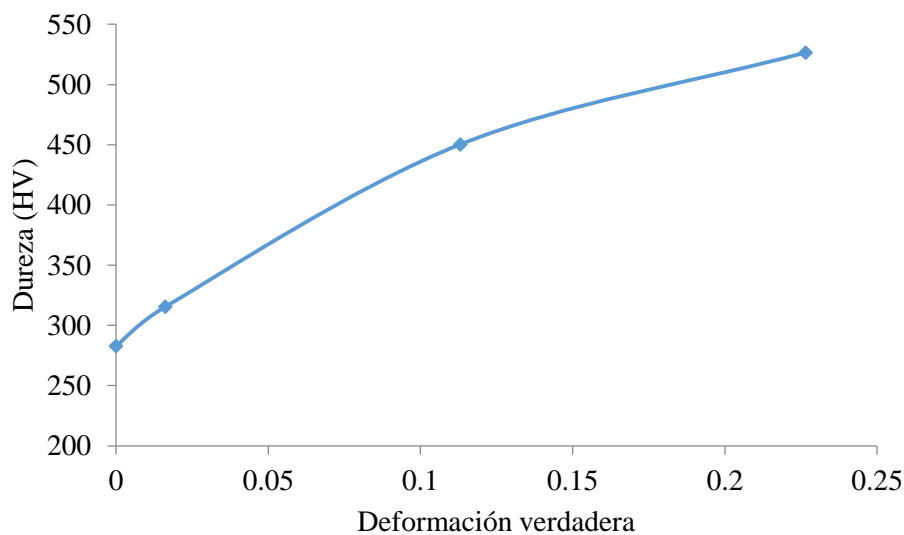


Figura 4. 23 Gráfica dureza vs deformación del acero 16Mn



Se puede observar en ambas gráficas un incremento en la dureza de los aceros al aumentar la deformación del mismo, también se puede observar que en general la dureza del acero 16Mn es mayor a la del acero 18Mn, esto debido a que la estructura transforma a martensita alfa en su totalidad eliminando la matriz austenítica lo cual por ende lo vuelve más duro que el acero 18Mn. Esto también concuerda con lo reportado por otros investigadores ya que los aceros con comportamiento TRIP siempre presentan una mayor dureza que aquellos que presentan el maclado mecánico como mecanismo de deformación.

4.5 Difracción de rayos X

Acero 18Mn

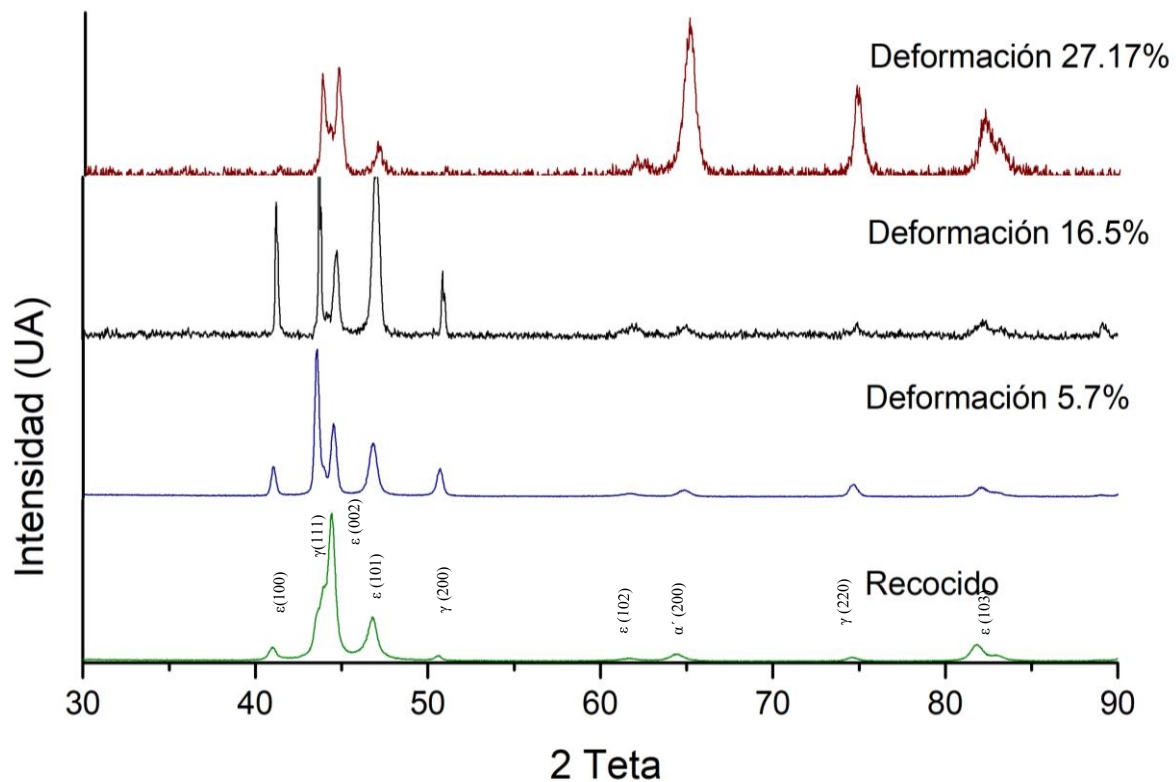


Figura 4.24. Difractograma acero 18 Mn con y sin deformación en frío.

En los difractogramas Figura 4.24 y Figura 4.25 se observan los picos correspondientes a la austenita en sus direcciones (111), (200) y (220) además de picos de difracción de la



martensita ϵ en sus direcciones (100), (002), (101), (102) y (103) y finalmente también se observan picos de difracción de martensita α en sus direcciones (110), (200) y (211).

En el caso del difractograma obtenido de la probeta recocida se observa una mayor presencia de martensita ϵ y austenita y los picos de martensita α tienen muy baja intensidad, aun con el tratamiento térmico no fue posible obtener una estructura completamente austenítica, sin embargo esto compagina con lo observado por otros investigadores, al aumentar la deformación se observa un crecimiento en la martensita ϵ y al ir aumentando la deformación la martensita ϵ se transforma en martensita α , lo mismo se puede observar en los difractogramas obtenidos para ambos aceros, sin embargo en el caso del acero 16Mn se alcanza una transformación completa a martensita ϵ desde una tasa de deformación del 12%..

