ESTUDIO DE LA TRIBOCORROSIÓN EN ACEROS AUSTENÍTICOS Fe-20Mn-xAl-0,9C EN UN FLUIDO CORPORAL SIMULADO

GISSELLE MARCELA BARONA OSORIO

UNIVERSIDAD DEL VALLE
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA
PROGRAMA:
MAESTRÍA EN INGENIERÍA-ÉNFASIS EN INGENIERÍA MECÁNICA-7718
SEDE CALI
SANTIAGO DE CALI
2022

ESTUDIO DE LA TRIBOCORROSIÓN EN ACEROS AUSTENÍTICOS Fe-20Mn-XAl-0,9C EN UN FLUIDO CORPORAL SIMULADO

Presentado por:
Gisselle Marcela Barona Osorio

Trabajo de grado presentado como requisito para optar al título de:
MAGÍSTER EN INGENIERÍA
ÁREA DE ÉNFASIS EN INGENIERÍA MECÁNICA

Director
John Jairo Coronado Marín Ph. D

Co-Directora
Sara Aida Rodríguez Pulecio Ph. D

Asesor
Leonel Alveyro Terán Llorente Ph. D

UNIVERSIDAD DEL VALLE
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA MECÁNICA
SANTIAGO DE CALI
2022

Nota de aceptación:

_____

_____

_____

_____

_____

_____

_____

_____

Director del proyecto John Jairo Coronado Marín Ph. D

_____

Co-Directora Sara Aida Rodríguez Pulecio Ph. D

_____

Jurado

_____

Jurado

DEDICATORIA

A mis padres

Jose Fernando Barona

y Maria Lucy Osorio

AGRADECIMIENTOS

A mis directores, John Jairo Coronado y Sara Aida Rodríguez, por apoyarme, guiarme y poner a disposición su experiencia y gran formación académica para el desarrollo de este trabajo.

A mis padres, Jose Fernando Barona y Maria Lucy Osorio su apoyo incondicional y por brindarme todo su amor.

A mi novio, Jhonathan, por todo su apoyo y su compañía incondicional durante este proceso.

A mis amigos del GIFS, Julián y David por su compañía, y un especial agradecimiento a Leonel por haberme guiado y apoyado de forma incondicional durante la realización de este trabajo.

A mis amigos Diego, Mercedes, Viviana y Angélica, por su acompañamiento a lo largo de mi formación y por brindarme su amistad.

A Minciencias y la Universidad del Valle, por la financiación de este proyecto.

CONTENIDO

RESUMEN 13

1 INTRODUCCIÓN 6

1.1 Aleaciones Fe-Mn-Al-C 7

1.1.1 Mecanismos de deformación y energía de falla de apilamiento (SFE) 8

1.1.2 Tribocorrosión y biomateriales 11

1.1.3 Desgaste-corrosión en aceros Fe-Mn-Al-C 15

2 OBJETIVOS 19

2.1 OBJETIVO GENERAL 19

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS 19

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS 20

3.1 Endurecimiento por solución sólida 20

3.2 Endurecimiento por precipitación de carburos kappa 21

3.3 Dislocaciones, deformación plástica, fallas de apilamiento y endurecimiento por deformación 21

3.4 Desgaste por deslizamiento 25

3.5 Corrosión 26

3.5.1 Evolución del potencial a circuito abierto 27

3.5.2 Ensayos de polarización 28

3.5.3 Ensayos potenciostáticos 29

3.6 Tribocorrosión 30

3.7 Dispositivo de ensayo para la tribocorrosión 31

4 DISEÑO, ADAPTACIÓN Y PUESTA A PUNTO DEL DISPOSITIVO 38

4.1 Adaptación mecánica: 41

4.2 Adaptación eléctrica 42
4.3 Puesta a punto del dispositivo 44
5 MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES 45
5.1 Materiales 45
5.2 Caracterización microestructural, microdureza, densidad y propiedades en tensión 46
5.3 Ensayos de corrosión 47
5.4 Ensayos de desgaste 49
5.5 Ensayos de sinergia desgaste-corrosión 51
5.6 Análisis estadístico 52
5.7 Caracterización de los micromecanismos de desgaste y medición del endurecimiento por deformación 52
6 RESULTADOS Y DISCUSIÓN 53
6.1 Caracterización microestructural, microdureza y densidad 53
6.2 Propiedades mecánicas 57
6.3 Corrosión pura, C_0 60
6.4 Desgaste puro, W_0 63
6.5 Tribocorrosión 69
6.6 Perfiles de endurecimiento 84
7 CONCLUSIONES 88
8 RECOMENDACIONES Y TRABAJOS FUTUROS 90
9 BIBLIOGRAFÍA 91
10 ANEXOS 100

LISTADO DE IMÁGENES

Figura 1. Trayectoria de dislocaciones totales y parciales (Shockley). Adaptado de [55] 24

Figura 2. Representación de la secuencia de apilamiento en a)una estructura f.c.c, b) una estructura h.c.p. y c) Representación de la falla de apilamiento en una estructura f.c.c Adaptado de [18] 24

Figura 3. Curva de polarización potenciodinámica de un material pasivo el cual tiene regiones: activa, pasiva y de transpasivación. I_{corr}: densidad de corriente de corrosión, E_{corr}: potencial de corrosión, I_P: corriente de pasivación, E_{pit}: potencial de picado. Adaptado de [60]. 29

Figura 4. Diseño esquemático de la adaptación del equipo de tribocorrosión 40

Figura 5. Equipo de tribocorrosión adaptado.....40

Figura 6. Parte superior de la celda en la que se fija la probeta de ensayo (electrodo de trabajo, WE) 42

Figura 7. Partes de la adaptación eléctrica 43

Figura 8. Microestructuras a 100x de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L 54

Figura 9. Curvas de polarización electroquímica durante la corrosión pura de los aceros Fe-Mn-xAl-C y AISI 316L en solución de Ringer. 61

Figura 10. Evolución de los coeficientes de fricción y las densidades de corriente bajo protección catódica 64

Figura 11. Tasas de desgaste por deslizamiento 64

Figura 12. Imágenes SEM de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste puro 66

Figura 13 Imágenes SEM de los contracuerpos correspondientes a las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste puro.....68

Figura 14. Evolución del coeficiente de fricción y el potencial a circuito abierto (OCP) .71

Figura 15. Coeficientes de fricción para los ensayos de desgate puro, W_0 y desgaste total, T 72

Figura 16 Imágenes SEM de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L.....73

Figura 17 Imágenes SEM de los contracuerpos correspondientes a las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste total 75

Figura 18. Tasa de desgaste total, T.....77

Figura 19. Sinergia, S.....78

Figura 20. Curvas de polarización electroquímica durante la tribocorrosión de los aceros Fe-Mn-xAl-C y AISI 316L en solución de Ringer 79

Figura 21. Aportes a la sinergia del aumento en la tasa de desgaste debido a la corrosión, ΔWc y del aumento en la tasa de corrosión debido al desgaste mecánico, ΔCw 81

Figura 22 Pistas desgastadas después del ensayo de desgaste total, T 82

Figura 23. Fotos estereoscópicas de las pistas de desgaste en las probetas después del ensayo de desgaste total, T para a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L. 84

Figura 24. Perfiles de endurecimiento de las aleaciones después de los ensayos de a) desgaste por deslizamiento puro y b) desgaste total 86

Figura 25. Factor $H_{superficie}/ H_{núcleo}$ en función de las tasas de desgaste a) Puro y b) Total 87

LISTADO DE TABLAS

Tabla 1. Resumen de variables y configuraciones de los diferentes estudios de pin sobre disco. RE: electrodo de referencia, CE: contraelectrodo, WE: electrodo de trabajo y material bajo estudio de desgaste. 35

Tabla 2. Composición química de los materiales de prueba (% en peso). 46

Tabla 3. Composición de la solución de Ringer (electrolito de ensayo) 48

Tabla 4. Tamaños de grano de los materiales de estudio 53

Tabla 5. Parámetro de red, energías de falla de apilamiento, densidad y microdurezas de los materiales de estudio. * Densidad brindada por el fabricante 56

Tabla 6. Propiedades mecánicas de las aleaciones Fe-Mn-Al-C 58

Tabla 7. Parámetros del comportamiento frente a la corrosión obtenidos mediante las curvas de polarización de la Figura 9 y el método de extrapolación Tafel 61

Tabla 8 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 12d, aleación AISI 316L (% en peso) 66

Tabla 9 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 12a, b y c, aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso) 67

Tabla 10 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 13d, contracuerpo para la aleación AISI 316L (% en peso) 68

Tabla 11 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 13a, b y c, contracuerpos para las aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso) 69

Tabla 12 Composición correspondiente a espectro EDS de la Figura 16d, aleación AISI 316L (% en peso) 74

Tabla 13 Composición correspondiente a espectro EDS de la Figura 16a, b y c, aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso).....74

Tabla 14 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 17d, contracuerpo para la aleación AISI 316L (% en peso) 75

Tabla 15 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 13a, b y c, contracuerpos para las aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso).....76

Tabla 16. Parámetros del comportamiento frente a la tribocorrosión obtenidos mediante las curvas de polarización de la Figura 20 y el método de extrapolación Tafel.....80

RESUMEN

En distintas aplicaciones de ingeniería, el rendimiento a largo plazo de los aceros se ve afectado por las cargas a las que están sujetas y al entorno en el que se encuentran debido a la acción simultánea de dos fenómenos, el desgaste y la corrosión. Dicha combinación se conoce como tribocorrosión y su estudio es de gran importancia para comprender y mejorar la vida útil de las aleaciones. En este trabajo se investigó la respuesta frente a la tribocorrosión de cuatro aceros austeníticos, un acero comercial AISI 316L y tres aleaciones Fe-Mn-Al-C con 0,0, 3,5 y 8,3 % de Al. Se utilizó un tribómetro pin sobre disco adaptado con una celda de corrosión de tres electrodos y solución de Ringer como electrolito, la cual se usa típicamente para simular fluidos corporales. Se observó que las tasas de desgaste total y desgaste puro fueron mayores para la aleación de 3,5% Al debido a la mayor precipitación e incrustación de minerales de calcio e hidróxidos de hierro dentro y fuera de la pista durante el desgaste puro, al desprendimiento de la capa endurecida y a la adhesión de esta al contracuerpo, así como la formación de óxidos de hierro y manganeso sobre la superficie durante el desgaste total. Respecto a la tasa de corrosión se encontró que disminuyó al aumentar el contenido de Al. Adicionalmente, la aleación de 8,3% Al exhibió el mayor efecto de sinergia, indicando que esta aleación es más sensible a este efecto que los otros aceros. En todos los materiales el cambio en la tasa de desgaste debida a la corrosión tuvo mayor aporte a la sinergia que el cambio en la corrosión debida al desgaste y el deterioro en los materiales se derivó principalmente del desgaste mecánico puro y el desgaste inducido por corrosión. El acero inoxidable AISI 316L mostró las mejores propiedades frente a los fenómenos de desgaste y corrosión, lo cual se atribuye a su alto contenido de Cr y alto valor de energía de falla de apilamiento lo cual genera una proporción de transformación de austenita a martensita y una capa endurecida en la superficie. Finalmente, en este caso de desgaste por deslizamiento en sinergia con la corrosión, la adición de Al, la formación de precipitados y el endurecimiento debido a la deformación influyeron en el comportamiento de la resistencia al desgaste total de los materiales, independientemente de su valor de dureza inicial, de forma que las aleaciones sufrieron un aumento en la

dureza debido a la deformación plástica durante el desgaste y posteriormente la capa endurecida fue removida ya que no es soportada por el material base (material más blando) produciendo una mayor eliminación del material a causa del paso posterior del contracuerpo con material base y óxidos duros adheridos a este. En el caso de 0% Al se tiene un mayor coeficiente de endurecimiento por deformación debido a que alguna porción de la austenita metaestable se transforma en martensita y al mismo tiempo se forman maclas desde el inicio de la deformación, mientras que para las otras dos aleaciones el inicio del maclado se produce a mayores deformaciones. Por otra parte, la aleación de 3,5% Al sufrió un mayor desprendimiento de material endurecido, adhesión de este sobre el contracuerpo y la formación de óxidos de hierro y manganeso lo cual causó una mayor tasa de desgaste total.

Palabras Clave: Tribocorrosión, aceros Fe-Mn-Al-C, AISI 316L, variación de Al, solución de Ringer

1 INTRODUCCIÓN

La industria del acero es un eje central de la economía global y de una sociedad moderna sostenible, esta abarca aplicaciones desde sistemas de transporte, vivienda, infraestructura, hasta aplicaciones en energía, agricultura y médica. Un producto fundamental en una economía circular exitosa es el acero ya que es un material permanente que se puede reciclar sin perder sus propiedades o incluso mejorarlas. Entre los distintos tipos de aceros se encuentran los aceros inoxidables, cuyo crecimiento de la demanda ha incrementado sustancialmente y superado al de la mayoría de los metales en las últimas décadas [1]. En el año 2019 este mercado se avaluó en 111400 millones de dólares [2] y se espera que entre los años 2020-2027 tenga una tasa de crecimiento anual compuesto (TCAC) del 6,3% en términos de ingresos. Los aceros inoxidables son aquellos producidos con base en la aleación ternaria Fe-Ni-Cr y estos se utilizan ampliamente en distintas aplicaciones de ingeniería, desde aplicaciones industriales sofisticadas hasta utensilios domésticos.

La creciente demanda que existe actualmente en la producción de los aceros ha impulsado la investigación de distintas aleaciones con variaciones en su composición y en los tratamientos térmicos a los que son sometidos posterior al proceso de fundición. Entre estas aleaciones se encuentran los aceros con alto contenido de manganeso, Fe-Mn-Al-C, los cuales poseen propiedades mecánicas atractivas como alta resistencia y tenacidad, resistencia al desgaste y buena absorción de energía lo cual se atribuye a los distintos mecanismos de deformación plástica y endurecimiento que ocurren a causa de modificaciones en su estructura cristalina durante el proceso de deformación [3]–[6]. Adicionalmente, estos aceros poseen baja densidad comparada con otros aceros, bajo costo de fabricación y presentan propiedades similares a los aceros convencionales por lo cual se ha sugerido que esta familia de aceros tiene potencial de aplicación en distintas aplicaciones de ingeniería [5], [7]–[9].

1.1 Aleaciones Fe-Mn-Al-C

Las aleaciones Fe-Mn-Al-C han sido ampliamente estudiadas y desarrolladas con distintos fines en aplicaciones industriales debido a que poseen baja densidad comparada con otros aceros y ofrecen una sobresaliente combinación de propiedades mecánicas [8]–[11], [18]–[21]. En estos aceros, el manganeso se encarga de estabilizar la fase austenita (γ) en un rango de concentración entre el 15-30% en peso. Un mayor contenido de Mn da lugar a una mayor proporción de la fase austenítica hacia bajas temperaturas, en contraste con la fase ferrítica en los aceros al carbono [20], [22]. Asimismo, el contenido de Mn mejora la solubilidad del aluminio y el carbono en dicha fase.

Por otra parte, el aluminio es estabilizador de la fase ferrítica b.c.c (α) [23], además, promueve la formación de una capa pasiva de alúmina (Al_2O_3) en algunos entornos, principalmente en soluciones neutras y alcalinas , la cual hace las veces de la película pasiva de Cr_2O_3 formada en los aceros inoxidables convencionales, por lo que la adición de aluminio mejora el comportamiento frente a la corrosión de las aleaciones Fe-Mn-Al-C [24] , adicionalmente, disminuye su densidad debido a la sustitución de átomos de Fe por átomos de Al en solución sólida. También, se ha reportado que la adición de aluminio mejora la dureza de las aleaciones Fe-Mn-Al-C con contenidos de Al y C entre 4 - 11% y 0,3 - 1,2%, respectivamente, al ser tratadas térmicamente, debido a un ordenamiento de corto alcance y a la precipitación de carburos kappa nanométricos [10]–[12].

Finalmente, el carbono también es un formador y estabilizador económico y efectivo de la fase austenita y al adicionarlo en cantidades de alrededor del 1%, se obtiene un incremento en la dureza de la aleación por solución sólida [12], [13] .

1.1.1 Mecanismos de deformación y energía de falla de apilamiento (SFE)

Durante las últimas décadas, los aceros con alto contenido de manganeso han sido objeto de interés científico a nivel mundial no solo porque son potenciales sustitutos de los aceros convencionales debido a su combinación de propiedades mecánicas, brindando soluciones innovadoras para la industria del acero, sino también porque es de gran importancia comprender los distintos mecanismos de deformación plástica que explican sus excelentes propiedades mecánicas. La combinación de resistencia y ductilidad de estas aleaciones se describe mediante la aparición de los mecanismos de deformación causados por del deslizamiento de dislocaciones; estos mecanismos dependerán tanto de la composición como de la temperatura de deformación [14].

Los principales mecanismos que ocurren en los aceros con alto contenido de Mn son: i) plasticidad inducida por transformación (TRIP por sus siglas en inglés *Transformation Induced Plasticity*) en el cual la austenita inestable (f.c.c) se transforma en martensita, ε (h.c.p) mediante la deformación de planos (111), ii) plasticidad inducida por maclado (TWIP por sus siglas en inglés *Twinning Induced Plasticity*), la cual surge de la aparición de maclas mecánicas (twinning) debido a la deformación de la austenita metaestable [6]. También, se han encontrado otros mecanismos de deformación como plasticidad inducida por microbrandas (MBIP por sus siglas en inglés *Microbands Induced Plasticity*) en la que se produce una gran cantidad de deformación debido a microbandas formadas durante el deslizamiento, brindando cantidades excepcionales de elongación uniforme y elongación total [15], [16].

Una cantidad importante en el control de las propiedades mecánicas y la activación de los distintos mecanismos de deformación plástica y endurecimiento en los aceros austeníticos con alto contenido de manganeso es la energía de falla de apilamiento (SFE, por sus siglas en ingles *Stacking Fault Energy*) de la fase austenita [17]. Esta cantidad se puede interpretar como el costo energético para que ocurra una transformación mediante la deformación del material y depende principalmente de la composición química, la microestructura inicial y de la temperatura de deformación [4].

Los aceros austeníticos con alto contenido de Mn se pueden clasificar de acuerdo con sus valores asociados de las energías de falla de apilamiento: para los aceros TRIP se ha encontrado que la SFE es menor a 20 mJ/m^2 (baja SFE), para los aceros TWIP

está entre 20-40 mJ/m^2 (media SFE). En el caso de los aceros MBIP, la SFE es mayor a 40 mJ/m^2 (alta SFE) [6], [14], [17]–[20]. Se ha reportado que en los aceros Fe-Mn-Al-C, la adición de aluminio incrementa la SFE, lo cual resulta en la inhibición de la transformación f.c.c a h.c.p, el favorecimiento de formación de maclas y la disminución del endurecimiento por deformación [6], [15], [21]. Sin embargo, para altas concentraciones de Al y C, los mecanismos de deformación están relacionados con la formación y precipitación coherente de los carburos kappa dentro de la matriz austenita y, por tanto, con la resistencia al desgaste [3].

En un estudio Frommeyer *et al.* [22] investigaron las propiedades microestructurales de aceros austeníticos con concentraciones de Mn entre 10 a 25 % en peso y adiciones de 3% en peso de aluminio y silicio. Ellos encontraron que para bajos valores de deformación (<0,15) en un ensayo de tensión, las aleaciones mostraron un comportamiento moderado de endurecimiento por deformación con un exponente n<=0,4 en la curva de esfuerzo-deformación. Para deformaciones mayores a 0,15 encontraron que los aceros con 15 y 20 % de manganeso revelaron un cambio en la curvatura de la curva esfuerzo-deformación, lo cual lo atribuyeron a la formación de martensita durante la deformación (TRIP), resultando en un incremento en la tasa de endurecimiento por deformación. La aleación con 25% de manganeso y adiciones de aluminio y silicio de 3% no exhibió dicho comportamiento después de los ensayos de tensión y mediante difracción de rayos X comprobaron que no se había formado martensita en dichas aleaciones. En contraste, mediante microscopía electrónica de barrido observaron la formación de maclas debido a la deformación (TWIP), las cuales mejoraron la ductilidad del acero. En la aleación con 20 % de manganeso y 3 % de aluminio y silicio observaron un comportamiento simultáneo de TRIP y TWIP debido a su baja SFE y para este caso la tasa de endurecimiento por deformación fue menor que para el acero puramente TRIP.

Por otra parte, Park *et al.* [6] estudiaron la dependencia de la formación de maclas mecánicas y el mecanismo de deslizamiento de dislocaciones con la energía de falla de apilamiento en aleaciones Fe–22Mn–xAl–0.6C (x= 0, 3 y 6%) con rangos de SFE entre 20-50 mJ/m^2. Encontraron que la aleación de 0 Al obtuvo un esfuerzo de fluencia menor que la aleación de 6 Al, pero un mayor endurecimiento por deformación que las otras dos aleaciones lo cual resulta en una mayor resistencia a tensión. Adicionalmente, hallaron que la aleación de 3 Al presentó la mayor ductilidad (hasta 80% de deformación) y la de 6 Al la menor. También observaron que para la aleación de 0 Al las maclas mecánicas empezaron a aparecer desde el inicio de la deformación, mientras que para la de 3 Al y 6 Al las empezaron a observar a partir de 20% y 40% de deformación, respectivamente, lo cual indica que el incremento en la SFE por la adición de Al suprime o retrasa la aparición de maclas mecánicas. Sin embargo, encontraron que una vez se dio la formación de maclas mecánicas, su densidad aumentó notablemente a medida que aumentaba la deformación. Para las aleaciones de 3 y 6 Al observaron además la aparición de microbandas y otras estructuras de deformación a partir de 60% y 40% de deformación, respectivamente. Para la aleación de 6 Al hallaron también la intersección de dichas microbandas, lo cual subdivide el grano y resulta en un refinamiento del mismo.

Respecto al modo de deformación para estos aceros austeníticos, encontraron que fue el deslizamiento plano de las dislocaciones antes de que ocurriera la aparición de maclas mecánicas y este se dio independiente de su SFE. Este deslizamiento fue más evidente al aumentar la SFE y su independencia de la SFE la atribuyeron al fenómeno de ablandamiento del deslizamiento asociado con la existencia de un ordenamiento de corto alcance de los átomos y su interacción con las dislocaciones en el estado de solución sólida.

Zambrano *et al.* [7] estudiaron el efecto de los tratamientos térmicos en la respuesta al desgaste abrasivo de un acero Fe-20,71Mn-11,12Al-1,98Si-1,55C. En su investigación observaron que la aleación solubilizada obtuvo el mayor coeficiente de desgaste lo cual lo atribuyeron a la baja dureza del material y la alta SFE, implicando una baja probabilidad de ocurrencia de mecanismos de deformación como TRIP o TWIP, así como a la baja

fracción volumétrica de carburos kappa formada durante este tratamiento térmico. También encontraron que la muestra envejecida durante 15 h obtuvo el menor coeficiente de desgaste (la mayor resistencia al desgaste), comportamiento que atribuyeron a la alta dureza y a la alta formación coherente de carburos kappa, además, en cálculos termodinámicos previos que realizaron de la SFE para dicho acero, encontraron una SFE global correspondiente a un mecanismo MBIP, y también, una baja SFE local, lo cual pudo resultar en endurecimiento por deformación TRIP o TWIP.

1.1.2 Tribocorrosión y biomateriales

En las industrias marina, biomédica, petrolera, de transporte de basuras y de procesamiento de alimentos, los aceros se ven gravemente afectados por dos fenómenos, el desgaste y la corrosión, los cuales actúan de manera conjunta y son los causantes de daños en máquinas y dispositivos; por ejemplo, la degradación de rodamientos en todo tipo de maquinaria debido a su uso continuo, la erosión-corrosión de las tuberías o bombas durante el transporte de fluidos o el daño por fricción de los implantes dentales y ortopédicos, entre otros [23], [24], generando la disminución de la vida útil de estos dispositivos y un alto impacto económico a nivel industrial. A la degradación del material resultante de la acción combinada del desgaste y la corrosión se le conoce como tribocorrosión. La tribocorrosión se define entonces como el proceso de degradación de la superficie de un material que se encuentra en contacto mecánico y movimiento relativo con respecto a otra superficie y en un medio electrolítico, causando que los materiales se corroan a mayores tasas que en las experimentadas en condiciones estáticas e incrementen sus tasas de desgaste debido a la corrosión [23]–[25]. Los procesos de desgaste-corrosión son complejos de predecir debido a que existe una sinergia entre ellos en la cual la fricción y el desgaste modifican la sensibilidad de la corrosión y viceversa, por lo que el conocimiento del comportamiento tribológico en ausencia de un medio corrosivo y el del comportamiento electroquímico en ausencia de desgaste no es suficiente para predecir el comportamiento en tribocorrosión [24], [25].

En aplicaciones biomédicas, la carga in vivo, los diferentes movimientos y el entorno dentro del cuerpo humano afectan el rendimiento a largo plazo de los implantes ortopédicos, ya que están expuestos continuamente a eventos tribológicos, en particular, al desgaste causado por el rozamiento en las articulaciones en presencia de soluciones corrosivas (fluidos corporales) [26]. Por tanto, la comprensión del comportamiento de tribocorrosión en los biomateriales utilizados para este fin es de gran interés, principalmente en las áreas de cirugía ortopédica y cirugía dental debido a que tiene un alto impacto en la salud y en lo económico [24].

Entre los distintos biomateriales, las aleaciones metálicas son esenciales en los implantes ortopédicos como, por ejemplo, articulaciones artificiales, fijadores de huesos, fijadores externos, entre otros, ya que pueden sustituir la función de los tejidos duros [27]–[29]. Los materiales metálicos que se utilizan comúnmente en aplicaciones biomédicas son los aceros inoxidables austeníticos, aleaciones de cromo cobalto y aleaciones de titanio [27]–[30].

El acero inoxidable 316L es el acero inoxidable austenítico que se emplea con mayor frecuencia en los dispositivos médicos y en algunos implantes ortopédicos temporales debido a que es un material no magnético con buena resistencia a la corrosión (comparada con otros aceros), posee buenas propiedades mecánicas [28] y exhibe biocompatibilidad aceptable [31]–[34]. La alta resistencia a la corrosión que posee este tipo de acero se debe a la formación de una capa pasiva protectora de óxido de cromo sobre la superficie de material en distintos medios. Sin embargo, se ha observado que estos aceros presentan problemas de corrosión localizada como picado, corrosión por agrietamiento y corrosión por esfuerzos residuales en medios salinos [35], [36] que pueden llevar al daño parcial o remoción total de la película pasiva formada sobre la superficie, lo cual resulta en la disolución acelerada del metal, que a su vez en muchos casos podría conducir a un desgaste acelerado y, también, se ha reportado que, aunque estos aceros no presentan efectos citotóxicos, la liberación de Ni en los medios fisiológicos usualmente tiende a generar actividades genotóxicas y mutagénicas en los tejidos corporales o reacciones alérgicas en contacto con la piel.

Wilches *et al.* [37] estudiaron el fenómeno de tribocorrosión en dos aleaciones, un acero inoxidable AISI 316 LVM y una aleación de titanio ASTM F136. El electrolito utilizado fue suero bovino con el fin de simular los fluidos sinoviales en los que se encuentran los implantes artificiales. Para los ensayos de desgaste utilizaron un contra cuerpo de polietileno de ultra alto peso molecular el cual rotaba y estaba en contacto con el pin metálico. Para ambas aleaciones encontraron una tendencia de aumento repentino del coeficiente de fricción en un tiempo dado, específico para cada carga aplicada, mayor a 5 N, el cual lo atribuyeron al fenómeno de adhesión de partículas del contracuerpo en la superficie del metal y la posterior falla cohesiva de la subsuperficie del disco de polietileno para las cargas mayores (50 N), además, la cantidad de polímero adherido a la superficie aumentó con la carga aplicada. Con respecto a la corrosión, encontraron que el potencial de corrosión de la aleación de titanio en el suero bovino durante el ensayo de desgaste fue mayor (hacia potenciales más nobles) que la del acero AISI 316 LVSM, lo cual implica que la aleación de titanio tiene mayor resistencia a la corrosión uniforme en esa condición de ensayo específica.

Brończyk *et al.* [38] compararon el comportamiento frente a la tribocorrosión de acero inoxidable AISI 316L y una aleación de Ti en fluidos corporales simulados. Encontraron que la aleación AISI 316L tuvo menos desgaste corrosivo que la aleación Ti6Al4V en una solución de lactato de sodio ácido debido a la intensificación del proceso de oxidación en la aleación de titanio, en el cual las partículas son arrancadas del material y transportadas a la solución, incluso en el caso sin desgaste y a la formación de los óxidos distribuidos uniformemente sobre la superficie del acero AISI 316L formando una capa casi sólida, la cual contribuye un menor desgaste del material comparado con la aleación de titanio. Respecto a los óxidos formados después de los ensayos, hallaron que el tipo de ensayo tiene influencia en el tamaño de los óxidos, observando óxidos irregulares y con bordes irregulares más grandes para la aleación de titanio después del ensayo dinámico, los cuales podrían interactuar entre sí y desprender material base. Adicionalmente, la aceleración del proceso desgaste durante los ensayos de tribocorrosión la atribuyeron a cavidades formadas durante la oxidación. Finalmente concluyeron que la aleación AISI

316L tuvo menos desgaste corrosivo que la aleación Ti6Al4V en condiciones inflamatorias.

Por otra parte, Carquigny *et al.* [39] estudiaron el comportamiento frente a la corrosión y tribocorrosión de tres aleaciones, dos biomateriales comerciales: TI6Al4V y AISI 316L y una aleación Ti–10Zr–10Nb–5Ta en distintos electrolitos: NaCl (9 g/l), solución de Ringer, solución salina tamponada con fosfato (PBS) con y sin adición de albúmina de suero bovino (BSA). Para los ensayos de polarización sin fricción encontraron que la aleación 316L mostró un rango de potencial pasivo menor que las otras dos aleaciones en todos los electrolitos, para el caso de la solución de Ringer observaron que las densidades de corriente de pasivación del AISI 316L fueron mayores que para las aleaciones de Ti lo cual representa una menor resistencia a la corrosión del primero. Respecto a la adición de la proteína BSA, hallaron que esta disminuyó la resistencia a la corrosión para las tres aleaciones, pero para el caso de la aleación AISI 316L la disminución fue menor, mostrando una mayor resistencia a la corrosión en presencia de dicha proteína.

En relación con el potencial a circuito abierto (OCP) encontraron que la aleación AISI 316L mostró el mayor valor, lo cual lo explicaron debido a la formación de una capa pasiva más noble sobre la superficie con respecto a la de las otras aleaciones. Para los ensayos con fricción observaron que el OCP cayó abruptamente con el inicio de la fricción y volvió a incrementar cuando se detuvo en todas las aleaciones. Este comportamiento lo correlacionaron con la destrucción de la capa pasiva durante el deslizamiento y la reconstrucción de dicha capa cuando se detuvo la fricción. Adicionalmente, observaron un valor más noble de la aleación AISI 316L y la menor caída durante la fricción en todos los electrolitos lo cual lo atribuyeron a una menor diferencia de potencial electroquímico entre el material base en la pista de desgaste (ánodo) y la superficie que no ha sufrido desgaste (cátodo), implicando un menor acoplamiento galvánico y disminuyendo la tendencia a la disolución de material. Finalmente encontraron que la aleación AISI 316L exhibió menor remoción de material que las otras dos aleaciones en las soluciones de NaCl, PBS y PBS+BSA, lo cual lo explicaron por la buena estabilidad de la película pasiva formada sobre la superficie del acero inoxidable.

