

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**EL EFECTO DE LA PRE DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN ELEMENTOS
DE TITANIO**

POR
ALEJANDRA HERNÁNDEZ PARTIDA

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

JUNIO 2026

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EL EFECTO DE LA PRE DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN ELEMENTOS
DE TITANIO**

POR
ALEJANDRA HERNÁNDEZ PARTIDA

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA CON ORIENTACIÓN EN
MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEON JUNIO 2026

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis "El Efecto de la Pre deformación Plástica en la Fatiga de la Aleación ti-6al-4v", realizada por el estudiante Alejandra Hernández Partida, con número de matrícula 1803279, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en materiales.

El Comité de Evaluación de Tesis

Dr. Edgar O. García Sánchez
Director

Dr. Marco Antonio Ludovic Hernández Rodríguez
Co-director

Dr. Arturo Juárez Hernández
Revisor

Dr. Eden Amaral Rodríguez Castellanos
Revisor

Dra. Lizangela Guerra Fuentes
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Azael Martínez de la Cruz
Secretario de Estudios de Posgrado

SECRETARÍA DE
ESTUDIOS DE
POSGRADO

Institución 190001

Programa 557546

Acta Núm. 4721

Ciudad Universitaria, a 14/07/2026

Revisión 1

Vigente a partir del 14 de Mayo 2026

DEDICATORIA

A mis padres:

Gabriela Partida Álvarez y Marco Hernández Rodríguez, que me inculcaron con su ejemplo el valor de la dedicación y el esfuerzo, sin su apoyo y amor incondicional ninguno de mis logros habrían sido posibles, se los debo todo a ustedes.

A mis abuelos:

Aracely Álvarez Luna, Castulo Partida Zamarripa, Blanca E. Rodríguez de la Peña y Marco A. Hernández Urbano †, con su sabiduría, amor y apoyo, me guiaron en momentos de incertidumbre y me dieron la fortaleza para seguir adelante hasta alcanzar este logro.

A mis hermanos:

Aitana Hernández Partida y Marco L. Hernández Partida, por acompañarme incondicionalmente en cada etapa de mi vida, tanto en los momentos de felicidad como en los de adversidad. Son mi inspiración para ser una mejor persona y dar lo mejor de mí cada día. Ser su hermana mayor es la dicha mas grande de mi vida.

AGRADECIMIENTOS

A mi asesor, Dr. Edgar O. García Sánchez y Co-asesor Dr. Marco A.L. Hernández Rodríguez por su invaluable orientación, paciencia y compromiso durante el desarrollo de esta investigación. Sus conocimientos, observaciones y dedicación fueron fundamentales para mi formación académica y para la culminación de este trabajo.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, por abrirme sus puertas y ofrecerme las herramientas, infraestructura y el apoyo necesarios para llevar a cabo este proyecto de investigación.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME), por brindarme la oportunidad de realizar mis estudios de maestría y proporcionarme un entorno académico de excelencia que favoreció mi formación profesional y el desarrollo de esta investigación.

Al SECIHTI, por el apoyo económico otorgado mediante la beca de posgrado, la cual hizo posible mi dedicación al desarrollo de esta investigación y a la conclusión de mis estudios de maestría.

A mi novio, Daniel Ugartechea Martínez, por siempre creer en mí incluso en momentos donde yo misma dudaba. Tu apoyo, paciencia y amor me impulsaron a seguir adelante, gracias por ser siempre mi equipo.

A mis amigos, por acompañarme durante este camino y por brindarme momentos de calma, alegría y desconexión cuando más los necesitaba. Gracias a ustedes por recordarme que también era importante disfrutar el proceso.

A mis compañeros y amigos de posgrado, por compartir conocimientos, experiencias y momentos que hicieron de esta etapa una experiencia divertida y enriquecedora. Su inteligencia y dedicación me motivó a dar más de mí.

Índice

Lista de Imágenes.....	9
Lista de Tablas.....	11
Resumen	12
Capítulo 1 . Introducción	13
1.1 Introducción General	13
1.2 Antecedentes.....	14
1.3 Justificación.....	18
1.4 Hipótesis.....	19
1.5 Objetivos	19
1.5.1 Objetivo General.....	19
1.5.2 Objetivos Específicos	19
Capítulo 2 . Marco Teórico	20
2.1 Aleación Ti-6Al-4V	20
2.1.1 Composición Química y fases $\alpha + \beta$	20
2.1.2 Propiedades Mecánicas y Microestructura	20
2.1.3 Aplicaciones Biomédicas	21
2.2 Deformación plástica en aleaciones $\alpha + \beta$	22
2.2.1 Mecanismos de deformación	22
2.2.2 Endurecimiento por deformación	23
2.2.3 Generación de dislocaciones y defectos cristalinos	25
2.3 Fatiga en la aleación Ti-6Al-4V	25
2.3.1 Mecanismos microestructurales de iniciación de grietas	25
2.3.2 Influencia de la microestructura en la resistencia a fatiga.....	26
2.3.3 Comportamiento en alto y bajo número de ciclos	26

2.4 Influencia de la pre deformación plástica en el comportamiento a la fatiga..	27
2.4.1 Efecto de la densidad de dislocaciones	27
2.4.2 Modificación de la microestructura	27
2.4.3 Influencia de la deformación plástica en el comportamiento electroquímico	28
Capítulo 3 . Materiales y Métodos	29
3.1 Preparación de muestras.....	29
3.2 Aplicación de deformación plástica.....	29
3.3 Caracterización microestructural.....	30
3.4 Análisis de Microdureza.....	31
3.5 Ensayos Electroquímicos	32
3.5.1 Medición de potencial de circuito abierto	32
3.5.2 Ensayos de polarización potenciodinámica.....	33
3.6 Ensayos de Fatiga	35
3.6.1 Tipo de ensayo	35
3.6.2 Parámetros de carga	35
3.6.3 Preparación de Muestras.....	38
3.6.4 Obtención de Curvas S-N.....	39
Capítulo 4 . Resultados y Discusión.....	40
4.1 Caracterización microestructural.....	40
4.2 Micro dureza.....	41
4.3 Ensayos electroquímicos.....	43
4.3.1 Corriente de Corrosión	46
4.3.2 Potencial de Corrosión	47
4.3.3 Densidad de la Corriente de Corrosión	48

4.3.4 Tasa de Corrosión.....	49
4.4 Resultados de Fatiga	54
4.4.1 Muestras sin Deformación.....	54
4.4.2 Muestras Deformadas.....	58
Capítulo 5 . Conclusiones	62
Bibliografía	63

Lista de Imágenes

Imagen. 1 A) Diseño preliminar de las muestras, B) Muestras maquinadas	29
Imagen. 2 Muestra pre deformada con angulación 30 grados.	30
Imagen. 3. Pieza montada para su caracterización microestructural.....	30
Imagen. 4. Probeta montada en baquelita durante el proceso de desbaste	31
Imagen. 5 Indentaciones Vickers en la probeta.....	31
Imagen. 6. Muestra para ensayo electroquímico.....	32
Imagen. 7. Configuración final de la muestra para ensayo electroquímico.....	32
Imagen. 8. Set up experimental usado en el ensayo.	33
Imagen. 9. Potenciostato AUTOLAB modelo PGSTAT302N (Metrohm)	34
Imagen. 10. Maquina de aplicación de cargas	35
Imagen. 11. Resultado del análisis de esfuerzos de la muestra sin deformación.	36
Imagen. 12. Resultado del análisis de esfuerzos de la muestra deformada	37
Imagen. 13 Aplicación de carga acorde a la ISO14801	38
Imagen. 14. Configuración para probeta dentro del porta muestra.....	38
Imagen. 15. Configuración final para ensayos de fatiga en muestras sin deformación.	38
Imagen. 16. Imagen de microestructura de la aleación Ti-6Al-4V en Microscopio óptico 50x	40
Imagen. 17. Mapa de colores de la micro dureza de la zona ensayada	41
Imagen. 18 Curvas de potencial de corrosión en condiciones de circuito abierto (EOCP) de las muestras	43
Imagen. 19. Curvas de potencial de corrosión en condiciones de circuito abierto (EOCP) de las muestras	44
Imagen. 20 Grafica comparativa de icorr	46
Imagen. 21. Grafica comparativa de Ecorr	47
Imagen. 22. Grafica comparativa de jcorr	48
Imagen. 23. Grafica comparativa de TC.....	49

Imagen. 24 Superficie de muestras deformadas después de ensayos electroquímicos	51
Imagen. 25 . Superficie de las muestras sin deformación después de los ensayos electroquímicos.....	52
Imagen. 26. Curva S-N para las muestras sin deformación.....	54
Imagen. 27. Análisis de fractografía en SEM de muestra sin deformación.....	56
Imagen. 28. Análisis de SEM de la superficie de las muestras sin deformación.	57
Imagen. 29. Curva S-N para las muestras deformadas.....	58
Imagen. 30. Análisis de fractografía en SEM de la muestra deformada	59
Imagen. 31. Análisis en SEM de la fractografía de la muestra sin deformación.	60

Lista de Tablas

Tabla 1. Resultados de esfuerzos obtenidos (MPa) en base a la carga aplicada en muestras sin deformación.....	36
Tabla 2. Resultados de esfuerzos obtenidos (MPa) en base a la carga aplicada en muestras deformadas.....	37
Tabla 3. Indentaciones realizadas en la muestra sin deformación.	42
Tabla 4. Valores obtenidos de OCP	44
Tabla 5. Tabla comparativa de resultados de los ensayos potenciodinamicos.....	45
Tabla 6. Resultados obtenidos a partir de la TC.....	50
Tabla 7. Numero de ciclos obtenidos en fatiga en cada muestra.	54
Tabla 8. Numero de ciclos obtenidos en fatiga en cada muestra.	58

Resumen

La aleación Ti-6Al-4V es uno de los biomateriales metálicos más utilizados en la fabricación de implantes ortopédicos y dentales debido a su elevada resistencia mecánica, baja densidad, excelente resistencia a la corrosión y biocompatibilidad. Sin embargo, la falla por fatiga continúa siendo una de las principales causas de pérdida de funcionalidad y reemplazo de estos dispositivos, ya que están sometidos a cargas cíclicas durante su vida útil.

En este trabajo se evaluó el efecto de la deformación plástica sobre el comportamiento a la fatiga de la aleación Ti-6Al-4V, con el propósito de comprender la relación entre la deformación plástica inducida y el desempeño mecánico y electroquímico del material. Para ello, se analizaron probetas con y sin deformación plástica mediante ensayos de microdureza, pruebas de fatiga, evaluación electroquímica y análisis fractográfico, permitiendo identificar los mecanismos de iniciación y propagación de grietas asociados a cada condición.

Los resultados obtenidos evidenciaron que la deformación plástica produce cambios en la respuesta mecánica del material, incrementando la microdureza y modificando el comportamiento frente a cargas cíclicas. Asimismo, el estudio permitió establecer la influencia de dichos cambios sobre la resistencia a la corrosión y su posible impacto en el desempeño de implantes biomédicos. Estos hallazgos contribuyen a una mejor comprensión de los mecanismos que controlan la vida a la fatiga de la aleación Ti-6Al-4V y proporcionan información relevante para el diseño y optimización de componentes biomédicos con mayor confiabilidad y vida útil.

Capítulo 1 . Introducción

1.1 Introducción General

Las aleaciones de titanio, en particular el Ti-6Al-4V, son ampliamente utilizadas en la industria biomédica debido a su elevada relación resistencia-peso, resistencia a la corrosión y excelente biocompatibilidad [1]. Estas propiedades permiten que la aleación sea considerada como el material de referencia, en la fabricación de componentes biomédicos desde implantes y prótesis hasta elementos de unión como barras cervicales y tornillos; en estos elementos la resistencia mecánica es el factor principal ya que los elementos se someten a cargas cíclicas [2].