Acero 16Mn

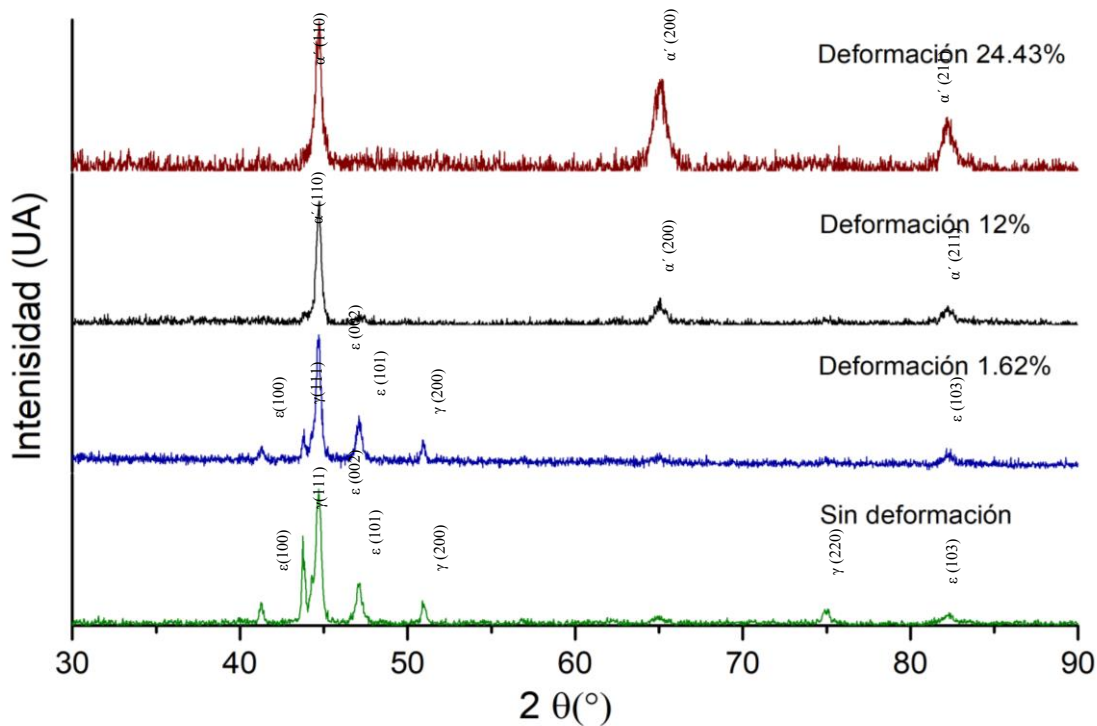










Figura 4.25. Difractograma acero 16 Mn con y sin deformación en frío.



Tabla 4 4. Resumen de resultados.

<i>Probeta</i>	<i>Acero</i>	<i>Historial</i>	<i>Deformación verdadera (%)</i>	<i>Dureza HV/GPa</i>	<i>Microestructura</i>	<i>Fases presentes</i>
<i>Recocida 18 Mn</i>			<i>Recocido</i>	<i>205.5/2.02</i>		<i>Austenita Martensita ε</i>
<i>1</i>	<i>18Mn</i>	<i>Predeformado y homogenizado a 1100°C por 10 horas, deformado 1800-2000 PSI, Austenizado a 1100°C por 1.5 horas</i>	<i>5.57</i>	<i>220.3/2.16</i>		<i>Austenita Martensita ε</i>
<i>2</i>			<i>16.5</i>	<i>303.8/2.98</i>		<i>Austenita Martensita ε</i>
<i>3</i>			<i>27.17</i>	<i>394.6/3.87</i>		<i>Austenita Martensita ε Martensita α</i>
<i>Recocida 16 Mn</i>			<i>Recocido</i>	<i>282.7/2.77</i>		<i>Austenita Martensita ε</i>
<i>5</i>	<i>16Mn</i>	<i>Predeformada a 500 PSI, homogenizado a 1100°C por 10 horas y deformado de 1800-2000PSI, austenizado a 1100°C por 1.5 horas.</i>	<i>1.62</i>	<i>315.4/3.09</i>		<i>Austenita Martensita ε</i>
<i>6</i>			<i>12</i>	<i>450/4.41</i>		<i>Martensita α</i>
<i>7</i>			<i>24.43</i>	<i>526.6/5.16</i>		<i>Martensita α</i>



4.5 Prueba de desgaste deslizando

La prueba de desgaste deslizando se llevó a cabo en la sección de posgrado de la Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica del Instituto Politécnico Nacional (ESIME Azcapotzalco) en el equipo “TE 53SLIM Multi-Purpose Friction and Wear Tester”

Acero 18 Mn



Figura 4.26. Probetas de desgaste del acero 18Mn después de la prueba de desgaste

Se realizó la prueba de desgaste según los parámetros determinados (Tabla 3. 6) obteniendo las huellas de desgaste que posteriormente fueron analizadas en el microscopio electrónico de barrido