Debido a las limitaciones de uso de las distintas aleaciones y a la amplia demanda de biomateriales metálicos que sean biocompatibles (libres de elementos alergénicos como el Ni o tóxicos como el V), con alta resistencia al desgaste y a la corrosión, de baja densidad, relativamente económicos y reproducibles a gran escala, recientemente se están llevando a cabo investigaciones en otros metales y aleaciones. Adicionalmente, una comprensión más profunda de la relación entre el comportamiento frente a la tribocorrosión, las propiedades mecánicas y las microestructuras de los biomateriales metálicos sujetos a desgaste en fluidos corporales es esencial para cumplir su objetivo de mejorar la salud humana.

1.1.3 Desgaste-corrosión en aceros Fe-Mn-Al-C

En virtud de las grandes perspectivas de los aceros Fe-Mn-Al-C como reemplazo de los aceros inoxidables convencionales, se han realizado investigaciones en las que se comparan las propiedades resistencia a la corrosión y al desgaste de los aceros Fe-Mn-Al-C con las de los aceros convencionales [7], [8], [40]–[42].

Algunas investigaciones se han llevado a cabo respecto al comportamiento de desgaste y corrosión actuando de forma separada en las aleaciones de Fe-Mn-Al-C, principalmente con tratamientos térmicos o recubrimientos sobre la superficie para mejorar su respuesta.

En un estudio de Abassi *et al.* [40] se comparó el comportamiento de dos aceros Hadfield, con y sin aluminio, en cuanto a las propiedades mecánicas y desgaste abrasivo utilizando un disco de alúmina como abrasivo (contracuerpo). Ellos encontraron que el Al aumenta el esfuerzo de fluencia y la dureza inicial, pero disminuye el esfuerzo último y la elongación de la aleación. También encontraron que el Al tiene efectos sobre la resistencia al desgaste de la aleación, ya que para la condición de desgaste a bajo esfuerzo (~presión de contacto de 0,38 N /mm^2), el acero aleado con aluminio obtuvo una mayor resistencia que el acero sin Al, sin embargo, para la condición de alto esfuerzo (~de 0,89 N/mm^2) obtuvieron un comportamiento contrario. El comportamiento en la

condición de bajo esfuerzo se debe a que el endurecimiento por trabajo de las superficies desgastadas se produce suavemente debido a que la cantidad de deformación plástica sobre la superficie es muy baja, por lo cual, la dureza de la superficie y el esfuerzo de fluencia controlan la tasa de desgaste, y, el acero sin aluminio tiene un coeficiente de fricción más alto, porque éste posee una dureza inicial y un esfuerzo de fluencia más bajos que el acero con aluminio. Para el comportamiento a alto esfuerzo, la deformación plástica de la superficie desgastada ocurre severamente. Por tanto, después de la primera etapa de desgaste, la superficie desgastada de la aleación sin Al puede endurecerse más que la aleación con Al, ya que la aleación sin aluminio tiene más capacidad de endurecimiento por deformación que la aleación con aluminio.

Zhang *et al.* [43] estudiaron el comportamiento de corrosión electroquímica de seis aleaciones Fe-Mn-Al con distintos contenidos de Al (0-5%), en distintas soluciones acuosas. Ellos encontraron que una adición del 25% Mn al acero de bajo carbono da como resultado una tendencia más activa hacia la corrosión y un aumento en la cinética de corrosión. Por otro lado, encontraron que al añadir Al a la aleación Fe-25%Mn, el cual tiene un alto coeficiente de pasivación y forma un oxido estable del tipo Al_2O_3, se logra un comportamiento más noble del acero (aumento en el potencial de corrosión) y una cinética más lenta (disminución en la corriente de corrosión), lo cual podría traer un efecto beneficioso en la resistencia a la corrosión de los aceros Fe-Mn-Al. Sin embargo, después de la prueba de polarización en la solución salina, observaron picaduras en la superficie de la muestra de acero Fe-25Mn-5Al y no observaron pasivación de la superficie. Dicho comportamiento se atribuyó al contenido de Mn, ya que, aunque el acero posee 5% Al, lo cual permite la formación una capa estable de óxido que mejora las propiedades de corrosión del material, el alto contenido de Mn, que posee un bajo coeficiente de pasivación, causa un comportamiento más activo del material, por lo cual los aceros base Fe-Mn podrían ser más propensos a picaduras en ambientes de iones cloruro.

Chen *et al.* [44] y Hsueh *et al.* [45] investigaron las propiedades de aleaciones Fe-Mn-Al-C después de un proceso de nitrurado durante varias horas. En ambos casos observaron la formación de una capa de nitruros de aluminio (AlN) sobre la superficie del material

con estructura f.c.c. Dicha capa es la responsable de la observación de una zona de pasivación y la disminución de la densidad de corriente lo cual resulta en un mejoramiento en la resistencia a la corrosión del material inhibiendo la corrosión por picado. Respecto a las propiedades mecánicas concluyeron que dichos nitruros aumentan la microdureza de la superficie y aumentan los esfuerzos de fluencia, último y la elongación uniforme con respecto a la aleación sin tratar. Adicionalmente, al contrastar con la literatura de otros aceros al cromo nitrurado, de alta resistencia y endurecidos por deformación, encontraron que el acero Fe-Mn-Al-C con el proceso de nitrurado exhibió mejores propiedades que los aceros al cromo nitrurados frente a la corrosión en condiciones similares, concluyendo que las aleaciones de Fe-Mn-Al-C nitruradas son candidatas potenciales para reemplazar al AISI 316L con fines biomédicos debido a su excelente confiabilidad mecánica y estabilidad electroquímica.

Villamizar *et al.* [46] estudiaron el comportamiento frente a la corrosión y desgaste de dos aleaciones Fe-Mn-Al-C como sustrato con recubrimientos de multicapa de TiN/TiAlN y TiCN/TiNbCN. Ellos reportaron que dichos sistemas fueron sometidos a la acción simultánea del desgaste y la corrosión en un fluido corporal simulado (solución de Hank) mediante la adaptación de un tribómetro pin sobre disco con una celda de tres electrodos. En su trabajo muestran solo algunas curvas de polarización de los dos sistemas multicapa utilizados, también muestran las pistas de desgaste de estos sistemas. Ellos llegaron a la conclusión de que los recubrimientos mejoran el comportamiento mecánico y de corrosión en comparación con el sustrato; sin embargo, en la investigación no muestran resultados con relación al comportamiento del sustrato. Adicionalmente, también concluyen que, en presencia de la solución de Hank, el daño a la probeta es menor, lo que favorece la posibilidad de su uso en aplicaciones biotribológicas; sin embargo, no mostraron resultados sinérgicos de desgaste y corrosión para sustentar esta aseveración. También mencionaron que hubo una ligera formación de capa pasiva a partir de las curvas de polarización, pero dicha formación no se observa claramente en las curvas. Otra cosa importante a remarcar es que no especificaron los parámetros tribológicos utilizados en las pruebas

Durante las últimas décadas se han realizado amplias investigaciones en la familia de aceros Fe-Mn-Al-C para estudiar sus propiedades físicas, microestructurales y mecánicas, sin embargo, hasta la fecha han surgido nuevas direcciones de investigación en este tipo de aceros las cuales necesitan ser estudiadas con mayor profundidad, para así evaluar sus aplicaciones en distintas áreas de la ingeniería.

No obstante, se ha concluido que, aunque algunos aceros Fe-Mn-Al-C exhiben respuestas cercanas a las de los aceros inoxidables, su baja resistencia a la corrosión en medios severamente corrosivos los hace inaceptables como sustitutos de los aceros inoxidables convencionales en estas aplicaciones [4]. Sin embargo, el objetivo principal de esta investigación es ampliar el conocimiento en la línea de investigación del fenómeno de tribocorrosión en una familia de aceros Fe-Mn-xAl-C, en los cuales, hasta la fecha, no se han realizado investigaciones de este fenómeno sinérgico de desgaste y, adicionalmente, elucidar el efecto del porcentaje de aluminio y la SFE en aceros sometidos a la acción de un fluido corporal simulado como primer paso para su posible aplicación como implantes o dispositivos ortopédicos.

Asimismo, uno de los desafíos en la investigación de tribocorrosión es la falta de sistemas de prueba estándar, por lo cual, en este trabajo se llevó a cabo el diseño, adecuación y calibración de un equipo de tribocorrosión a partir de un tribómetro de pin sobre disco, un potenciostato y una celda de corrosión disponibles en el grupo de investigación en Fatiga y Superficies (GIFS) de la Universidad del Valle.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GENERAL

Analizar la sinergia entre los fenómenos de corrosión y desgaste por deslizamiento (tribocorrosión) en aleaciones Fe-20Mn-xAl-0,9C en el estado de solubilización, en un fluido corporal simulado y determinar su relación con el contenido de Al.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Poner a punto un tribómetro pin sobre disco adaptado con una celda de corrosión para el estudio del fenómeno de tribocorrosión y corroborar su funcionamiento mediante mediciones en un acero inoxidable AISI 316L cuya caracterización está reportada en la literatura.
2. Determinar el efecto del contenido de aluminio en aleaciones Fe-20Mn-xAl-0,9C después de un tratamiento térmico de solubilización, en el comportamiento frente a la corrosión en solución Ringer.
3. Determinar el efecto del contenido de aluminio en aleaciones Fe-20Mn-xAl-0,9C después de un tratamiento térmico de solubilización, en el comportamiento frente al desgaste en solución Ringer, bajo protección catódica.
4. Determinar la sinergia entre el desgaste y la corrosión en aleaciones Fe-20Mn-xAl-0,9C después de un tratamiento térmico de solubilización y comparar los resultados con un acero austenítico inoxidable 316L.
5. Caracterizar los micromecanismos de desgaste y corrosión, y, el endurecimiento por deformación para los distintos porcentajes de aluminio en los aceros Fe-20Mn-xAl-0,9C y para el acero AISI 316L.

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS

Las propiedades mecánicas de los aceros Fe-Mn-Al-C pueden ser modificadas mediante distintos procesos, los cuales dependen de la composición del material, de los tratamientos térmicos realizados y de su microestructura.

3.1 Endurecimiento por solución sólida

Este tipo de mecanismo se genera por la inserción de átomos en sitios intersticiales o sustituyendo átomos del soluto, causando una distorsión de la red cristalina. El endurecimiento por solución sólida juega un papel importante en el aumento de la resistencia de las aleaciones Fe-Mn-Al-C debido a las grandes cantidades de Mn, Al y C presentes en este tipo de aleaciones. En especial, los átomos de C aumentan sustancialmente la resistencia del material [3]. En la fase austenita, el C ocupa los sitios intersticiales octaédricos de la red cristalina, por lo cual el C produce una distorsión en la red, incrementando el parámetro de red. Las interacciones entre los vecinos más cercanos C-C son repulsivas por lo cual la distribución de C es homogénea. Esta repulsión conlleva a la reducción de la probabilidad de que un sitio octaédrico intersticial en la vecindad de un sitio octaédrico ocupado por C también esté ocupado por un átomo de C, incrementando la difusividad del C con el aumento de la relación de radio atómico Fe/C [47].

Etienne *et al.* [13] encontraron que el contenido de carbono afecta fuertemente las propiedades a tensión en una aleación Fe-28,8Mn-9,4Al-xC con concentraciones de carbono de 0,92 y 0,75% al ser sometidas a tratamientos térmicos de solubilización durante distintos tiempos y a distintas temperaturas. Ellos encontraron un valor del efecto del C por solución sólida sobre resistencia a la fluencia de 300 MPa por %peso de C, también concluyeron que el incremento de carbono aumenta tanto la resistencia del material como la elongación [13]. Por otra parte, Choi *et al.* [48] reportaron un valor del efecto del C por solución sólida sobre la resistencia a la fluencia en aceros Fe-Mn-Al-C TWIP de 279 MPa por %peso de C. Para el caso del efecto del aluminio en el endurecimiento por solución sólida encontraron un valor de 20 MPa por %peso de Al.

3.2 Endurecimiento por precipitación de carburos kappa

Dependiendo de la composición y de los tratamientos térmicos realizados, las aleaciones Fe-Mn-Al-C pueden experimentar distintas transformaciones de fase. La precipitación de carburos kappa es una de estas transformaciones y ha sido ampliamente estudiada debido al mejoramiento que dicha fase trae en las propiedades finales de los aceros Fe-Mn-Al-C [3]. La formación de estos carburos ocurre de forma uniforme dentro de la matriz austenita de aleaciones Fe-Mn-Al-C con alto contenido de Al (mayor 4%) y C (mayor al 0,5%), mediante un proceso de descomposición espinodal a partir de la fase austenita en el cual la austenita súper saturada a altas temperaturas se comienza a descomponer en dos fases austeníticas a baja temperatura, una enriquecida en átomos de soluto y otra empobrecida. Posteriormente ocurre una reacción de ordenamiento de corto alcance (SRO, *Short Range Ordering*) de los elementos sustitucionales e intersticiales en las regiones enriquecidas en soluto en los sitios de red de la estructura FCC ordenada y, finalmente, un ordenamiento adicional de los átomos de C que conllevan a la constitución de partículas ordenadas de la fase kappa [49]–[51]. Distintos autores han encontrado que la precipitación de la fase kappa después de tratamientos térmicos en un rango de 450-550 °C aumenta la dificultad del movimiento de las dislocaciones durante la deformación, causando un incremento en la dureza, el esfuerzo de fluencia y el esfuerzo último a tensión del material [10]–[12], [52]–[54].

3.3 Dislocaciones, deformación plástica, fallas de apilamiento y endurecimiento por deformación

Idealmente, una red cristalina está formada por una secuencia de átomos apilados a lo largo de los planos compactos, sin embargo, en la realidad existen defectos de red los cuales surgen del proceso de solidificación o debido a la deformación plástica que modifican la secuencia de empaquetamiento y generan fallas de apilamiento [4]. Para el caso de un defecto lineal, en el cual solo se rompe una fila de enlaces debido a la inserción de un medio plano adicional de átomos en la red, se le conoce como dislocación [55]. Las dislocaciones juegan un papel esencial en la deformación plástica de los

materiales cristalinos, ya que estas evitan que el rompimiento de los enlaces atómicos sea de forma simultánea y sincronizada e inducen una deformación de forma gradual al moverse a través del cristal y hacer posible la ruptura de los enlaces de forma consecutiva (uno a uno) a través del plano de deslizamiento cuando se aplica una fuerza externa. Cuando el conjunto externo de átomos de la red se convierte en el medio plano adicional, la dislocación emerge del cristal y ya no existe. El resultado final del movimiento es la deformación permanente del cristal en la que la mitad superior de la red se ha trasladado con respecto a la mitad inferior en una cantidad igual a la distancia entre las posiciones atómicas de equilibrio; este desplazamiento es una característica de la dislocación la cual se le conoce como el vector de Burgers, **b**, este vector representa tanto la magnitud como la dirección del deslizamiento de la dislocación.

Existe la posibilidad de que una dislocación **b1** orientada en cierta dirección compacta se disocie en dos dislocaciones **b2** y **b3** en otra dirección, a estas dislocaciones se les conoce como dislocaciones parciales de Shockley. Esta disociación aparecerá si la suma de las energías elásticas de las dislocaciones parciales, las cuales son proporcionales al cuadrado de la magnitud del vector de Burgers correspondiente, $\left|{b_i}^2\right|$, es menor que la energía elástica asociada con la dislocación **b1** [4], [55]**.**

El movimiento de dos dislocaciones parciales de Shockley está restringido al plano de falla ya que el movimiento en otro plano involucraría movimientos atómicos desfavorables. Por tanto, para el caso de materiales con baja SFE y dislocaciones ampliamente separadas, el deslizamiento de las dislocaciones es recto; a este tipo de movimiento se le conoce como deslizamiento planar. Sin embargo, es posible que bajo la aplicación de un esfuerzo suficientemente grande las dislocaciones parciales se junten al encontrarse contra una barrera y formar una sola dislocación. Si la dislocación combinada es de tipo tornillo, podría ocurrir deslizamiento cruzado. El esfuerzo necesario para la recombinación de las dislocaciones parciales dependerá de su distancia de separación en equilibrio, la cual depende de la SFE. Entonces, para los materiales con baja SFE la separación de las dislocaciones es grande y por tanto el esfuerzo necesario para juntarlas es grande, mientras que en los materiales con alta SFE la separación de

las dislocaciones parciales es pequeña por tanto se requiere menor esfuerzo para recombinarlas. En el caso que ocurra deslizamiento cruzado, la superficie exhibirá un patrón ondulado y a este tipo de deformación se le conoce como deslizamiento ondulado [55].

Para el caso de una estructura cristalina f.c.c con una estructura cristalina ideal, con secuencia de empaquetamiento ABCABCABC en los planos compactos $\{111\}$, el deslizamiento ocurrirá en dichos planos y en las direcciones de empaquetamiento compacto (mayor densidad atómica), en los cuales el movimiento de las dislocaciones produciría una red f.c.c perfecta (dislocación perfecta). Sin embargo, dependiendo de los valores de la energía elástica asociadas a las dislocaciones, la dislocación **b1** orientada en la dirección compacta ⟨110⟩ podrá disociarse en dos dislocaciones de Shockley **b2** y **b3** en la dirección ⟨112⟩. Entonces, los átomos se moverán en los planos de deslizamiento desde A hasta B y luego hasta C, en lugar de hacerlo en la dirección compacta AC (Figura 1). El movimiento de una de las dislocaciones parciales modificará la secuencia en el apilamiento de los planos del tipo ABCABCABC de una red f.c.c, generando un defecto en el cristal con la formación de una falla de apilamiento que corresponde a una capa de material h.c.p con secuencia de apilamiento ABCACABC (Figura 2). A este tipo de falla se le conoce como falla de apilamiento intrínseca [4]. Existe otro tipo de falla de apilamiento en la cual se inserta una capa de planos C, modificando la secuencia de apilamiento a ABCACBCAB, conocida como falla extrínseca o macla, en la que A es un plano de simetría (imagen especular cristalográfica con respecto al plano A) [18]. Dependiendo de la modificación en la secuencia de apilamiento de los planos ocurrirá una transformación de la austenita en martensita-ε (TRIP) o la formación de maclas (TWIP) [23], lo cual a su vez depende del valor de SFE.

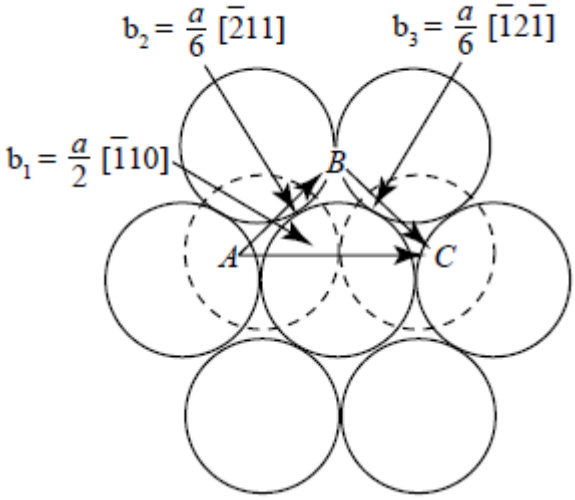


Figura 1. Trayectoria de dislocaciones totales y parciales (Shockley). Adaptado de [55]

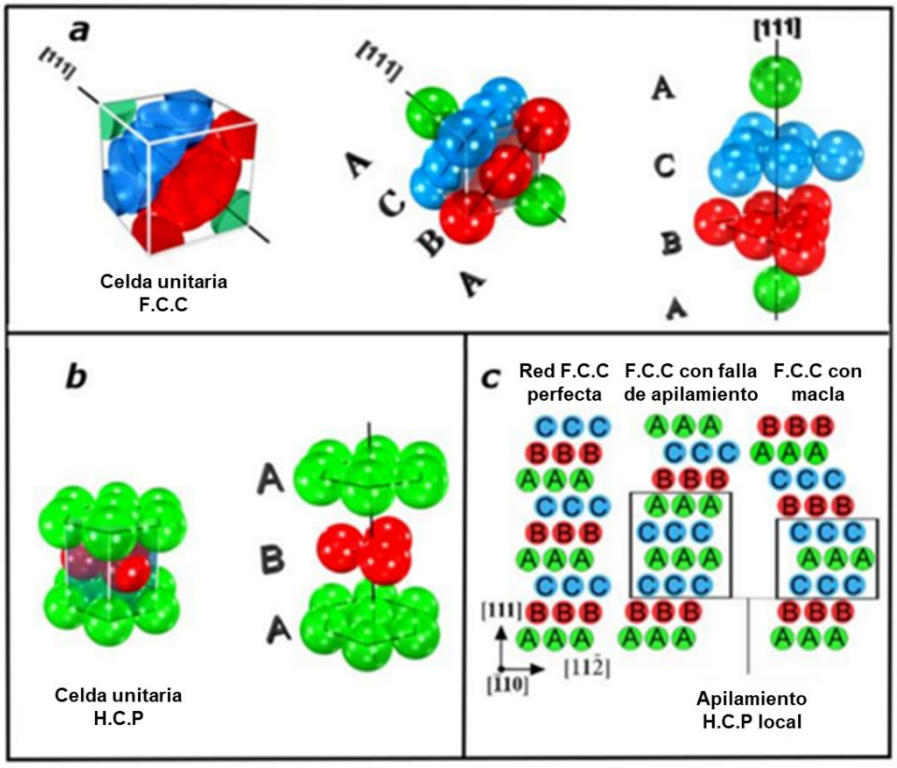


Figura 2. Representación de la secuencia de apilamiento en a)una estructura f.c.c, b) una estructura h.c.p. y c) Representación de la falla de apilamiento en una estructura f.c.c Adaptado de [18]

3.4 Desgaste por deslizamiento

El desgaste por deslizamiento ocurre cuando dos superficies sólidas se deslizan una sobre la otra y se define como la modificación de una superficie debido a la pérdida progresiva de material causada por el movimiento relativo entre dicha superficie y un contracuerpo en contacto [56]. En este tipo de desgaste, las asperezas debido a la rugosidad de las superficies son las que soportan la carga durante el contacto, por lo cual se generará un alto esfuerzo de contacto e incrementará la temperatura, produciendo unión (adhesión) de algunas de sus asperezas. Para continuar el movimiento se debe superar la resistencia al cortante de estas uniones, generando entonces fricción entre las superficies. En este caso, el desgaste del material resulta del desprendimiento de fragmentos de material proveniente de las uniones de asperezas a medida que estas se separan [57]. En algunas condiciones, el desgaste por deslizamiento puede generar *debris,* el cual de acuerdo con su morfología y si tiene mayor dureza que la superficie del material, puede causar desgaste abrasivo.

Entre los mecanismos de desgaste por deslizamiento se encuentra el desgaste dominado por la plasticidad (desgaste adhesivo), en el cual el material es removido como fragmentos de las asperezas mediante procesos de adhesión debido a la deformación plástica del material o a la fractura de las asperezas. Otro mecanismo es el desgaste oxidativo el cual se basa en la suposición de la existencia de una capa delgada de óxido en la superficie de los metales. A medida que ocurre el deslizamiento, se altera mecánicamente el óxido o incrementa la temperatura debido al contacto, lo cual causa un aumento en la tasa de oxidación debido a que las asperezas dañan la capa de óxido e interactúan con material fresco, exponiéndolo al proceso de oxidación mediante la difusión de especies a través de las capas de óxido, permitiendo así el crecimiento de dicho óxido. Si la película de óxido formada es lo suficientemente gruesa, se suprimirá el mecanismo dominado por plasticidad ya que se reduce el esfuerzo cortante en la interfaz (limitando la interacción aspereza-aspereza) y, por tanto, el desarrollo de deformaciones subsuperficiales grandes [57].

El desgaste y la fricción pueden cuantificarse mediante dos variables, la tasa de desgaste y el coeficiente de fricción. El coeficiente de fricción de Coulomb se define como la constante de proporcionalidad entre la fuerza de fricción, *F*, y la carga normal aplicada, N, entre dos superficies en contacto y deslizamiento. Este es independiente del área de contacto aparente y, aunque algunas referencias clásicas afirman que es independiente de la velocidad de deslizamiento y la carga normal, se sabe que los efectos térmicos asociados hacen que el coeficiente de fricción varíe [57]. De acuerdo con la ASTM G119 [58], para aplicaciones de tribocorrosión, la tasa de desgaste puro, W_0, se puede calcular conociendo la pérdida de masa (Δm), la densidad ρ del material, el área expuesta al desgaste, *A,* y el tiempo de duración del ensayo , t_e, mediante la ecuación (1):

$$W_0 = \frac{m_0 - m_f}{A.\rho.t_c} \quad \left[\frac{mm^3}{mm^2.yr}\right] \tag{1}$$

Para el estudio del desgaste por deslizamiento, la carga aplicada, la geometría del contacto, velocidad de deslizamiento, temperatura, presencia o no de lubricación, distancia de deslizamiento y frecuencia, son parámetros que deben considerarse, pues el endurecimiento por deformación, la interacción con el *debris,* la transferencia de material entre superficies y la formación de óxidos, entre otros, afectan la respuesta del sistema bajo estudio y explican fenómenos complejos como las transiciones severo-moderadas [57]. Los parámetros que se utilizan para caracterizar el desgaste son: la evolución del coeficiente de fricción durante el ensayo, bien sea como función del tiempo o de la distancia de deslizamiento, y la pérdida de masa o volumen.

3.5 Corrosión

La corrosión es el deterioro de un material, usualmente metal, debido a un proceso electroquímico entre el material y su entorno [59], dicho proceso corresponde a la oxidación del metal en el medio en el que se encuentra. De forma general, la corrosión

es la tendencia de los materiales a alcanzar su estado más estable (desde el punto de vista termodinámico), es decir, de menor energía interna. La corrosión puede cuantificarse mediante la tasa o velocidad a la cual un material se corroe, es decir, la tasa de corrosión, C_0. Esta puede ser calculada mediante la Ley de Faraday en términos de la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) del material (2) [60]:

$$C_0 = \frac{k_1 i_{corr}}{\rho}\frac{M}{n}\left[\frac{mm}{año}\right] o \left[\frac{mm^3}{mm^2 año}\right] \quad (2)$$

Donde, k_1= 3,27×10^{-3} $\left[\frac{mm\ g}{\mu A\ cm\ año}\right]$, i_{corr} es la densidad de corriente de corrosión $\left[\frac{\mu A}{cm^2}\right]$, ρ es la densidad del material $\left[\frac{g}{cm^3}\right]$, M es el peso atómico del metal y n es el número de electrones intercambiados en la reacción electroquímica, es decir, la valencia del elemento metálico. A la cantidad M/n se le conoce como el peso equivalente (*EW, Equivalent Weight*) del metal que se está corroyendo [61].

Las técnicas electroquímicas disponibles para medir el comportamiento frente a la corrosión son: evolución del potencial a circuito abierto (OCP, *Open Circuit Potential*), ensayos de polarización y ensayos potenciostáticos (PS, Potentiostatic) e impedancia electroquímica. Los parámetros que pueden alterar la corrosión son: pH de las distintas soluciones y potenciales aplicados entre el electrodo de referencia y el electrodo de trabajo [62].

3.5.1 Evolución del potencial a circuito abierto

En las reacciones electroquímicas, el potencial a circuito abierto (OCP) es el potencial que se establece espontáneamente entre el electrodo de trabajo (WE, *Working Electrode*; material bajo estudio) y el electrodo de referencia (RE, *Reference Electrode*) cuando se llega a un equilibrio entre las reacciones anódicas y catódicas sobre la superficie del WE. Este parámetro indica si un material es propenso (comportamiento activo), o no

(comportamiento noble) a la corrosión en un electrolito específico [60]. En los ensayos de tribocorrosión, esta técnica consiste en estudiar la evolución del potencial a circuito abierto antes, durante y después del ensayo de desgaste sobre un material sumergido en un electrolito específico y sin aplicar potenciales entre los electrodos RE y WE. Mediante este ensayo es posible comparar cualitativamente qué material tiene mayor tendencia a la corrosión en un medio específico.

3.5.2 Ensayos de polarización

La cinética de las reacciones anódicas y catódicas que ocurren en el material da lugar a una variable importante en los ensayos electroquímicos, la cual se conoce como velocidad o tasa de corrosión (ec. (2)). En un sistema metálico en el cual ocurre el fenómeno de corrosión debe existir un balance entre las reacciones anódica (proceso de oxidación/disolución, en el cual, en ciertas zonas, los átomos metálicos dejan sus electrones en el seno del metal y pasan a la solución como iones positivo) y catódica (proceso en el cual ciertas zonas de la superficie del metal permanecen inmunes a la corrosión y reciben los electrones liberados en el ánodo a través del metal y los suministra a un captador (oxidante) presente en el electrolito). Sobre la superficie del metal sus respectivos potenciales no pueden coexistir separadamente sobre la superficie del mismo, por lo cual, al aplicar una corriente, cada potencial se polariza, es decir, aumenta o disminuye su potencial hacia un valor intermedio, llamado potencial de corrosión o potencial de equilibrio, E_{corr} [63].

La técnica potenciodinámica consiste en acelerar el proceso de corrosión mediante la aplicación de un barrido de potencial por encima y por debajo del potencial de corrosión, a una tasa constante, entre los electrodos WE y RE y registrar la variación de la densidad de corriente en el circuito como función del potencial aplicado. Mediante esta técnica es posible tener información de los procesos que pueden ocurrir sobre la superficie del metal (por ejemplo la formación de capa pasiva, susceptibilidad al picado, zona de transpasivación y el comportamiento catódico de un sistema electroquímico) de acuerdo

con el rango de potencial aplicado y, con métodos de extrapolación, es posible hallar la densidad de corriente de corrosión (I_{corr}) y a partir de la ecuación (2), calcular la tasa de corrosión del material. Este ensayo se realiza sin desgaste (únicamente el proceso de corrosión) y durante el proceso de desgaste para evaluar su efecto en las reacciones electroquímicas que ocurren en la superficie del electrodo de trabajo mientras está sujeto a fricción contra un contracuerpo no metálico y así detectar los posibles efectos de la fricción sobre la cinética electroquímica del sistema [60]. La Figura 3 muestra el comportamiento frente a la polarización potenciodinámica típica de un material pasivo.