En este tipo de aplicaciones la fatiga es una de las principales causas de fallas en metales; este se define como la acumulación progresiva de daño bajo cargas repetitivas que tras un número determinado de ciclos, conduce a la iniciación y propagación de grietas que finalmente conducen a la fractura final del material [3]. En el caso del Titanio grado V, su respuesta a la fatiga depende de factores microestructurales y superficiales, como: tamaño de grano, presencia de defectos superficiales y orientación de las fases cristalinas presentes (α y β); que en conjunto rigen los mecanismos de fatiga involucrados en la falla, estos factores pueden ser modificados durante el proceso de deformación plástica. [4].

La pre deformación plástica se define como la aplicación de una deformación controlada en el material previo a su uso, esta se realiza con el fin de lograr una modificación microestructural durante la cual el campo de tensiones del material se ve afectado. En la deformación participan fenómenos simultáneos ya que, la deformación puede inducir el endurecimiento por deformación, aumentar la densidad de dislocaciones, alterar la distribución de tensiones residuales y por consecuencia modificar la respuesta mecánica del material [5]. Los efectos de la pre deformación sobre la vida a la fatiga no son lineales, en estudios se ha observado un incremento en la resistencia a la fatiga debido a endurecimiento cierre de grietas. Por otra parte, la pre deformación excesiva promueve la formación de defectos o microgrietas que disminuyen la vida útil [4] [5].

La carga por fatiga se acompaña de una evolución dinámica de dislocaciones. Existen estudios en metales y aleaciones que demuestran que la aplicación de deformación plástica inicial alcanza un punto de saturación a medida que la deformación va en aumento. Cuando

este umbral es superado la resistencia a la fatiga tiende a disminuir o estabilizarse [4]. En Ti-6Al-4V se ha demostrado que gradientes nanométricos o micrométricos pueden mejorar la vida a la fatiga, sin embargo el efecto no es directamente proporcional al grado de deformación [2].

En la industria biomédica, los componentes como prótesis o implantes pueden ser sometidos a deformaciones previas o durante el ajuste quirúrgico, afectando su comportamiento bajo cargas cíclicas. Por estos motivos analizo la correlación cuantitativa entre el efecto de la pre deformación con los cambios que induce en el material y el efecto que tienen estos en la vida a la fatiga es de suma importancia.

1.2 Antecedentes

El uso de la aleación Ti-6Al-4V es gran parte de la industria biomédica, donde es utilizada principalmente para la fabricación de componentes como prótesis e implantes; por lo cual el estudio de la fatiga en este tipo de aleaciones es de suma importancia. Donde la microestructura $\alpha+\beta$ le confiere una excelente relación resistencia – peso además de un balance entre resistencia mecánica y ductilidad. Principalmente se utiliza en componentes que trabajan a bajas cargas cíclicas, en las cuales la vida a la fatiga del componente depende de la microestructura del elemento y su estado superficial, las variables que afectan la vida a la fatiga de los elementos de este tipo de aleaciones sufren efectos que se interconectan entre sí afectándose mutuamente [6].

Existen estudios previos sobre el efecto de la deformación sobre las propiedades mecánicas del Ti-6Al-4V. Prakash, et al., reportaron que la aleación presenta una sensibilidad positiva a la velocidad de deformación bajo tracción, compresión y flexión; donde bajo cargas de tracción, la ductilidad y la tenacidad de la aleación a altas velocidades de deformación ($850 - 1150 \text{ s}^{-1}$) son menores en comparación con aquellas obtenidas a bajar velocidades de deformación (0.0001 s^{-1}). La tenacidad de la aleación disminuye aproximadamente un 30% al incrementar la velocidad de deformación de 0.0001 s^{-1} a 1150 s^{-1} [7]. Miao, et al. Analizó el comportamiento mecánico – dinámico de la aleación Ti-6Al-4V a altas velocidades de deformación en tracción, donde se demuestra que la aleación presenta endurecimiento por deformación, donde un incremento significativo del esfuerzo de fluencia es notable al incrementar la velocidad de deformación [8].

Las variaciones en las propiedades mecánicas de la aleación bajo diferentes condiciones de carga se originan desde la evolución microestructural que ocurre durante la deformación. Se ha reportado que la fase α equiaxial experimenta un alargamiento preferencial en la dirección del eje de carga durante la deformación dinámica; al llegar a la fractura el mecanismo de falla de la aleación evoluciona de una fractura mixta dúctil- frágil hacia una fractura predominantemente dúctil conforme la velocidad de deformación y la temperatura aumentan [8]. El esfuerzo y deformación de la falla inicial muestran una dependencia de la velocidad de deformación además del estado de esfuerzos; en tracción uniaxial, las morfologías de falla evolucionan por deslizamiento y *dimples* de tracción hacia una morfología, donde los *dimples* de tracción predominan conforme la velocidad de deformación aumenta [9].

Lanning, et al. Comparó el efecto de la deformación plástica inicial tensil y compresiva en la vida a la fatiga de alto número de ciclos (HCF) del Ti-6Al-4V, donde se concluyó que el efecto perjudicial sobre el límite de resistencia a la fatiga (σ_{max}) disminuye a medida que aumenta la relación de esfuerzos, tanto para la pre deformación en tensión como en compresión, de igual manera en ambos casos el efecto fue poco significativo dentro de los rangos de deformación evaluados [10]. Li, et al. Analizó las propiedades de fatiga de alto ciclo en la aleación Ti-6Al-4V fabricada mediante deposición de energía dirigida por láser (L-DED) enfocada en revelar la deformación micro plástica donde ($\sigma_{m\acute{a}x.} = 600$ MPa); los resultados indicaron que al aumentar $\sigma_{m\acute{a}x.}$, la deformación plástica cíclica sufre transformaciones donde a 480 MPa el modo de deformación dominante es por maclado, cuando $\sigma_{m\acute{a}x.}$ vuelve a aumentar a 510 MPa el modo de deformación cambia gradualmente hacia deslizamiento de dislocaciones en β , acumulación de dislocaciones en α' (540 MPa) y enmarañamiento de dislocaciones α' (570 MPa) donde se precipita una nueva fase dentro de la microestructura y conduce a la reducción tanto en el número de dislocaciones como en la deformación micro plástica, donde la recrystalización aumenta facilitando la recuperación de daño por fatiga [11].

Los estudios analizados demuestran que la pre deformación plástica genera una modificación significativa sobre el comportamiento mecánico y a la fatiga de la aleación. Prakash et al. y Miao et al. Reportaron que el incremento de la deformación y la velocidad

de la deformación promueve el endurecimiento por deformación, además degenerar cambios en el mecanismo de fractura. De igual manera, Lanning et al. Observaron que la deformación plástica influye en el comportamiento a la fatiga de alto numero de ciclos, mientras que Li et al. Demostró que la acumulación y reorganización de dislocaciones durante la deformación modifica los mecanismos de daño y la vida a la fatiga de la aleación.

En conjunto estos hallazgos demuestran como la deformación plástica es un factor determinante en el desempeño mecánico y resistencia a la fatiga de la aleación, por lo cual es imperativo comprender su efecto bajo condiciones de trabajo mas representativas de aplicaciones biomédicas.

La pre deformación es una variable de manufactura crítica la cual debe ser considerada en el diseño y la evaluación del desempeño de los componentes metálicos. En biomateriales la aplicación de una deformación plástica permanente altera su vida a la fatiga, la tasa de propagación de grietas y la respuesta de la microestructura a cargas cíclicas.

La deformación plástica se ha utilizado como mecanismo de endurecimiento en la industria biomédica, el proceso es crítico para implantes de aleación metálica (Cobalto-Cromo o Titanio); se utiliza para incrementar su esfuerzo de cedencia y endurecimiento superficial con la desventaja de reducir ductilidad y aumentar la fragilidad [12] [13]. El mecanismo de deformación introduce múltiples dislocaciones dentro de la estructura cristalina; a medida que estas dislocaciones se acumulan e interactúan, impiden la progresión del movimiento de dislocaciones por ende requieren de mayor esfuerzo para continuar la deformación [12]. Este mecanismo aumenta la dureza de los implantes y prótesis, como prótesis de cadera o stents cardiovasculares, con el fin de que la pieza soporte las cargas cíclicas durante su vida útil; donde la alta resistencia estática (resistencia en tensión) y dinámica (resistencia a la fatiga) [14] [15].

Durante el proceso de manufactura, este mecanismo de endurecimiento puede sobrepasar el límite del material donde el exceso del mismo puede causar fragilización del material, donde la pieza puede necesitar otros tratamientos para restaurar parte de la ductilidad perdida [16]. En aleaciones coladas, el endurecimiento puede ocurrir por deformaciones no intencionales durante ajustes manuales de la pieza que son comunes en la práctica clínica para que la prótesis o el implante se ajuste a las medidas antropométricas del paciente; esto lo que eleva el riesgo de falla por fatiga [16] [17]. El endurecimiento superficial

puede tener un efecto adverso, causando endurecimiento localizado, esto incrementa la fragilidad del material causando la falla prematura de la pieza y el nivel de concentración de esfuerzos en la misma. [18].

Ha pesar de que la literatura ha estudiando de manera independiente la deformación plástica, el comportamiento a la fatiga y la resistencia a la corrosión de esta aleación, existe información limitada sobre la interacción simultanea de estos fenómenos. Especialmente los estudios que evalúan pre deformaciones plásticas moderadas, comparables a las generadas durante el ajuste clínico o procesos de manufactura, que afectan la vida a la fatiga de la aleación Ti-6Al-4V.

1.3 Justificación

La mayoría de las prótesis utilizadas en el mercado actualmente son fabricadas a partir de Ti-6Al-4V, debido a sus excelentes propiedades de alta resistencia mecánica, biocompatibilidad y resistencia a la fatiga, son la primera opción de material para el sector dental y ortopédico. La configuración del diseño en implantes y prótesis tiene la finalidad de mimetizar las medidas antropométricas humanas, en las cuales son necesarias las piezas con deformación plástica, esta se puede introducir desde el maquinado de la pieza o in situ en el caso de implantes maxilofaciales.

En su uso clínico, la integridad estructural de la pieza es el factor crucial. Cuando se introduce la deformación plástica en la pieza durante ajustes quirúrgicos o la pre deformación generada desde el maquinado de la pieza, se puede comprometer la resistencia a la fatiga del material e incrementar el riesgo de falla prematura causando el acortamiento de la vida útil del componente.

La deformación plástica altera los mecanismos de deformación cíclica, introduce la generación de dislocaciones, concentraciones locales de esfuerzo o endurecimiento por deformaciones, estos factores en conjunto tienen la capacidad de facilitar la iniciación de grietas por fatiga en la pieza [10]. Dado que la resistencia a la fatiga tiene una relación íntima, donde esta depende de la deformación cíclica y los cambios microestructurales introducidos en esfuerzos previos, es crucial que en estas piezas sea estudiado el efecto de la pre deformación plástica en su vida a la fatiga. Con el fin de comprender los mecanismos de fatiga involucrados en la falla de la pieza, gracias a esto será posible el establecimiento de criterios que permitan optimizar su diseño y manufactura al igual que la manipulación clínica; contribuyendo en una mejora en la seguridad de estas piezas en aplicaciones biomédicas en las cuales la aplicación de cargas cíclicas son esenciales para el uso de la pieza

1.4 Hipótesis

La pre deformación plástica en el elemento causa zonas de concentración de esfuerzos residuales que afectan su respuesta a los ciclos de carga soportados por la pieza . Por lo cual, el grado de pre deformación afecta la vida útil a la fatiga en varillas de titanio.