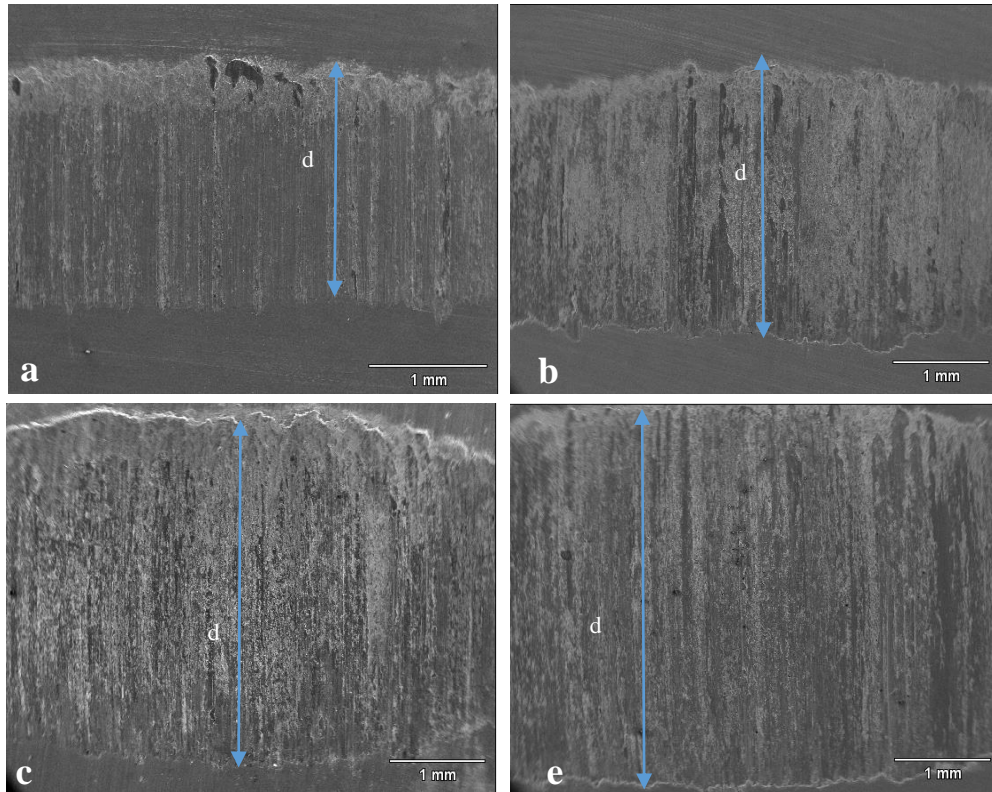


Figura 4.27. Huellas de desgaste en las probetas de acero 18Mn a las cuales se les aplico una carga normal de 42N y a) 50m, b) 100m, c) 200m y e) 400m de distancia (d = diámetro de la huella).

La Figura 4.27 presenta una imagen microscópica de las probetas de acero 18Mn después de ser sometidas a la prueba de desgaste. La Figura 4.28 muestra una región de la muesca originada por desgaste en el acero 18Mn, se marcan varios puntos en distintas partículas observadas, se realizó un análisis por EDS de estas partículas obteniendo que son óxidos de Fe, Mn, Si y Al (Tabla 4.5).

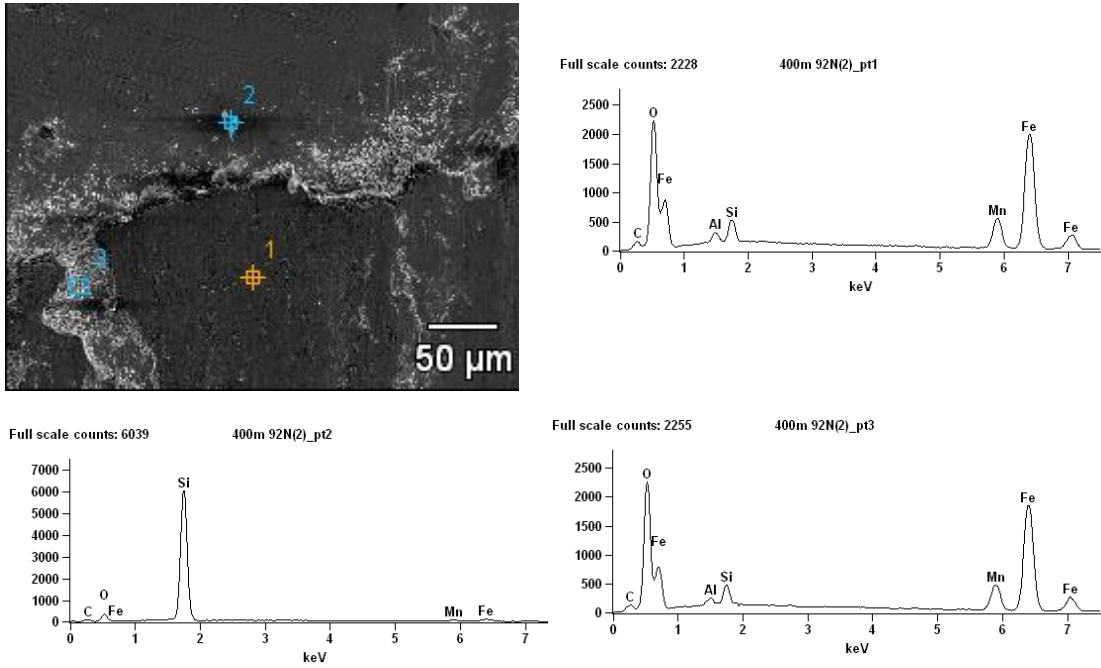


Figura 4.28. Análisis cualitativo de la superficie de la huella

Tabla 4.5 Porcentaje en peso de cada elemento encontrado en el análisis cualitativo (análisis semicuantitativo)

Puntos	C-K	O-K	Al-K	Si-K	Mn-K	Fe-K
1	9.67	25.28	0.90	1.90	10.71	51.54
2	28.13	19.07		43.73	2.04	7.02
3	8.46	27.21	0.67	1.58	11.00	51.08

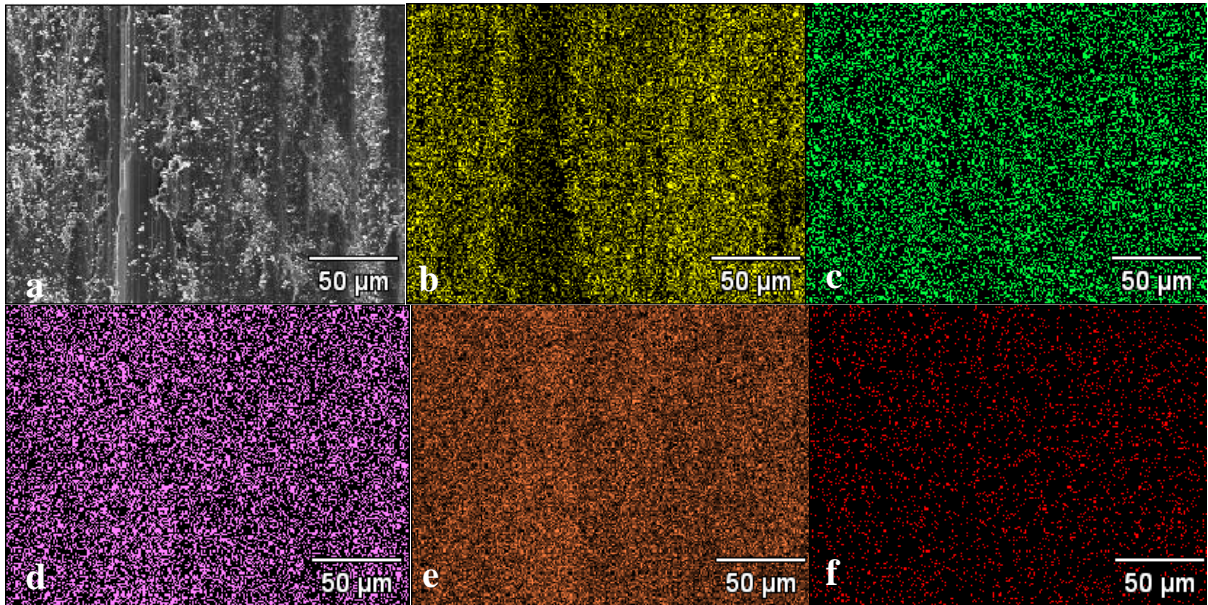


Figura 4.29. Mapeo de la superficie de la huella a) superficie de la huella 1000X, b) oxígeno, c) silicio, d) manganeso, e) hierro y f) carbono.