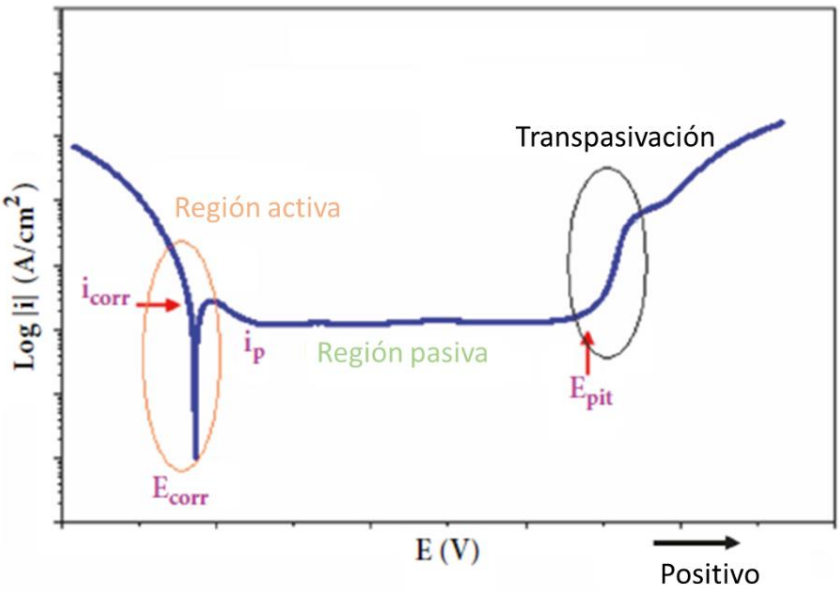


Figura 3. Curva de polarización potenciodinámica de un material pasivo el cual tiene regiones: activa, pasiva y de transpasivación. I_{corr}: densidad de corriente de corrosión, E_{corr}: potencial de corrosión, I_P: corriente de pasivación, E_{pit}: potencial de picado. *Adaptado de* [60].

3.5.3 Ensayos potenciostáticos

Los ensayos potenciostáticos consisten en fijar un potencial entre los electrodos WE y RE, monitorear la evolución de la densidad de corriente en el tiempo y así evaluar la evolución de la cinética electroquímica de las reacciones que ocurren sobre la superficie

del material. Generalmente, en los ensayos de tribocorrosión se realizan pruebas con E_{corr} fijo y, también, durante protección catódica (potencial a 1 V por debajo de E_{corr}, para que prevenir el proceso de oxidación en la superficie del material bajo ensayo).

3.6 Tribocorrosión

Para cuantificar el efecto de la sinergia entre el desgaste y la corrosión es necesario evaluar el comportamiento de los materiales frente al desgaste y al comportamiento electroquímico (corrosión).

En 1994, Madsen [25] desarrolló una guía estándar (hoy en día modificada, ASTM G119-09) para cuantificar la sinergia entre el desgaste y la corrosión en tribo-sistemas acuosos, en términos de las tasas de penetración (degradación debida a la corrosión, desgaste y tribocorrosión). En esta se describe el efecto de la sinergia, *S*, en términos de la pérdida del metal debida a procesos mecánicos y químicos, observados bajo condiciones de tribocorrosión mediante la ecuación (3):

$$S = T - W_0 - C_0 \tag{3}$$

Donde W_0 es la tasa de desgaste sin la acción de la corrosión (calculada mediante la Ecuación (1)) y C_0 es la tasa de corrosión electroquímica cuando no existe desgaste (calculada mediante la Ecuación (2)) y *T* es la tasa de degradación total del material debida al desgaste y a la corrosión actuando conjuntamente, dada por:

$$\mathrm{T} = \frac{m_0 - m_f}{A.\rho.t_c} \quad \left[\frac{mm^3}{mm^2.yr}\right] \tag{4}$$

Debido a que el desgaste afecta la corrosión y viceversa, la sinergia total también se puede ver como la suma de dos componentes, (5):

$$S = \Delta W_c + \Delta C_w \tag{5}$$

Donde ΔW_c es el aumento en la tasa de desgaste debido a la corrosión y ΔC_w, el aumento en la tasa de corrosión debido al desgaste mecánico.

Despejando *T* de (3) y reemplazando S de (5) se obtiene:

$$T = W_0 + C_0 + \Delta W_c + \Delta C_w \tag{6}$$

Los términos ΔW_c y ΔC_w pueden calcularse con (7) y (8):

$$\Delta W_c = T - (W_0 + C_w) \tag{7}$$

$$\Delta C_w = C_w - C_0 \tag{8}$$

Siendo W_c la componente de desgaste total y C_w la componente de corrosión total de *T*.

3.7 Dispositivo de ensayo para la tribocorrosión

Para la comprensión y cuantificación de la tribocorrosión es necesario la realización de experimentos específicos y bien diseñados de acuerdo con la aplicación, los cuales involucran un par tribológico sumergido en un electrolito conductor. Para tal fin, es necesario el control y monitoreo tanto de las condiciones de ensayo mecánicas (carga, velocidad de deslizamiento, coeficiente de fricción) como las químicas (corriente y potencial del electrodo) [64]. Debido a la falta de equipos y metodologías estándar, uno

de los principales retos en la investigación de este fenómeno consiste en la correcta adaptación y puesta a punto del sistema de ensayo, por lo cual muchos investigadores han modificado los equipos de tribología clásicos acoplando el monitoreo electroquímico [23], [65]–[68].

Variables experimentales como coeficiente de fricción, pérdida de masa, potenciales y corrientes de corrosión, han sido estudiadas en configuraciones como pin sobre disco en movimiento rotacional unidireccional del disco [46], [67], [69], pin sobre disco en movimiento reciprocante del pin [65], [66], [70], [71] y pin sobre esfera en movimiento rotacional de la esfera [68].

En 1998, Friedersdorf y Holcomb [67] desarrollaron un equipo de desgaste-corrosión pin sobre disco para realizar ensayos de tribocorrosión, modificando un tribómetro de esfera sobre disco rotacional unidireccional con monitoreo y control electroquímico, las velocidades de rotación variaban entre 5-150 rpm; el radio de la pista entre 0-40 mm y fuerza normal aplicada fue de 1,4 N. El ensayo de corrosión-desgaste tenía una geometría plana de pin sobre disco lo cual producía un área relativamente constante y maximizada (para impedir acoplamiento galvánico entre áreas con y sin desgaste) durante el ensayo y en el cual el pin era la muestra bajo estudio (electrodo de trabajo y muestra en la cual se evalúa el desgaste). Validaron el equipo con una aleación ASTM A514 T1 en agua de alta pureza y probado con un acero inoxidable AISI 304 en soluciones 1 N H_2SO_4 y 1 N Na_2SO_4. Durante los ensayos, midieron continuamente el potencial, la corriente, velocidad de deslizamiento y la fuerza de fricción.

Ellos concluyeron que dispositivo construido está bien instrumentado para estudios desgaste abrasivo y por deslizamiento, incorporando una probeta y contracuerpo con geometrías simples y encontrando resultados reproducibles. Encontraron que existen limitaciones del equipo en la velocidad de deslizamiento, la carga aplicada, la temperatura de la solución y la falta de una celda de purga de gas para mantener aislado el sistema. También mencionan que el dispositivo se puede utilizar para evaluar comportamientos en materiales cerámicos y polímeros. Adicionalmente resaltan la posibilidad de utilizar un

amperímetro de resistencia cero para evaluar el acoplamiento galvánico entre las superficies desgastada y sin desgastar y así tener una mejor predicción de la vida y selección de material.

En 2011, Mathew *et al.* [68] desarrollaron un dispositivo para estudiar el comportamiento de tribocorrosión que ocurre en el contacto de las articulaciones de cadera artificiales. El diseño consistió en un sistema de tribocorrosión con una configuración de pin sobre esfera, en la cual el contacto tribológico consistía de un pin horizontal fijo (muestra a analizar) en contacto con una esfera sometida a movimiento de rotación oscilatorio con frecuencia de rotación fue 1 Hz, amplitud 15 °, carga aplicada de 16 N y presión Hertziana de 350 MPa. El equipo consistía de una celda de tribocorrosión, un bastidor de carga vertical electromecánico, un bastidor de carga horizontal neumático para aplicar la carga axial, soportes y rodamientos. La celda de tribocorrosión estaba localizada entre dos soportes horizontales. El bastidor de carga vertical permitía un movimiento preciso hacia arriba y hacia abajo del porta-esfera y un actuador giratorio, puesto sobre el bastidor de carga vertical, generaba la rotación cíclica de la esfera. Además, estaba equipado con mangueras que circulaban el electrolito, manteniendo así el sistema a una temperatura constante. La celda de corrosión consistía en una celda de tres electrodos, electrodo de referencia, contraelectrodo y electrodo de trabajo (pin). Para mantener las condiciones de ensayo, los electrodos estaban fijos dentro de la celda.

Durante el ensayo monitorearon la carga aplicada, ángulo de rotación de la esfera (amplitud de oscilación), el torque y el nivel de oxígeno disuelto, medido mediante la introducción de un electrodo adicional. Mediante un potenciostato, realizaron medidas electroquímicas de potencial a circuito abierto, ensayos potenciostáticos y potenciodinámicos y ensayos de impedancia electroquímica. Para validar el sistema utilizaron pines de CoCrMo sumergidos en solución al 2,4% de NaCl y en solución de suero bovino y encontraron reproducibilidad en el sistema propuesto y valores de los parámetros electroquímicos y mecánicos comparables a los reportados en la literatura, indicando que dicho dispositivo es apropiado para investigaciones de tribocorrosion en materiales para implantes y para simular la articulación de la cadera. Adicionalmente

mencionaron las consideraciones que se deben tener en cuenta al momento del diseño y desarrollo del dispositivo como el control de la carga, el movimiento del contracuerpo, dirección y frecuencia, alineación del sistema, sincronización en la recolección de datos electroquímicos y tribológicos, posicionamiento de los tres electrodos, materiales aislantes para la celda y todas las partes del sistema que requieran estar sumergidas, entre otros.

En un estudio posterior, Butt *et al.* [66] diseñaron, desarrollaron y construyeron un equipo de tribocorrosión compacto y rentable el cual constaba de un motor y un mecanismo clásico para movimiento lineal reciprocante del contracuerpo (pin), una celda electroquímica de tres electrodos y un sistema de refrigeración. Para imitar la masticación diaria de una persona, utilizaron un contracuerpo de alúmina, una frecuencia del movimiento de 1 Hz durante1800 ciclos, la carga aplicada de 1,7 N con área de contacto de 0,071 mm^2 y presión Hertziana de 24 MPa. Para la validación del equipo realizaron ensayos pilotos de tribocorrosión por *fretting* en discos de Ti–6Al–4V en saliva artificial, obtenida de un estudio preliminar con medios celulares en una incubadora y compararon con los reportados en la literatura para aleaciones de Ti-V, encontrando buena correlación con sus resultados. Para los análisis electroquímicos realizaron ensayos potenciostáticos y potenciodinámicos, de impedancia espectroscópica y de potencial a circuito abierto y para analizar las pistas de desgaste utilizaron interferometría de luz blanca y microscopía electrónica de barrido.

Para mejorar el diseño y desarrollo de un dispositivo de tribocorrosión versátil sugirieron los siguientes puntos:

- Utilizar un contracuerpo de forma esférica o cilíndrica para superficie sin bordes para proporcionar un deslizamiento más suave. Además, una superficie de contacto esférica o cilíndrica proporcionaría un contacto puntual o lineal, respectivamente, para generar la presión de contacto requerida utilizando una carga más baja.

- Reducir el volumen de la celda electroquímica para disminuir costos y facilitar el proceso de reemplazo del electrolito.
- Mejorar el ajuste del contracuerpo implementando bisagras de tal forma que pueda girar hacia afuera o sobre la probeta permitiendo un mayor grado de libertad para quitar y reemplazar la probeta.

La Tabla 1 muestra el resumen de los distintos estudios de tribocorrosión en configuración de pin sobre disco.

Tabla 1. Resumen de variables y configuraciones de los diferentes estudios de pin sobre disco. RE: electrodo de referencia, CE: contraelectrodo, WE: electrodo de trabajo y material bajo estudio de desgaste.

Autores	**Configuración de desgaste**	**Configuración de corrosión**	**Variables de respuesta**
Friedersdorf y Holcomb (1998) [67]	Movimiento circular unidireccional del disco, r: 0-40 mm; velocidad de rotación: 5-150 rpm; fuerza normal: 1,4 N. Contracuerpo: Disco abrasivo	RE: Hg/Hg_2SO_4 CE: plato de Pt WE: pines de ASTM A514 T1 y acero inoxidable 304 (d=3 mm) Electrolito: solución de ácido sulfúrico al 1 N y solución de sulfato de sodio al 1 N	Potencial, densidad de corriente, velocidad de deslizamiento, fuerza de fricción y pérdida de volumen
Ferreira *et al.* (2006) [71]	Movimiento reciprocante del pin, fuerza normal: 5 N, amplitud: 6 mm, frecuencia: 1 Hz, tiempo de deslizamiento: 3600 s, Contracuerpo: pin de alúmina	RE: Calomel (SCE) CE: alambre de Pt WE: películas de ZrOxNy depositadas sobre acero AISI M2. Electrolito: solución de sudor artificial	Potencial, densidad de corriente, variación temporal del coeficiente de fricción y pérdida de volumen
Wilches *et al.* (2007) [37]	Movimiento circular unidireccional del disco, velocidad: 0,58 m/s, fuerza normal: 5, 15, 30, y 50 N.	RE: Hg/Hg2SO4 CE: alambre de Pt WE: pines de acero inoxidable 316 LVM y	Variación temporal del potencial de corrosión durante el ensayo de desgaste.

Autores	Configuración de desgaste	Configuración de corrosión	Variables de respuesta
	Contracuerpo: Disco de polietileno de ultra alto peso molecular	aleación Ti6Al4V. Electrolito: solución de sudor artificial	Variación temporal del coeficiente de fricción
Mathew *et al.* (2011) [68]	Movimiento rotacional oscilatorio, carga aplicada: 16 N, presión Hertziana 350, frecuencia: 1 Hz durante amplidud 15 °, , MPa Contracuerpo: pin de alúmina	RE: Calomel (SCE), CE: alambre de grafito, WE: pines de CoCrMo electrolito: solución salina al 2,4% de NaCl y solución de suero bovino	Carga aplicada, ángulo de rotación de la esfera (amplitud de oscilación), el torque y el nivel de oxígeno disuelto. Potencial a circuito abierto, ensayos potenciostáticos y potenciodinámicos y ensayos de impedancia electroquímica
Villamizar *et al.* (2013) [46]	Movimiento circular unidireccional del disco. No especifican variables tribológicas	RE: Ag/AgCl CE: alambre de Pt WE: discos de aceros Fe-Mn-Al-C-Cr-Mo recubiertos con sistemas multicapa de TiN-TiAlN y TiCN-TiNbCN electrolito: fluido corporal simulado (solución de Hank)	Potencial en polarización potenciodinámica, coeficiente de fricción
Chen *et al.* (2014) [69]	Movimiento circular unidireccional del disco, área de la pista de desgaste: 6,8 cm^2; velocidad de rotación: 200 rpm, fuerza normal: 100 N,	RE: Calomel (SCE) CE: alambre de Pt WE: anillos de AISI 316 y Ti6Al14V electrolito: agua de mar artificial	Potencial a circuito abierto, polarización potenciodinámica, variación temporal del coeficiente de

Autores	Configuración de desgaste	Configuración de corrosión	Variables de respuesta
	contracuerpo: pin de alúmina		fricción y pérdida de peso.
Butt *et al.* (2015) [66]	Movimiento reciprocante del pin, fuerza normal: 1,7 N, amplitud: 6 mm, frecuencia: 1 Hz durante 1800 ciclos, Contracuerpo: pin de alúmina	RE: Calomel (SCE), CE: varilla de grafito, WE: discos de Ti-6Al-4V electrolito: saliva artificial y medio de cultivo alfa (MEM)	Potencial, variación temporal de la corriente y pérdida de volumen

4 DISEÑO, ADAPTACIÓN Y PUESTA A PUNTO DEL DISPOSITIVO

Para la exploración y el análisis del fenómeno de tribocorrosión muchos investigadores han realizado modificaciones a los tribómetros con el fin de cumplir con los requisitos habituales de los estudios de corrosión electroquímica y, en otros casos, han adquirido equipos de tribocorrosion comerciales. Aunque no existe un estándar para la construcción de un equipo de tribocorrosión, con los diseños reportados en la literatura de los sistemas adaptados se ha logrado elucidar el comportamiento de algunos biomateriales frente a la tribocorrosión.

En este trabajo se diseñó, adaptó y se puso a punto un dispositivo que permitiera evaluar y cuantificar la sinergia desgaste por deslizamiento-corrosión con el menor ruido posible y buena repetibilidad, basándose en la literatura, ya que no existe una prueba estándar que especifique las partes y diseño del equipo. La puesta a punto del equipo de tribocorrosión se desarrolló a partir de un tribómetro pin sobre disco, diseñado y ensamblado previamente en la Universidad del Valle bajo sus respectivos estándares, una celda electroquímica de tres electrodos acoplada a éste y un potenciostato / galvanostato PGSTAT128N de Metrohm Autolab. Para el diseño del dispositivo se tuvo en cuenta la norma ASTM G119 [58] la cual proporciona un procedimiento para calcular la tasa de desgaste en un sistema debido a la sinergia entre el desgaste y la corrosión.

De acuerdo con la literatura [66], [72], los aspectos más importantes que se deben tener en cuenta en el sistema de tribocorrosión para realizar mediciones precisas son:

- El contracuerpo debe ser un material resistente al desgaste y electroquímicamente inerte ya que los materiales conductores podrían afectar los datos electroquímicos.

- El sistema debe mantenerse lo más cuasiestacionario posible a medida que se mueve el disco o el brazo con el fin de evitar perturbaciones del sistema debido a vibraciones, por tanto, los ensayos deben realizarse a la mínima velocidad de deslizamiento posible.

- La celda electroquímica, así como todas las partes involucradas en los ensayos debe ser construida un material resistente a la corrosión, como por ejemplo PVC, acrílico, nylon, polipropileno, entre otros, debido a que cualquier desprendimiento de material externo al par tribológico podría afectar la dinámica de estos y la cinética de las reacciones. También deben estar eléctricamente aislados del entorno.

- La distancia entre los tres electrodos (referencia, de trabajo y contraelectrodo) debe mantenerse lo más constante posible durante el ensayo con el fin de evitar el ruido y obtener datos precisos.

- Para la muestra a evaluar únicamente el área de interés debe ser la superficie expuesta a la solución, la otra parte del material debe estar aislada del medio corrosivo mediante un recubrimiento.

- En cuanto al sistema tribológico, las componentes que se utilizan deben asegurar la aplicación de una carga constante en la superficie de la probeta y, además, se debe recolectar la información del coeficiente de fricción durante el ensayo.

En el estudio del fenómeno de corrosión el posicionamiento del electrodo de referencia y el contra-electrodo con relación al electrodo de trabajo, es primordial para evitar el ruido y poder recopilar datos precisos [66], en tribocorrosión, la fuerza normal aplicada y la velocidad de deslizamiento afectan los ensayos, acelerando la tasa de despasivación de los aceros [73].

Después de establecer los requerimientos del diseño, se llevó a cabo un análisis de presupuesto, dimensiones de las probetas de ensayo y de las partes del tribómetro para así definir y mecanizar las dimensiones del dispositivo. La Figura 4 muestra el diseño esquemático del montaje experimental y la Figura 5 muestra el montaje final del dispositivo.

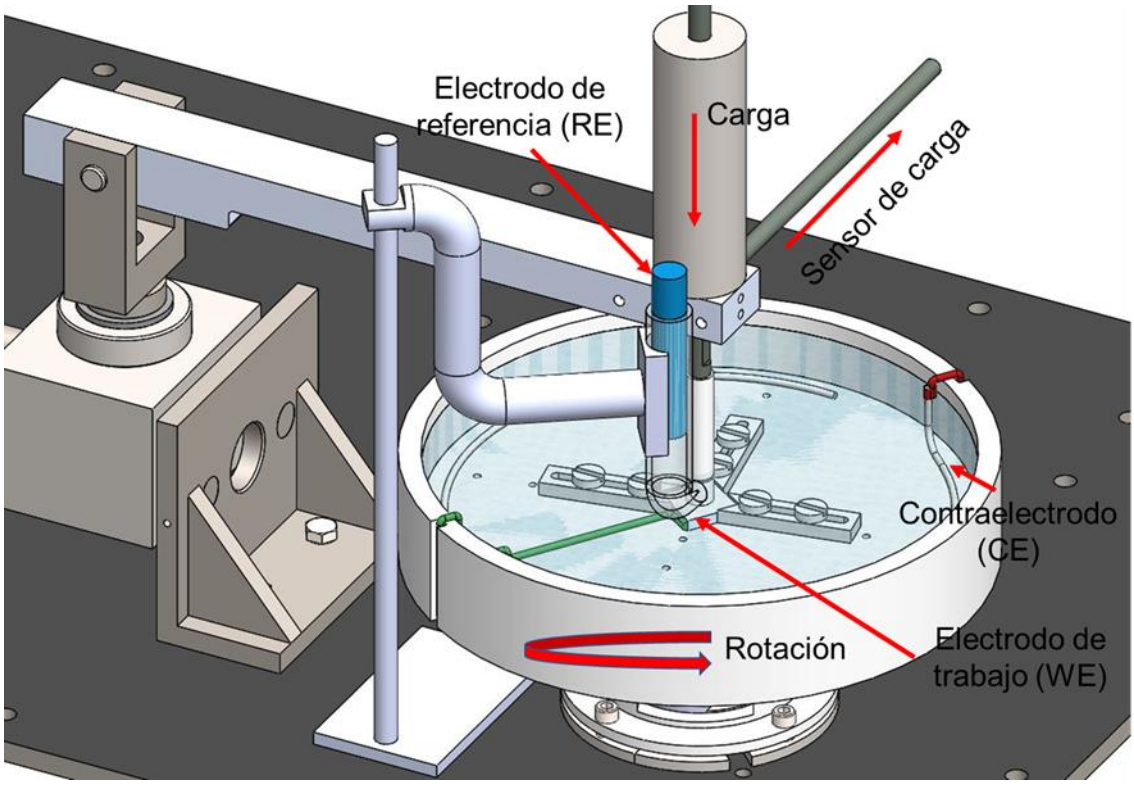


Figura 4. Diseño esquemático de la adaptación del equipo de tribocorrosión

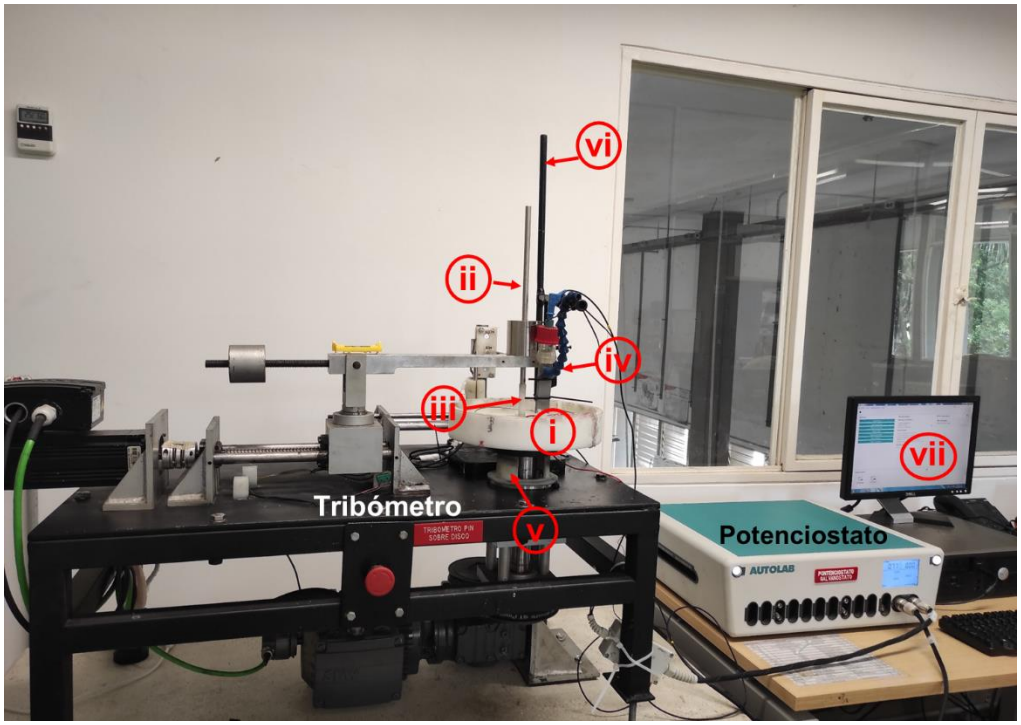


Figura 5. Equipo de tribocorrosión adaptado

4.1 Adaptación mecánica:

La primera parte de la adaptación del dispositivo (Figura 5) constituye la adaptación mecánica en la cual se construyeron los siguientes elementos:

a. La celda electroquímica de tres electrodos (i), la cual es un recipiente circular de material empack que se adapta al disco giratorio mediante tornillos de sujeción. Para facilitar el ajuste de los tornillos de sujeción y evitar posterior desgaste de la rosca del empack se adaptaron camisas de bronce roscadas en la cara inferior de la celda. En el fondo de la celda se posiciona el cuerpo de trabajo (Figura 6) y este se sujeta mediante presillas de sujeción y tornillos diseñados en nylon, las cuales se ubican sobre 4 líneas a 90° de agujeros roscados sobre la superficie del fondo la celda. La celda tiene una capacidad de almacenamiento de electrolito de 1,3 L de solución.
b. El vástago, (ii) de la Figura 5, que se ubica en el brazo de tribómetro mediante dos tornillos prisioneros ubicados en la parte frontal del mismo, se construyó de acero inoxidable AISI 304. Este es el encargado de transmitir la carga axial y también mantiene la carga en una posición fija. Adicionalmente se diseñó un portapines y portaesferas (iii, de acuerdo con la configuración), cuya función es sujetar el pin o contracuerpo esférico, respectivamente.
c. Para posicionar el electrodo de referencia lo más cerca a la probeta se utilizó un capilar Luggin (iv) sujeto a un soporte universal (vi), el cual se ubica sobre la mesa del tribómetro y lo más cercano posible a la celda de corrosión.
d. Se utilizó un ordenador para la recolección de datos (vii).

Nota: Todas las partes que están en contacto con el electrolito, es decir, la celda, el porta-muestras, el contracuerpo y el porta-contracuerpo fueron construidas de materiales aislantes eléctricamente y resistentes a la corrosión, EMPACK, teflón y nylon.

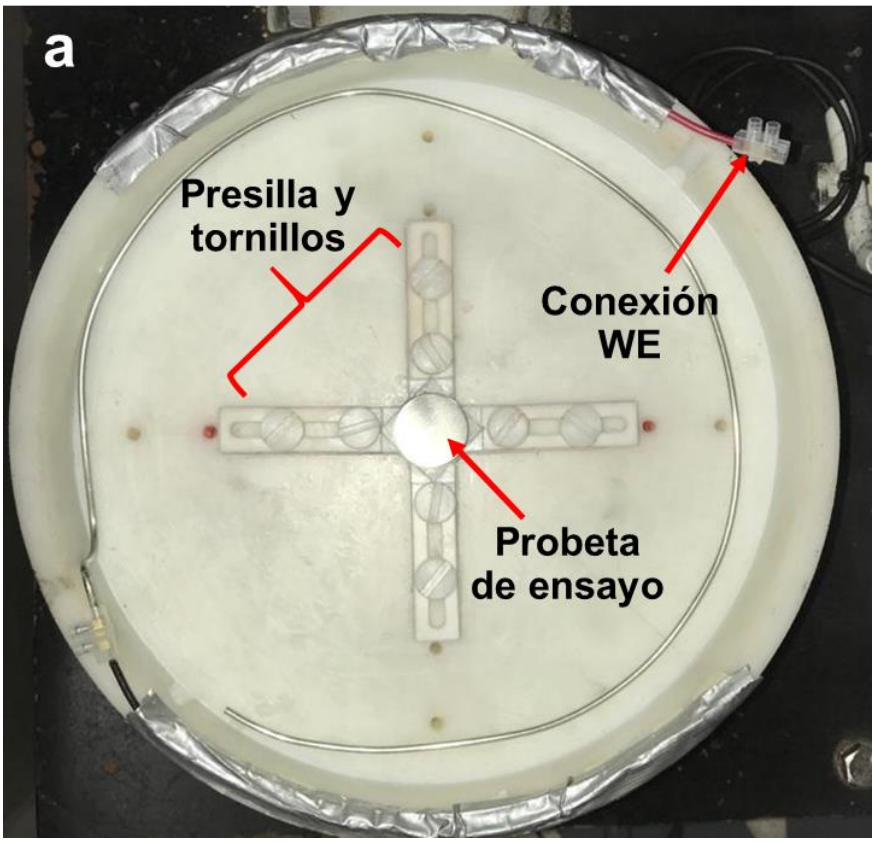


Figura 6. Parte superior de la celda en la que se fija la probeta de ensayo (electrodo de trabajo, WE)

Para sujetar el contracuerpo se fabricó un portaesferas, el cual consta de un agujero en la parte inferior para insertar una esfera de 6 mm de diámetro y una rosca en su parte superior para ejercer presión sobre la esfera de tal forma que no permita rodadura de esta y otra rosca en la parte superior para hacer la unión con el vástago.

4.2 Adaptación eléctrica

Para la adaptación eléctrica se construyó un dispositivo (v de la Figura 5) que permitiera mantener el contacto eléctrico durante los ensayos ya que el electrodo de trabajo estará en movimiento rotacional. El dispositivo se diseñó para un disco o placa metálica plana en movimiento (probeta y electrodo de trabajo) y un contracuerpo esférico no metálico

fijo. El elemento principal para transmitir la corriente es un rodamiento axial. Este dispositivo se compone de dos partes:

1. Parte superior (parte en movimiento): La arandela del eje del rodamiento se insertó a presión en la cara inferior de la celda y se fijó con plastilina para evitar desprendimiento (Figura 7). Esta arandela lleva un alambre de cobre soldado para la conexión al electrodo de trabajo.
2. Parte inferior (parte estática): Consta de un dispositivo de teflón, el cual es de forma cilíndrica y hueca para posicionarlo coaxialmente con el eje del disco; este se sujeta a la mesa del tribómetro mediante una pieza de acero bipartida y tornillos. La jaula con las bolas y la arandela del alojamiento van insertadas en dicho dispositivo. Adicionalmente, se utilizó un alambre soldado a un lado de la arandela para conectar al potenciostato.

Para mejorar la conductividad eléctrica entre ambas partes se aplicó grasa conductiva de grafito a las partes de forma periódica.