La pre deformación plástica por doblez en varillas de titanio, a una magnitud de 30°, causa zonas de endurecimiento por deformación que tienen un efecto positivo en la resistencia a la vida a la fatiga de las varillas de titanio.

1.5 Objetivos

1.5.1 Objetivo General

Analizar los ciclos de fatiga soportados por varillas de Ti6Al4V previamente deformadas y analizar los mecanismos que intervinieron llevando a la falla.

1.5.2 Objetivos Específicos

- Explicar la modificación microestructural en la varilla pre deformada y su relación con la vida de fatiga
- Analizar la correlación entre el grado de deformación y la vida útil de la varilla de titanio
- Identificar los mecanismos que intervienen y controlan la respuesta a la vida a la fatiga en las diferentes muestras y realizar un análisis microestructural mediante SEM.
- Caracterizar el comportamiento de las muestras con deformación y sin deformación en corrosión incluyendo la velocidad de corrosión y capacidad de repasivación, comparando el efecto en ambas configuraciones.

Capítulo 2 . Marco Teórico

2.1 Aleación Ti-6Al-4V

2.1.1 Composición Química y fases $\alpha + \beta$

La aleación está compuesta por las fases $\alpha + \beta$, se conforma por aproximadamente 6% aluminio, 4% vanadio y 90% titanio. La transición de fase de α (hcp) a β (bcc) ocurre a los 882°C, en este proceso los elementos aleantes tienen una gran influencia en la temperatura de transición. Dependiendo de la cantidad de estos elementos presentes la temperatura de la transición aumenta o disminuye; elementos como el Al, O, N, C, tienen un efecto estabilizante de la fase α , causando el incremento de la temperatura a la que se da la transición; por otra parte elementos como el V, Nb, Ta, Mo favorecen a la fase β causando la disminución de la temperatura a la que la transición β/α ocurre. Los elementos estabilizantes de la fase β son metales de transición, su endurecimiento es dependiente de la cantidad añadida de Ti al metal. [19]

Las fases de la aleación se componen de dos formas cristalinas, la microestructura “ α ” cuenta con una estructura cristalina hexagonal compacta, el aluminio en la aleación actúa como estabilizador y adicionalmente reduce la densidad de la aleación y mejora la resistencia a la oxidación [20]. Por otra parte, la microestructura “ β ”, tiene una estructura cristalina cúbica centrada en cuerpo la cual aporta ductilidad a la aleación, en la cual el vanadio es responsable de la estabilización de la fase [4]. Por lo cual las microestructuras $\alpha + \beta$ exhiben un balance de las propiedades atribuidas a cada fase

La microestructura de las aleaciones de titanio se describen principalmente dependiendo de su tamaño y arreglo de sus fases α y β ; en comparación con la fase β , la fase alfa se caracteriza por tener mayor resistencia a la deformación plástica, baja ductilidad, anisotropía de propiedades físicas y mecánicas, mayor “creep resistance” [21]. Mientras que la fase β , se caracteriza por proporcionar ductilidad a la aleación.

2.1.2 Propiedades Mecánicas y Microestructura

El Ti-6Al-4V, es una aleación de bifásica, que se comprende por una fase α a temperatura ambiente y una fase β a alta temperatura. Las aleaciones de titanio tipo ($\alpha + \beta$),

están formadas por un mayor contenido de elementos β estabilizantes, por lo cual cuentan con una fase β predominante (5 – 30 vol%) [19] [22] .

Las propiedades mecánicas de esta aleación son específicamente sensibles a la microestructura (arreglo geométrico de dos fases). La morfología microestructural de esta aleación puede presentar diferentes configuraciones dependiendo del tratamiento térmico y el rango de fases $\alpha + \beta$ en el cual se procesa. La microestructura equiaxial se obtiene por medio de forja en la región $\alpha + \beta$ y se caracteriza por tener granos α equiaxiales distribuidos dentro de una matriz β , esta se caracteriza por tener una orientación isotrópica y buena ductilidad [23] [24].

Para las aleaciones $\alpha + \beta$ de titanio, el parámetro microestructural más importante, el cual determina las propiedades mecánicas, es el tamaño de la colonia α . Si el tamaño de la colonia es limitado, esto indica una longitud de deslizamiento decreciente, por ende; varias propiedades mecánicas como: límite elástico, la ductilidad, la resistencia a nucleación de grietas, la resistencia a la propagación de microgrietas se ven mejoradas; mientras que otras como: resistencia a la propagación de grietas, tenacidad a la fractura, se ven favorecidas cuando el tamaño de la colonia α es más grande, debido a que una gran rugosidad en el frente de grieta es deseable [25].

La resistencia de estas aleaciones se le contribuye a la solubilidad limitada de los elementos estabilizantes de la fase β , en la solución sólida de la fase α . [26]

2.1.3 Aplicaciones Biomédicas

Dentro de la industria biomédica la aleación tiene un número considerable de aplicaciones, especialmente en los implantes ortopédicos. En comparación con el acero inoxidable o las aleaciones Co-Cr, las aleaciones de titanio continúan predominando en la industria por sus propiedades mecánicas y biocompatibilidad

El material es capaz de someterse a cargas mecánicas y cíclicas altas, permitiendo su uso en articulaciones de hombro, cadera, rodilla y tobillo, soportando ciclos de carga y descarga con una resistencia comparable al acero, pero con la ventaja de contar con una densidad significativamente menor.

Además de proveer resistencia los implantes de titanio proporcionan una fijación secundaria favorable a medida que ocurre la óseointegración. A pesar de que la aleación es mas rígida que el hueso humano, su módulo de la elasticidad es más bajo que el del acero

inoxidable, esto permite que el hueso nativo reciba el estímulo mecánico sin debilitarse. La aleación no es solo biocompatible si no que también es bioactiva, las células óseas (osteoblastos) tienen la capacidad de proliferar en la superficie del titanio; fusionando mecánicamente el implante.

2.2 Deformación plástica en aleaciones $\alpha + \beta$

2.2.1 Mecanismos de deformación

En esta aleación, el mecanismo que gobierna la forma en la que el material se deforma es una combinación de interacciones entre las estructuras cristalinas existentes: la fase “ α ” (HCP) y la fase “ β ” (BCC).

Las dislocaciones equivalen a defectos diminutos en la red cristalina, el deslizamiento de dislocaciones permite el cambio de forma permanente. En esta aleación, ocurre principalmente dentro de la fase α dentro de sistemas de deslizamiento; existen sistemas con más preferencia que otros, el titanio α tienen una estructura HCP, la facilidad de deslizamiento depende de la relación entre la altura del hexágono (c) y el ancho de su base (a). En el titanio esta relación geométrica hace que la distancia entre los átomos en los planos laterales (prismáticos) sea la más favorable para el movimiento [27].

El aluminio en la aleación es un estabilizador de la fase α , como se mencionó anteriormente, pero este también tiene un efecto en las propiedades mecánicas del material. El radio atómico del aluminio es menor que el del titanio, por lo que su inclusión modifica ligeramente el espaciamiento interatómico en la aleación. Como consecuencia el parámetro “ c ”, que se refiere a la altura del hexágono, disminuye más rápido que el parámetro “ a ”, la base del hexágono a medida que la concentración de aluminio aumenta.

Este efecto causa un aumento general de la resistencia de la aleación, conferido por la reducción del espaciamiento, la cual crea distorsiones locales que actúan como obstáculos para el movimiento de dislocaciones. A pesar de esto la aleación mantiene su preferencia por el deslizamiento prismático, ambos efectos permiten que la aleación tenga la capacidad de deformarse antes de la fractura [28] [29].

Dentro de los sistemas de deslizamiento, en el titanio grado V, el sistema prismático es el que requiere la menor cantidad de energía para mover dislocaciones a través del cristal

hexagonal, por ello, la mayoría de la deformación ocurre en este. Los sistemas basales ocurren en la base superior e inferior del hexágono y son necesarios para que el material logre deformarse de manera uniforme. Por último los sistemas piramidales, se mueven a través del eje “c” y requieren de 3-4 veces más esfuerzo para activarse, sin ellos, el material no se podría estirar en todas direcciones y se fracturaría de manera instantánea. [30] [31]

De igual manera la microestructura del material haciendo referencia a su arreglo de fases, determina que tanto y que tan rápido viajan las dislocaciones. La microestructura equiaxiada (granos esféricos), tienen una longitud de deslizamiento corta, donde las dislocaciones “chocan” con un límite de grano muy rápido (cada 5-10 μm). Causando que los esfuerzos se distribuyan a través de miles de granos de menor tamaño, induciendo una ductilidad alta [32] [33].

Cuando el deslizamiento de dislocaciones es bloqueado, el cristal puede “voltearse” en una imagen especular conocida como “macla”. En el Ti-6Al-4V este mecanismo es menos común a comparación con el titanio puro ya que el aluminio favorece el deslizamiento sobre el maclado [34] [33] .

2.2.2 Endurecimiento por deformación

En el Ti-6Al-4V el endurecimiento por deformación es el fenómeno por el cual el material aumenta su resistencia conforme se deforma plásticamente, esto ocurre cuando el metal sufre deformaciones por encima de su límite elástico. Mediante la evolución de la densidad de dislocaciones y su interacción con los obstáculos microestructurales como límites de grano, precipitados, solutos, etc, el material mejora su capacidad de resistencia a la fractura [35].

A medida que el metal se deforma, se generan nuevas dislocaciones, las cuales se desplazan a través de los sistemas de deslizamiento (prismático, basal y piramidal). Estas dislocaciones atraviesan el material al interactuar entre sí, se multiplican, aumentando la dureza del material; se forman redes de dislocaciones que actúan como barreras [36]. Para que la deformación pueda continuar, se requiere un esfuerzo mayor para superar los defectos que impiden el paso de las dislocaciones [37].

La capacidad de endurecimiento del material es influenciada por la morfología de las fases. La microestructura bimodal presenta la mayor tasa de endurecimiento por deformación, debido a que la deformación se reparte entre los granos de α primaria y la matriz

de α secundaria transformada, la fase primaria son los granos más blandos y por ende se deforman primero, la fase secundaria es más dura y por ende la interacción de ambas crea una compatibilidad de deformación mas compleja capaz de retrasar la fractura. Mientras que la microestructura equiaxial muestra un endurecimiento uniforme y sostenido debido a que el camino libre medio cinético (L) de una dislocación está limitado por el diámetro de grano (d). De acuerdo con el modelo de Kocks-Mecking, la tasa de acumulación de dislocaciones $\left(\frac{dp}{dy}\right)$ es inversamente proporcional a “L”, debido a que “L” es extremadamente pequeño (5-10 μm), la tasa de almacenamiento de dislocaciones aumenta de manera significativa [32] [38] [39].

El exponente de endurecimiento por deformación no es constante, si no que cambia a medida que la tasa de deformación se modifica y tiene una dependencia lineal con la densidad de dislocaciones, es decir, si la densidad de dislocaciones se reduce la tasa de deformación disminuye de igual manera. Cuando la tasa de deformación es lo suficientemente alta, predomina la densidad de dislocaciones y esta es capaz de conferir endurecimiento por deformación [35].

Matemáticamente, la ecuación de Hollomon que describe la curva de tensión-deformación real de un metal en su fase de deformación plástica.