Se realizó un mapeo de la superficie de la huella para determinar si los óxidos presentes en la superficie de la muestra, están dispersos de forma homogénea a lo largo de toda la superficie de desgaste, en la Figura 4.29 se puede observar la presencia de oxígeno (amarillo), silicio (verde), manganeso (rosa), hierro (anaranjado) y carbono (rojo), los cuales están dispersos de forma homogénea en toda la superficie de la huella de desgaste.



Acero 16Mn

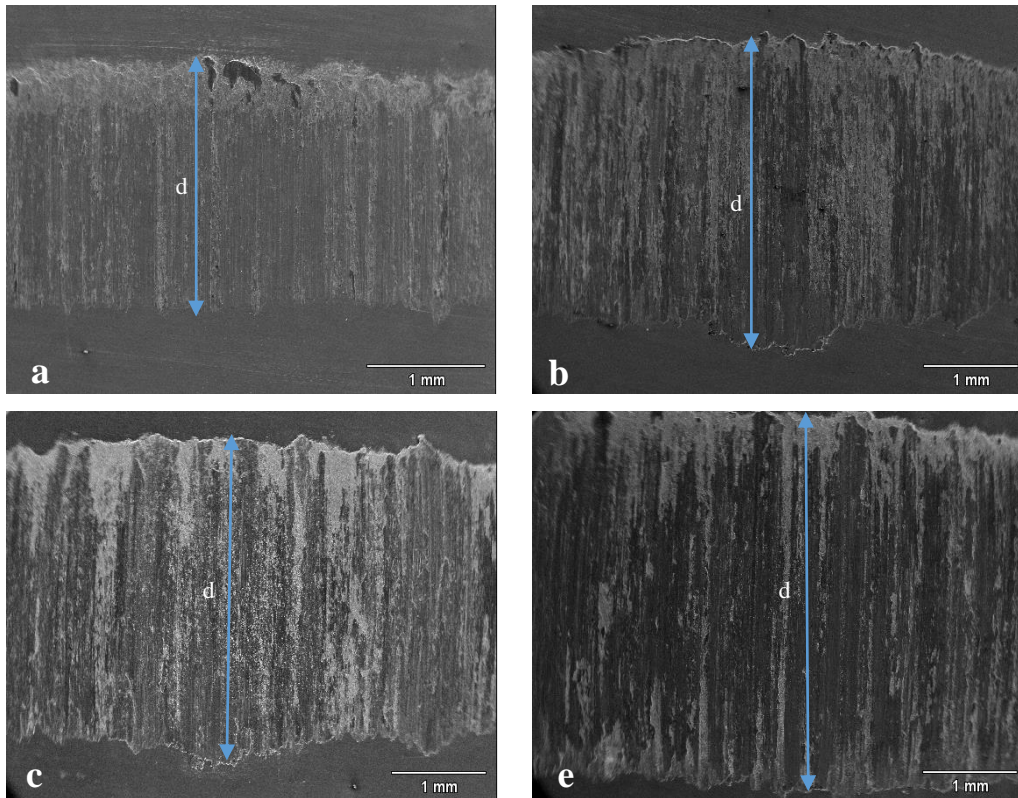


Figura 4.30 Huellas de desgaste en las probetas de acero 18Mn a las cuales se les aplico una carga normal de 42N y a) 50m, b) 100m, c) 200m y e) 400m de distancia (d = diámetro de la huella) a 25X.

En todas las pruebas realizadas la huella de desgaste aumento conforme aumento la distancia de la prueba, así también en el caso de los análisis realizados por EDS de las superficies de las huellas, se encontraron en todos los casos los mismos productos por lo que solo se muestra un solo análisis de EDS, pero es representativo según lo observado, de todas las probetas analizadas además de que compagina con lo reportado por Mejia I. y su equipo en el 2015[38].

Volumen de la huella

Con ayuda de la ecuación 4 y del diámetro de la huella medido en cada probeta de desgaste se obtuvieron los volúmenes de huella para cada acero con diferentes cargas y distancias.



Tabla 4. 6 Volumen de la huella calculado (mm^3).

<i>Muestra</i>	<i>Acero 18 Mn</i>		<i>Acero 16Mn</i>	
	<i>Carga N</i>		<i>Carga N</i>	
	<i>42</i>	<i>92</i>	<i>42</i>	<i>92</i>
<i>50</i>	<i>0,203</i>	<i>0,225</i>	<i>0,291</i>	<i>0,296</i>
<i>100</i>	<i>0,356</i>	<i>0,377</i>	<i>0,413</i>	<i>0,477</i>
<i>200</i>	<i>0,667</i>	<i>0,681</i>	<i>0,845</i>	<i>0,870</i>
<i>400</i>	<i>1.001</i>	<i>1,060</i>	<i>1,402</i>	<i>1,452</i>

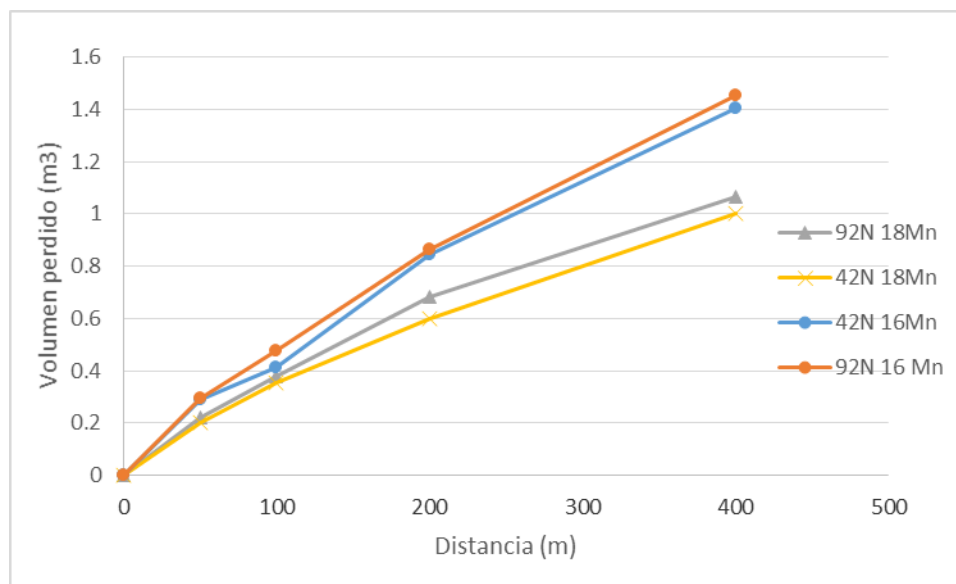


Figura 4.31. Gráfica volumen perdido contra distancia a diferentes cargas normales.