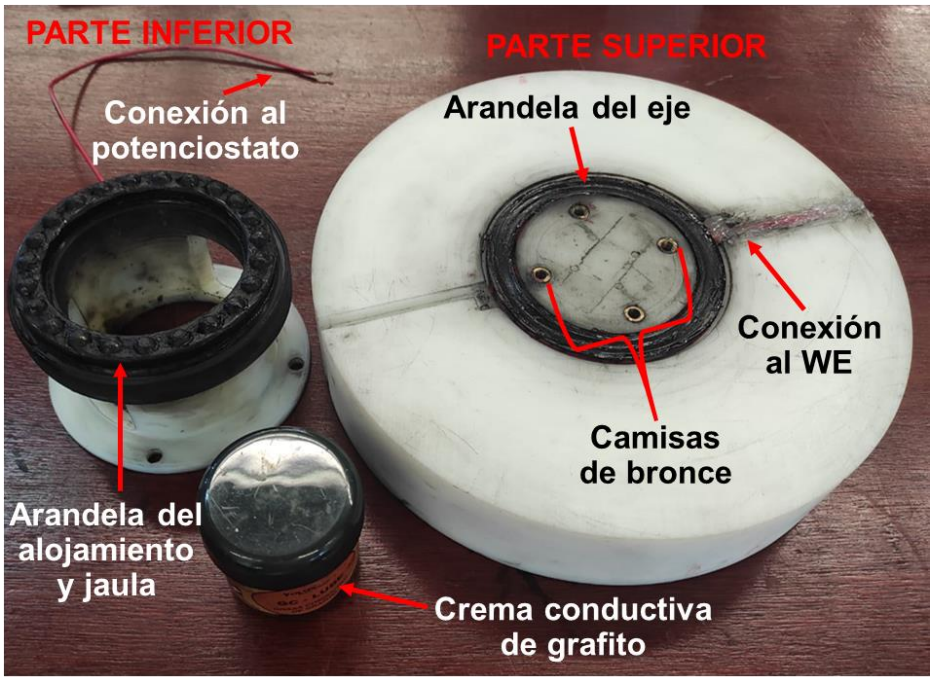


Figura 7. Partes de la adaptación eléctrica

4.3 Puesta a punto del dispositivo

Para probar el dispositivo se realizaron ensayos de continuidad en todas las partes y la puesta a punto del instrumento se llevó a cabo con un acero inoxidable AISI 316L sumergido en solución de Ringer y con un contracuerpo esférico de óxido de circonio mediante la realización de las cuatro pruebas propuestas por el estándar ASTM G119-09 [1]. Los resultados obtenidos, que se mostrarán en la siguiente sección, exhibieron repetibilidad y estuvieron de acuerdo con los reportados en la literatura.

5 MATERIALES Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

5.1 Materiales

Las aleaciones obtenidas en este trabajo se obtuvieron en el marco del proyecto Universidad del Valle-Minciencias titulado *“Nuevas aleaciones Fe-Mn-Al-C como potencial reemplazo de aceros convencionales empleados en la industria nacional*”. Lingotes de 70 mm x 70 mm x 650 mm de aleaciones Fe-Mn-xAl-C se fundieron a partir de hierro, manganeso y aluminio de alta pureza y Fe-4C, en un horno de inducción y fueron enfriadas en aire.

Posterior a la fundición los lingotes fueron sometidos a tratamientos termomecánicos, para tal fin estos fueron recubiertos con pintura de óxido de circonio y rolados en caliente a una temperatura de 1200 °C, aplicando pasos de reducciones de 2% (80 pasos) hasta obtener espesores de 6 mm y a continuación se dejaron enfriar al aire. Después del proceso de rolado, el material fue sometido a un tratamiento de solubilización a 900 °C durante 1 h para para aliviar los esfuerzos producidos durante el proceso de deformación plástica del material, para garantizar propiedades isotrópicas y obtener una estructura completamente austenítica y, posteriormente, fueron enfriadas en el horno. La aleación AISI 316L (acero de comparación) fue adquirida en forma de barra cilíndrica en una empresa de la región.

Para la realización de los ensayos se diseñaron y mecanizaron probetas cuadradas de 25 mm x 25 mm y 5 mm de espesor de acero Fe-Mn-xAl-C y probetas circulares de 25 mm de radio y 5 mm de espesor de acero AISI 316L. La composición de los materiales de estudio, realizada usando espectrometría de emisión atómica de chispa, se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. Composición química de los materiales de prueba (% en peso).

Aleación	Mn	Al	C	Ni	Cr	Mo	Si	Fe
F0	20,5	0,0	0,87	-	-	-	-	
F3	22,2	3,5	0,84	-	-	-	-	Balance
F8	22,1	8,3	0,89	-	-	-	-	Balance
AISI 316L	2,0	-	0,03	10,0-14,0	16,0-18,0	2,0-2,5	1,0	Balance

De aquí en adelante las aleaciones Fe-Mn-xAl-C serán referidas como F0, F3 y F8 de acuerdo con la composición de aluminio reportada en la Tabla 2.

5.2 Caracterización microestructural, microdureza, densidad y propiedades en tensión

Para observar la microestructura de los materiales de prueba y realizar los ensayos de microdureza las superficies de las probetas se llevaron hasta un acabado tipo espejo acorde a la norma ASTM E3-01 [74]. La preparación de las superficies se realizó mediante desbaste con lija de papel desde la # 400 hasta la # 1200, seguido de pulido por paño en el cual se utilizó suspensión de alúmina 0,3 µm. El ataque químico de las tres aleaciones Fe-Mn-xAl-C se realizó con ácido sulfúrico al 1N (0,5 mol/l), el cual se aplicó sobre toda la superficie de la muestra. Para la aleación de F0 el ácido se dejó en la superficie durante 10 min, luego se eliminó el reactivo de la superficie mediante la aplicación de un chorro de agua y posteriormente se secó con aire caliente. Para las aleaciones restantes se realizó el mismo procedimiento, pero con un tiempo de 15 min de aplicación del reactivo. Para la aleación AISI 316L la microestructura del material se

reveló mediante ataque químico con una solución de ácido clorhídrico y ácido nítrico (agua regia) con una relación 3:1 durante 30 s.

La caracterización microestructural se realizó mediante un microscopio óptico Advanced Optical y las medidas de microdureza mediante un microdurómetro Vickers Tester TH717 mediante la norma ASTM E384-17 [75] aplicando carga de 0,098 N y tiempo de sostenimiento de 10 s. Adicionalmente se midió la macrodureza de los materiales. El tamaño de grano se obtuvo a partir de las metalografías y mediante el programa ImageJ basándose en la norma ASTM E112-12 [76].

Para la identificación de las fases se llevaron a cabo medidas de difracción de rayos X en un difractómetro de alta resolución X'Pert-PRO de PANalytical. Se utilizó la radiación Kα1 y Kα2 provenientes de un ánodo de Cu, el voltaje de trabajo fue 45 kV y la corriente 40 mA. El rango de medición fue de 40-100° en 2θ. Todas las medidas se realizaron a temperatura ambiente.

Para la determinación la densidad de las aleaciones se utilizó una balanza hidrostática DAGWAD PS-750 con una precisión de ± 0,0001 g/cm^3 tomando como base el método de Arquímedes. Se realizaron 3 mediciones en cada probeta.

Las propiedades mecánicas de los aceros Fe-Mn-Al-C fueron encontradas en el marco del proyecto Universidad del Valle-Miniciencias titulado "*Nuevas aleaciones Fe-Mn-Al-C como potencial reemplazo de aceros convencionales empleados en la industria nacional*". Ensayos de caracterización en tensión se realizaron bajo la norma ASTM E8/E8M-16a [77] a una velocidad de 1 mm/min, en una maquina Instron 5982 de 100 kN con su respectivo extensómetro

5.3 Ensayos de corrosión

Para estos ensayos se empleó la celda de teflón que se adaptó al tribómetro. Se utilizó un electrodo de referencia de Ag/AgCl, y un electrodo auxiliar de acero inoxidable AISI 304. Para eliminar variaciones en las superficies de las probetas, no tener variaciones en

la rugosidad y evitar corrosión localizada, se aplicó un proceso de lijado a las superficies de las probetas hasta lija #1200 seguido de pulido por paño en el cual se utilizó suspensión de alúmina 0,3 µm. La diferencia en la rugosidad media de las superficies no fue significativa y se obtuvo un valor promedio de R_a=0,029 ± 0,07 µm. Las probetas se limpiaron en baño ultrasónico con acetona antes de cada ensayo. Para minimizar la razón entre las áreas expuesta a la corrosión y al desgaste se utilizó un recubrimiento de cera de parafina, la cual es derivado del petróleo, insoluble en agua, excelente aislante eléctrico y resistente a gran variedad de reactivos químicos, dejando un anillo expuesto con un área de 1,9 cm^2. Para asegurar dicha área expuesta del material al electrolito inicialmente se cubrieron todas las caras de las placas y los discos con cinta auto fundente aislante a excepción de la cara donde se realizó el ensayo. Por una de las caras laterales se realizó el contacto eléctrico mediante un terminal de bronce plano y a presión con las presillas. Posteriormente se recubrió la superficie y el contacto eléctrico con cera de parafina, dejando únicamente un aro expuesto calculado de acuerdo con el diámetro de la esfera y las limitaciones físicas del montaje.

Basados en la literatura, el electrolito que se utilizó para simular los fluidos corporales fue solución de Ringer, la cual se preparó en el laboratorio con agua destilada y a partir de la composición que se muestra en la Tabla 3 [78], [79] con un pH de 7,8 ± 0,2.

Tabla 3. Composición de la solución de Ringer (electrolito de ensayo)

Composición	Peso [g/l]
NaCl	9,00
KCl	0,43
$CaCl_2$ dihidratado	0,24
$NaHCO_3$	0,20

Los 1100 ml de electrolito se cambiaron después de cada ensayo.

Los ensayos de corrosión se llevaron a cabo de acuerdo con la norma ASTM G5-94 [80]. A partir de estos ensayos se obtuvieron los valores de la corriente de corrosión (I_{corr}) y potencial de corrosión (E_{corr}) y mediante la ecuación (2) y las normas ASTM G102-89 [61] y ASTM G119-09 [58] se obtuvo la tasa de corrosión C_0.

Se empleó un potenciostato PGSTAT128N de Metrohm Autolab. Se aplicó un barrido de potencial 200 mV por encima y por debajo del potencial de corrosión del material (Ecorr ±200 mV), el paso de potencial fue 0,16 mV y la tasa de escaneo 0,11 mV/s, estos valores se seleccionaron de acuerdo con lo reportado en la literatura y de tal forma que los ensayos de corrosión duraran 1 h para el acoplamiento con el proceso de desgaste. Para la recolección de datos se utilizó el software NOVA 2.10 de Metrohm Autolab. Todos los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y todos los potenciales se reportan con respecto al electrodo de referencia de Ag/AgCl.

Adicionalmente, esta prueba se realizó con la celda en movimiento a 2,3 rpm para mantener las mismas condiciones durante todos los ensayos, pero sin aplicar carga normal ni establecer el contacto entre el contracuerpo y la probeta de ensayo. Se dejó estabilizar el sistema durante 20 min y posteriormente se inició la prueba de polarización. Posteriormente se utilizó el método de extrapolación de Tafel para hallar los valores del potencial de corrosión, la densidad de corriente de corrosión y las tasas de corrosión de los materiales. Para esto se insertaron los datos del peso equivalente de la aleación, EW, la densidad del material del electrodo ρ y el área de la superficie del electrodo en el software NOVA 2.10 y, también, se verificó el cálculo mediante la obtención de I_{corr} y E_{corr} con el programa Origin 8 Pro.

5.4 Ensayos de desgaste

Los ensayos de desgaste se llevaron a cabo bajo protección catódica a -0,5 V con respecto a E_{corr} basándose en la norma ASTM G99-05 [81]. Se utilizó un contracuerpo esférico de óxido de circonio de 3 mm de radio, una carga normal de 10 N que

corresponde a presiones nominales de contacto de 1397, 1377 y 1358 MPa las cuales son suficientes para producir deformación plástica del material y fueron estimadas usando la teoría de contacto de Hertz para un radio de contacto de 0,058 mm y 0,059 mm aproximado para las aleaciones F0, F3 y F8, respectivamente, radio de posicionamiento del contracuerpo de 8 mm y una velocidad tangencial de 2 mm/s (correspondiente a aproximadamente 2,3 rpm). Las probetas se limpiaron en baño ultrasónico con acetona antes de cada ensayo y se utilizó el mismo recubrimiento de cera de parafina para dejar la misma área expuesta utilizada para los ensayos de corrosión.

Para realizar esta prueba, primero se inició la protección catódica y se registró el comportamiento de la corriente durante 20 min, posteriormente, se inició el ensayo de desgaste el cual se llevó a cabo durante 1 h. Al finalizar la prueba de desgaste se continuó registrando el comportamiento de la corriente por el mismo intervalo de tiempo que se realizó al inicio. Para todos los ensayos el tiempo transcurrido desde que la probeta entró en contacto con el electrolito hasta que inició la protección catódica se mantuvo lo menor posible para evitar la oxidación del material. Cada ensayo se realizó 3 veces y los resultados se reportan con un intervalo de confianza calculado al 95%.

Para determinar la tasa de desgaste de los materiales se midió el área transversal de la pista desgastada mediante perfilometría, utilizando un perfilómetro de contacto KLA Tencor D-120; con velocidad de barrido de 10 mm/s haciendo una matriz de 20 recorridos cada uno de longitud de 1,5 mm en pasos de 0,1 mm y con una fuerza del indentador de 10 mg, entonces a partir de la densidad y con las ecuaciones (9) y (10) del volumen desgastado y la pérdida de masa, y con la ecuación (1) se calculó la tasa de desgaste bajo protección catódica.

$$V_{des} = 2 * \pi * r * A_{des} \quad (9)$$

$$Pérdida\ de\ masa = V_{des} * \rho \quad (10)$$

Donde A_{des} es el área transversal desgastada medida a través del perfilómetro, *r* es el radio de posicionamiento del contracuerpo y ρ es la densidad del material.

5.5 Ensayos de sinergia desgaste-corrosión

Los ensayos de tribocorrosión se llevaron a cabo a temperatura ambiente y de acuerdo con la norma ASTM G119-09 [82] para calcular la tasa de desgaste total *T* y la tasa de corrosión bajo la acción del desgaste, C_w.

Para el primer caso se inició el registro del OCP y se esperó durante 20 min antes de comenzar la prueba de desgaste. Se repitió la prueba de desgaste descrita en el ítem 5.4 pero sin protección catódica, es decir, con la probeta expuesta al electrolito sin aplicar ningún potencial. Al finalizar el ensayo de desgaste se continuó registrando el comportamiento del OCP por el mismo intervalo de tiempo que se realizó al inicio. Mediante la medición del área desgastada y con la ecuación (4) se obtuvo la tasa de desgaste bajo la acción de la corrosión, *T*.

Para el caso de la tasa de corrosión bajo la acción del desgaste se repitieron los ensayos descritos en los ítems 5.3 y 5.4 sin protección catódica. Se inició el ensayo de desgaste y se dejó estabilizar el OCP durante 20 min (el tiempo debía ser suficiente para permitir que el potencial se estabilice, pero tampoco debía ser largo para evitar que se desgastara demasiado la probeta). Transcurridos los 20 minutos se inició la prueba de polarización lineal y al finalizar se retiró la probeta para evitar mayor pérdida de dimensiones y para su posterior análisis. A partir la ecuación (2) y las normas ASTM G102-89 [61] y ASTM G119-09 [58] se obtuvo la tasa de corrosión C_w.

Mediante la ecuación (3) se calculó la sinergia entre el desgaste y la corrosión. A partir de las ecuaciones (*7*) y (8) se calcularon los otros factores involucrados en la tribocorrosión.

5.6 Análisis estadístico

Cada ensayo se realizó 3 veces y los resultados se reportan con un intervalo de confianza calculado al 95%. Para el caso de las tasas de corrosión pura y corrosión con desgaste se realizó un ensayo adicional (4 ensayos). Se utilizó el análisis ANOVA de una sola vía con un nivel de significancia del 0,05 y una prueba Tukey para el análisis estadístico de los resultados.

5.7 Caracterización de los micromecanismos de desgaste y medición del endurecimiento por deformación

Se utilizó microscopía electrónica de barrido (SEM, *Scanning Electron Microscopy*) para caracterizar las superficies desgastadas y se realizaron ensayos de microdureza aplicando la misma carga durante el mismo tiempo en la sección transversal de las probetas para obtener los perfiles de endurecimiento. Para estos ensayos se realizó una matriz de 10 × 5 indentaciones desde una distancia de 20 μm a partir de la zona desgastada. Los espaciamientos entre cada huella de indentación fueron de tres veces el valor de la diagonal medida para cada probeta.

6 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

6.1 Caracterización microestructural, microdureza y densidad

La Figura 8 muestra las micrografías ópticas de las tres aleaciones Fe-Mn-Al-C después de los tratamientos termomecánicos y de solubilización y la aleación de comparación AISI 316L. Para los cuatro materiales se observó una estructura característica de la austenita la cual presenta maclas de recocido. Para las aleaciones F0 y AISI 316L se observaron granos equiaxiales homogéneos mientras que para F3 y F8 se observaron algunos granos alargados producto del tratamiento termomecánico y granos equiaxiales debidos al tratamiento térmico de solubilización. Los tamaños de grano de las aleaciones se presentan en la Tabla 4. El método utilizado para calcular los tamaños de grano descrito en la norma tiene en cuenta todas las intersecciones de una línea recta con los bordes de grano, indiferentemente si son granos grandes o pequeños. Se observa una tendencia de disminución en los tamaños de grano con el aumento de Al, sin embargo, mediante el análisis estadístico se determinó que las diferencias entre los tamaños de grano para las tres aleaciones Fe-Mn-xAl-C no fueron significativas, por tanto, el tamaño de grano no es un factor representativo en la discusión de los resultados para estas aleaciones. El acero AISI 316L exhibió un tamaño de grano mayor que las aleaciones Fe-Mn-xAl-C. De las metalografías también se encontraron algunos defectos de fundición (puntos negros) cerca de las fronteras de grano y en algunas zonas dentro del grano para las aleaciones F0 y en menor proporción para F3 y F8 los cuales corresponden con óxidos de hierro o manganeso (identificados mediante EDS, *Espectroscopia de rayos X de Energía Dispersiva*) y microporosidades.

Tabla 4. Tamaños de grano de los materiales de estudio

Aleación	Tamaño de grano [μm]	Agrupación
F0	63 ± 21	A
F3	52 ± 2	A
F8	49 ± 7	A

AISI 316L	120 ± 11	B

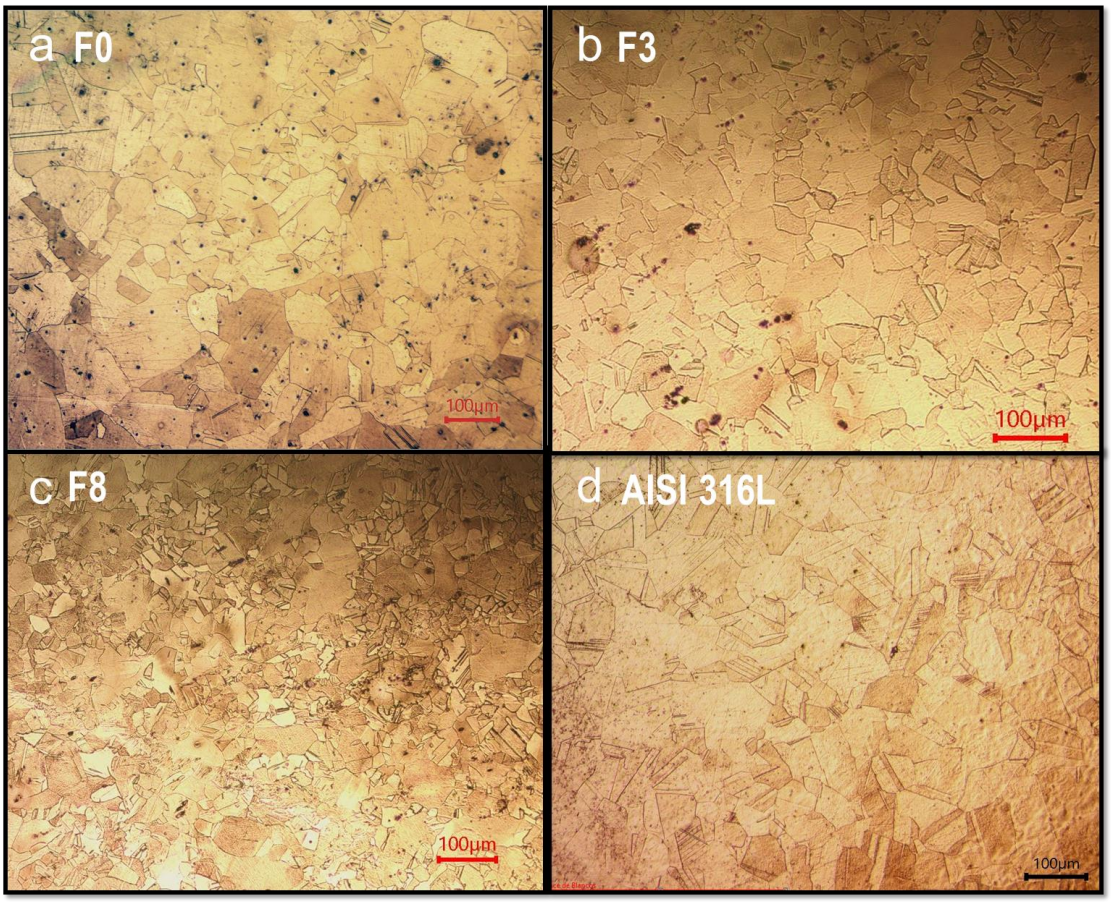


Figura 8. Microestructuras a 100x de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L

En el marco del proyecto "*Nuevas aleaciones Fe-Mn-Al-C como potencial reemplazo de aceros convencionales empleados en la industria nacional*", se encontró mediante DRX que las tres aleaciones F0, F3 y F8 solamente mostraron picos de difracción correspondientes a la fase austenita. Con esta técnica y el proceso descrito en [18] se determinó la energía de falla de apilamiento de las tres aleaciones y mediante el refinamiento de los difractogramas se halló el parámetro de red.

En la Tabla 5 se presenta el parámetro de red y los valores de SFE para todas las aleaciones. Adicionalmente, la densidad de las aleaciones también se presenta en la Tabla 5; para este caso se observan reducciones del 5% y 10% para las aleaciones F3 y F8, respectivamente, tomando como referencia la aleación F0. Frommeyer *et al.* [83] encontraron reducciones en la densidad en aleaciones Fe-Al mayores al 10% variando la composición de Al entre 0 y 8,5 %. Esta disminución con el incremento del aluminio se debe a que el Al es un elemento de menor densidad y menor peso atómico que el Fe, densidad de 2,7 g/cm^3 comparado con 7,8 g/cm^3, respectivamente. Respecto al parámetro de red se observa un aumento con el incremento del contenido de Al; Lehnhoff *et al.* [84] y Chu *et al.* [85] encontraron resultados similares en aleaciones Fe-Mn-Al-C-Ni-N-Cr-Si (contenido de Al hasta 2,5%) y Fe-Mn-Al-C (contenido de Al hasta 10%), respectivamente, incrementando el contenido de Al. Este incremento en el parámetro de red con el contenido de Al se debe a que al ser átomos más ligeros (menor peso atómico) ocurre una difusión de estos en la red cristalina (ocupando sitios sustitucionales del Fe y Mn), provocando un ensanchamiento de la red debido a su mayor radio atómico y, por tanto, un aumento en el parámetro de red.

En cuanto a la energía de falla de apilamiento, se observa un aumento con el incremento de la composición de Al. Lehnhoff *et al.* [84] y Park *et al.* [29] también reportaron valores de la SFE en aleaciones Fe-Mn-Al-C-Ni-N-Cr-Si (contenido de Al hasta 2,5 %) y Fe-Mn-Al-C (contenido de Al hasta 6%) las cuales incrementaron con el aumento del contenido de Al. Con los valores encontrados de las SFE y basados en la literatura [3], [14], [15], [17], [22], [47], [48], [86], [87] se clasificaron las aleaciones F0, F3 y F8 como TRIP-TWIP, TRIP-TWIP y TWIP-MBIP, respectivamente.

*Tabla 5. Parámetro de red, energías de falla de apilamiento, densidad y microdurezas de los materiales de estudio. * Densidad brindada por el fabricante*

Aleación	Parámetro de red [Å]	SFE [18] [mJ/m^2]	Densidad	Agrupación	Microdureza $HV_{0,098\ N\ /\ 10\ s}$	Macrodureza $HV_{196,1\ N\ /\ 15\ s}$	Agrupación
F0	3,627 ± 0,005	17 ± 2	7,83 ± 0,02	A	325 ± 13	201 ± 7	A
F3	3,634 ± 0,005	36 ± 5	7,43 ± 0,06	B	333 ± 12	207 ± 2	A
F8	3,671 ± 0,005	51 ± 7	7,03 ± 0,06	C	378 ± 11	280 ± 9	B
AISI 316L	-	64 [88]	7,95*	-	245 ± 7	256 ± 7	C

Para las macro y microdurezas se observa un leve incremento a medida que aumenta el contenido de aluminio, sin embargo, se pudo determinar que para las aleaciones F0 y F3 no fueron significativamente distintas, mientras que para la aleación F8 fue significativamente diferente. Incrementos en el valor de la dureza con el contenido de aluminio han sido reportados por Sutou *et al.* [89] para aleaciones Fe–20Mn–(10–14)Al–(0–1,8)C y Fe–20Mn–(10–14)Al y (0,75–1,8)C–5Cr (masa%), el cual lo atribuyen a la formación de carburos kappa durante el enfriamiento en aire de los materiales y al alto contenido de aluminio y carbono. En el caso de las aleaciones de estudio el endurecimiento por carburos kappa no podría ser posible ya que el contenido de Al es menor al 8,5 %, y además el de carbono es menor al 1 % [8], [10], [54]. Adicionalmente, mediante difracción de rayos X y microscopía óptica se obtuvo una sola fase para las tres aleaciones Fe-Mn-Al-C. Sin embargo, se tienen dos hipótesis para el incremento en la dureza en la aleación F8: la primera es que dicho endurecimiento puede deberse a un reordenamiento de corto alcance, en el cual alguna difusión correspondiente a la

descomposición espinodal pudo ocurrir durante el enfriamiento, previamente a la formación de los carburos kappa, tal y como lo reportaron Choo *et al.* [54] para una aleación Fe-30,0%Mn-7,8%Al-1,3%C y Tsay *et al.* [8] para una aleación Fe-28,1%Mn-9,1%Al-1,8%C. Los autores reportaron el fenómeno basados en la aparición de reflexiones difusas adicionales en las imágenes TEM en aceros Fe-Mn-Al-C después del proceso de enfriamiento posterior a la solubilización. Sin embargo, para corroborar dicha hipótesis es necesario realizar ensayos TEM en las probetas de estudio lo cual está fuera del alcance del presente proyecto. La segunda hipótesis es que la adición de Al genera un endurecimiento por solución sólida durante la difusión de estos átomos en el proceso de solubilización, ya que el Al posee un mayor radio atómico que el manganeso y pasa a ocupar sitios sustitucionales y, al introducirse en la red cristalina durante el tratamiento de solubilización, distorsionan la red cristalina aumentando su parámetro de red, lo cual coincide con el mayor parámetro de red de F8, generando campos de esfuerzos adicionales y aumentando la dureza del material. El resultado es coherente con lo encontrado por Choi *et al.* [48] quienes, basados en la literatura, obtuvieron una expresión para la dependencia de la composición del esfuerzo cortante crítico mínimo para que ocurra deslizamiento de dislocaciones (deformación plástica), reportando un valor del efecto del Al por solución sólida en aceros Fe-Mn-Al-C TWIP de 20 MPa por %peso de Al, lo cual también podría explicar el incremento de dureza con el incremento de aluminio en las aleaciones presentes. El acero AISI 316L tuvo una microdureza inicial menor que las aleaciones Fe-Mn-Al-C lo cual se puede atribuir a su mayor tamaño de grano y composición.

6.2 Propiedades mecánicas

La Tabla 6 resume las propiedades mecánicas de los materiales. Los resultados muestran que, para todos los parámetros la aleación F0 mostró valores significativamente diferentes (a pesar de que el coeficiente de variación (CV) esté por encima de los valores sugeridos por el estándar ASTM E8/E8M-16a [77]) mientras que las otras dos no mostraron diferencias significativas, aunque F0 y F3 tienen la misma dureza y es la F8 la

que tiene una dureza distinta esto se explica por la doble dependencia que tiene la dureza con el esfuerzo de fluencia y el coeficiente de endurecimiento [90]. La aleación F0 tuvo menor esfuerzo de fluencia, mayor resistencia al esfuerzo último, elongación uniforme y mayor coeficiente de endurecimiento.

Tabla 6. Propiedades mecánicas de las aleaciones Fe-Mn-Al-C

Aleación	S_y (MPa)	S_{ut} (MPa)	Elongación uniforme (%)	Coeficiente de endurecimiento (n)	Agrupación
F0	283 ±103	1488 ± 668	47 ± 32	0,62 ± 0,10	A
F3	361 ± 30	1160 ± 50	42 ± 2	0,44 ± 0,04	B
F8	376 ± 39	1171 ± 98	41 ± 1	0,48 ± 0,02	B

El comportamiento de las propiedades mecánicas de estas aleaciones puede atribuirse a sus valores de SFE que controlan el mecanismo de deformación que ocurre en ellas, sin embargo, de acuerdo con la literatura y al comportamiento mostrado por F3 y F8 es posible que las tres aleaciones estén dentro del mismo mecanismo de deformación TWIP o tengan mecanismos combinados TRIP-TWIP y TWIP-MBIP. Las aleaciones fueron diseñadas en cuanto a su composición para tener SFE que proporcionaran mecanismos de deformación diferentes, esto es, TRIP, TWIP y MBIP para F0, F3 y F8 respectivamente. Sin embargo, la posibilidad de tener combinación de mecanismo y que el TWIP esté presente en todas ellas ya había sido identificada por el grupo de investigación [18] cuando se mostró la substancial dependencia entre el valor estimado de SFE y las constantes elásticas escogidas para la estimación. El comportamiento mecánico de la aleación F0 puede deberse a que para este tipo de aleación alguna

porción de la austenita metaestable se esté transformando en martensita y al mismo tiempo se están formando maclas desde el inicio de la deformación. Un aumento de la cantidad de martensita transformada, así como la densidad de dichas maclas a medida que aumenta la deformación brinda un mayor endurecimiento por deformación resultando en un aumento en la resistencia al esfuerzo último de la aleación F0. Por otra parte, incremento en el esfuerzo de fluencia con el aumento del Al puede deberse al endurecimiento por solución sólida que ocurre en este tipo de aleaciones, tal y como lo reportaron Choi *et al.* [51]; o al pre ordenamiento de corto alcance que ocurre durante el proceso de solubilización. Raabe *et al.* [91] también observaron propiedades similares en una aleación Fe-30Mn-1,2C-xAl (x hasta 8 %) después del proceso de solubilización sin embargo, su discusión la centraron en el proceso de envejecimiento de dichas aleaciones. Gutierrez *et al.* [21] observaron mediante TEM que para una aleación Fe-30,5Mn-1,2C-2,1Al sometida a ensayos de tensión, ocurre la formación de redes de Taylor (redes de dislocaciones) debidas al deslizamiento planar de las dislocaciones a bajos esfuerzos (menores a 0,710 GPa), y a medida que aumenta el esfuerzo, la subestructura de deslizamiento planar evoluciona en celdas de dislocación y bloques de celdas, finalmente, encontraron que a esfuerzos por encima de 1 GPa ocurre activación de la formación de maclas por deformación, causando refinamiento de la microestructura ya que los límites de maclas atraviesan los límites de las celdas de dislocaciones.