$\sigma = K \cdot \epsilon^n$, donde se relaciona la tensión verdadera (σ) con la deformación verdadera (ϵ) mediante el coeficiente de resistencia (K) y el exponente de endurecimiento (n) [40]. En el Ti-6Al-4V el valor de (n) es relativamente bajo entre 0.05 – 0.15. este exponente disminuye al aumentar la velocidad de deformación (sensibilidad de tasa de deformación) y disminuye drásticamente con la temperatura , ya que temperaturas altas facilitan la eliminación de dislocaciones [35] [41].

En comparación con otras aleaciones el Ti-6Al-4V tiene una capacidad de endurecimiento limitada. Cuando el esfuerzo alcanza un punto crítico donde el endurecimiento ya no puede compensar la reducción de área, ocurre el “necking”, un fenómeno de deformación plástica localizada, el material sufre un adelgazamiento drástico en una zona específica antes de la fractura [38] [35].

2.2.3 Generación de dislocaciones y defectos cristalinos

En la aleación se encuentran dislocaciones preexistentes debido a la historia térmica y de procesamiento del material, adicionalmente se generan dislocaciones masivas bajo la aplicación de un esfuerzo cortante.

2.3 Fatiga en la aleación Ti-6Al-4V

2.3.1 Mecanismos microestructurales de iniciación de grietas

La iniciación de grietas en el Ti-6Al-4V bajo cargas mecánicas, está gobernada por configuraciones cristalográficas y morfológicas específicas a microescala.

El mecanismo transgranular es el más aceptado para la iniciación de grietas bajo fatiga de bajo ciclo y alto ciclo, esta ocurre dentro de los granos de la fase primaria α [42]. Bajo cargas cíclicas, las dislocaciones se deslizan a lo largo de planos cristalográficos con un alto factor de Schmid, estos granos están orientados en un ángulo óptimo de 45° respecto a la fuerza, donde casi toda la fuerza externa se aprovecha para deslizar los átomos. Esto genera bandas de deslizamiento persistentes (PSBs) que emergen a la superficie, creando micro relieves como intrusiones (valles) y extrusiones (crestas) [43] [44].

A pesar de que teóricamente el deslizamiento prismático es geométricamente más fácil, se ha reportado que la fractura final por formación de facetas ocurre predominantemente en planos basales [42].

En microestructuras bimodales las fronteras que dividen las fases α (HCP) y β (BCC) son sitios preferenciales para el inicio de microgrietas. La fase β tiene mas sistemas de deslizamiento activos y es mecánicamente más blanda a nivel microscópico que la fase α . La fase β tiene más ductilidad por lo cual bajo deformación mecánica esta fase exhibe mayor capacidad de deformación plástica, generando un gradiente severo de deformación en la interfaz α/β [45] [46]. Debido a la diferencia de deformación entre las fases se produce una acumulación de dislocaciones en la interfaz α/β , resultando en concentraciones locales de esfuerzo. Cuando estas tensiones superan la resistencia de la interfaz, ocurre una descohesión localizada en el material, esto da origen a una microgrieta, la cual posteriormente se propaga hacia un grano vecino α [46] [47].

2.3.2 Influencia de la microestructura en la resistencia a fatiga

La morfología microestructural del Ti-6Al-4V cuenta con características que retrasan la nucleación de las grietas por fatiga, sin embargo estas mismas son las menos efectivas para impedir su propagación. La vida a la fatiga de esta aleación está principalmente influenciada por el arreglo espacial de la distribución de las fases α y β .

La microestructura equiaxial, consiste de granos esféricos finos de fase α embebidos en una red continua intergranular de fase β . Esta cuenta con una resistencia de iniciación de grieta excelente, debido a que tienen un tamaño de grano que reduce la distancia de deslizamiento (L) de las dislocaciones. Esto se traduce a que a una distancia de deslizamiento mas corta esto limita el número de dislocaciones que pueden amontonarse contra un límite de grano, este efecto minimiza la concentración de estrés local, retrasando la formación de PSBs, extrusiones/intrusiones y nucleación temprana de grietas. Pero esta microestructura tiene una resistencia de propagación pobre, una vez que se forma una microgrieta, esta se encuentra un camino en el cual su microestructura es uniforme e isotrópica, por lo cual la grieta se enfrenta a una mínima resistencia geométrica, ya que atraviesa una línea relativamente recta perpendicular al eje de tensión, estos factores resultan en una tasa de crecimiento de grieta alta [42] [45].

En comparación con la microestructura completamente lamelar que cuenta con una resistencia de iniciación de grieta muy pobre debido a que las dislocaciones se pueden deslizar ininterrumpidamente a través de la colonia entera de placas paralelas. Pero cuenta con una resistencia de propagación de grietas excelente donde la estructura lamelar desacelera una grieta activa cuando una grieta choca con una colonia lamelar orientada en una dirección diferente es forzada a cambiar de dirección [42] [45].

2.3.3 Comportamiento en alto y bajo número de ciclos

El comportamiento de la aleación cambia drásticamente entre la fatiga de alto ciclo (HCF) y la fatiga de bajo ciclo (LCF) debido al tipo de deformación y el mecanismo dominante de la falla.

En HCF el material trabaja con esfuerzos bajos a un gran número de ciclos, en estas condiciones el comportamiento general del material es elástico, no ocurre deformación plástica macroscópica. Por otra parte, a nivel microscópico se pueden presentar

deformaciones localizadas dentro de los granos que tienen orientaciones cristalográficas favorables. Por lo cual, la mayor parte de la vida a la fatiga se consume en la etapa de iniciación de grietas, una vez que la grieta se nuclea, su propagación hacia la fractura final ocurre rápidamente [42].

En LCF el material se somete a esfuerzos elevados a un número relativamente bajo de ciclos ($<10^4$). En este caso la aleación puede deformarse plásticamente a nivel macroscópico, ya que los esfuerzos aplicados exceden el límite de fluencia, la nucleación de grietas inicia rápidamente. Por lo cual la resistencia a fatiga en LCF depende principalmente de la capacidad del material para frenar la propagación de las grietas [45].

2.4 Influencia de la pre deformación plástica en el comportamiento a la fatiga

2.4.1 Efecto de la densidad de dislocaciones

La deformación plástica previa aumenta la densidad de dislocaciones dentro de los granos α de la aleación y pasa de un estado con baja densidad de defectos a una condición altamente saturada, lo que afecta directamente el comportamiento a la fatiga de la aleación. En HCF el aumento de dislocaciones causa que estas interactúen entre sí generando endurecimiento, esto dificulta el movimiento de nuevas dislocaciones durante las cargas cíclicas. Por este efecto la formación de PBSs se retrasa al igual que la iniciación de microgrietas superficiales y se aumenta el límite de fatiga del material. Por el contrario en LCF la deformación plástica sometida a cargas elevadas causa que la densidad de dislocaciones se vuelva inestable; durante los ciclos las dislocaciones pueden anularse entre sí mediante procesos de recuperación dinámica, provocando localización de deformación y favoreciendo la formación de micro vacíos, los cuales aceleran el daño a la pieza reduciendo la vida a fatiga [42].

2.4.2 Modificación de la microestructura

Modificaciones en la microestructura controlan la vida a la fatiga ya que influyen en las etapas de iniciación y propagación de grietas. Deformaciones moderadas incrementan la densidad de dislocaciones y crean nudos de las mismas, esto resulta en un endurecimiento por deformación, la cual tiene el efecto de limitar el movimiento de nuevas dislocaciones durante las cargas cíclicas. Esto retrasa la iniciación de grietas por fatiga mejorando su resistencia en HCF [48]. Posterior a la pre deformación si la pieza es sometida a LCF con

cargas altas, la red densa de dislocaciones se puede reorganizar en celular o sub granos, este efecto causa que el material se suavice cíclicamente, acelerando la propagación de grietas [49].

2.4.3 Influencia de la deformación plástica en el comportamiento electroquímico

Una de las propiedades más reconocidas de la aleación es la capacidad de formar una película pasiva la cual le confiere excelente resistencia a la corrosión, la deformación plástica tiene un efecto limitante en la formación de esta capa. La deformación crea defectos internos e incrementa de manera significativa la densidad de vacancias de oxígeno (donadores) dentro de la capa de óxido pasivo. La capa al tener mas defectos es más permeable y esta más expuesta al ataque electroquímico de iones [50].

Adicionalmente, la deformación tiene un efecto desestabilizante en la termodinámica de la aleación. Al generar la deformación el material se endurece y acumula una cantidad significativa de defectos cristalinos (dislocaciones) en la matriz tanto de la fase α , como la fase β . La acumulación aumenta la energía libre superficial del material, esto hace que el potencial de circuito abierto sea más activo o negativo ya que lo vuelve termodinámicamente más reactivo [51]. La alteración del comportamiento electroquímico causa que la capa de TiO_2 tarde más tiempo en estabilizarse y en pruebas de potencial de circuito abierto (OPC) oscile de forma inestable, esto se puede interpretar como la formación de una capa de óxido no uniforme, donde la película se rompe localmente debido a las tensiones internas y se vuelve a pasivar continuamente [52]

Capítulo 3 . Materiales y Métodos

3.1 Preparación de muestras

Se obtuvo la aleación como barras de titanio, se inició el diseño de la geometría de las probetas que serán sometidas a pruebas. Estas cumplen con las especificaciones de la ISO 14801, la cual se usó como referencia para la validación de los ensayos de fatiga. Las muestras tienen una longitud de entre 19.5 – 20 mm, un cuello con diámetro de 2 mm y una base de 4 mm de diámetro. El diseño de estas probetas se realizó en SolidWorks y posteriormente se maquinaron en torno, de las barras adquiridas se maquinaron 22 probetas que fueron utilizadas durante el proceso de experimentación (Img 1.).



Imagen. 1 A) Diseño preliminar de las muestras, B) Muestras maquinadas

3.2 Aplicación de deformación plástica

Para mejorar la reproducibilidad en la deformación plástica de las probetas, se creó una guía de madera que indica los 30° necesarios para la deformación de las muestras hasta ese punto, la angulación de las probetas se escogió tomando en cuenta la ISO 14801. La deformación plástica de las probetas se realizó con el método de palanca con un punto de apoyo (Img. 2.).



Imagen. 2 Muestra pre deformada con angulación 30 grados.

3.3 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural de la aleación fue evaluada mediante SEM , se seleccionó una probeta la cual fue montada en baquelita utilizando una montadora metalográfica de montaje en caliente, con el fin de facilitar su manipulación durante el desbaste y pulido (Img 3.).

Posterior al montaje se realizó una secuencia de desbaste progresivo, ya que el titanio es un material sensible a la deformación superficial. Este se realizó utilizando lijas de carburo de silicio 240, 320, 400, 600, 800, 1200, 2000 y 4000; entre cada cambio de lija se giro la muestra 90° y el tiempo aproximado de desbaste por lija fue de 1 min con el fin de eliminar completamente las rayas de la lija anterior. Posteriormente se realizó un pulido con pasta de diamante para eliminar la capa deformada del titanio. Seguido se seleccionó el reactivo de Kroll para el ataque químico con el fin de revelar la microestructura $\alpha + \beta$ del Ti-6Al-4V de la muestra, el reactivo se compone de 2 ml ácido fluorhídrico, 6 ml de ácido nítrico y 92 ml de agua destilada, la superficie pulida de la muestra se frotó con un hisopo empapado del reactivo por 10 segundos, se enjuago con agua y alcohol para dejarse secar y realizar su análisis en SEM.