El volumen de la huella permite determinar en forma comparativa el grado de desgaste de ambos aceros. Claramente se observa que el acero 16Mn (Figura 4.31) sufre una mayor pérdida de material debida al desgaste a todas las cargas y distancias, esto se debe principalmente a que este acero presenta mecanismos de endurecimiento que provoca un aumento en la dureza con mayor rapidez que el acero 18Mn, en ambos aceros se crean microáreas endurecidas debido a la deformación plástica, sin embargo debido a que el acero 16 Mn transforma a menores deformaciones a martensita α y con ello genera fragilidad, que



posteriormente provocará fisuras en los surcos endurecidos y debido a esto desprendimiento de material, a su vez provoca la deposición de debris en la superficie del acero y con ello un aumento en la velocidad de desgaste debido a estas partículas.

También se puede observar en la Figura 4.31 que la variación del desgaste debido a la diferencia de carga no es muy significativa en los dos aceros ya que por ejemplo para el acero 16Mn a 400 y 42 N pasa de 1.402mm³ a 1.452mm³ a 400m y 92N mientras que para el acero 18Mn a 400m y 42N pasa de 1.001mm³ a 1.060mm³ a 400m y 92N.

Tasa de desgaste

Tabla 4. 7: Datos de la tasa de desgaste específico (mm³/Nm)

<i>Muestra</i>	<i>Acero 18 Mn</i>		<i>Acero 16Mn</i>	
	<i>Carga N</i>		<i>Carga N</i>	
	<i>42</i>	<i>92</i>	<i>42</i>	<i>92</i>
<i>50</i>	<i>4,7826E-05</i>	<i>9,5238E-05</i>	<i>0,00013873</i>	<i>6,4278E-05</i>
<i>100</i>	<i>4,0911E-05</i>	<i>8,4814E-05</i>	<i>9,8446E-05</i>	<i>5,18E-05</i>
<i>200</i>	<i>3,6985E-05</i>	<i>7,1429E-05</i>	<i>8,2844E-05</i>	<i>4,4953E-05</i>
<i>400</i>	<i>2,8905E-05</i>	<i>5,9524E-05</i>	<i>8,3476E-05</i>	<i>3,9466E-05</i>

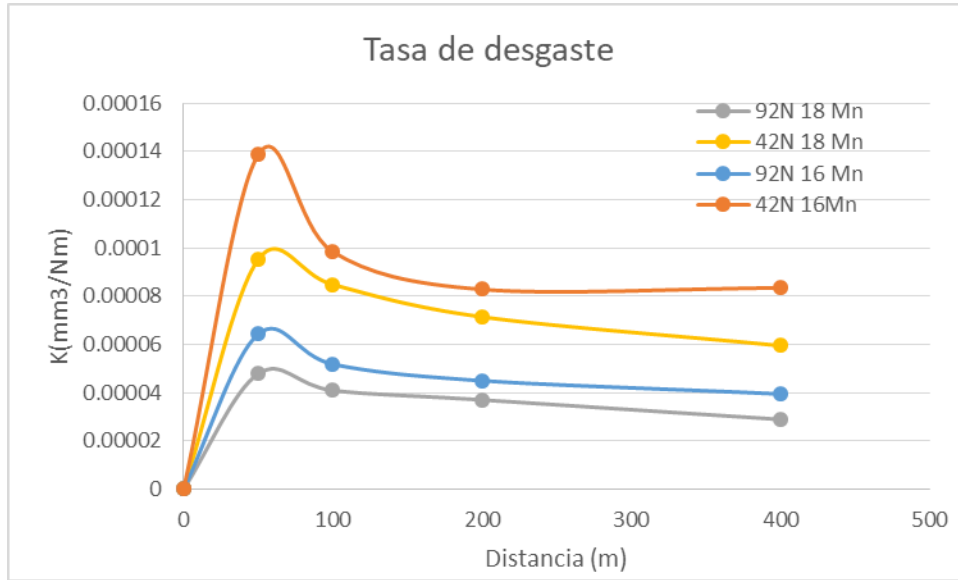


Figura 4.32 Graficas de la tasa de desgaste contra distancia

La tasa de desgaste nos permite conocer cual material tienen un mejor comportamiento frente al desgaste deslizante, en este caso podemos observar que la tasa de desgaste del acero 18Mn siempre es menor que el del 16Mn a ambas cargas, con lo cual podemos asegurar que tiene un mejor comportamiento el acero 18 Mn, en la Figura 4.32 podemos observar que la tasa de desgaste tiende a ser más alta a menores distancias y posterior a ello disminuye, esto es debido a que a mayores distancias y/o tiempos de contacto existe una mayor formación de óxidos en la superficie de ambos aceros, además al generarse partículas desprendidas del material, estas se rompen en fragmentos más pequeños y su al representar con ello un gran área de exposición se oxidan rápidamente. Estos óxidos y partículas metálicas se aglomeran y actúan como una capa protectora en la superficie del acero bajando considerablemente la tasa de desgaste.