Resultados similares han sido observados por Abassi *et al.* [92] en el cual el Al mejora la resistencia a la fluencia del material y la dureza inicial, y disminuye la resistencia al esfuerzo último y la elongación total. Esto se debe a que cuando se adiciona aluminio, la SFE incrementa y, por tanto, incrementa el esfuerzo requerido para que ocurra el maclado por deformación y a su vez disminuye la actividad relativa cuando aparece el maclado durante la deformación plástica al comparar con el deslizamiento de dislocaciones. Además, de acuerdo con los autores, cualquier factor que reduzca la densidad de maclas para la deformación plástica disminuye la elongación total y la resistencia al esfuerzo último del material. Por otra parte, cuando se añade Al en solución sólida, este disminuye la actividad y movilidad del C en la red f.c.c, impidiendo la formación de enlaces Mn-C y,

en consecuencia, debilitando el proceso de envejecimiento por deformación dinámica, en el cual los átomos del soluto hacen difusión hacia las dislocaciones atrapadas, reforzando aún más los obstáculos que las bloquean durante el proceso de deformación [93]. Por lo tanto, la adición de Al disminuye la resistencia al esfuerzo último y la tasa de endurecimiento por deformación en los aceros bajo estudio.

Park *et al.* [29] encontraron resultados similares para aleaciones Fe-Mn-xAl-C (x=0,3 y 6) sometidas a ensayos de tensión y posteriormente observadas mediante TEM. De acuerdo con estos autores, el incremento en la SFE debido a la adición de Al retrasa el proceso de formación de maclas durante el inicio del proceso de deformación, y una vez se forman dichas maclas, su densidad aumenta notablemente a medida que aumenta la deformación. Esto explica la mayor elongación y el mayor esfuerzo último de la aleación F0. Adicionalmente, el incremento del Al también produce aparición de microbandas en la microestructura deformada y posterior intersección de estas, subdividiendo el grano, resultando en un refinamiento de este.

6.3 Corrosión pura, C_0

La Figura 9 exhibe las curvas de polarización de los aceros Fe-Mn-Al-C y la aleación AISI 316L, utilizada para fines de comparación, sumergidas en solución de Ringer. A partir de las curvas de polarización de la Figura 9 y con el programa NOVA mediante el método de extrapolación Tafel se obtuvieron los valores de los potenciales de corrosión ($\mathbf{E_{corr}}$ frente al electrodo de referencia de Ag/AgCl) y las tasas de corrosión ($\mathbf{C_0}$) que se muestran en la Tabla 7. Los resultados muestran que los valores de potencial de corrosión son significativamente diferentes para todos los materiales, mientras que las tasas de corrosión son significativamente distintas para las aleaciones F0, F8 y 316L.

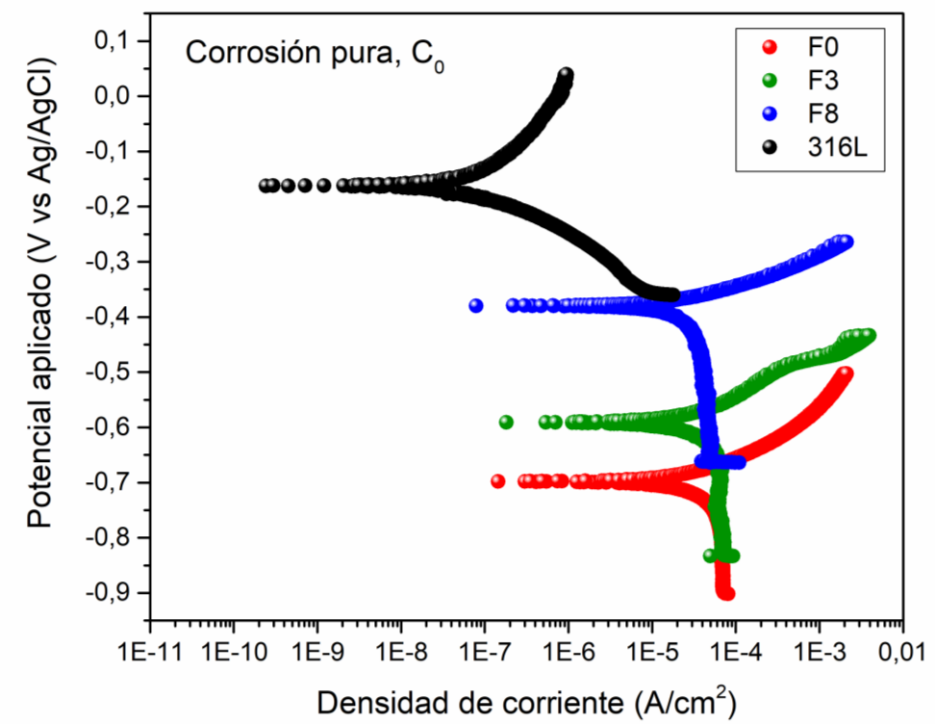


Figura 9. Curvas de polarización electroquímica durante la corrosión pura de los aceros Fe-Mn-xAl-C y AISI 316L en solución de Ringer.

Tabla 7. Parámetros del comportamiento frente a la corrosión obtenidos mediante las curvas de polarización de la Figura 9 y el método de extrapolación Tafel

Aleación	**Potencial de corrosión E_{corr} (mV vs Ag/AgCl)**	**Agrupación**	**Tasa de corrosión* (mm^3/mm^2*año)**	**Agrupación**
F0	-0,70 ± 0,02	A	0,34 ± 0,07	A
F3	-0,59 ± 0,02	B	0,32 ± 0,09	A,B
F8	-0,38 ± 0,07	C	0,22 ± 0,04	B
AISI 316L	-0,15 ± 0,04	D	0,0003 ± 0,0001	C

Para un potencial más negativo la superficie del metal será más activa (más propensa a corroerse) y la reacción producida será espontanea, ya que el cambio en la energía libre de Gibbs, que es proporcional al potencial de corrosión, es negativo. De los resultados obtenidos se observa que la aleación de F0 mostró un potencial más negativo (comportamiento activo) mientras que la aleación F8 mostró un potencial menor (hacia valores menos negativos, comportamiento más noble), es decir, la aleación F0 tiene mayor tendencia o probabilidad de corroerse.

Un análisis más cuantitativo se realiza mediante la tasa de corrosión, la cual indica la velocidad a la que el material se está corroyendo una vez comienza el proceso. De la Tabla 7 se observa que la aleación F8 exhibió una menor tasa que la aleación F0. Los resultados anteriores indican que la adición de 8,3 % de Al mejora el comportamiento frente a la corrosión con respecto a la aleación sin aluminio, esto se debe a que con la adición de Al se forma una capa de óxido enriquecida de aluminio (Al_2O_3) estable sobre la superficie del material en soluciones de cloruro (pH casi neutro) [42] en aleaciones Fe-Mn-Al como en este caso, la cual brinda una protección contra la corrosión en este tipo de materiales tal y como lo hallaron Dieudonné *et al.* [94] para aleaciones Fe–18Mn–0,6C con adición de 1,5 % de Al sumergidas en una solución salina al 5 % de NaCl. Además, el Al posee un alto coeficiente de pasivación lo que indica que podría formar óxidos estables sobre la superficie [43].

Es importante resaltar que, aunque se observó una tendencia a mejorar el comportamiento frente a la corrosión de los aceros Fe-Mn-xAl-C con la adición de Al, el acero AISI 316L exhibió el mejor comportamiento frente a la corrosión, es decir, menor tasa de corrosión (tres órdenes de magnitud menor que la de los otros aceros) y mayor potencial de corrosión (hacia valores más positivos). Se debe a que, a pesar de que los aceros Fe-Mn-Al-C contienen aluminio, el cual tiene la capacidad de formar una capa de óxido estable, poseen un mayor porcentaje de Mn (alrededor de 20 %) que el acero inoxidable (alrededor del 2 %), el cual deteriora la resistencia a la corrosión de los aceros debido a su bajo coeficiente de pasivación, formando así, óxidos de Mn inestables [43]. Por otra parte, el contenido de Al en las aleaciones de estudio no supera el 8,5% mientras

que en los aceros inoxidables AISI 316L el contenido de Cr, que es el que brinda el carácter inoxidable a estos materiales, está en un rango entre 16 al 18 %.Sin embargo, para una aleación con 20 % Mn y 1 % C, la solubilidad del aluminio en la austenita es alrededor del 8,5 % [3], para porcentajes de aluminio por encima de este valor se formarían carburos kappa incluso después del proceso de solubilización, lo cual afectaría la respuesta frente a la corrosión de estos materiales.

6.4 Desgaste puro, W_0

La Figura 10 muestra el comportamiento frente al desgaste por deslizamiento puro para cada aleación. Se observa que para todos los casos los valores de corriente en el tiempo son negativos, lo cual indica que el electrodo de trabajo estuvo protegido catódicamente y por consiguiente el proceso oxidación no ocurrió en el material [95]. No se observaron diferencias significativas en los tiempos de estabilización ni en el coeficiente de fricción en el estado estable entre las aleaciones.

En la Figura 11 se presentan las tasas de desgaste puro de los materiales de estudio. Se encontró que para las aleaciones F0 y F8 no hubo diferencias significativas entre sus medias, mientras que con las otras aleaciones sí hubo diferencias significativas. De la gráfica se observa que la aleación F3 obtuvo la mayor tasa de desgaste. Después de los ensayos de desgaste se midió la microdureza sobre las pistas de desgaste encontrando que la aleación F3 presentó la menor microdureza, 414 ± 16 $HV_{0,098\ N\ /\ 10\ s}$ respecto a 450 ± 21 $HV_{0,098\ N\ /\ 10\ s}$ y 518 ± 25 $HV_{0,098\ N\ /\ 10\ s}$ para las aleaciones F0 y F8, respectivamente, lo cual se relaciona con la mayor tasa de desgaste encontrada.

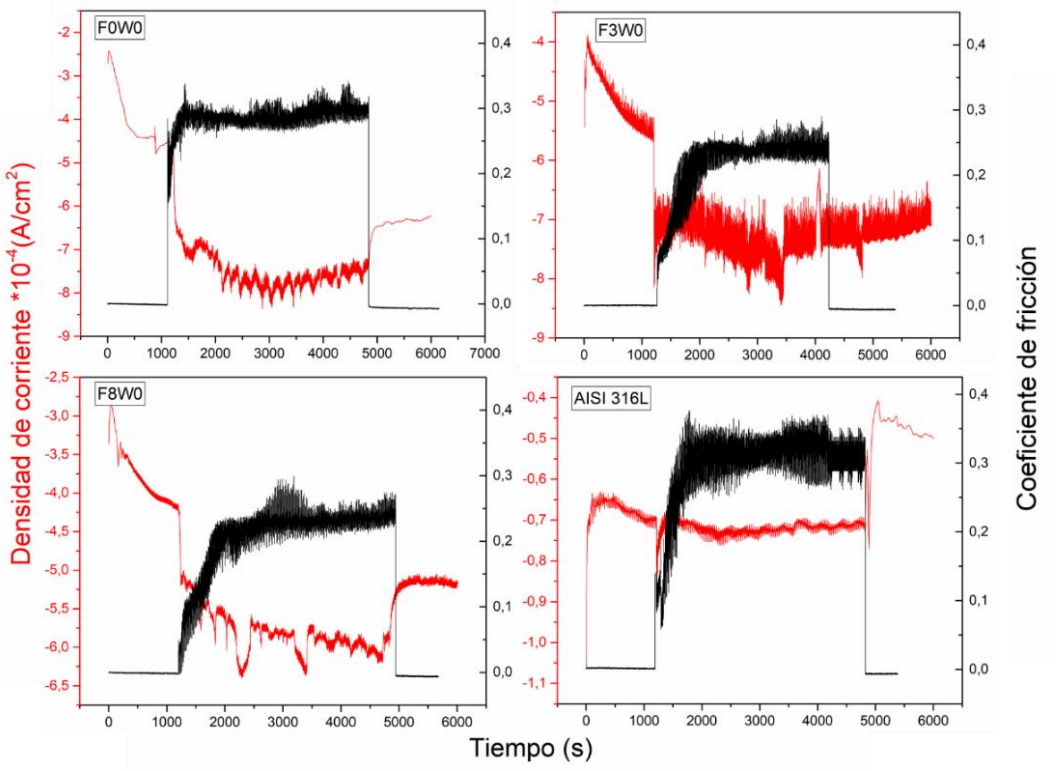


Figura 10. Evolución de los coeficientes de fricción y las densidades de corriente bajo protección catódica

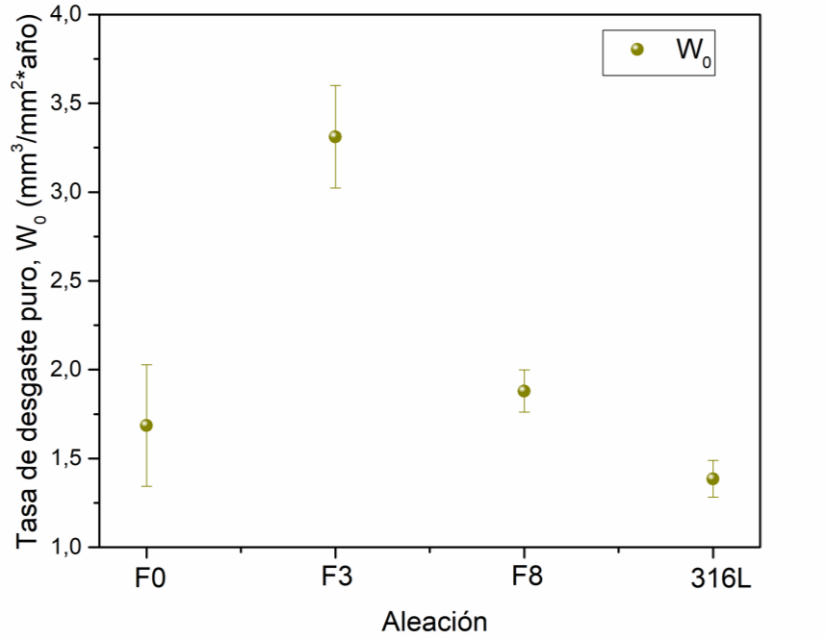


Figura 11. Tasas de desgaste por deslizamiento

*La **Figura 12** muestra las imágenes SEM tomadas sobre la superficie de las aleaciones Fe-Mn-Al-C y AISI 316L, la **Tabla 9** y la*

Tabla 8 muestra la composición tomada mediante EDS correspondiente a dichas superficies. Se encontró que sobre las superficies de todos los materiales se depositaron partículas, lo cual explica el comportamiento observado en los coeficientes de fricción y las corrientes ya que la protección catódica produce reducción del agua y producción de iones OH-, generando un incremento en el pH local y modificando el equilibrio inorgánico del electrolito adyacente a la superficie del material metálico, resultando en la formación de depósitos calcáreos e hidróxidos sobre la superficie del metal debido a la presencia de iones Ca^{2+} iones metálicos [96]. Esta capa superficial proporciona una barrera física porosa entre el electrolito y la superficie del acero [97].

Para el caso de la aleación AISI 316L se observó la presencia de calcio y oxígeno en los laterales y dentro de la pista de desgaste, las cuales corresponden a carbonatos de calcio de acuerdo a la literatura e hidróxidos u óxidos de Fe, Cr o Ni. En un estudio de Sarlak *et al.* [96] en el cual sumergieron un acero AISI 316L en agua de mar artificial y aplicaron distintos potenciales catódicos que corresponden a distintos pH interfaciales, encontraron que para un potencial de -0,95 V vs SCE (-0,91 vs Ag/AgCl) se depositó calcita y aragonito sobre la superficie del material y al aplicar potenciales aún más catódicos observaron, además, la presencia de brucita.

Para las aleaciones Fe-Mn-Al-C también se observó la presencia de dichos minerales y, adicionalmente, hidróxidos u óxidos de hierro y manganeso, además, para F3 se observó la presencia de Cl, indicando que se formaron depósitos adicionales del mineral cloruro de calcio. Sin embargo, como la técnica de EDS únicamente detecta porcentaje de elementos químicos, es necesario realizar otro tipo de ensayos como difracción de rayos X para identificación de las fases de los carbonatos y XPS o espectroscopía Raman para verificar los estados de oxidación y la formación de óxidos e hidróxidos.

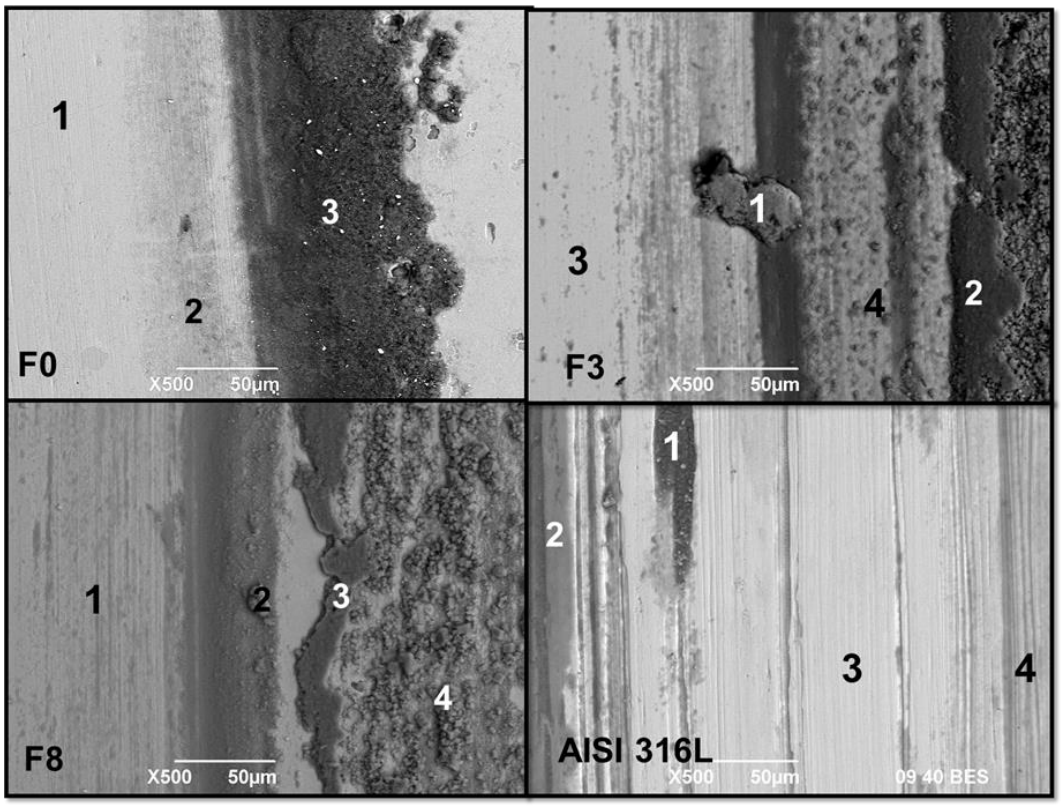


Figura 12. Imágenes SEM de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste puro

Tabla 8 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 12d, aleación AISI 316L (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Si	Ca	Cr	Mn	Ni	Fe
AISI 316L	1	12,58	18,16	-	7,83	11,03	1,23	5,90	43,28
	2	12,91	21,91	-	8,37	11,30	-	5,53	39,99
	3	-	3,44	0,82	-	17,2	1,80	10,75	65,99
	4	10,81	14,40	-	5,13	12,95	1,56	7,36	47,79

Tabla 9 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 12a, b y c, aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Al	Cl	Ca	Mn	Fe
F0	1	7,88	6,94	-	-	-	20,97	64,30
	2	18,07	10,37	-	-	-	20,28	63,26
	3	23,23	36,39	-	-	19,80	5,62	14,96
F3	1	-	36,35	-	14,03	1,63	9,56	38,43
	2	-	51,17	-	3,63	31,53	2,75	10,92
	3	5,57	-	2,35	-	-	21,22	70,87
	4	16,97	22,03	1,17	0,39	8,11	12,71	38,62
F8	1	-	8,34	5,60	-	-	19,12	66,94
	2	12,89	54,11	-	-	33,00	-	-
	3	11,98	58,56	-	-	29,56	-	-
	4	14,83	36,01	-	-	20,66	7,36	20,14

La Figura 13 muestra las superficies de los contracuerpos después del ensayo de desgaste puro, la

Tabla 10 y la Tabla 11 muestran la composición tomada mediante EDS correspondiente a dichas superficies; en estas se observan zonas con presencia de elementos correspondientes a los cuerpos de ensayo, para el caso de la aleación AISI 316L se evidenció la presencia de Fe y Cr, para F0 y F3 se encontró Fe y para F8 Fe, Al y Mn. Lo encontrado anteriormente indica que hubo adhesión del material de ensayo al contracuerpo. Adicionalmente se observó la presencia de Ca y C para los contracuerpos

correspondientes a las aleaciones Fe-Mn-Al-C y algunas fisuras y desprendimiento de las capas adheridas al contracuerpo.

La mayor tasa de desgaste en F3 se puede explicar por la mayor precipitación e incrustación de partículas en la superficie del material produciendo mayor desprendimiento, así como el debris desprendido del material adherido al contracuerpo generando posible abrasión.

La menor tasa de desgaste de la aleación AISI 316L se debe a que en esta aleación se observó mayor deformación plástica implicando un menor desprendimiento de material.

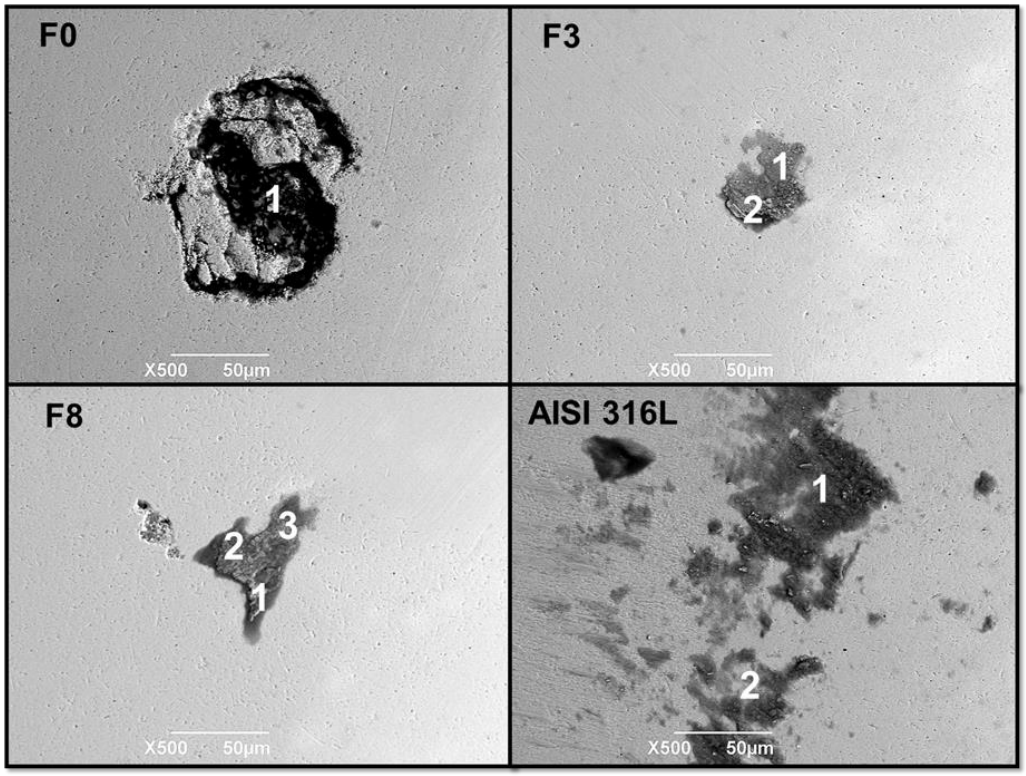


Figura 13 Imágenes SEM de los contracuerpos correspondientes a las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste puro

Tabla 10 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 13d, contracuerpo para la aleación AISI 316L (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Cr	Fe	Zr
AISI 316L	1	27,79	39,23	1,76	5,03	26,19
	2	24,54	41,92	1,51	5,10	26,96

Tabla 11 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 13a, b y c, contracuerpos para las aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Al	Cl	Ca	Mn	Fe	Zr
F0	1	51,12	25,83	-	-	1,60	-	7,16	14,29
F3	1	15,90	39,56	-	-	1,05	-	10,05	24,44
	2	17,57	38,45	-	-	2,19	-	19,42	22,37
F8	1	16,27	46,99	-	1,83	7,66	4,55	9,45	13,25
	2	12,32	44,58	1,23	2,59	9,29	5,14	24,85	-
	3	24,09	35,82	-	-	6,99	-	8,71	24,38

6.5 Tribocorrosión

La Figura 14 muestra la evolución temporal del coeficiente de fricción y el potencial a circuito abierto (OCP) para los materiales. En todas las curvas se observa un comportamiento distinto tanto del coeficiente de fricción como del OCP. Para el caso de F0, el OCP aumentó hacia valores más nobles con el inicio del desgaste y después volvió a caer hacia valores más negativos cercano al inicial (más negativo que las otras dos aleaciones), este comportamiento puede atribuirse a que no se formó una capa de óxido estable protectora sobre la superficie pero sí otro tipo de óxidos inestables que afectan la corrosión, como el óxido de manganeso (identificado mediante SEM), por lo cual el OCP

mantiene un comportamiento similar antes y durante el desgaste a excepción de un periodo inicial de desgaste en el que el rompimiento inicial de asperezas y el aumento del área de contacto modifican las zonas anódicas y catódicas en la superficie, produciendo un comportamiento más noble durante un periodo corto de tiempo.

El comportamiento irregular (con fluctuaciones) del coeficiente de fricción se atribuye a la formación y expulsión de residuos de desgaste [69] y óxidos. En la aleación F3 se observó una caída paulatina del OCP, inicialmente de ΔOCP= -0,028 V vs Ag/AgCl hasta los 2300 s y después un comportamiento más estable con un ΔOCP= -0,016 V vs Ag/AgCl, al igual que para el coeficiente de fricción que tuvo una estabilización después de 2200 s. En las aleaciones F8 y AISI 316L el OCP cae drásticamente cuando inicia el desgaste y, adicionalmente, se observa otra caída entre 1200 y 1600 s lo cual se puede explicar mediante el contacto inicial en el cual entran en contacto inicial algunas asperezas del material, las cuales se deforman y aumentan el área de contacto, generando así algunas zonas más activas en la superficie del material. Después se observa de nuevo un incremento en el OCP. Para la aleación F8, tanto el OCP y el coeficiente de fricción no lograron estabilizarse durante el proceso de desgaste mientras que en la aleación AISI 316L sí, lo cual indica un mayor efecto de sinergia sobre la aleación F8 que en las otras aleaciones. En las tres aleaciones (F3, F8 y 316L) el OCP tiende hacia su valor inicial cuando finaliza el ensayo de desgaste indicando que hay una tendencia a formarse una capa de óxido estable sobre la superficie del material que la protege de la corrosión.

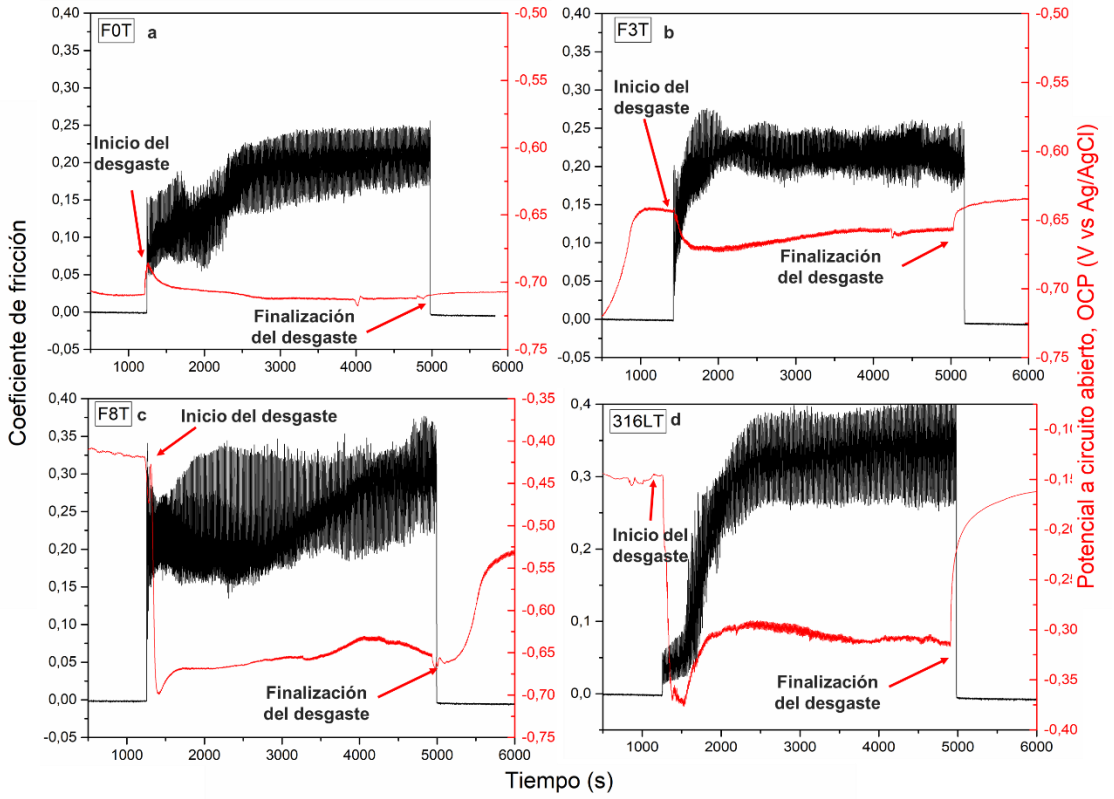


Figura 14. Evolución del coeficiente de fricción y el potencial a circuito abierto (OCP)

La Figura 15 muestra la comparación de los coeficientes de fricción para el ensayo de desgaste puro y el ensayo de desgaste total. Mediante el análisis estadístico se encontró que el coeficiente de fricción durante la tribocorrosión de las aleaciones F0 y F3 no fue significativamente distinto, pero sí con respecto a F8, encontrando un valor menor para las primeras lo cual se debe al proceso de transformación que ocurre, ya que para F0 y F3 cierta proporción de la austenita metaestable pudo transformarse en martensita h.c.p lo cual disminuye el coeficiente de fricción [98], mientras que para la aleación F8 no ocurre dicho proceso de acuerdo a la literatura. La aleación AISI 316L mostró el mayor coeficiente de fricción lo cual se debe que en este tipo de aceros ocurre la formación de una capa endurecida superficial y transformación a martensita debido a la deformación dependiendo de los esfuerzos de contacto [99] que afecta el coeficiente de fricción. Al comparar los coeficientes de fricción para el desgaste puro y el desgaste total se observa

que para las aleaciones F0 y F3 disminuyó, para la aleación F8 no tuvo diferencia significativa y para la aleación AISI 316L aumentó. Este comportamiento en las aleaciones F0 y F3 se puede explicar por la formación de óxidos de hierro y manganeso [41], [43] sobre la superficie de estos materiales los cuales entran en contacto con el contracuerpo y actúan como lubricantes sólidos. En el caso de la aleación AISI 316 el mayor coeficiente de fricción se puede asociar con la mayor cantidad de surcos que se observan en la superficie, implicando una mayor disipación de energía por fricción debido al paso de la esfera (con material endurecido adherido) sobre la superficie dúctil.