Imagen. 3. Pieza montada para su caracterización microestructural

3.4 Análisis de Microdureza

Se realizó el análisis de micro dureza de Vickers que permite medir dureza en fases individuales con el objetivo de hacer un mapeo de dureza de la sección pre deformada de la muestra, por ser punto de acumulación de esfuerzos residuales. La probeta fue montada en baquelita y se realizó un desbaste progresivo con lijas de carburo de silicio de 320, 500, 600 800, 1200, 2400, 4000, en cada cambio de lija se giró la muestra 90° y el tiempo entre cada lija fue de 1 minuto (Img. 4).



Imagen. 4. Probeta montada en baquelita durante el proceso de desbaste

El análisis de microdureza de Vickers se realizó en el doblez cóncavo de la probeta en la sección central de la misma. El mapeo de microdureza se realizó creando un grid en la superficie con un espaciamiento entre indentaciones de 200 μm (Il.5.). Para el ensayo se tomó en cuenta la ISO 6507-1, donde se mantuvo un espaciamiento de más de tres veces el valor de la diagonal, se utilizó una carga de HV0.5 (500 gf) durante 15 segundos. Esto nos permite analizar el efecto de la deformación en la dureza considerando el aumento de dislocaciones y el efecto de endurecimiento superficial por deformación.



Imagen. 5 Indentaciones Vickers en la probeta

Se realizaron 51 indentaciones en la superficie con el fin de obtener el promedio de estas y evaluar en qué zonas la pieza cuenta con una mayor dureza.

3.5 Ensayos Electroquímicos

3.5.1 Medición de potencial de circuito abierto

Las propiedades electroquímicas de las muestras de Ti-6Al-4V se evaluaron mediante ensayos de potencial de circuito abierto, en este se mide el potencial del material en el cual no hay un flujo significativo de corriente en el circuito externo y permite que el material se corroa libremente.

Previo al ensayo las muestras fueron limpiadas con alcohol y agua destilada, posteriormente se realizó la preparación de las muestras. Se utilizó cable de cobre para asegurar la conductividad de la muestra, se colocó el cable sobre la muestra y se pinto sobre esta conexión con pintura de plata para aumentar la conductividad; se utilizó pegamento para reforzar la unión del cable con la muestra y se envolvió en una capa delgada de Parafilm (Img.6).



Imagen. 6. Muestra para ensayo electroquímico

A esta configuración se le agregó resina, con el fin de mejorar el aislamiento del cable de cobre con el ambiente externo. La resina cubre desde la base de la pieza hasta el punto de conexión entre el cuello y la base, dejando solo el área del cuello expuesta, siendo esta la parte del análisis de interés (Img.7).



Imagen. 7. Configuración final de la muestra para ensayo electroquímico

La resina se dejó secar durante 10 min y se cubrió con dos capas de pintura aislante (G371 Lacomit Varnish), el área cubierta por la resina al igual que el cabezal de la probeta.

La solución electrolítica utilizada fue PBS (Phosphate Buffered Saline), manteniendo una temperatura de 37° para simular condiciones fisiológicas, se utilizó como referencia el electrodo Calomel saturado mientras que el electrodo de Platino se utilizó como contraelectrodo. Con esta configuración se evaluó el área expuesta del material que correspondió únicamente al área del cuello de la muestra con un diámetro de 2 mm y una longitud de 6.5 mm, equivalente a un área de exposición de 0.5655 cm^2 . Se evaluaron un total de 6 muestras ($n = 6$).

Inicialmente se registró el potencial de circuito abierto (OPC) con un potenciostato durante 60 min, con el fin de permitir la estabilización del sistema y la formación de la capa pasiva del material en el medio electrolítico. El potencial fue monitoreado como función del tiempo hasta alcanzar un valor estable.

3.5.2 Ensayos de polarización potenciodinámica

Posterior a la medición de OCP, se realizó el ensayo de polarización potenciodinámica en un rango de potencial de -2V a 2V respecto al electrodo de referencia con una velocidad de barrido de 0.002 V/s. Durante el ensayo se registró la densidad de corriente en función al potencial aplicado, obteniendo las curvas de polarización del material (Img .8.).



Imagen. 8. Set up experimental usado en el ensayo.

A partir de las curvas obtenidas se determinaron los parámetros electroquímicos característicos del Ti-6Al-4V, incluyendo el potencial de corrosión (E_{corr}), densidad de corriente (J) y la tasa de corrosión del material en solución PBS a 37°C , esta última se calculó usando la densidad de corriente de corrosión obtenida por extrapolación de Tafel. Para los cálculos se consideró la densidad del Ti-6Al-4V con valor de 4.43 g/cm^3 y el peso equivalente fue calculado utilizando como referencia el método descrito en la ASTM G102, considerando Ti (90 wt%, valencia 4), Al (6 wt%, valencia 3) y V (4 wt%, valencia 5), el peso equivalente calculado fue de 11.9 g/mol . Ambos ensayos fueron realizados utilizando el programa NOVA, en conjunto con el potencióstato Multi Ba (Img. 9).



Imagen. 9. Potenciostato AUTOLAB modelo PGSTAT302N (Metrohm)

3.6 Ensayos de Fatiga

3.6.1 Tipo de ensayo

Para los ensayos de fatiga se utilizó una máquina de aplicación de cargas cíclicas MASTIC-FIME I, con dirección de carga uniaxial con una frecuencia de 1.366 Hz, que alcanza los 118,000 ciclos en 24 horas, llegando al 1,000,000 de ciclos en 8 días (Img.10) La configuración de la máquina permite el análisis de dos muestras de las misma carga de manera simultánea.

Tomando en cuenta el tamaño de la muestra, su configuración en el portamuestras y los parámetros de la maquinaria utilizada se tomó como referencia la ISO 14801 para el análisis de falla de la muestra.



Imagen. 10. Máquina de aplicación de cargas

3.6.2 Parámetros de carga

Para la obtención de los parámetros de carga se utilizó la herramienta SolidWorks, en esta se creó un modelado de la pieza, se seleccionó el Ti-6Al-4V como material para posteriormente realizar un análisis de esfuerzos con el fin de obtener la carga en la que la pieza llega a la fractura. La máquina de fatiga no mide directamente el esfuerzo, por lo que este fue calculado a partir de un análisis de esfuerzos utilizando la herramienta de Solid Works. En la cual se modelaron las muestras deformadas y no deformadas utilizando las medidas de las muestras originales y se les aplicaron diferentes cargas con la intención de acercarnos al valor de límite elástico de la muestra, para la aleación empleada es de 882 MPa, la muestra más cercana a ese valor fue tomada como el 100% de la carga y se utilizó como base para medir los porcentajes de 80%, 50% y 40% , los cuales fueron los utilizados para la aplicación de cargas en la máquina de fatiga. En Solid Works se tomó como referencia el

valor del Von Misses Stress, el cual es un valor escalar utilizado para determinar si el material cede o se deforma bajo cargas multiaxiales, representado en la sección donde las piezas tienden a fracturarse. A continuación se muestran los modelos de las piezas en las dos configuraciones, al igual que los análisis de esfuerzos utilizados para establecer las cargas de las pruebas de fatiga (Img.11).

Para las muestras sin deformación se utilizó la carga de 16.5 kg como el 100% a partir de la cual se obtuvieron los valores del 80% equivalente a 13.5 kg, 50% equivalente a 8.5 kg y el 40% equivalente a 6.5 kg (Tabla 1).



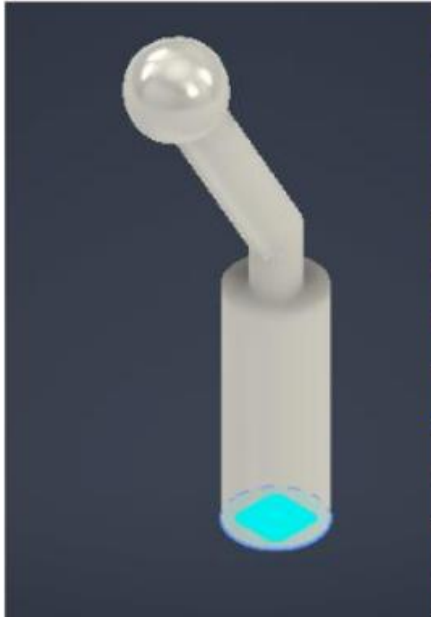
Imagen. 11. Resultado del análisis de esfuerzos de la muestra sin deformación.

Los equivalentes de las cargas se pueden observar en la siguiente tabla.

Tabla 1. Resultados de esfuerzos obtenidos (MPa) en base a la carga aplicada en muestras sin deformación.

<i>Muestras sin deformación</i>	
<i>Carga (kg)</i>	<i>Esfuerzo (MPa)</i>
13.5	798
8.5	430
6.5	322

Para las muestras con deformación se utilizó la carga de 20 kg como el 100% a partir de la cual se obtuvieron los valores del 80% equivalente a 16.5 kg, 60% equivalente a 12.5 kg y el 40% equivalente a 10.5 kg.



Name	Minimum	Maximum
Volume	202.083 mm ³	
Mass	0.000911396 kg	
Von Mises Stress	3.14626 MPa	1424.82 MPa

Name	Minimum	Maximum
Volume	202.083 mm ³	
Mass	0.000911396 kg	
Von Mises Stress	2.39857 MPa	1086.43 MPa

Name	Minimum	Maximum
Volume	194.261 mm ³	
Mass	0.000860578 kg	
Von Mises Stress	0.529842 MPa	805.29 MPa

Imagen. 12. Resultado del análisis de esfuerzos de la muestra deformada

Los equivalentes de las cargas se pueden observar en la siguiente tabla.

Tabla 2. Resultados de esfuerzos obtenidos (MPa) en base a la carga aplicada en muestras deformadas.

<i>Muestras con deformación</i>	
<i>Carga (kg)</i>	<i>Esfuerzo (MPa)</i>
16.5	815
12.5	695
10.5	580

Para cada porcentaje de carga se realizaron dos muestras representativas con el fin de obtener un promedio del número de ciclos soportados por carga hasta la falla (n=12).

3.6.3 Preparación de Muestras

Tomando la ISO 14801 como referencia las muestras sin deformación se montaron en la configuración dictada por la norma (Img.13).

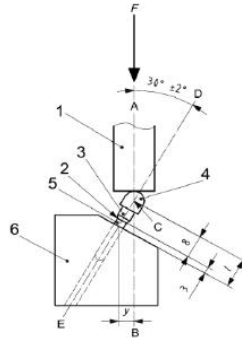


Imagen. 13 Aplicación de carga acorde a la ISO14801

Para obtener esta configuración, las muestras sin deformación fueron montadas en un portamuestras de acero con angulación de 30° similar al mostrado en la Ilustración 11, el portamuestras cuenta con un agujero central de 20 mm de profundidad. Se realizó una configuración con el fin de que la muestra se pudiera posicionar en ese espacio central, donde se utilizaron tubos de PBC con diámetro de 5.5 mm y longitud de 20 mm en estos la muestra era embebida en plastilina epóxica hasta la parte superior de la base, antes del inicio del cuello de la muestra. Esto se realizó para asegurar la estabilidad de la pieza. (Img. 14), (Img.15).



Imagen. 14. Configuración para probeta dentro del porta muestra



Imagen. 15. Configuración final para ensayos de fatiga en muestras sin deformación.

En cuanto a las muestras deformadas, se diseñó un molde para porta muestras cilíndrico el cual posteriormente se imprimió en 3D con PLA. Se llenó de resina epóxica utilizando las medidas del portamuestras de acero, cuenta con un agujero central replicando las medidas del porta muestras base, con la distinción de que este no tiene angulación. Logrando así la comparabilidad matemática entre las configuraciones de ensayo. Se utilizó la misma configuración utilizada para el portamuestras de acero para la estabilidad de las muestras (Img 14).