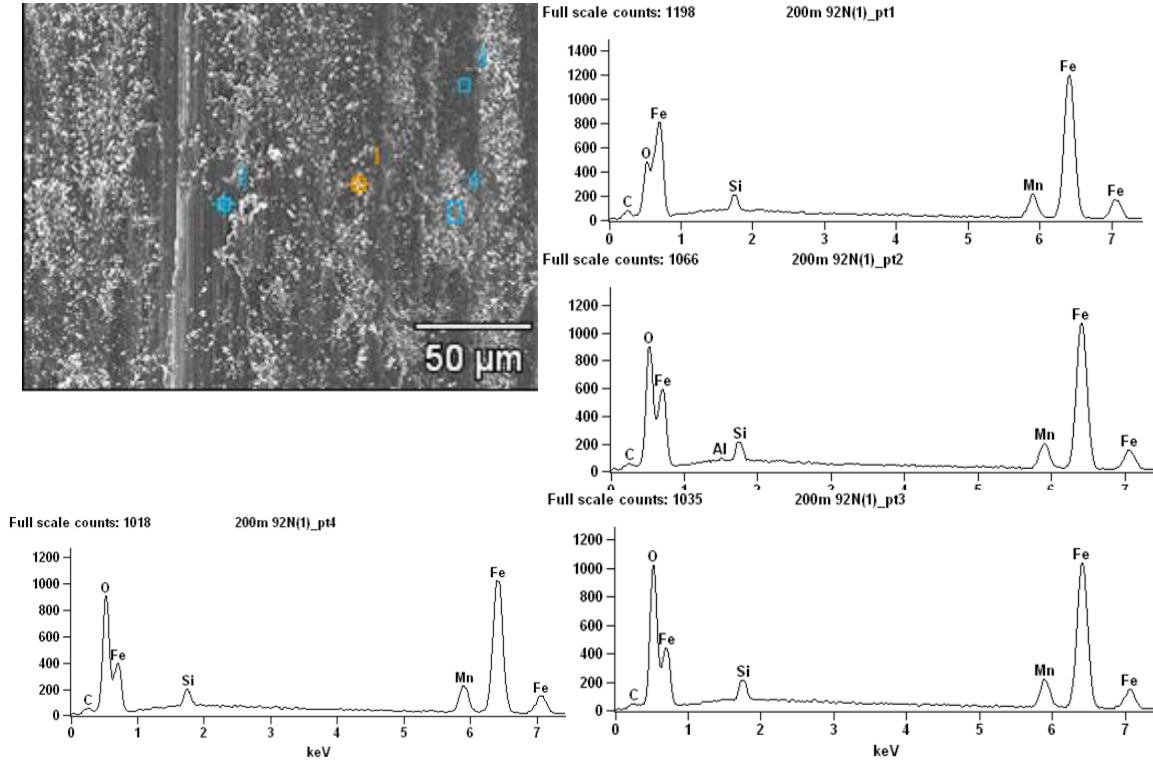


Figura 4. 33 Análisis cualitativo de la superficie de la huella desgaste del acero 16Mn

Sobre la superficie de todas las probetas del acero 16Mn fue posible observar material deformado además de la presencia de algunas partículas las cuales fueron analizadas por medio de EDS para poder determinar su naturaleza, determinando que se trata de óxidos de Fe, Mn y Si, según para observar si esto es a lo largo de toda la huella de deformación o si se están concentrando los óxidos en alguna región en particular se realizó un mapeo de la superficie desgastada.

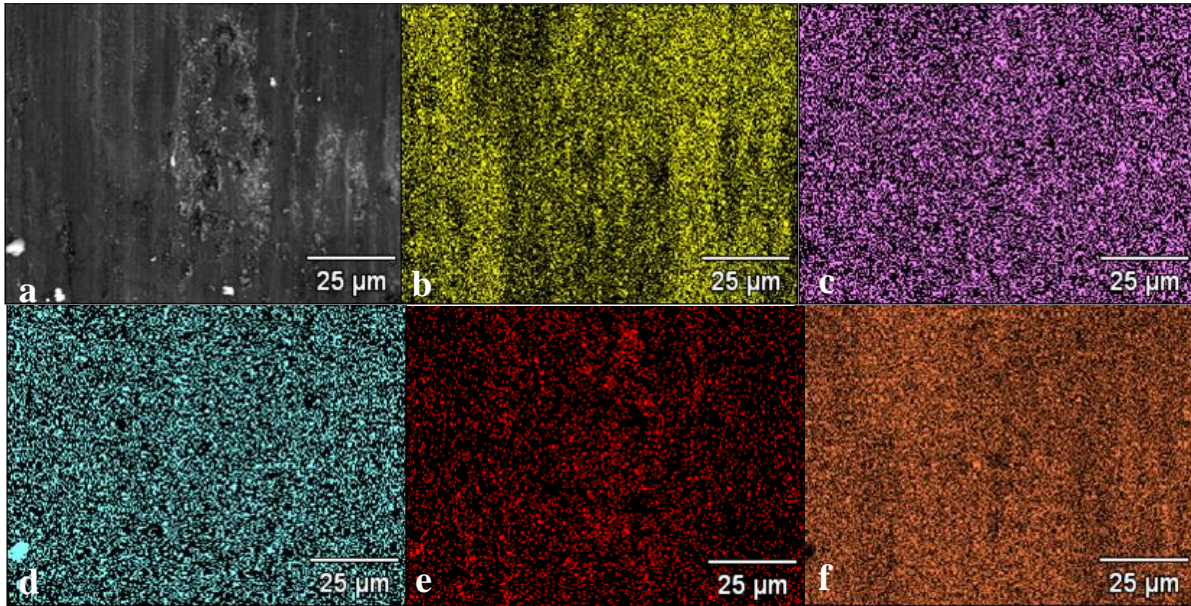


Figura 4. 34 Mapeo de la superficie de la huella acero 16 Mn a) superficie de la huella 1000X, b) oxígeno, c) silicio, d) manganeso, e) carbono y f) hierro

El mapeo de EDS de una zona de la probeta desgastada muestra una distribución homogénea de los elementos que componen el acero, y la formación heterogénea de óxidos en las zonas desgastadas.

Finalmente se realizó el cálculo del coeficiente de fricción a partir de la ecuación 8, se obtuvieron las fuerzas tangenciales que iba arrojando el sensor en el panel de la máquina de desgaste (Figura 3.10), a cada revolución, con esto se obtuvo la variación del coeficiente de fricción con respecto a la distancia.

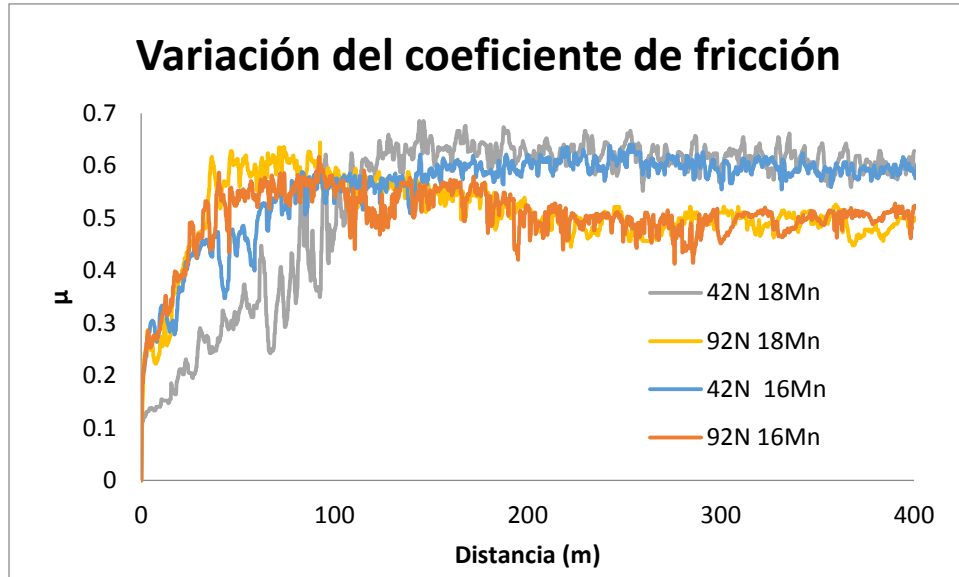


Figura 4. 35. Variación del coeficiente de fricción con respecto a la distancia.