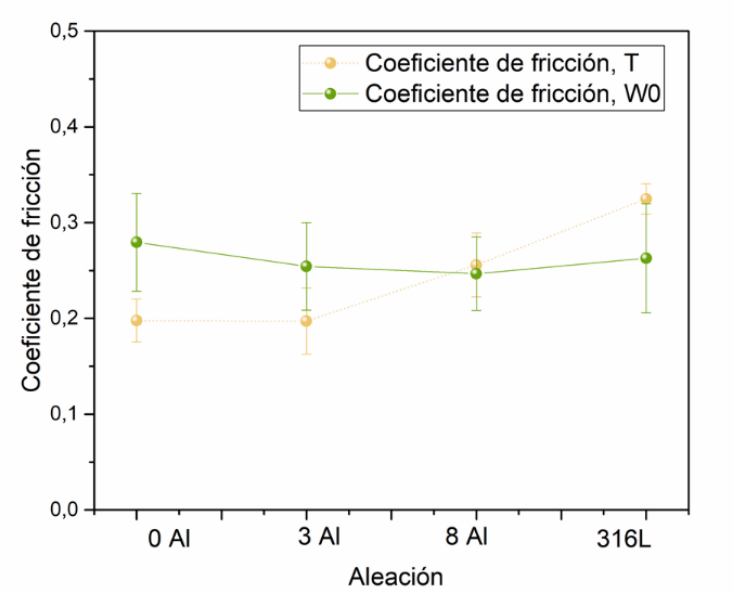


Figura 15. Coeficientes de fricción para los ensayos de desgate puro, W_0 y desgaste total, T

Las superficies de las probetas después del ensayo de tribocorrosión se muestran en la Figura 16. En aleación AISI 316L se puede apreciar mayor deformación plástica y surcos. La aleación F0 exhibió poca deformación plástica lo cual se correlaciona con el mayor valor del coeficiente de endurecimiento por deformación encontrado y la formación de una capa con mayor dureza sobre la superficie del material durante el proceso de desgaste. Mediante SEM se observaron partículas de distintas morfologías sobre las superficies de las aleaciones F0 y F3, la cuales son circulares, se encuentran

aglomeradas en algunas zonas y pueden actuar como lubricante, explicando así su menor coeficiente de fricción hallado en el ensayo de desgaste total.

Mediante EDS (Tabla 12 y Tabla 13) se identificó la presencia de O, Fe, Cr, Ni en la aleación AISI 316L lo cual se atribuye a la formación de óxidos y una menor proporción de Na, Cl y Ca provenientes del electrolito. Para las aleaciones F0, F3 y F8 se observó la presencia de O, Mn y Fe y en algunas zonas menor proporción de Cl y Na para F0, lo cual corresponde con óxidos de hierro, manganeso y precipitados de cloruro de sodio provenientes del electrolito, adicionalmente para F3 y F8 se observó la presencia de aluminio, indicando posible formación de óxido de Al.

La aleación F3 mostró mayor proporción de óxidos. Por otra parte, las aleaciones F0 y AISI 316L exhibieron zonas difuminadas lo se atribuye a la formación de la película protectora, además se observaron fisuras en los productos de corrosión producidas por la interacción con el contracuerpo durante el desgaste.

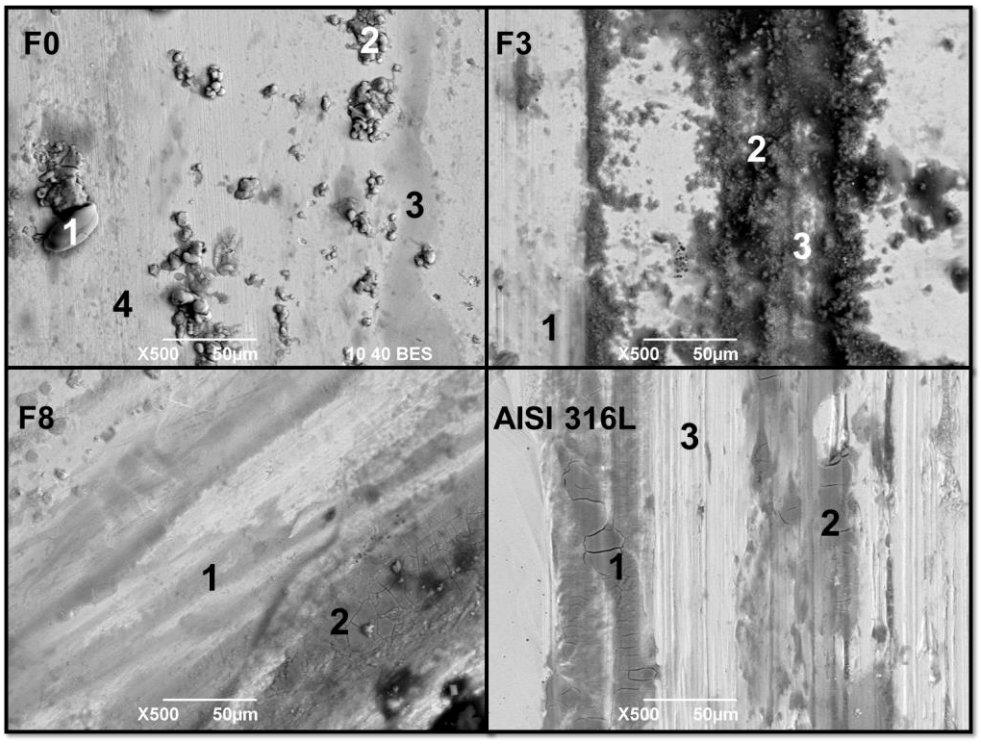


Figura 16 Imágenes SEM de las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L

Tabla 12 Composición correspondiente a espectro EDS de la Figura 16d, aleación AISI 316L (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Na	Cl	Ca	Cr	Mn	Ni	Fe
AISI 316L	1	8,74	33,42	0,84	0,76	0,70	14,99	-	4,56	35,97
	2	10,70	30,80	-	0,65	0,75	13,97	-	4,28	38,85
	3	4,04	-	-	-	-	17,61	1,45	9,22	67,67

Tabla 13 Composición correspondiente a espectro EDS de la Figura 16a, b y c, aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Al	Cl	Ca	Na	Mn	Fe
F0	1	-	29,67	-	10,98	-	-	14,32	45,03
	2	5,69	24,64	-	-	-	-	14,54	55,13
	3	7,70	14,28	-	-	-	2,05	15,65	60,32
	4	3,9	7,84	-	-	-	1,05	17,80	69,36
F3	1	6,62	15,11	2,28	-	-	2,73	15,77	57,47
	2	48,59	17,58	0,52	0,71	7,99	1,74	5,49	17,36
	3	14,63	11,62	1,62	-	3,88	1,20	17,25	49,80
F8	1	29,60	19,91	2,86	2,81	-	-	8,83	35,15
	2	15,32	24,73	4,42	1,44	-	4,56	9,53	40,18

La Figura 17 muestra las superficies de los contracuerpos después del ensayo de desgaste total, la Tabla 14 y Tabla 15 muestran la composición tomada mediante EDS correspondiente a dichas superficies; al igual que para el ensayo de desgaste puro, se observaron zonas con presencia de elementos correspondientes a los cuerpos de

ensayo, indicando que hubo transferencia de los materiales de estudio hacia el contracuerpo, también se observaron algunas fisuras y desprendimiento de las capas adheridas al contracuerpo, por lo cual los mecanismos de desgaste involucrados en este proceso son la adhesión y posible abrasión en combinación con la corrosión.

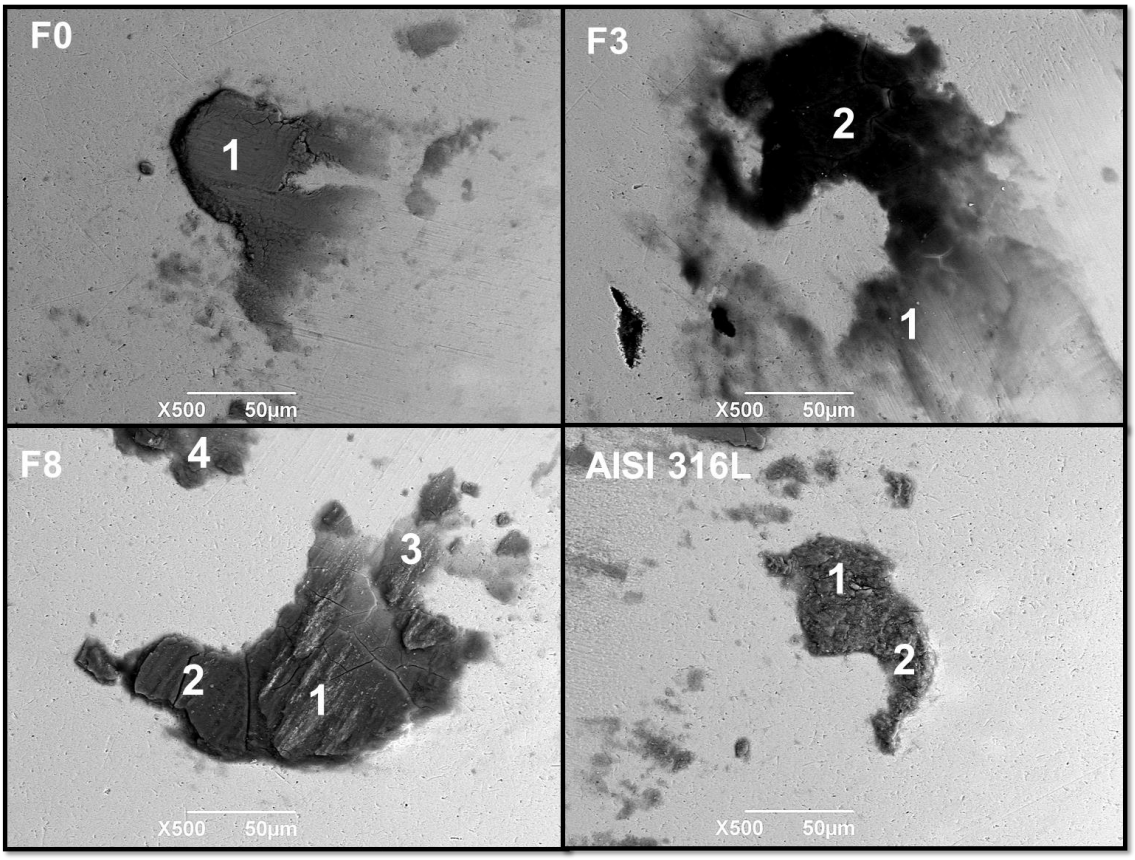


Figura 17 Imágenes SEM de los contracuerpos correspondientes a las aleaciones a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L después de las pruebas de desgaste total

Tabla 14 Composición mediante EDS correspondiente a la superficie de la Figura 17d, contracuerpo para la aleación AISI 316L (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Si	Cl	Cr	Fe	Ni	Zr

AISI 316L	1	26,54	43,90	0,54	0,98	6,30	15,78	1,28	3,65
	2	21,08	47,75	-	1,07	7,07	19,15	2,76	-

Tabla 15 Composición mediante EDS correspondiente a las superficies de la Figura 13a, b y c, contracuerpos para las aleaciones F0, F3 y F8 (% en peso)

Aleación	Espectro	C	O	Al	Cl	Na	Mn	Fe	Zr
F0	1	19,58	38,92	-	-	-	-	31,00	10,50
F3	1	31,71	42,54	7,21	1,63	-	-	4,32	12,59
	2	26,29	38,31	1,53	-	-	-	2,24	31,63
F8	1	14,17	54,38	13,67	3,66	-	0,78	1,72	25,67
	2	16,46	56,57	14,67	3,24	-	-	1,56	26,67
	3	11,88	53,63	8,25	2,06	1,70	1,78	6,68	11,53
	4	23,26	48,24	4,59	0,95	-	-	-	31,08

Las tasas de desgaste total se muestran en la Figura 18. En esta se evidencia el aporte del desgaste por deslizamiento, la corrosión y el efecto sinérgico entre ambos fenómenos al desgaste total. Las tasas de desgaste aumentaron con respecto al ensayo de desgaste puro, indicando que la corrosión reduce la resistencia al desgaste en los materiales de estudio en el sistema evaluado. Se encontró que la aleación F3 presentó la mayor tasa de desgaste y la aleación F0 mostró el menor valor (entre las tres aleaciones Fe-Mn-Al-C).

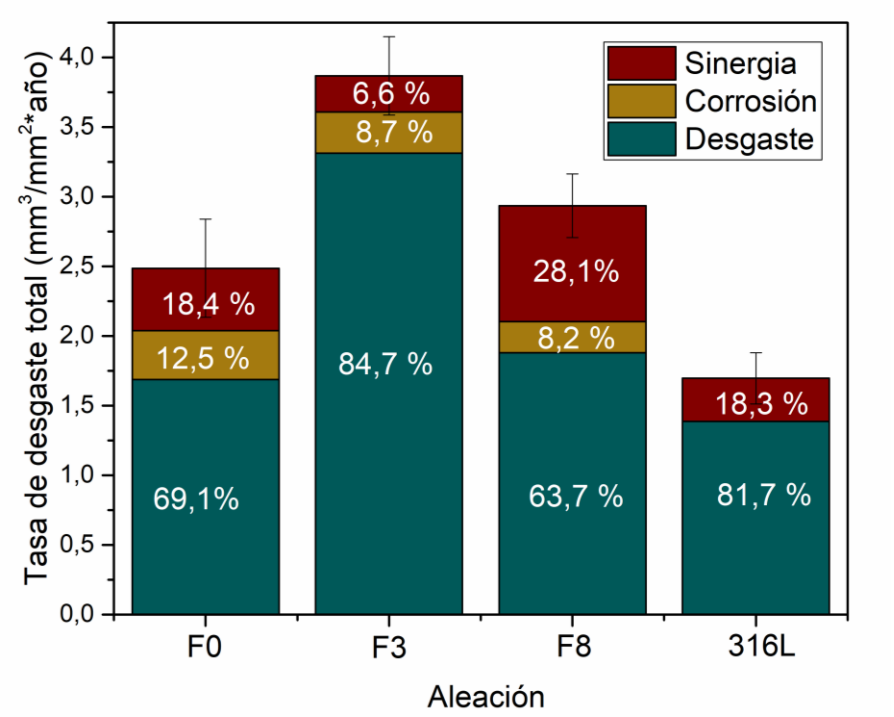


Figura 18. Tasa de desgaste total, T

La Figura 19 exhibe el comportamiento de la sinergia de todas las aleaciones. El efecto de sinergia fue mayor para la aleación F8, mientras que para F3 y AISI 316L dio menor sin diferencias significativas. La aleación F0 tuvo un valor de sinergia intermedio. Por tanto, la aleación F8 es más sensible al efecto sinérgico que los otros aceros. El mayor efecto de sinergia en la aleación F8 puede deberse a que el mecanismo de deformación que predomina en este material, acorde con su SFE, es la formación maclas y de microbandas y, también, a la desestabilización de la capa de óxido de aluminio. Estas microbandas se intersecan a medida que aumenta la deformación plástica en el material y subdividen el grano, lo cual resulta en un efecto de refinamiento del grano [29], [100]. De acuerdo con las predicciones teóricas, la corrosión tiende a darse en lugares con mayor energía asociada como concentración de defectos o bordes de grano, entonces, a medida que se reduce el tamaño de grano la corrosión aumentará [78], [101], [102]. Para este caso la formación de microbandas y posterior subdivisión del grano actúa como

barrera para el movimiento de dislocaciones, generando mucha concentración (densidad de dislocaciones) en esas zonas las cuales van a desestabilizar la capa pasiva, la cual a su vez ha sido removida por el efecto de la fricción, retardando su proceso de reformación y causando una mayor disolución de átomos de Fe y Mn. Para la aleación AISI 316L se observó el menor efecto de sinergia ya que a pesar de su alta deformación plástica, la capa pasiva de óxido de cromo que se forma en estos materiales es muy estable y se reconstruye rápidamente, protegiendo el material de la corrosión nuevamente y, por tanto, disminuyendo la interacción.

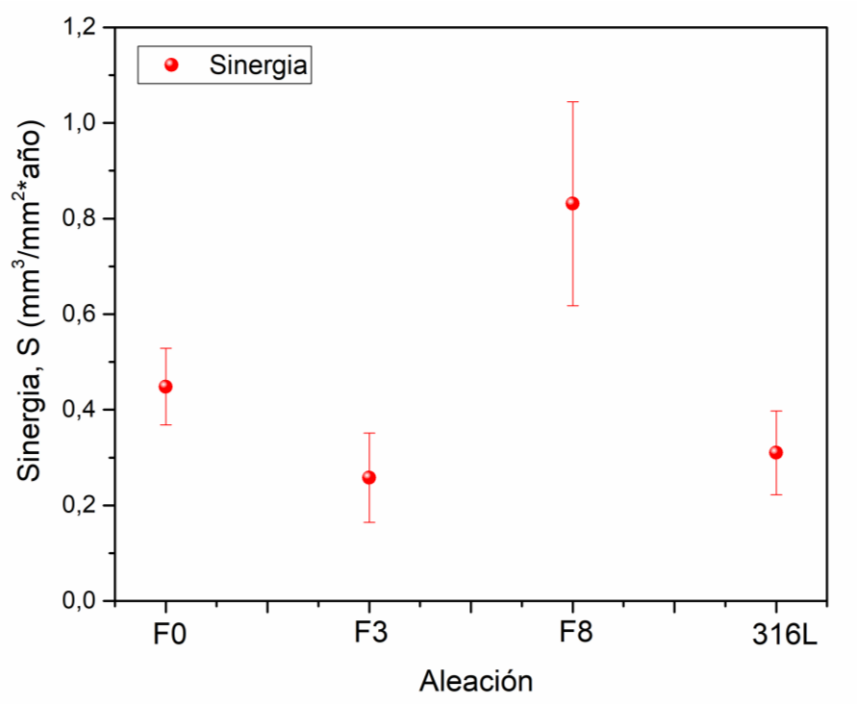


Figura 19. Sinergia, S

Las curvas de polarización bajo la acción del desgaste se muestran en la Figura 20. La Tabla 16 muestra los valores de los potenciales de corrosión (frente al electrodo de referencia de Ag/AgCl) y las tasas de corrosión con la acción del desgaste. En cuanto al potencial de corrosión se observó que no hubo variación en la aleación F0 con y sin desgaste, lo que se contrasta con la evolución temporal del OCP durante la prueba de desgaste total, el cual tuvo un comportamiento similar antes y durante el desgaste a

excepción de un periodo inicial, mientras que las otras tres aleaciones mostraron un corrimiento del potencial hacia valores más negativos debido a la acción del desgaste. Al contrastar los resultados de C_w con C_0 y mediante un análisis estadístico se encontró que para las aleaciones F3 y F8 la tasa de corrosión no varió significativamente con la acción del desgaste, mientras que para las aleaciones F0 y AISI 316L cambió en un 20,2 % y 7,4% respectivamente. Estos resultados no son coherentes con el planteamiento mencionado en el párrafo anterior ya que se esperaría que la aleación F8, que obtuvo un mayor efecto de sinergia, presentará un aumento en la tasa de corrosión, sin embargo, más adelante se muestran los aportes de la corrosión y el desgaste a la sinergia y se discute este comportamiento.

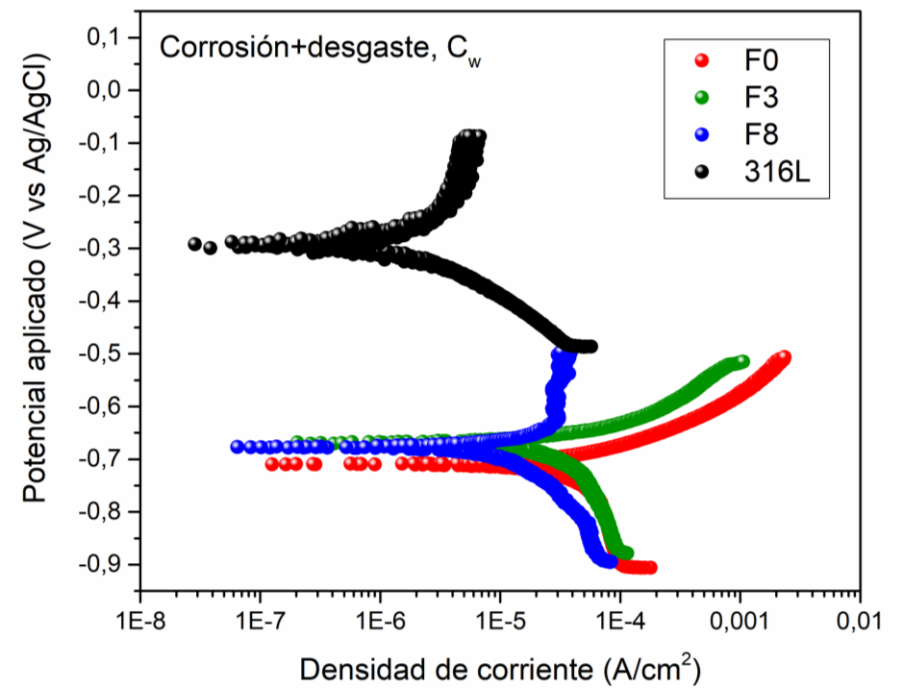


Figura 20. Curvas de polarización electroquímica durante la tribocorrosión de los aceros Fe-Mn-xAl-C y AISI 316L en solución de Ringer

Tabla 16. Parámetros del comportamiento frente a la tribocorrosión obtenidos mediante las curvas de polarización de la Figura 20 y el método de extrapolación Tafel

Aleación	Potencial de corrosión Ecorr [mV vs Ag/AgCl]	Tasa de corrosión [mm^3/mm^2*año]
F0	-0,71 ± 0,01	0,40 ± 0,04
F3	-0,66 ± 0,07	0,40 ± 0,10
F8	-0,67 ± 0,01	0,24 ± 0,10
AISI 316L	-0,30 ± 0,03	0,02 ± 0,01

La Figura 21 presenta los aportes a la sinergia del aumento en la tasa de desgaste debido a la corrosión, ΔWc y del aumento en la tasa de corrosión debido al desgaste mecánico, ΔCw. El aumento en la tasa de desgaste debida a la corrosión tuvo el principal aporte a la sinergia en todos los casos y fue mayor para la aleación F8, seguida de la AISI 316L, F0 y finalmente F3. Por otra parte, el aporte del aumento en la tasa de corrosión debida al desgaste fue menor al 10% para F8 y AISI 316L y mayor al 20% para F0 y F3, sin embargo, para F3 y F8 la barra de error indica que podría no haber efecto en el cambio en la tasa de corrosión con desgaste, tal y como se discutió en el párrafo anterior mientras que para la aleación AISI 316L puede que el cambio en la tasa de corrosión no sea tan grande como para F0 pero de acuerdo a lo hallado anteriormente, dicho cambio es diferente de cero. Una explicación para el aumento del desgaste debido a la corrosión fue propuesta por Jiang *et al.* [103] en la cual el desgaste durante la tribocorrosión se puede tratar como un proceso de micro fatiga de bajo ciclaje que involucra la iniciación y propagación de microfisuras. Debido al entorno y al acoplamiento galvánico entre la pista desgastada y la zona sin desgastar, habrá mayor densidad de sitios donde se puedan iniciar las fisuras a causa de defectos puntuales y dislocaciones generadas por la

deformación plástica las cuales serán más propensas a su disolución (mayor energía). Es decir, el electrolito promueve el crecimiento y la propagación de las microfisuras debido a la corrosión localizada en zonas dentro de la pista de desgaste.

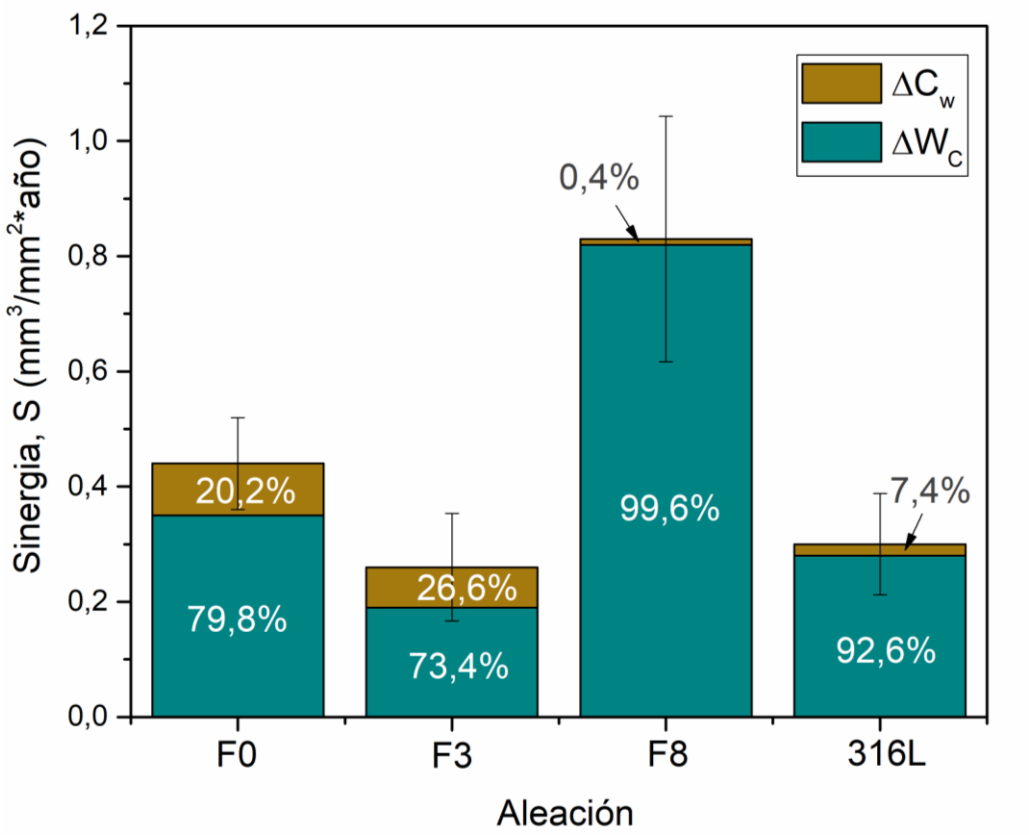


Figura 21. Aportes a la sinergia del aumento en la tasa de desgaste debido a la corrosión, ΔWc y del aumento en la tasa de corrosión debido al desgaste mecánico, ΔCw

Los perfiles de las pistas de desgaste total se muestran en la Figura 22. La aleación F0 tuvo la menor profundidad de pista mientras que para F3 y F8 los valores fueron estadísticamente iguales. Durante el periodo inicial (fluencia del material), en el cual hay desprendimiento de material debido al contacto entre asperezas, es posible que la aleación F0 haya comenzado a perder material más rápido debido a que su resistencia a la fluencia es menor. Una vez se termina este periodo, el material continúa con el proceso de endurecimiento por deformación y a medida que pasa el contracuerpo sobre la

superficie, las partículas endurecidas en la superficie se desprenden del material y se transfieren al contracuerpo, generando algunos surcos adicionales, para este caso F0 tuvo un mayor coeficiente de endurecimiento que F3, por tanto su resistencia al desgaste es mayor que para la aleación F3, además, se observó una pista de desgaste más profunda y menor deformación plástica en F3, lo cual indica que hubo un mayor desprendimiento de material endurecido, explicando su mayor pérdida de masa. Adicionalmente, para la aleación AISI 316L se aprecia deformación plástica en los dos lados de la pista en una mayor proporción, lo cual explica la menor tasa desgaste.

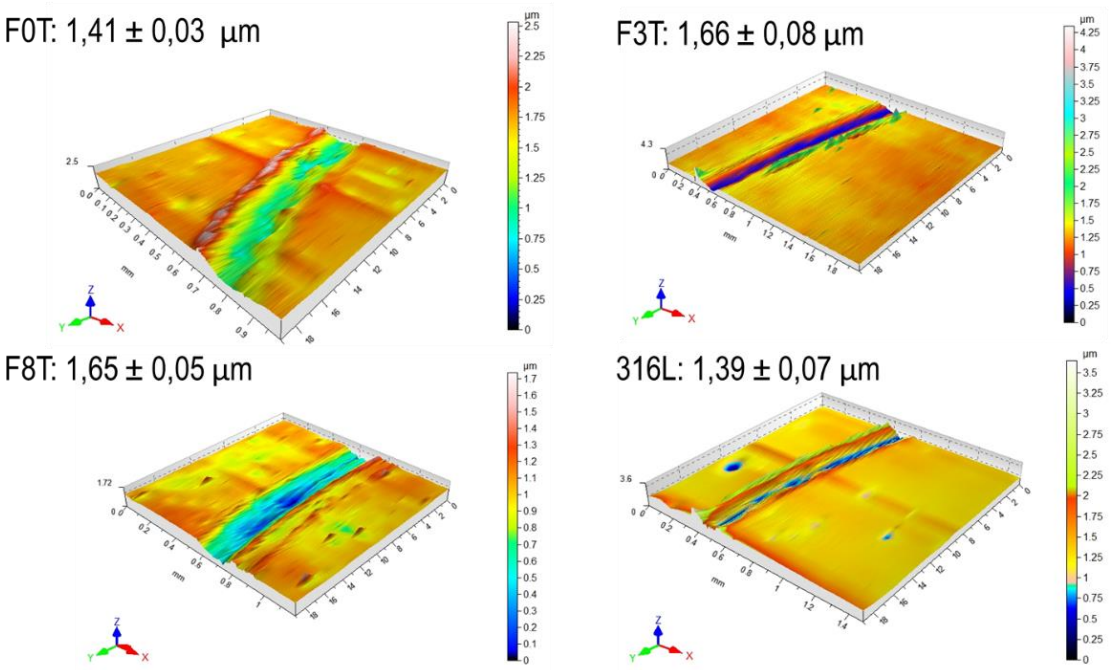


Figura 22 Pistas desgastadas después del ensayo de desgaste total, T

En un estudio de Frommeyer *et al.* [22] encontraron que una aleación Fe-20Mn-3Al-3Si exhibió un comportamiento combinado TRIP y TWIP durante la deformación plástica del material y también mostró un coeficiente de endurecimiento intermedio entre un aceros Fe-Mn-Al-Si TRIP y TWIP. Este comportamiento podría explicar la anomalía que se está

observando en la tasa de desgaste total, ya que durante el desgaste podría estar ocurriendo formación de martensita h.c.p en menor proporción que F0 y formación de maclas simultáneamente lo cual influye en el ataque de corrosión del material, ya que se tendrían zonas con distintas energías asociadas que, a su vez, afecta la tasa de desgaste de la aleación F3. Sin embargo, para corroborar dicha hipótesis es necesario realizar ensayos de DRX después de los ensayos de desgate en las probetas de estudio lo cual está fuera del alcance del presente proyecto. Otra hipótesis es que debido a la mayor profundidad en la pista de F3, se dio un mayor acoplamiento galvánico entre la zona desgastada y la zona sin desgastar, el cual produjo zonas más activas en la pista de desgaste que a su vez incrementaron la tasa de desgaste debido al incremento de densidad de sitios para la iniciación de fisuras. La Figura 23 presenta las imágenes estereoscópicas de las superficies de los materiales después del ensayo de desgaste total, la aleación F3 presenta mayor proporción de zonas oscuras, lo cual indica un mayor desgaste, mientras que la aleación F0 presenta zonas menos profundas y distribuidas sobre la superficie.