3.6.4 Obtención de Curvas S-N

La curva S–N se construyó graficando el esfuerzo aplicado (S) en función del número de ciclos a la falla (N) en escala logarítmica, siguiendo el modelo de la Curva S-N, que permite representar la vida a fatiga del material.

Para cada muestra se registró:

- carga aplicada
- esfuerzo calculado
- número de ciclos a la falla

Posteriormente, los datos se graficaron en una escala semilogarítmica (σ vs $\log N$), obteniendo la curva S–N del titanio grado V. Esta curva permite determinar el comportamiento del material frente a cargas cíclicas y estimar su límite de fatiga, definido como el esfuerzo máximo que el material puede soportar sin fallar para un número elevado de ciclos.

Capítulo 4 . Resultados y Discusión

4.1 Caracterización microestructural

La caracterización microestructural del material base sin tratamiento térmico previo se realizó en un microscopio óptico. En la Imagen 16 se puede apreciar la microestructura bifásica de la aleación Ti-6Al-4V. La cual se conforma de granos α aglomerados con apariencia redondeada apreciados es las zonas grises, entre los granos alfa se puede distinguir la fase β con un color mucho más oscuro.



Imagen. 16. Imagen de microestructura de la aleación Ti-6Al-4V en Microscopio óptico 50x

4.2 Micro dureza

En la imagen 17 se muestra la distribución de la micro dureza de Vickers en un mapa de colores representativo de la muestra, se realizaron 51 indentaciones para conformar la matriz de la pieza, el promedio de HV de la muestra en esta zona es de 398 HV, lo cual corresponde a valores típicos de dureza para piezas de esta aleación con deformación. En el se puede observar como los valores más altos de dureza se concentran en la periferia de la pieza donde las zonas exhiben valores por encima de 420 HV, mientras que a medida que las mediciones se acercan al centro de la pieza, los valores van disminuyendo con valores en un rango de 380 – 395 HV; esto sugiere la presencia de un gradiente asociado con deformación plástica localizada y efectos de endurecimiento superficial (Img. 17). Debido a que posterior a la deformación, las zonas más cercanas a la periferia ya sufrieron una deformación plástica permanente, donde la acumulación de dislocaciones aportó dureza al material. Mientras que la zona al centro de la pieza aún tiene comportamiento elástico, por lo cual los valores son menores y estos valores se encuentran ligeramente elevados en comparación con valores de dureza normales para superficies no deformadas de la aleación.

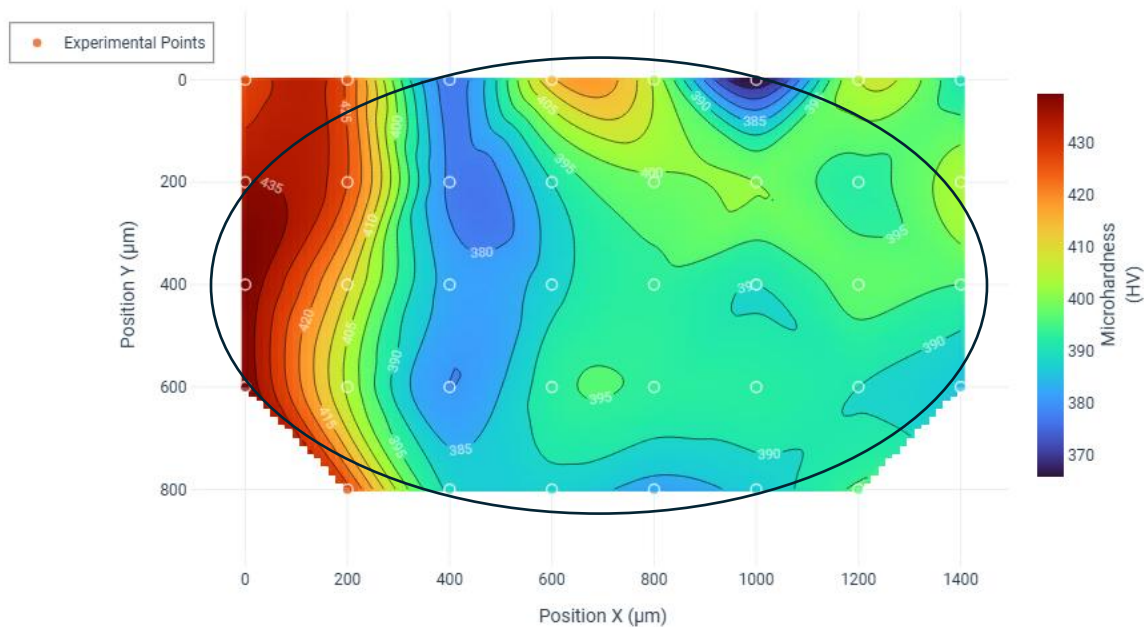


Imagen. 17. Mapa de colores de la micro dureza de la zona ensayada

Se realizó un análisis comparativo con una muestra sin deformación donde se realizaron cinco indentaciones, con estas se calculó el promedio de dureza de la superficie del material, en la siguiente tabla se pueden visualizar los valores obtenidos en el ensayo (Tabla. 3).

Tabla 3. Indentaciones realizadas en la muestra sin deformación.

No. De Indentación	L_1	L_2	HV
1	50.87	48.23	377
2	49.33	47.08	379
3	51.05	49.53	366
4	49.47	49.67	377
5	50.89	49.07	371

Los resultados de microdureza muestran valores consistentes de las indentaciones evaluadas, mostrando una respuesta mecánica homogénea en la superficie. Se realizó el promedio del rango de valores de 366- 379 HV, el cual fue de 374 HV, este valor concuerda con la dureza típica reportada para la aleación $\alpha + \beta$. Las diagonales presentaron diferencias pequeñas, lo cual garantiza que las indentaciones se realizaron de manera correcta. Por lo cual las variaciones pequeñas de dureza en la muestra sugieren una microestructura relativamente uniforme y homogénea en la región evaluada indicando una alta resistencia mecánica característica de la aleación.

4.3 Ensayos electroquímicos

Posterior a la realización de los ensayos potencioestáticos, se obtuvieron las siguientes curvas de potencial de circuito abierto después de la estabilización del material.

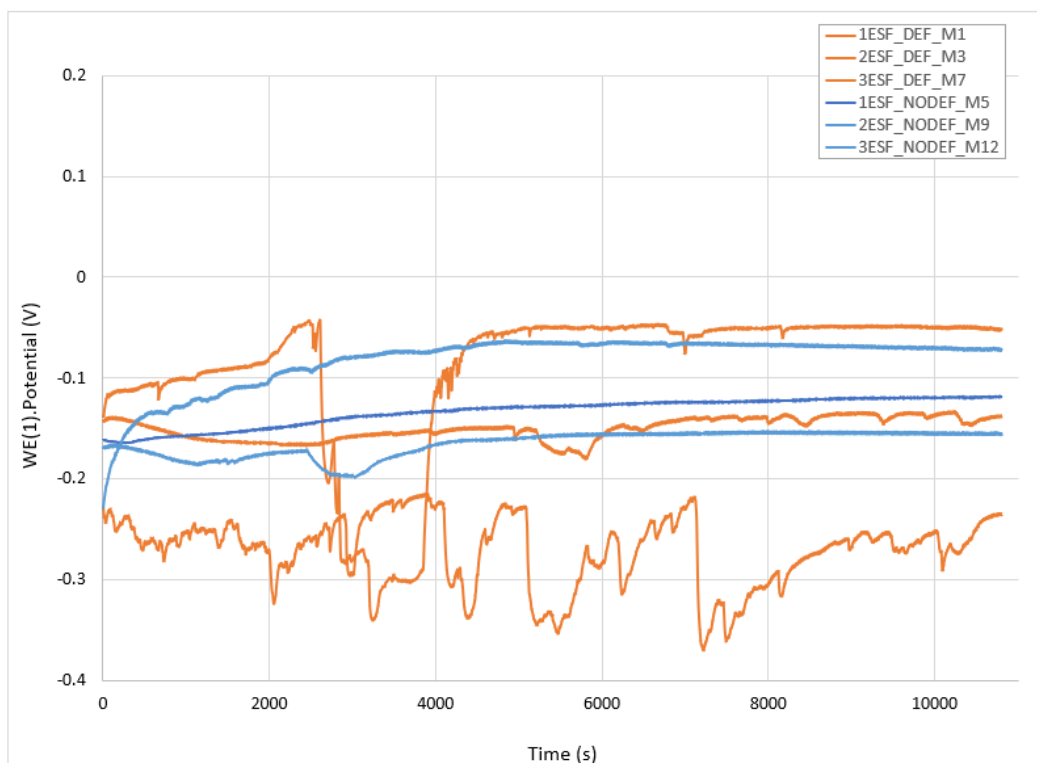


Imagen. 18 Curvas de potencial de corrosión en condiciones de circuito abierto (EOCP) de las muestras

En la gráfica mostrada en la Imagen 18, se puede observar como las curvas de las muestras no deformadas son significativamente más estables, presentan pocas fluctuaciones y se estabilizan con más rapidez. Esto nos indica una menor actividad corrosiva, debido a una superficie electroquímica más estable y la formación de una capa de óxido relativamente uniforme. Por otra parte las curvas de las muestra deformadas se encuentran en rangos de potencial mucho más negativos, donde se presentan oscilaciones fuertes y caídas de potencial bruscas, en especial la curva cerca de -0.37 V, que muestra una actividad electroquímica significativa.

La deformación plástica introdujo dislocaciones en el material y posiblemente defectos superficiales, los cuales afectan de manera negativa la formación de la capa pasiva

de TiO_2 , lo que puede resultar en una repasivación más lenta y menos uniforme en la superficie del material

A partir de los resultados mostrados en la gráfica se obtuvieron los siguientes valores de OCP posterior a la estabilización del material. Donde un OCP más negativo nos puede indicar una susceptibilidad mayor a la corrosión en la solución

Tabla 4. Valores obtenidos de OCP

Tipo de Muestra	OCP (V)
Muestra deformada	-0.141 ± 0.091
Muestra no deformada	-0.115 ± 0.041

Adicionalmente se realizaron ensayos potenciodinámicos donde se obtuvieron curvas de potencial de corrosión en condiciones de circuito abierto de las muestras.