De las curvas obtenidas de variación del coeficiente de fricción se puede observar que a menor carga se obtiene un coeficiente de fricción más grande, esto se debe a que a mayores cargas las asperezas presentes en el material se deforman provocando con ello un material más liso en donde la fricción será menor y por ende la fuerza tangencial será menor[39]. También se puede observar que a una mayor carga el tiempo o distancia de estabilización es menor.

El coeficiente de fricción del acero 18Mn va de 0.565-0.49 mientras que para el acero 16Mn va de 0.535-0.6061



Capítulo 5. Conclusiones

1. El análisis de segregación de los dos aceros realizado por MEB y microanálisis mostró que la secuencia de fusión/refinación/vaciado con escoria protectora permitió la obtención de aceros adecuadamente limpios con presencia básicamente de inclusiones de MnS en tamaños menores a $10\mu\text{m}$. en cantidades que se considera que no afectan la calidad de los aceros para ser sometidos a procesamiento termomecánico y a pruebas mecánicas. No se encontró la presencia de zonas con fases indeseables difíciles de disolver ni partículas de nitruros que se reportan en la literatura.
2. La estructura fuertemente dendrítica de la orilla al centro de los lingotes de los aceros obtenidos se rompió en las primeras secuencias de baja deformación en caliente y recocido de homogeneizado. La posterior deformación en caliente y el recocido final permitieron obtener una microestructura equiaxial de grano fino, aunque con la presencia de zonas con alta concentración partículas de Martensita ϵ , que tiene el efecto de inhibir la homogeneización y reducción del grano austenítico, quedando estas zonas con tamaños de grano de hasta $30\mu\text{m}$ de austenita en forma de placas.
3. En el acero 18Mn deformado en frío se encontró un claro aumento en la dureza en forma proporcional a la tasa de deformación, pasando de una dureza de 200 HV sin deformación hasta 27.17% con una dureza de 400 HV.
4. El aumento en la dureza obtenido con la deformación en frío se determinó que corresponde a la formación de maclas en la microestructura del acero 18. La microestructura resultó muy difícil de revelar, lo que se consiguió con el uso de una pulidora vibratoria con sílice coloidal de 40 nm, después del pulido con diamante y alúmina hasta $0.03\mu\text{m}$.
5. En el acero 16Mn se obtuvo una transformación de la mezcla inicial de austenita y martensita ϵ primero totalmente a martensita ϵ y conforme se va deformando hasta 12% se va transformando a martensita α , pasando de una dureza de 270 HV inicial sin deformación hasta una dureza de 520 HV con deformación de 24% eliminando en su totalidad la matriz austenítica, razón por la cual el valor máximo de dureza, por encima del acero 18Mn. Esta transformación se verificó con difractogramas de rayos X.



6. De las pruebas de desgaste se determinó que el mecanismo prevaleciente es el de desgaste corrosivo. Se determinó la presencia de óxidos en la superficie del acero, entre los que se encuentran Fe_2O_3 y Fe_3O_4 , y otros óxidos complejos como MnFe_2O_3 , FeSiO , Mn_2AlO_4 , Al_2MnO_3 y AlFeSi , que corresponden a los encontrados en aceros similares reportados en la literatura.
7. El acero 16Mn presenta un mayor desgaste que el acero 18Mn ~~este~~ debido a que el primero presenta mecanismos de endurecimiento por deformación más pronunciados que el segundo, provocando con ello la formación de microzonas endurecidas que tienden a fisurarse y ser arrancados durante la prueba.
8. El acero 18Mn presenta una menor tasa de desgaste que el acero 16 Mn bajo pruebas de desgaste deslizante, y que otros aceros reportados en la literatura, que aunado a sus mecanismos moderados de endurecimiento y formación de óxidos resulta una buena opción para materiales sujetos a desgaste.



Capítulo 6. Referencias

- [1] B.C. Cooman, L. Chen, S. Han, Y. Estrin, S.K. Kim, H. Voswinckel, Review of the Mechanical properties of high strength, high-Mn TWIP steels for automotive applications, (2013).
- [2] Q. Wang, Z. He, G. Li, B. Li, C. Zhu, P. Chen, Numerical investigation of desulfurization behavior in electroslag remelting process, *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 104 (2017) 943-951.
- [3] H. Aydin, E. Essadiqi, I. Jung, S. Yue, Development of 3rd generation AHSS with medium Mn content alloying compositions, *Materials Science and Engineering: A*. 564 (2013) 501-508.
- [4] K. Radwański, A. Wrożyna, R. Kuziak, Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels, *Materials Science and Engineering: A*. 639 (2015) 567-574.
- [5] A. Grajcar, R. Kuziak, W. Zalecki, Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 12 (2012) 334-341.
- [6] L.A. Dobrzański, W. Borek, Thermo-mechanical treatment of Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 12 (2012) 299-304.
- [7] N.H. Abid, R.K. Abu Al-Rub, A.N. Palazotto, Computational modeling of the effect of equiaxed heterogeneous microstructures on strength and ductility of dual phase steels, *Computational Materials Science*. 103 (2015) 20-37.
- [8] K. Jo, E. Seo, D. Hand Sulistiyo, J. Kim, S. Kim, B.C. De Cooman, On the plasticity mechanisms of lath martensitic steel, *Materials Science and Engineering: A*. 704 (2017) 252-261.
- [9] K. Li, B. Yu, R.D.K. Misra, G. Han, Y.T. Tsai, C.W. Shao, C.J. Shang, J.R. Yang, Z.F. Zhang, Strain rate dependence on the evolution of microstructure and deformation mechanism during nanoscale deformation in low carbon-high Mn TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*. 742 (2019) 116-123.
- [10] J.T. Benzing, W.A. Poling, D.T. Pierce, J. Bentley, K.O. Findley, D. Raabe, J.E. Wittig, Effects of strain rate on mechanical properties and deformation behavior of an austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIP-TRIP steel, *Materials Science and Engineering: A*. 711 (2018) 78-92.