Para todos los casos el mayor aporte a la tasa de desgaste total se debió al desgaste puro, lo que indica que el desgaste mecánico puro es el factor predominante, siendo mayor el aporte en la aleación F3.

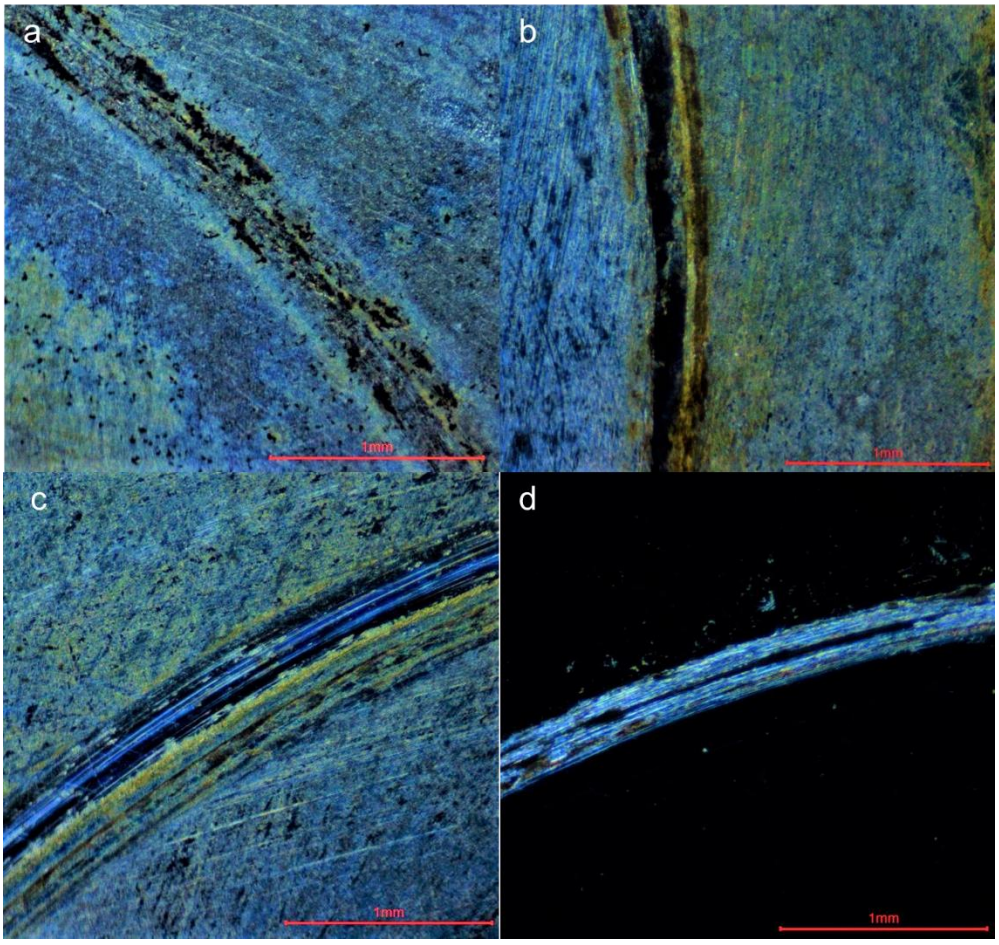


Figura 23. Fotos estereoscópicas de las pistas de desgaste en las probetas después del ensayo de desgaste total, T para a) F0, b) F3, c) F8 y d) AISI 316L.

6.6 Perfiles de endurecimiento

La Figura 24 muestra los perfiles de endurecimiento después de los ensayos de desgaste puro, W_0 y desgaste total, T. En todos los materiales se observa un aumento claro de la dureza después de los ensayos con respecto a la dureza inicial en ambos casos de desgaste, lo cual indica la formación de una capa endurecida producto de la deformación plástica. Para el caso del acero AISI 316L, para la condición de carga y velocidad aplicada, parte del aumento de la dureza se debe a la combinación de martensita

transformada y al endurecimiento de la austenita durante la deformación plástica [99]. Se observa además que la profundidad de la capa endurecida para a aleación F3 es mayor en el ensayo de desgaste total, T (alrededor de 94 μm) que, para el ensayo de desgaste puro, W_0 (alrededor de 55 μm) y que la aleación AISI 316L presentó un comportamiento contrario, es decir, para W_0 mostró un valor mayor (alrededor de 106 μm) y para T aproximadamente 70 μm, mientras que en las otras dos aleaciones no se observó variación significativa, indicando que la corrosión tiene un efecto sobre la remoción de la capa endurecida. El comportamiento observado podría explicarse mediante la remoción de la película pasiva en el acero AISI 316L durante el deslizamiento en el ensayo de desgaste total, causando exposición de material base al electrolito, produciendo una eliminación de partículas metálicas de la capa deformada y de zonas donde existen fisuras superficiales y subsuperficiales después de una cantidad de ciclos de deslizamiento, las cuales pueden generar debris o permanecer atrapadas en la interfaz de deslizamiento, formando una capa de transferencia más dura que no cubre toda la pista de desgaste. Peruzzo *et al.* [104] observaron la aglomeración y endurecimiento por deformación (debido a la acción del esfuerzo cortante de contacto) de partículas metálicas duras que quedaron atrapadas en la interfaz de contacto durante el deslizamiento reciprocante en seco de un acero AISI 316L, formando una capa de transferencia (mezcla de partículas metálicas y óxidos de Fe, Cr y Ni) que actúa como capa protectora contra el desgaste. En este caso puede que se forme dicha película, sin embargo, el desgaste aumenta debido al efecto sinérgico con la corrosión. En el caso de F3 la reconstrucción de la película de óxido estable (óxido de aluminio) es más lenta (Figura 14) y no uniforme, dejando algunas zonas expuestas al electrolito durante cada paso del contracuerpo, causando también eliminación de partículas metálicas de la capa deformada y de zonas donde existen fisuras debido a la deformación plástica. Este proceso se repite durante el paso continuo del contracuerpo sobre la misma zona, generando cada vez un nuevo contacto con el material base a mayor profundidad (debido al aumento del área de contacto por la deformación) y produciendo el endurecimiento de material base a mayores profundidades.

En un estudio de Zambrano *et al.* [87] encontraron que la dureza inicial no es un parámetro útil para predecir la resistencia al desgaste abrasivo en este tipo de materiales, lo cual concuerda con los resultados de las tasas de desgaste del presente trabajo, donde tampoco es útil para predecir la resistencia al desgaste por deslizamiento ni al desgaste total en sinergia corrosión-desgaste. La comparación de la dureza en la superficie desgastada y el material base (núcleo) para cada material $H_{superficie}/H_{nucleo}$ en función de las tasas de desgaste puro y total se presenta en la Figura 25 . Para ambos casos el factor es mayor a 1, lo cual indica un aumento en la dureza debido al proceso de deformación plástica. Se observa, además, que para ambos casos los valores de la razón para F0 y F8 no fueron significativamente diferentes mientras que F3 mostró un valor significativamente menor, lo que podría explicar la mayor tasa de desgaste puro y total. F0 y F8 mostraron mayores valores de la razón en comparación con la aleación AISI 316L, sin embargo, presentaron mayores tasas de desgaste total y puro. Este comportamiento puede deberse a que las capas superficiales con mayor dureza que resultan del proceso de deformación plástica podrían no ser soportadas por el material base (más blando), produciendo una mayor eliminación del material a causa del paso posterior del contracuerpo con material base y óxidos duros adherido a este [99].

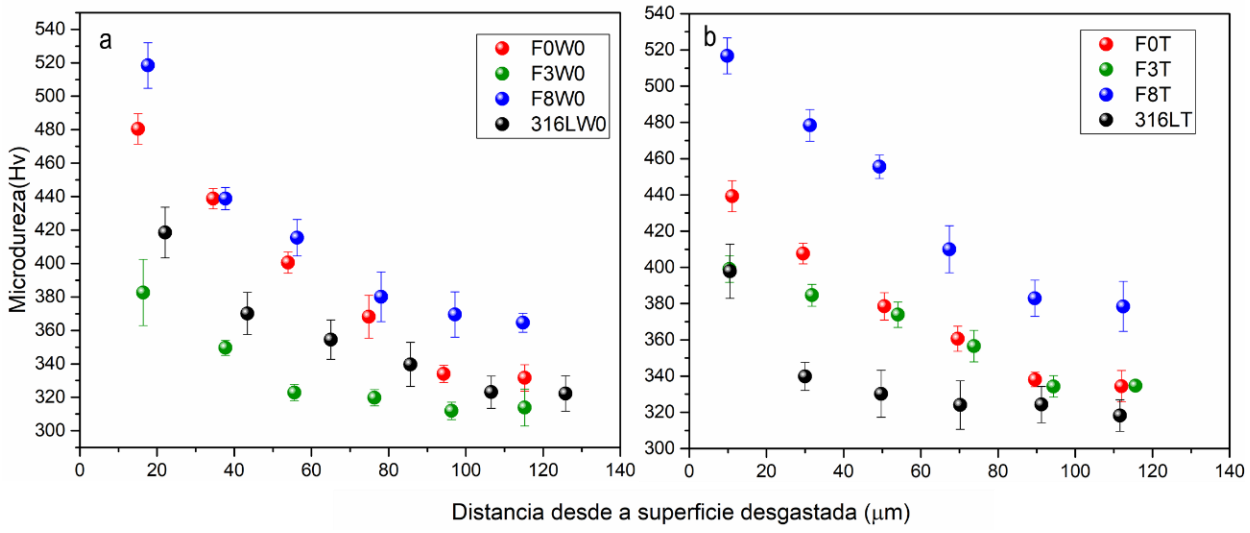


Figura 24. Perfiles de endurecimiento de las aleaciones después de los ensayos de a) desgaste por deslizamiento puro y b) desgaste total

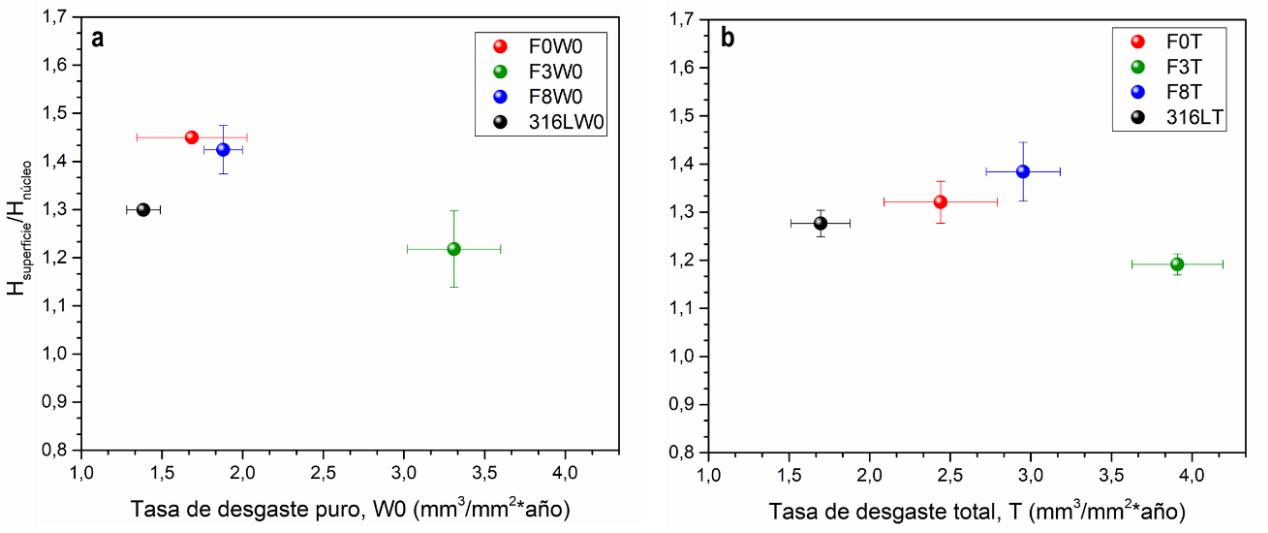


Figura 25. Factor $H_{superficie}/ H_{núcleo}$ en función de las tasas de desgaste a) Puro y b) Total

No existe mucha literatura con respecto al estudio del comportamiento de la tribocorrosión en aceros Fe-Mn-Al-C, por lo cual es importante aclarar que las hipótesis anteriores i) formación de óxidos y comportamiento del OCP en F0, ii) mayor efecto de sinergia en la aleación F8 debido a la formación maclas y microbandas y, también, a la desestabilización de la capa de óxido de aluminio, iii) aumento del desgaste debido a la corrosión a causa de mayor densidad de sitios donde se puedan iniciar las fisuras por el entorno y el acoplamiento galvánico entre la pista desgastada (zona más activa) y la zona sin desgastar, iv) comportamiento mecánico debido a mecanismos combinados TRIP-TWIP, lo cual influye en el ataque de corrosión del material y a su vez, afecta la tasa de desgaste de la aleación, v) formación de la capa endurecida después de la deformación y profundidad de dicha capa; requieren de investigación adicional para poder entender los mecanismos de deformación y procesos involucrados: estudios mediante SEM y EDS a distintos tiempos de ensayo para i) y v), TEM para ii) y iv).

7 CONCLUSIONES

Se diseñó, adaptó y se puso a punto un dispositivo que permitió evaluar y cuantificar la sinergia del desgaste por deslizamiento-corrosión en aleaciones Fe-Mn-xAl-C.

La aleación de F0 mostró una mayor tendencia a sufrir corrosión que las otras dos aleaciones y una mayor tasa de corrosión que la aleación F8, lo cual se debe a que la adición de Al promueve la formación de una capa de óxido enriquecida de aluminio estable sobre la superficie del material que protege contra la corrosión.

La aleación F3 mostró la mayor tasa de desgaste puro lo cual se debe a la mayor precipitación e incrustación de partículas en la superficie del material produciendo mayor desprendimiento, así como el debris de desprendido del material adherido al contracuerpo generando posible abrasión.

La aleación AISI 316L obtuvo la menor tasa de desgaste lo cual se debe a su mayor capacidad de deformación plástica implicando un menor desprendimiento de material.

Las tasas de desgaste total aumentaron con respecto al ensayo de desgaste puro, indicando que la corrosión reduce la resistencia al desgaste en los materiales de estudio en el sistema evaluado.

La aleación F3 presentó la mayor tasa de desgaste comportamiento que se atribuye al mayor desprendimiento de la capa endurecida de la superficie del material y abrasión generada por debris que queda entre el contracuerpo y el material.

La aleación F0 mostró la menor tasa de desgaste total debido a su mayor coeficiente de endurecimiento por deformación.

El mayor aporte a la tasa de desgaste total se debió al desgaste puro para todos los materiales.

La aleación F8 es más sensible al efecto de sinergia que los otros aceros.

El mayor aporte a la sinergia correspondió al aumento en la tasa de desgaste debido a la corrosión para todas las aleaciones

Se observó un aumento de la dureza después del desgaste (total y puro) con respecto a la dureza inicial lo cual indica la formación de una capa endurecida producto de la deformación plástica, dicha capa no es soportada por el material base para el caso de las aleaciones FeMnAlC, produciendo una mayor eliminación del material a causa del paso posterior del contracuerpo con material base y óxidos duros adherido a este.

En este caso de desgaste por deslizamiento en combinación con la corrosión, la dureza no es no es un parámetro útil para predecir la resistencia al desgaste de los materiales, en contraste, la adición de Al (que modifica la SFE), la formación de precipitados y óxidos y el endurecimiento debido a la deformación influyen en su comportamiento.

8 RECOMENDACIONES Y TRABAJOS FUTUROS

Como trabajos futuros se propone:

Realizar microscopía electrónica de transmisión para caracterizar los mecanismos de deformación después de los ensayos de desgaste total y puro.

Estudiar las tasas de desgaste puro a distintos potenciales catódicos y la influencia de los depósitos formados sobre la superficie.

Estudiar los productos de desgaste-corrosión mediante DRX, espectroscopía Mössbauer, XPS y espectroscopía Raman.

Determinar la resistencia al desgaste total en aleaciones Fe-Mn-Al-C en solución Ringer durante distintos tiempos de exposición.

Evaluar el efecto de la razón del área expuesta y el área de la pista de desgaste en el acoplamiento galvánico.

9 BIBLIOGRAFÍA

[1] BIR, “Annual Report 2020,” *Bur. Int. Recycl.*, vol. 5, no. 1, pp. 33–37, 2021.

[2] I. Grand View Research, “Stainless Steel Market Size, Share & Trends Analysis Report,” *978-1-68038-945-6*, 2020. .

[3] S. Chen, R. Rana, A. Haldar, and R. K. Ray, “Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 89, pp. 345–391, 2017.

[4] O. A. Zambrano, “Review A general perspective of Fe – Mn – Al – C steels,” *J. Mater. Sci.*, 2018.

[5] J. Ramos, J. F. Piamba, H. Sánchez, and G. A. Pérez Alcazar, “Mossbauer and XRD characterization of the phase transformations in a Fe-Mn-Al-C-Mo-Si-Cu as cast alloy during tribology test,” in *Proceedings of the 14th Latin American Conference on the Applications of the Mössbauer Effect (LACAME 2014)*, 2015, vol. 232, pp. 119–126.

[6] K. T. Park, K. G. Jin, S. H. Han, S. W. Hwang, K. Choi, and C. S. Lee, “Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 16–17, pp. 3651–3661, 2010.

[7] O. A. Zambrano *et al.*, “Elucidating the role of K-carbides in Fe–Mn–Al–C alloys on abrasion wear,” *Tribol. Int.*, vol. 135, no. January, pp. 421–431, 2019.

[8] G. Tsay, C. Lin, C. Chao, and T. Liu, “A New Austenitic FeMnAlCrC Alloy with High-Strength, High-Ductility, and Moderate Corrosion Resistance,” *Mater. Trans.*, vol. 51, no. 12, pp. 2318–2321, 2010.

[9] A. C. Vargas, J. Pablo, V. Triana, W. Aperador, and E. V. López, “Estudio del desgaste y evaluación electroquímica de aleaciones FeMnAl y acero AISI 316 LVM en fluido biológico simulado Wear study and electrochemical evaluation of FeMnAl alloys and AISI 316 LVM steel in simulated body fluid,” pp. 67–73, 2011.

[10] K. Sato, K. Tagawa, and Y. Inoue, “Modulated structure and magnetic properties of age-hardenable Fe-Mn-Al-C alloys,” *Metall. Trans. A*, vol. 21, no. 1, pp. 5–11, 1990.

[11] H. Springer and D. Raabe, “Rapid alloy prototyping: Compositional and thermo-mechanical high throughput bulk combinatorial design of structural materials based on the example of 30Mn-1.2C-xAl triplex steels,” *Acta Mater.*, vol. 60, pp. 4950–4959, 2012.

[12] K. Choi *et al.*, “Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe-28Mn-9Al-0.8C steel,” *Scr. Mater.*, vol. 63, no. 10, pp. 1028–1031, 2010.

[13] A. Etienne *et al.*, “Ferrite effects in Fe-Mn-Al-C triplex steels,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 1, pp. 324–334, 2014.

[14] O. Bouaziz, S. Allain, C. P. Scott, P. Cugy, and D. Barbier, “High manganese austenitic twinning induced plasticity steels : A review of the microstructure properties relationships,” *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, vol. 15, no. 4, pp. 141–168, 2011.

[15] J. D. Yoo and K. T. Park, “Microband-induced plasticity in a high Mn-Al-C light steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 496, no. 1–2, pp. 417–424, 2008.

[16] J. D. Yoo, S. W. Hwang, and K. T. Park, “Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 40, no. 7, pp. 1520–1523, 2009.

[17] B. C. De Cooman, O. Kwon, and K. G. Chin, “State-of-the-knowledge on TWIP steel,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 28, no. 5, pp. 513–527, 2012.

[18] J. A. Castañeda, O. A. Zambrano, G. A. Alcázar, S. A. Rodríguez, and J. J. Coronado, “Stacking fault energy determination in fe-mn-al-c austenitic steels by x-ray diffraction,” *Metals (Basel).*, vol. 11, no. 11, pp. 1–20, 2021.

[19] E. I. Galindo-Nava and P. E. J. Rivera-Díaz-del-Castillo, “Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects,” *Acta Mater.*, vol. 128, pp. 120–134, 2017.

[20] L. Liu, B. He, and M. Huang, “The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 20, no. 6, pp. 1–17, 2018.

[21] I. Gutierrez-Urrutia and D. Raabe, “Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe-Mn-Al-C steel,” *Acta Mater.*, vol. 60, no. 16, pp. 5791–5802, 2012.

[22] G. Frommeyer, U. Brüx, and P. Neumann, “2003_Georg_TRIP-TWIP_γ-twin_barrier,” vol. 43, no. 3, pp. 438–446, 2003.

[23] M. S. Jellesen, M. O. HANSEN, L. R. Hilbert, and P. Moller, “A block-on-ring tribocorrosion setup for combined electrochemical and friction testing,” *Wiley Intersci.*, vol. 13, pp. 115–127, 2007.

[24] H. Hermawan, D. Ramdan, and J. R. P. Djuansjah, “Metals for Biomedical Applications,” in *Biomedical Engineering - From Theory to Applications*, 2011, pp. 411–430.

[25] ASTM International, “Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion,” *ASTM Stand.*, vol. 93, no. Reapproved 2016, pp. 1–7, 2016.

[26] M. Z. Ibrahim, A. A. D. Sarhan, F. Yusuf, and M. Hamdi, “Biomedical materials and techniques to improve the tribological, mechanical and biomedical properties of orthopedic implants – A review article,” *J. Alloys Compd.*, vol. 714, pp. 636–667, 2017.

[27] Q. Chen and G. A. Thouas, “Metallic implant biomaterials,” *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 87, pp. 1–57, 2015.

[28] M. A. Minnath, *Metals and alloys for biomedical applications*. Elsevier Ltd, 2018.

[29] J. Park and R. S. Lakes, *Biomaterials. An Introduction*. Springer, 2007.

[30] M. Niinomi, “Recent metallic materials for biomedical applications,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 33, no. 3, pp. 477–486, 2007.

[31] A. L. Ramírez-Ledesma, P. Roncagliolo, M. A. Álvarez-Pérez, H. F. Lopez, and J. A. Juárez-Islas, “Corrosion Assessment of an Implantable Dental Co-Cr Alloy in Artificial Saliva and Biocompatibility Behavior,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 29, no. 3, pp. 1657–1670, 2020.

[32] A. P. López, C. P. G. García, P. J. A. Mejía, and M. E. M. Fernández, “Cytotoxic and genotoxic study of in vitro released productos of stainless steel 316L with bioactive ceramic coatings,” *Iatreia*, vol. 20, no. 1, 2007.

[33] D. Singh, R. Singh, K. S. Boparai, I. Farina, L. Feo, and A. K. Verma, “In-vitro studies of SS 316 L biomedical implants prepared by FDM, vapor smoothing and investment casting,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 132, pp. 107–114, 2018.

[34] F. M. Noor, K. R. Jamaludin, and S. Ahmad, “Fabrication of Porous Stainless Steel 316L for Biomedical Applications,” *MATEC Web Conf.*, vol. 135, pp. 1–7, 2017.

[35] J. Stendal, O. Fergani, H. Yamaguchi, and N. Espallargas, “A Comparative Tribocorrosion Study of Additive Manufactured and Wrought 316L Stainless Steel in Simulated Body Fluids,” *J. Bio- Tribo-Corrosion*, vol. 4, no. 1, pp. 1–10, 2018.

[36] B. A. Obadele, A. Andrews, M. B. Shongwe, and P. A. Olubambi, “Tribocorrosion behaviours of AISI

310 and AISI 316 austenitic stainless steels in 3.5% NaCl solution," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 171, pp. 239–246, 2016.

[37] L. V. Wilches, J. A. Uribe, and A. Toro, "Wear of materials used for artificial joints in total hip replacements," *Wear*, vol. 265, no. 1–2, pp. 143–149, 2008.

[38] A. Brończyk, P. Kowalewski, and M. Samoraj, "Tribocorrosion behaviour of Ti6Al4V and AISI 316L in simulated normal and inflammatory conditions," *Wear*, vol. 434–435, no. July, p. 202966, 2019.

[39] S. Carquigny, J. Takadoum, and S. Ivanescu, "Corrosion and tribocorrosion study of 316L steel, Ti–6Al–4V and Ti–10Zr–10Nb–5Ta," *Tribol. - Mater. Surfaces Interfaces*, vol. 13, no. 2, pp. 112–119, 2019.

[40] M. Abbasi, S. Kheirandish, Y. Kharrazi, and J. Hejazi, "On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels," *Wear*, vol. 268, no. 1, pp. 202–207, 2010.

[41] W. Aperador, S. Lizarazo, and A. Mejía, "BIOMATERIALES BASADOS EN FERMANAL, UNA OPCIÓN PARA LA FABRICACIÓN DE IMPLANTES QUIRÚRGICOS," *Rev. Mex. Ing. Química*, vol. 12, no. 3, pp. 505–511, 2013.

[42] M. B. Kannan, R. K. S. Raman, and S. Khoddam, "Comparative studies on the corrosion properties of a Fe-Mn-Al-Si steel and an interstitial-free steel," *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 10, pp. 2879–2884, 2008.

[43] Y. S. Zhang and X. M. Zhu, "Electrochemical polarization and passive film analysis of austenitic Fe-Mn-Al steels in aqueous solutions," *Corros. Sci.*, vol. 41, pp. 1817–1833, 1999.

[44] P. C. Chen, C. G. Chao, and T. F. Liu, "A novel high-strength, high-ductility and high-corrosion-resistance FeAlMnC low-density alloy," *Scr. Mater.*, vol. 68, no. 6, pp. 380–383, 2013.

[45] S. J. Hsueh, J. Y. Huang, C. G. Chao, J. Y. Juang, and T. F. Liu, "Mechanical behavior and electrochemical stability of gas-nitrided FeMnAlC alloy in simulated body fluid," *Mater. Lett.*, vol. 216, pp. 150–153, 2018.

[46] J. Villamizar *et al.*, "Evaluacion del desempeño triboquimico de aleaciones Fermanal en solucion de Hank's," *Rev. Colomb. Mater.*, vol. 5, pp. 331–341, 2013.

[47] B. C. De Cooman, Y. Estrin, and S. K. Kim, "Twinning-induced plasticity (TWIP) steels," *Acta Mater.*,

vol. 142, pp. 283–362, 2018.

[48] W. S. Choi, B. C. De Cooman, S. Sandlöbes, and D. Raabe, “Size and orientation effects in partial dislocation-mediated deformation of twinning-induced plasticity steel micro-pillars,” *Acta Mater.*, vol. 98, pp. 391–404, 2015.

[49] K. H. Han, “On the coarsening of the modulated structure during aging of austenitic FeMnAlC alloys prepared by the rapid solidification process,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 197, no. 2, pp. 223–229, 1995.

[50] L. Bartlett and D. Van Aken, “High Manganese and Aluminum Steels for the Military and Transportation Industry,” *Jom*, vol. 66, no. 9, pp. 1770–1784, 2014.

[51] L. N. Bartlett, D. C. Van Aken, J. Medvedeva, D. Isheim, N. I. Medvedeva, and K. Song, “An atom probe study of kappa carbide precipitation and the effect of silicon addition,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 45, pp. 2421–2435, 2014.

[52] I. S. Kalashnikov, O. Acselrad, A. Shalkevich, L. D. Chumakova, and L. C. Pereira, “Heat treatment and thermal stability of FeMnAlC alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 136, pp. 72–79, 2003.

[53] W. C. Cheng, C. Y. Cheng, C. W. Hsu, and D. E. Laughlin, “Phase transformation of the L1<inf>2</inf> phase to kappa-carbide after spinodal decomposition and ordering in an Fe-C-Mn-Al austenitic steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 642, pp. 128–135, 2015.

[54] W. K. Choo, J. H. Kim, and J. C. Yoon, “Microstructural change in austenitic Fe-30.0wt%Mn-7.8wt%Al-1.3wt%C initiated by spinodal decomposition and its influence on mechanical properties,” *Acta Metall.*, vol. 45, no. 12, pp. 4877–4885, 1997.

[55] H. J. L. Hertzberg Richard W, Vinci Richard P., *Deformation and Fracture Mechanics of Engieering Materials*. 1982.

[56] ASTM International, “G40-15 Standard Terminology realting to Wear and Erosion,” *ASTM Int.*, vol. G40-15, pp. 1–9, 2016.

[57] I. Hutchings, *Tribology*. .

[58] ASTM international, “G119-93: Standard Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion,” *ASTM B. Stand.*, vol. 93, no. Reapproved, pp. 1–7, 1994.

[59] NACE/ASTM, “Standard Terminology and Acronyms Relating to Corrosion,” *ASTM Int.*, vol. G193-12d, pp. 1–20, 2012.

[60] A. López-Ortega, J. L. Arana, and R. Bayón, “Tribocorrosion of Passive Materials: A Review on Test Procedures and Standards,” *Int. J. Corros.*, vol. 2018, no. 12, p. 24, 2002.

[61] ASTM international, “G102-89 Standard Practice for from Electrochemical Measurements,” *ASTM Int.*

[62] M. T. Mathew, M. A. Wimmer, R. Pourzal, A. Fischer, and P. Srinivasa Pai, “Significance of Tribocorrosion in Biomedical Applications: Overview and Current Status,” *Adv. Tribol.*, pp. 1–12, 2009.

[63] D. Jones, *Principles and prevention of corrosion*, Second Edi. United States of America: Prentice Hall, 1996.

[64] S. Mischler, “Triboelectrochemical techniques and interpretation methods in tribocorrosion: A comparative evaluation,” *Tribol. Int.*, vol. 41, no. 7, pp. 573–583, 2008.

[65] M. Azzi and J. A. Szpunar, “Tribo-electrochemical technique for studying tribocorrosion behavior of biomaterials,” vol. 24, pp. 443–446, 2007.

[66] A. Butt *et al.*, “Design, Development, and Testing of a Compact Tribocorrosion Apparatus for Biomedical Applications,” *J. Bio- Tribo-Corrosion*, vol. 1, no. 1, 2015.

[67] J. F. Friedersdorf and G. R. Holcomb, “Pin-on-Disk Corrosion-Wear Test,” *J. Test. Eval.*, vol. 26, no. 4, pp. 352–357, 1998.

[68] M. T. Mathew, T. Uth, N. J. Hallab, R. Pourzal, A. Fischer, and M. A. Wimmer, “Construction of a tribocorrosion test apparatus for the hip joint: Validation, test methodology and analysis,” *Wear*, vol. 271, no. 9–10, pp. 2651–2659, 2011.

[69] J. Chen, Q. Zhang, Q. A. Li, S. L. Fu, and J. Z. Wang, “Corrosion and tribocorrosion behaviors of AISI 316 stainless steel and Ti6Al4V alloys in artificial seawater,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.*, vol. 24, no. 4, pp. 1022–1031, 2014.