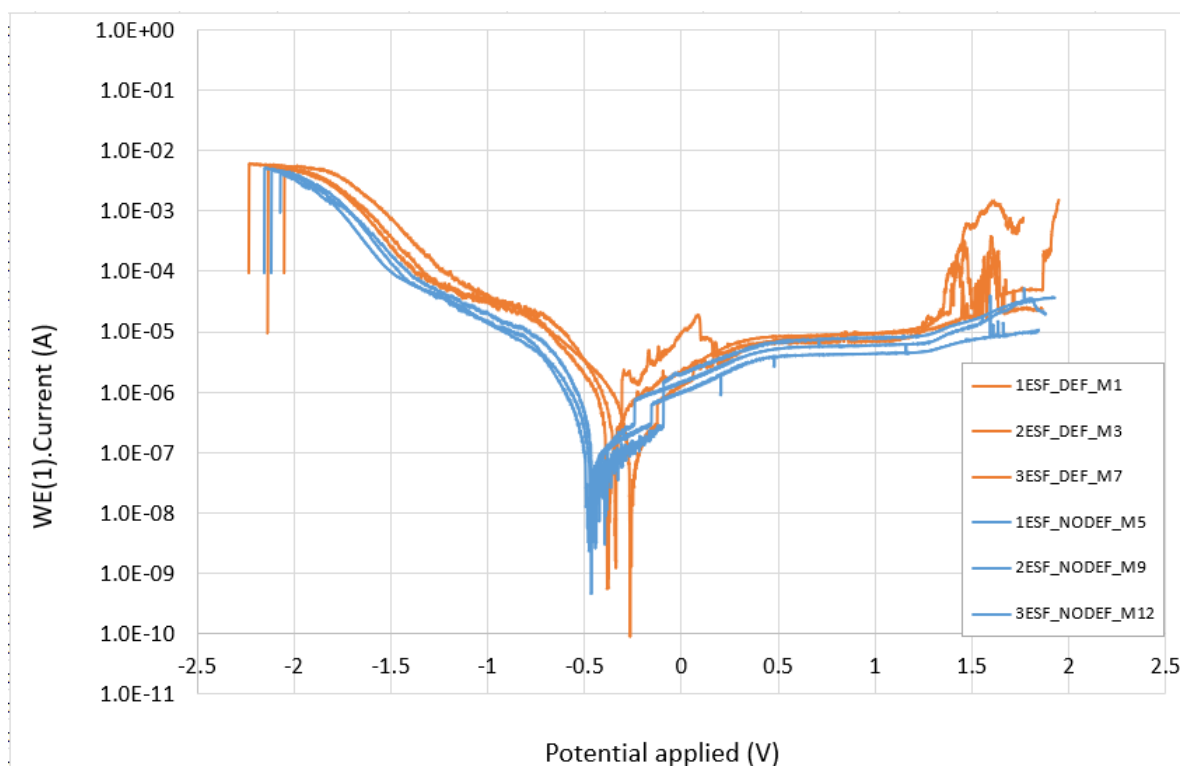


Imagen. 19. Curvas de potencial de corrosión en condiciones de circuito abierto (EOCP) de las muestras

En la gráfica de la Imagen 19, se observa la región catódica (rama izquierda), donde a potenciales negativos ocurre una reducción electroquímica y la corriente disminuye gradualmente. La región pasiva se encuentra cerca de los -0.5 V donde la corriente cae drásticamente, en la aleación esta caída brusca se interpreta como la formación de la película pasiva de óxido.

Las muestras no deformadas presentan corrientes más bajas, pasividad más estable y poca fluctuación, lo que se interpreta como una mayor resistencia a la corrosión debido a una mejor estabilidad pasiva, homogeneización de la capa de óxido y menor disolución metálica. En cuanto a las muestra deformadas presentan corrientes más altas, ruido electroquímico, picos abruptos en la corriente y un notable aumento de corriente a potenciales más altos; los picos en la región de 1.3- 1.8V pueden indicar ruptura de la película pasiva, por otra parte el incremento de corriente en las muestras deformadas pueden indicar el inicio de transpasividad acompañada de una oxidación acelerada resultando en una mayor actividad corrosiva en el material.

Se realizó la extrapolación de Tafel de la cual se obtuvieron los parámetros cinéticos de corrosión: corriente de corrosión (I_{corr}), el potencial de corrosión (E_{corr}), densidad de la

<i>Muestras</i>	$I_{corr}(\text{A})$	$j_{corr}(\mu\text{A}/\text{cm}^2)$	$E_{corr}(\text{mV vs. SCE})$
Deformadas	$4.24 \times 10^{-7} \pm 2.38$ $\times 10^{-7}$	$7.51 \times 10^{-7} \pm 4.21$ $\times 10^{-7}$	-0.331 ± 0.060
No deformadas	$1.39 \times 10^{-7} \pm 1.12$ $\times 10^{-7}$	$2.47 \times 10^{-7} \pm 1.99$ $\times 10^{-7}$	-0.468 ± 0.012

corriente (j_{corr}) y velocidad de corrosión.

Tabla 5. Tabla comparativa de resultados de los ensayos potenciodinámicos

A continuación se muestra la representación comparativa de los valores encontrados a partir de los ensayos realizados.

4.3.1 Corriente de Corrosión

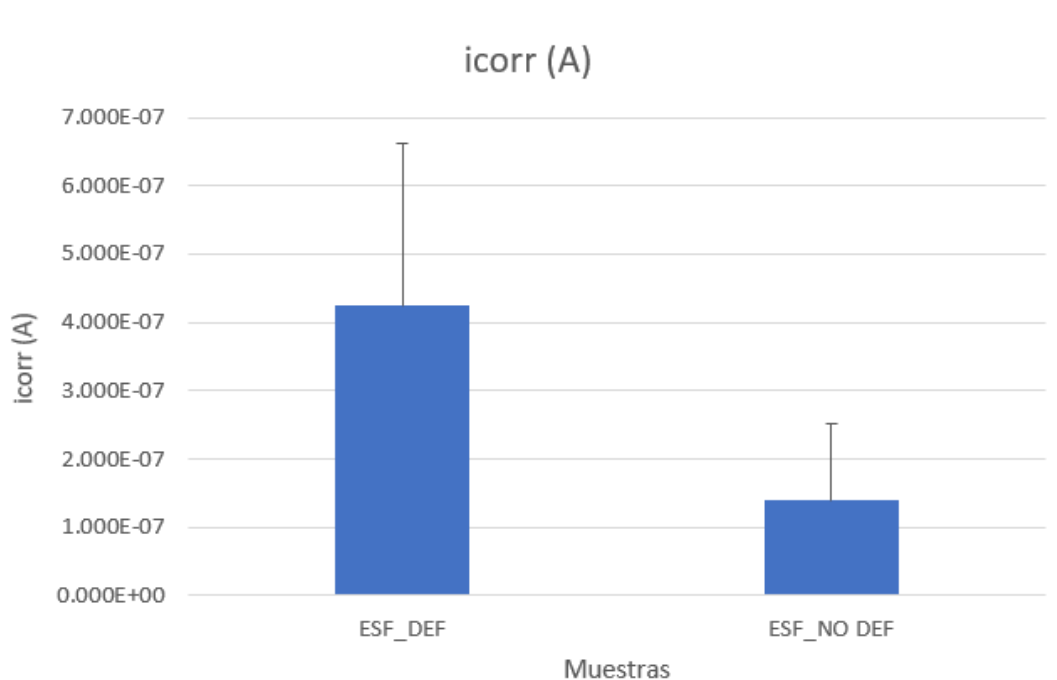


Imagen. 20 Grafica comparativa de i_{corr}

En la Imagen 20, se observa una diferencia significativa entre los valores de I_{corr} de las muestras analizadas, donde se mide la corriente eléctrica total que se generó por el flujo de electrones a causa de una reacción oxidativa del metal. Esta se obtuvo por la extrapolación de las pendientes lineales de las zonas anódica y catódica en la extrapolación de Tafel hasta que se interceptaron. Un valor más alto de I_{corr} en las muestras deformadas, indica una tasa de transferencia de carga mayor lo cual puede deberse a una formación inadecuada de la capa de dióxido de titanio permitiendo un ataque continuo al material permitiendo que este se corroa más rápido en las muestras deformadas a comparación con las no deformadas.

4.3.2 Potencial de Corrosión

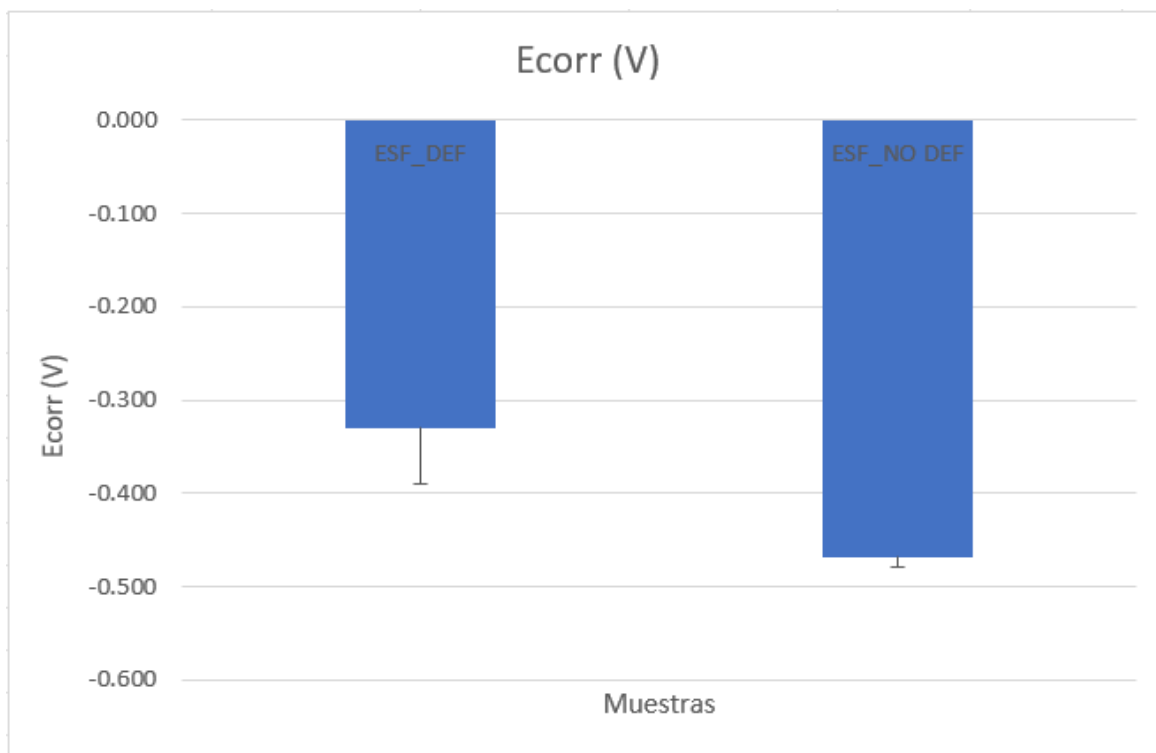


Imagen. 21. Grafica comparativa de E_{corr}

En la gráfica se mide el potencial electroquímico de circuito abierto (E_{corr}) donde las velocidades de las reacciones de oxidación y reducción se igualan en la superficie del metal y representa la tendencia del material a corroerse. Como se muestra en la gráfica la muestra deformada presenta un valor aproximado de -0.331V, mientras que la muestra sin deformación presenta un valor más negativo de aproximadamente -0.468 V, donde el valor más positivo de las muestras deformadas indica que es termodinámicamente más noble y por ende mas resistente a iniciar la corrosión en este medio mostrando una mayor estabilidad termodinámica.