- [11] H. Ding, H. Ding, D. Song, Z. Tang, P. Yang, Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8% Mn, *Materials Science and Engineering: A*. 528 (2011) 868-873.
- [12] M.T. Kim, T.M. Park, K. Baik, W.S. Choi, P. Choi, J. Han, Crucial microstructural feature to determine the impact toughness of intercritically annealed medium-Mn steel with triplex-phase microstructure, *Acta Materialia*. 164 (2019) 122-134.
- [13] R.P. Pineda, J.M. Cabrera, “Conformabilidad en caliente de aceros TWIP”, (2009).
- [14] W.S. Choi, S. Sandlöbes, N.V. Malyar, C. Kirchlechner, S. Korte-Kerzel, G. Dehm, P. Choi, D. Raabe, On the nature of twin boundary-associated strengthening in Fe-Mn-C steel, *Scripta Materialia*. 156 (2018) 27-31.
- [15] N. Lun, D.C. Saha, A. Macwan, H. Pan, L. Wang, F. Goodwin, Y. Zhou, Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel, *Materials & Design*. 131 (2017) 450-459.
- [16] M. Toloui, M. Militzer, Phase field modeling of the simultaneous formation of bainite and ferrite in TRIP steel, *Acta Materialia*.
- [17] D. Pérez Escobar, S. Silva Ferreira de Dafé, D. Brandão Santos, Martensite reversion and texture formation in 17Mn-0.06C TRIP/TWIP steel after hot cold rolling and annealing, *Journal of Materials Research and Technology*. 4 (2015) 162-170.
- [18] O. Grassel, L. Kruger, G. Frommeyer, L.W. Meyer, *High Strength Fe-Mn(Al, Si) TRIP/TWIP Steels development—properties—application*. O. Grassel, L. Germany. (2000).
- [19] J.J. Du, X. Zhang, B.X. Liu, Y.C. Dong, J.H. Feng, C.X. Chen, F.X. Yin, Interface strengthening and fracture behavior of multilayer TWIP/TRIP steel, *Materials Chemistry and Physics*. 223 (2019) 114-121.
- [20] M.C. Jo, H. Lee, A. Zargaran, J.H. Ryu, S.S. Sohn, N.J. Kim, S. Lee, Exceptional combination of ultra-high strength and excellent ductility by inevitably generated Mn-segregation in austenitic steel, *Materials Science and Engineering: A*. 737 (2018) 69-76.
- [21] Y. DAI, D. TANG, Z. MI, J. LÜ, Microstructure Characteristics of an Fe-Mn-C TWIP Steel After Deformation, *Journal of Iron and Steel Research, International*. 17 (2010) 53-59.
- [22] Z.Y. Tang, J.N. Huang, H. Ding, Z.H. Cai, R.D.K. Misra, On the dynamic behavior and relationship to mechanical properties of cold-rolled Fe-0.2C-15Mn-3Al steel at intermediate strain rate, *Materials Science and Engineering: A*. 742 (2019) 423-431.



- [23] D.T. Pierce, J.A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, C. Oskay, J.E. Wittig, The influence of manganese content on the stacking-fault and austenite/e-martensite interfacial energies in Fe–Mn–(Al–Si) steels investigated by experiment and theory, *Acta Mater.* (2014).
- [24] D.T. Pierce, J.A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, J.E. Wittig, The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation, *Acta Materialia*. 100 (2015) 178-190.
- [25] J.A. Zimmerman, G. Huajian, F. Habraham, Generalized stacking fault energies for embedded atom FCC metals, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 8 (2000) 103-115.
- [26] J.P. Hirth, *Theory of Dislocations*, 2nd ed., John Wiley and Sons, 1982.
- [27] M. J. Whelan, "Dislocations in Face-Centered Cubic Metals with Particular Reference to Stainless Steel," *Proc. Roy. Soc.*, 249 (1958) 114.
- [28] L.M. Brown, A.R. Tholen, "Shape of Three-Fold Extended Nodes," *Disc. Faraday Soc.* 38 (1964) 35.
- [29] P.Y. Volosevich, V.N. Gridnev, Y.N. Petrov, "Influence of Manganese and the Stacking Fault Energy of Iron-Manganese Alloys," *Phys. Met. Metallogr.* 42 (1976) 126-130.
- [30] S. Pramanik, A.A. Gazder, A.A. Saleh, E.V. Pereloma, Nucleation, coarsening and deformation accommodation mechanisms of ϵ -martensite in a high manganese steel, *Materials Science and Engineering: A*. 731 (2018) 506-519.
- [31] S.J. McCormack, W. Wen, E.V. Pereloma, C.N. Tomé, A.A. Gazder, A.A. Saleh, On the first direct observation of de-twinning in a twinning-induced plasticity steel, *Acta Materialia*. 156 (2018) 172-182.
- [32] T.E. Allibone, THE DRY WEAR OF STEELS, *PHILOSOPHICAL TRANSACTIONS OF THE ROYAL SOCIETY*. 257 (1986) 31-70.
- [33] B. Bhushan, *Modern Tribology Handbook*, USA: CRC Press LLC, 2000.
- [34] M.S. Bautista, Diseño de una máquina tribal de configuración geométrica de cilindros cruzados para análisis de desgaste por deslizamiento, (2005) 33-38.
- [35] I.G. Goryacheva, *Contact Mechanics in Tribology*, Kluwer Academic Publisher, The Netherlands, 1998.
- [36] M.M. Khrushchov, Principles of abrasive wear, *Wear*. 28 (1974) 69-88.



- [37] K. Hokkirigawa, K. Kato, Z.Z. Li, The effect of hardness on the transition of the abrasive wear mechanism of steels, *Wear*. 123 (1988) 241-251.
- [38] I. Mejía, A.E. Salas-Reyes, J. Calvo, J.M. Cabrera, Effect of Ti and B microadditions on the hot ductility behavior of a High-Mn austenitic Fe–23Mn–1.5Al–1.3Si–0.5C TWIP steel, *Materials Science and Engineering: A*. 648 (2015) 311-329.
- [39] M.A. Molina, MANUFACTURA, CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA A UN RECUBRIMIENTO APLICADO POR PVD EN ACERO INOXIDABLE 304L, 80.
- [40] J. Zhao, Z. Jiang, Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress in Materials Science*. 94 (2018) 174-242.
- [41] I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, J.R. Pablo, Sliding wear behavior of a high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb, *Wear*. 301 (2013) 590-597.
- [42] ASTM G77-05., Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test, (2010).