[70] M. T. Mathew, E. Ariza, L. A. Rocha, F. Vaz, A. C. Fernandes, and M. M. Stack, “Tribo-Corrosion behaviour of TiCxOy thin films in bio-fluids.,” *Electrochim. Acta*, vol. 56, no. 2, pp. 929–937, 2010.

[71] S. C. Ferreira *et al.*, “Tribocorrosion behaviour of ZrOxNy thin films for decorative applications,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 200, no. 22-23 SPEC. ISS., pp. 6634–6639, 2006.

[72] K. Pondicherry, J. Vancoillie, J. De Pauw, J. Sukumaran, D. Fauconnier, and P. De Baets, “Design

and development of a novel electrochemical abrasion-corrosion tester," *Tribol. Int.*, pp. 652–660, 2019.

[73] A. Berradja, F. Bratu, L. Benea, G. Willems, and J. P. Celis, "Effect of sliding wear on tribocorrosion behaviour of stainless steels in a Ringer's solution," *Wear*, vol. 261, no. 9, pp. 987–993, 2006.

[74] ASTM international, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1," *ASTM Int.*, vol. 03.01, no. July, pp. 1–12, 2012.

[75] ASTM international, "E384 -17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials," *ASTM Int.*, pp. 1–40.

[76] ASTM, "E112-12 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size," *Astm E112-10*, pp. 1–27, 2010.

[77] ASTM E8, "ASTM E8/E8M standard test methods for tension testing of metallic materials 1," *Annu. B. ASTM Stand. 4*, no. C, pp. 1–27, 2010.

[78] S. Kumar and T. S. N. S. Narayanan, "Electrochemical characterization of B-Ti alloy in Ringer ' s solution for implant application," *J. Alloys Compd.*, vol. 479, pp. 699–703, 2009.

[79] C. Montero-Ocampo, "Effect of compressive straining on corrosion resistance of a shape memory Ni-Ti alloy in ringer's solution," vol. 32, pp. 583–591, 1996.

[80] ASTM International G5, "Making Potentiodynamic Anodic Polarization," *Astm*, pp. 1–8, 2015.

[81] ASTM, "G99-05 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus 1," *Wear*, vol. 05, no. Reapproved 2010, pp. 1–5, 2011.

[82] ASTM Standard G119-09 (2016), "ASTM G119-09: Guide for Determining Synergism Between Wear and Corrosion." 2016.

[83] G. Frommeyer, E. J. Drewes, and B. Engl, "Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels," *Rev. Métallurgie*, vol. 97, no. 10, pp. 1245–1253, 2000.

[84] G. R. Lehnhoff, K. O. Findley, and B. C. De Cooman, "The influence of silicon and aluminum alloying on the lattice parameter and stacking fault energy of austenitic steel," *Scr. Mater.*, vol. 92, pp. 19–22, 2014.

[85] C. M. Chu, H. Huang, and P. W. Kao, "EFFECT OF ALLOYING CHEMISTRY O N THE LATFICE C

O N S T A N T OF AUSTENITIC Fe-Mn-A1-C ALLOYS," *Scr. Metall. Mater.*, vol. 30, no. c, pp. 505–508, 1994.

[86] J. Xing, Y. Wei, and L. Hou, "An Overview of the Effects of Alloying Elements on the Properties of Lightweight Fe-(15–35) Mn-(5–12) Al-(0.3–1.2) C Steel," *Jom*, vol. 70, no. 6, pp. 929–937, 2018.

[87] O. A. Zambrano, Y. Aguilar, J. Valdés, S. A. Rodríguez, and J. J. Coronado, "Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels," *Wear*, vol. 348–349, pp. 61–68, 2016.

[88] S. G. Chowdhury, P. Sahu, B. Mahato, and P. K. De, "Evolution of Recrystallization Texture in AISI300 Series Austenitic Stainless Steels After Cold Rolling to Large Strain," *Microstruct. Texture Steels*, pp. 361–378, 2009.

[89] Y. Sutou, N. Kamiya, R. Umino, L. Ohnuma, and K. Ishida, "High-strength Fe-2OMn-Al-C-based alloys with low density," *ISIJ Int.*, vol. 50, no. 6, pp. 893–899, 2010.

[90] S. A. R. Pulecio, M. C. M. Farias, and R. M. Souza, "Finite element and dimensional analysis algorithm for the prediction of mechanical properties of bulk materials and thin films," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 205, no. 5, pp. 1386–1392, 2010.

[91] D. Raabe *et al.*, "Alloy Design, Combinatorial Synthesis, and Microstructure–Property Relations for Low-Density Fe-Mn-Al-C Austenitic Steels," *Jom*, vol. 66, no. 9, pp. 1845–1856, 2014.

[92] M. Abbasi, S. Kheirandish, Y. Kharrazi, and J. Hejazi, "The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 513–514, no. C, pp. 72–76, 2009.

[93] B. K. Zuidema, D. K. Subramanyam, and W. C. Leslie, "Effect of Aluminum on the Work Hardening and Wear Resistance of Hadfield Manganese Steel.," *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 18 A, no. 9, pp. 1629–1639, 1987.

[94] T. Dieudonné *et al.*, "Role of copper and aluminum on the corrosion behavior of austenitic Fe-Mn-C TWIP steels in aqueous solutions and the related hydrogen absorption," *Corros. Sci.*, vol. 83, pp. 234–244, 2014.

[95] X. Luo, X. Li, Y. Sun, and H. Dong, "Tribocorrosion behavior of S-phase surface engineered medical grade Co-Cr alloy," *Wear*, vol. 302, no. 1–2, pp. 1615–1623, 2013.

[96] M. Sarlak, T. Shahrabi, and M. Zamanzade, "Investigation of calcareous deposits formation on

copper and 316L stainless steel under cathodic polarization in artificial seawater," *Prot. Met. Phys. Chem. Surfaces*, vol. 45, no. 2, pp. 216–222, 2009.

[97] W. H. Hartt and K. Kim, "Characteristics of Cathodic Protection and Calcareous Deposits for Type 316L Stainless Steel in Simulated Deep Sea Conditions," *CORROSION 2006*. p. NACE-06104, 12-Mar-2006.

[98] E. Cabrol, C. Boher, V. Vidal, F. Rezaï-Aria, and F. Touratier, "A correlation between tribological behavior and crystal structure of cobalt-based hardfacings," *Wear*, vol. 426–427, pp. 996–1007, 2019.

[99] M. C. M. Farias, R. M. Souza, A. Sinatora, and D. K. Tanaka, "The influence of applied load, sliding velocity and martensitic transformation on the unlubricated sliding wear of austenitic stainless steels," *Wear*, vol. 263, no. 1-6 SPEC. ISS., pp. 773–781, 2007.

[100] D. A. Hughes, "Microstructural evolution in a non-cell forming metal: AlMg," *Acta Metall. Mater.*, vol. 41, no. 5, pp. 1421–1430, 1993.

[101] A. Di Schino, M. Barteri, and J. M. Kenny, "Grain size dependence of mechanical, corrosion and tribological properties of high nitrogen stainless steels," *J. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 15, pp. 3257–3262, 2003.

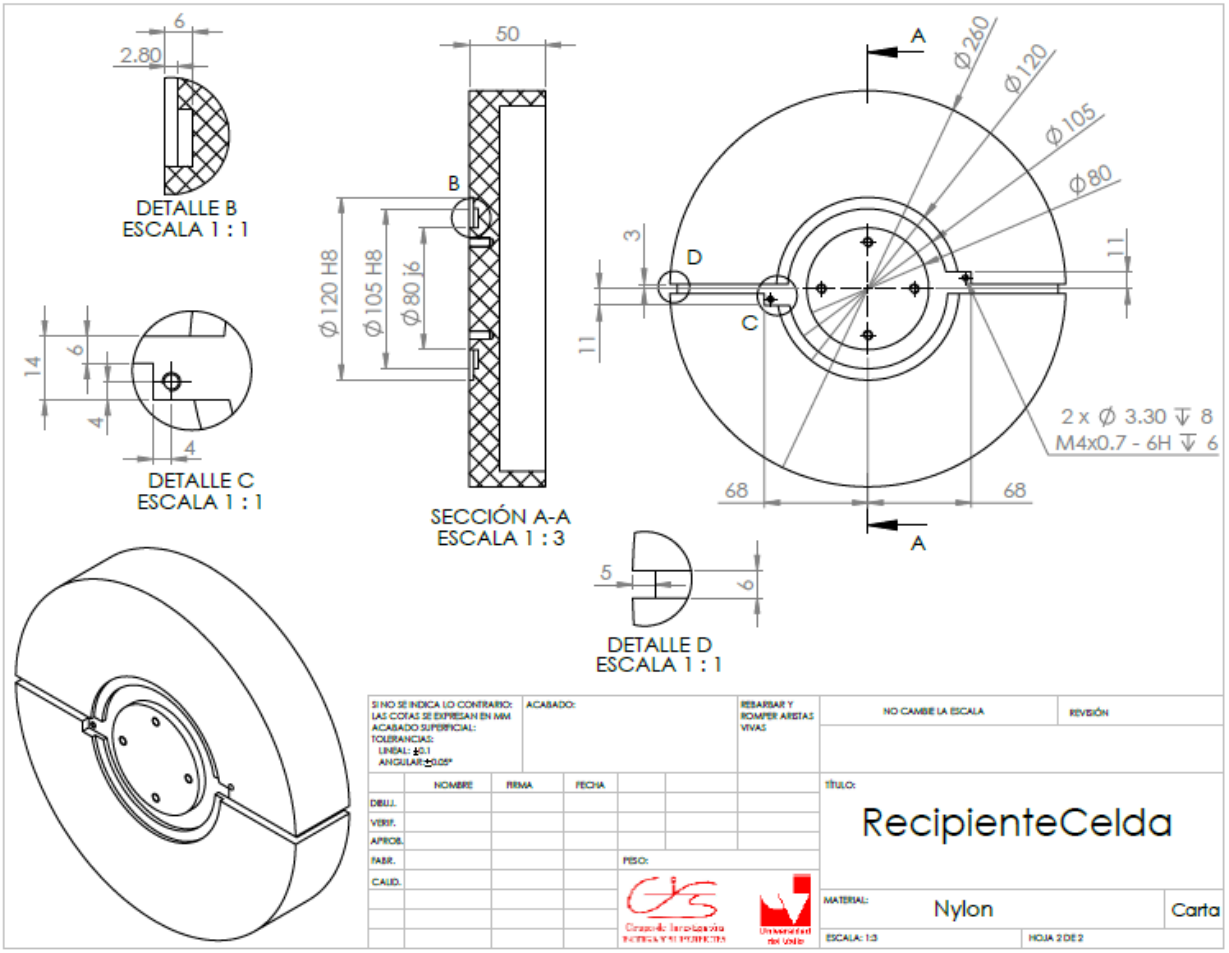
[102] A. Grajcar, A. Plachci, S. Topolska, and M. Kciuk, "Effect of thermomechanical treatment on the corrosion behaviour of Si- and Al-containing high-Mn austenitic steel with Nb and Ti micro-additions," *Mater. Technol.*, vol. 49, pp. 889–894, 2015.

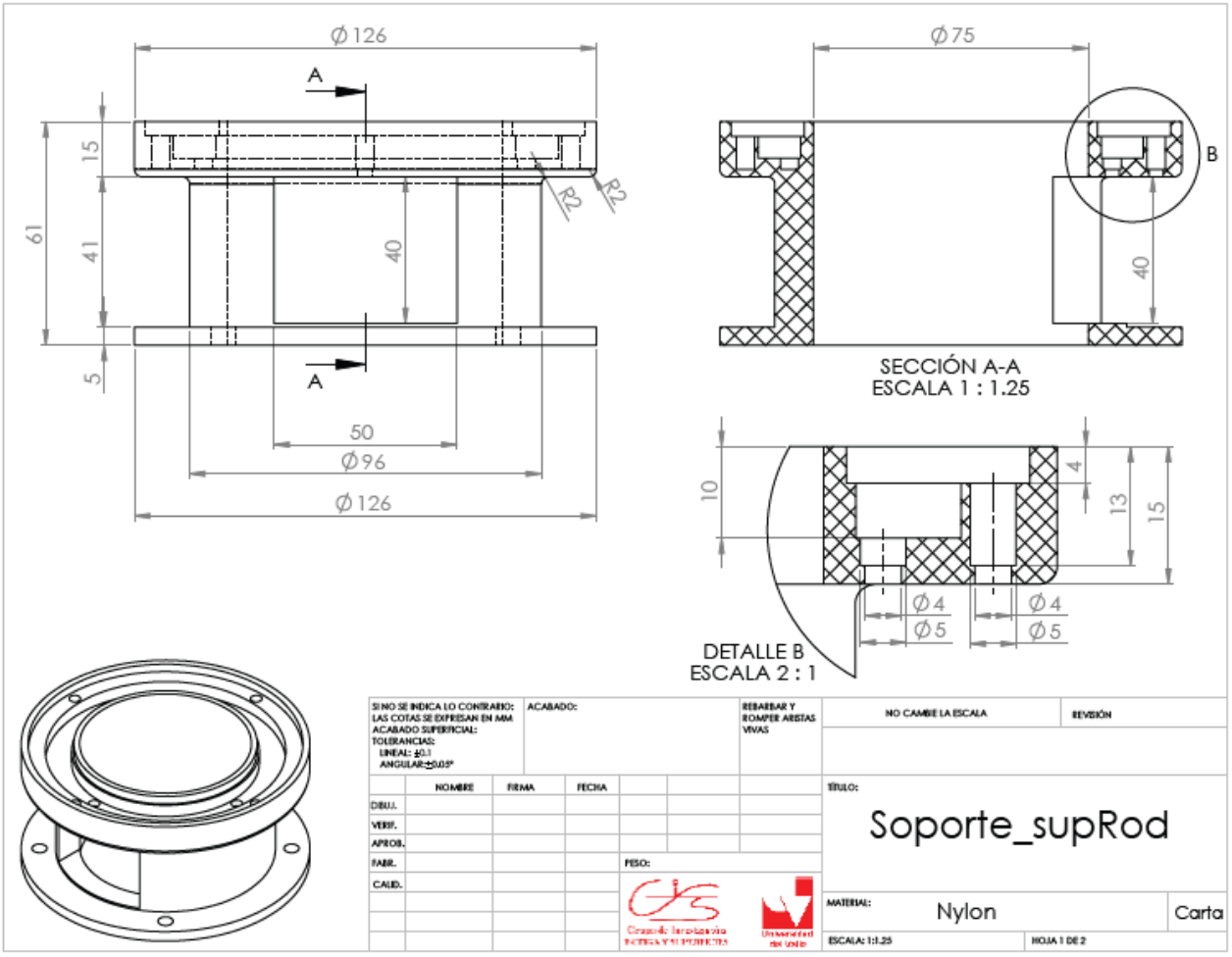
[103] J. Jiang, M. M. Stack, and A. Neville, "Modelling the tribo-corrosion interaction in aqueous sliding conditions," *Tribol. Int.*, vol. 35, no. 10, pp. 669–679, 2002.

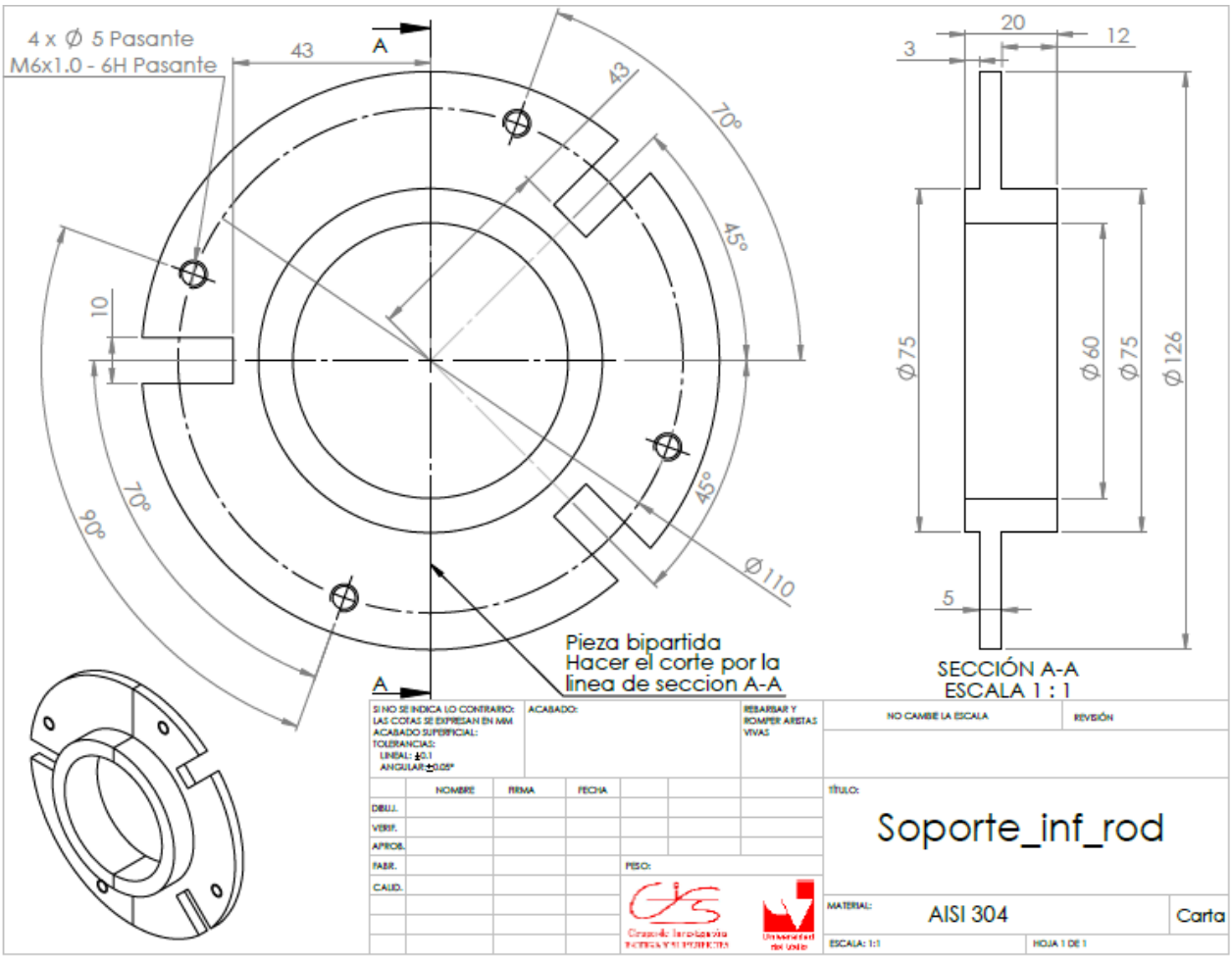
[104] M. Peruzzo, F. L. Serafini, M. F. C. Ordoñez, R. M. Souza, and M. C. M. Farias, "Reciprocating sliding wear of the sintered 316L stainless steel with boron additions," *Wear*, vol. 422–423, no. January, pp. 108–118, 2019.

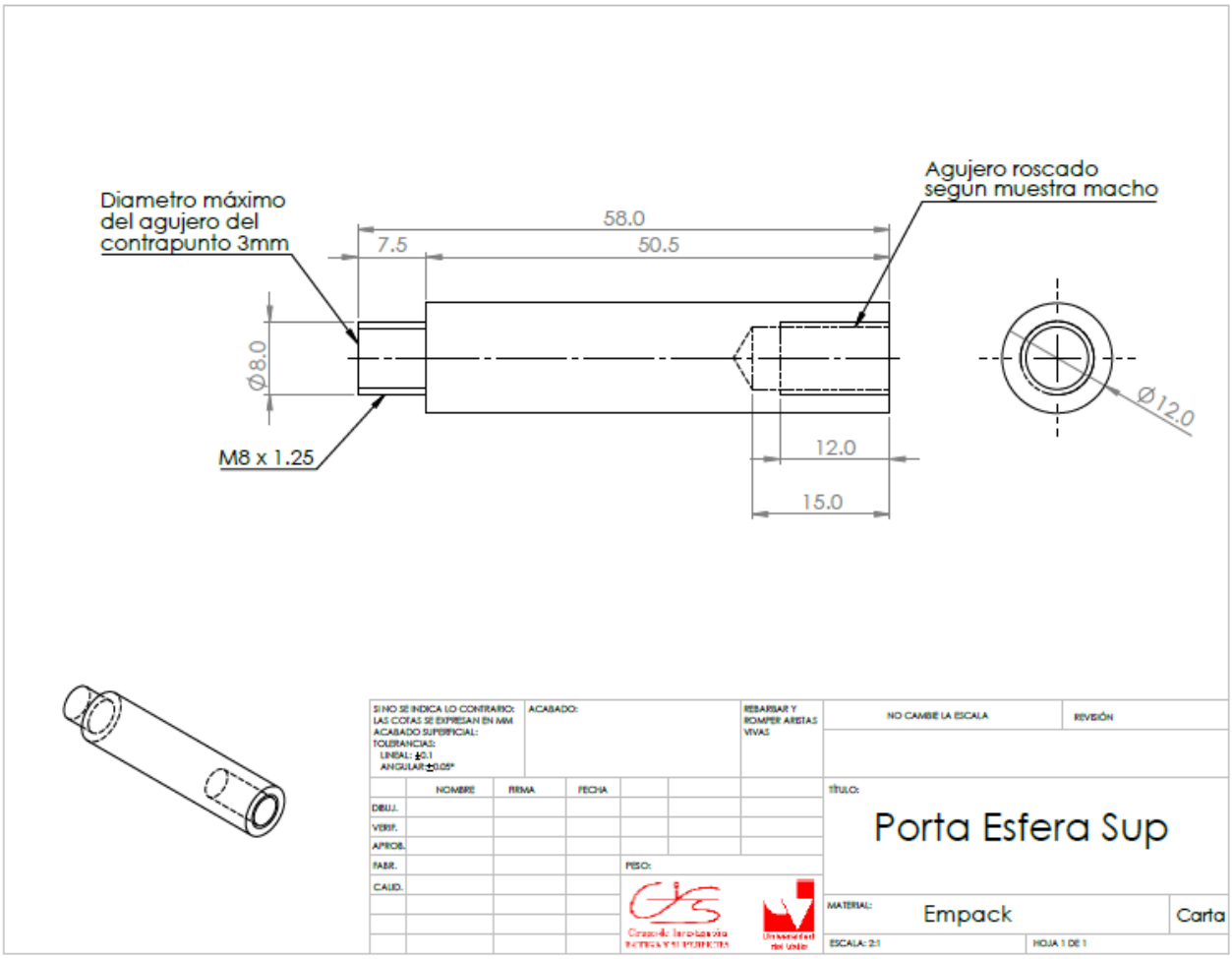
10 ANEXOS

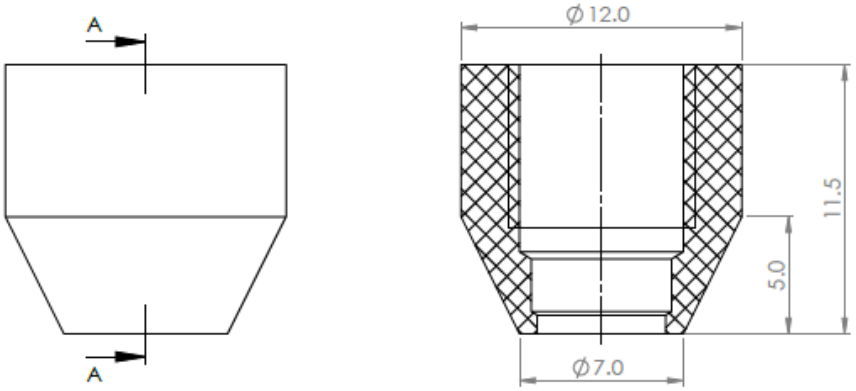
PLANOS DE CONSTRUCCIÓN DE LAS PIEZAS PARA LA ADAPTACIÓN DEL DISPOSITIVO




Ø126
A
15
61
41
40
R2
R2
5
A
50
Ø96
Ø126
Ø75
B
40
SECCIÓN A-A
ESCALA 1 : 1.25
10
4
13
15
Ø4
Ø5
Ø4
Ø5
DETALLE B
ESCALA 2 : 1
SI NO SE INDICA LO CONTRARIO:
LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM
ACABADO SUPERFICIAL:
TOLERANCIAS:
LINEAL: ±0.1
ANGULAR: ±0.05°
ACABADO:
REBARBAR Y ROMPER ARISTAS VIVAS
NO CAMBIE LA ESCALA
REVISIÓN
NOMBRE
FIRMA
FECHA
DIBUJ.
VERIF.
APROB.
FABR.
CALID.
PESO:
TÍTULO:
Soporte_supRod
MATERIAL:
Nylon
Carta
ESCALA: 1:1.25
HOJA 1 DE 2

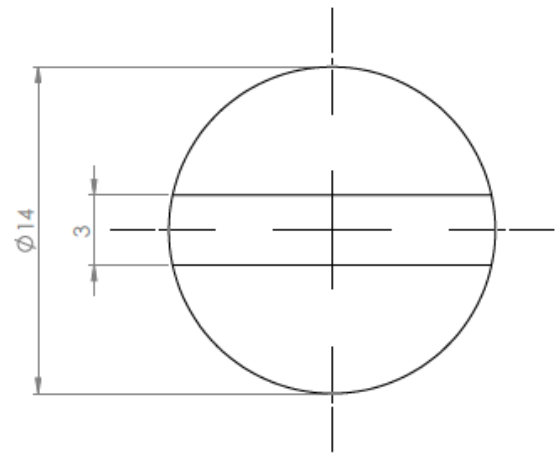

4 x Ø 5 Pasante
M6x1.0 - 6H Pasante
43
A
43
70°
45°
10
70°
90°
45°
Ø110
Pieza bipartida
Hacer el corte por la
linea de seccion A-A
A
20
12
3
Ø75
Ø60
Ø75
Ø126
5
SECCIÓN A-A
ESCALA 1 : 1
SI NO SE INDICA LO CONTRARIO:
LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM
ACABADO SUPERFICIAL:
TOLERANCIAS:
LINEAL: ±0.1
ANGULAR: ±0.05°
ACABADO:
REBARBAR Y
ROMPER ARISTAS
VIVAS
NO CAMBIE LA ESCALA
REVISIÓN
NOMBRE
FIRMA
FECHA
DIBUJ.
VERIF.
APROB.
FABR.
CALID.
PESO:
TÍTULO:
Soporte_inf_rod
MATERIAL:
AISI 304
Carta
ESCALA: 1:1
HOJA 1 DE 1

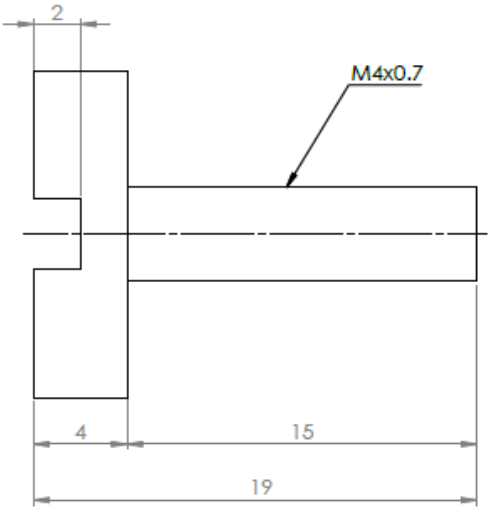

Diametro máximo
del agujero del
contrapunto 3mm
Agujero roscado
según muestra macho
58.0
7.5
50.5
Ø8.0
M8 x 1.25
12.0
15.0
Ø12.0
SI NO SE INDICA LO CONTRARIO:
LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM
ACABADO SUPERFICIAL:
TOLERANCIAS:
LINEAL: ±0.1
ANGULAR: ±0.05°
ACABADO:
REBARBAR Y
ROMPER ARISTAS
VIVAS
NO CAMBIE LA ESCALA
REVISIÓN
NOMBRE
FIRMA
FECHA
DIBUJ.
VERIF.
APROB.
FABR.
CALID.
PESO:
TÍTULO:
Porta Esfera Sup
MATERIAL:
Empack
Carta
ESCALA: 2:1
HOJA 1 DE 1

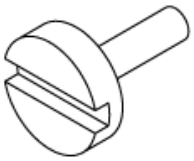


SECCIÓN A-A

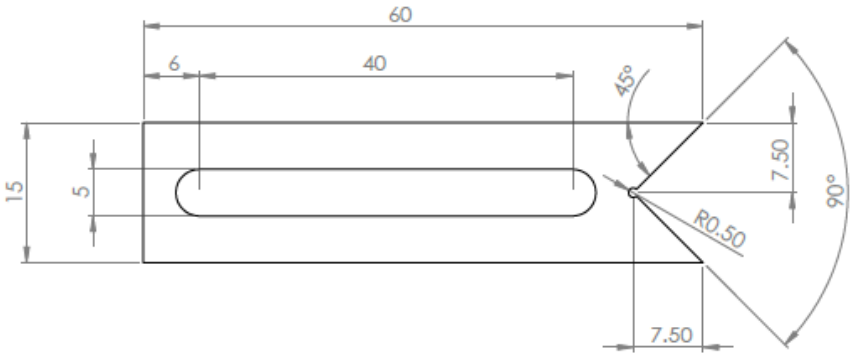
SI NO SE INDICA LO CONTRARIO: LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM ACABADO SUPERFICIAL: TOLERANCIAS: LINEAL: ±0.1 ANGULAR: ±0.05°		ACABADO:			REBARBAR Y ROMPER ARISTAS VIVAS	NO CAMBIE LA ESCALA	REVISIÓN
	NOMBRE	FIRMA	FECHA			TÍTULO: Portaesfera infModif	
DIBUJ.							
VERIF.							
APROB.							
FABR.				PESO:		MATERIAL:	Carta
CALID.						ESCALA: 2:1	HOJA 1 DE 1

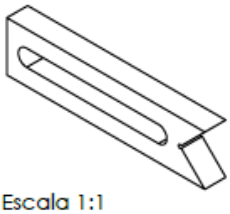






SI NO SE INDICA LO CONTRARIO: LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM ACABADO SUPERFICIAL: TOLERANCIAS: LINEAL: ±0.1 ANGULAR: ±0.05°	ACABADO:				REBARBAR Y ROMPER ARISTAS VIVAS	NO CAMBIE LA ESCALA / REVISIÓN
						Cantidad: 16
	NOMBRE	FIRMA	FECHA			TÍTULO: TornilloPresillas
DIBUJ.						
VERIF.						
APROB.						
FABR.				PESO:		MATERIAL: Nylon 6 / Carta
CALID.						ESCALA: 5:1 / HOJA 1 DE 1





Escala 1:1

SI NO SE INDICA LO CONTRARIO: LAS COTAS SE EXPRESAN EN MM ACABADO SUPERFICIAL: TOLERANCIAS: LINEAL: ±0.1 ANGULAR: ±0.05°			ACABADO:			REBARBAR Y ROMPER ARISTAS VIVAS	NO CAMBIE LA ESCALA / REVISIÓN
	NOMBRE	FIRMA	FECHA				TÍTULO: Presilla
DIBUJ.							
VERIF.							
APROB.							
FABR.				PESO:			MATERIAL: Carta
CALID.							
							ESCALA: 2:1 / HOJA 1 DE 1