4.3.3 Densidad de la Corriente de Corrosión

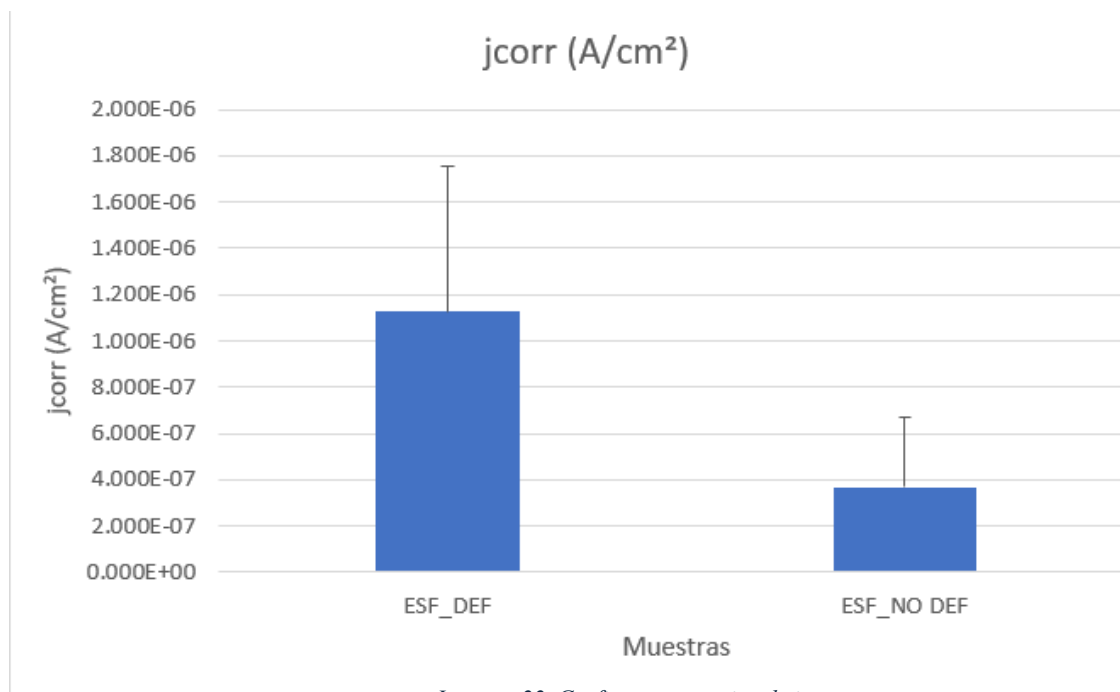


Imagen. 22. Grafica comparativa de j_{corr}

La gráfica de j_{corr} se muestra la densidad de la corriente de corrosión, la cual se obtuvo dividiendo la corriente de corrosión (I_{corr}) entre el área de superficie expuesta de la muestra el cual fue de 0.5655 cm^2 en la misma se representa la velocidad de la reacción química por unidad de superficie, donde la muestra deformada presentó un promedio de j_{corr} más elevado de aproximadamente $7.512 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ a comparación de la muestra sin deformar que obtuvo un promedio de aproximadamente $3.6 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$. El valor superior de j_{corr} de la muestra deformada indica una cinética de reacción más rápida que la muestra sin deformación, siendo esta 3 veces mayor que su contraparte, con lo cual se puede inferir que aunque la muestra deformada sea más noble y necesite una mayor cantidad de estímulo energético para comenzar a disolverse una vez que esta reacción inicia la muestra deformada se corroe más rápido.

4.3.4 Tasa de Corrosión

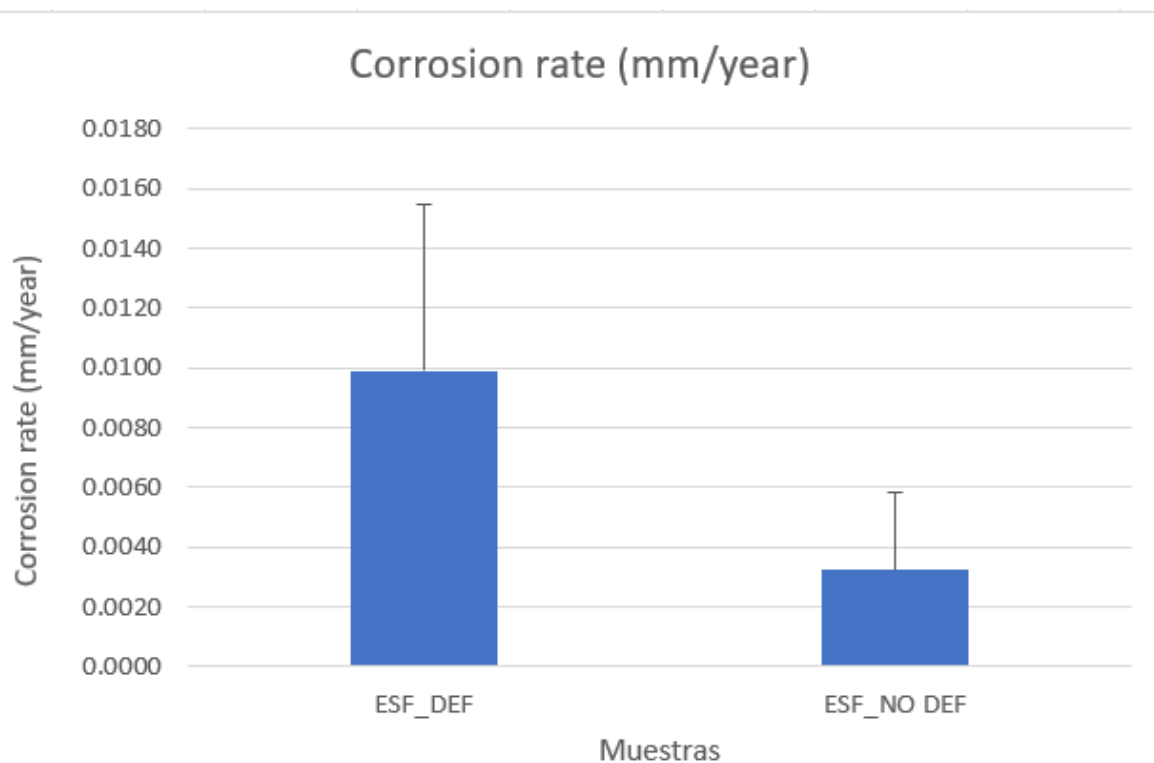


Imagen. 23. Grafica comparativa de TC

La tasa de corrosión se obtuvo a partir de j_{corr} aplicando la Ley de Faraday mediante la siguiente relación bajo la norma ASTM G102.

$Tasa\ de\ Corrosión = \frac{j_{corr} \times K \times EW}{\rho}$, utilizando los valores de las muestras se obtienen las siguientes ecuaciones

$TC = (3.27 \times 10^{-3} mm \cdot g / \mu A \cdot cm \cdot año) \frac{(0.7512 \mu A / cm^2)(11.95 g / eq)}{4.43 g / cm^3}$, para las muestras deformadas

$TC = (3.27 \times 10^{-3} mm \cdot g / \mu A \cdot cm \cdot año) \frac{(0.2465 \mu A / cm^2)(11.95 g / eq)}{4.43 g / cm^3}$, para las muestras sin deformación, que nos dan los siguientes resultados.

Tabla 6. Resultados obtenidos a partir de la TC

Muestras	Tasa de corrosión (mm/año)
Deformadas	0.0066±0.0037
No deformadas	0.002±0.0017

Estos resultados comprueban que la muestra sin deformar se corroe a una tasa menor con una velocidad aproximada de casi 3 veces menos a comparación de las muestras deformadas. A causa de que en el ensayo se utilizó el PBS como medio la ruptura de la capa pasiva del titanio permite la transferencia de carga con los iones Cl^{-1} en el medio, lo cual acelera la pérdida física de masa en la muestra.

Adicionalmente se realizaron análisis estadísticos utilizando el software Minitab 16. Se realizaron pruebas de normalidad previo a los ensayos comparativos, todas las variables mostraron una distribución normal ($p > 0.05$). Por lo cual se pudo continuar con la prueba de t de Student para muestras independientes con el fin de comparar los parámetros electroquímicos (I_{corr} , j_{corr} , E_{corr}) entre los grupos de muestras deformadas y no deformadas, utilizando un nivel de significación en $p < 0.05$.

Los resultados estadísticos no revelaron diferencias significativas entre los grupos deformados y los no deformados, pero si se observó una tendencia en la que las muestras deformadas presentaban valores de I_{corr} , j_{corr} y una velocidad de corrosión mayor a las muestras no deformadas. Este comportamiento sugiere una actividad electroquímica elevada acompañada de una capa pasiva con menor estabilidad en las muestras deformadas.

Posterior a las pruebas electroquímicas se realizó un análisis superficial en SEM, con el fin de comparar las superficies de las muestras e identificar diferencias entre las mismas.

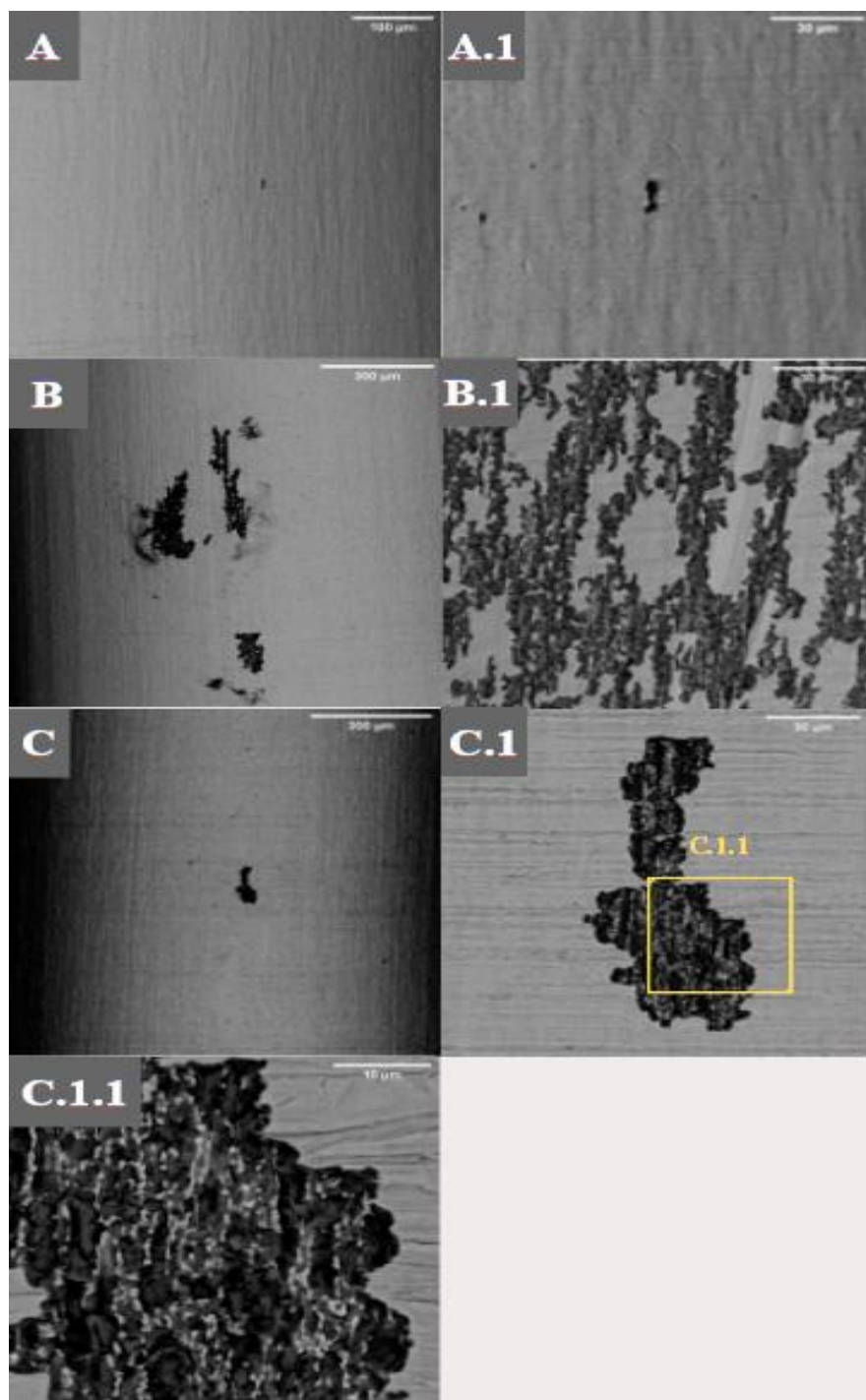


Imagen. 24 Superficie de muestras deformadas después de ensayos electroquímicos

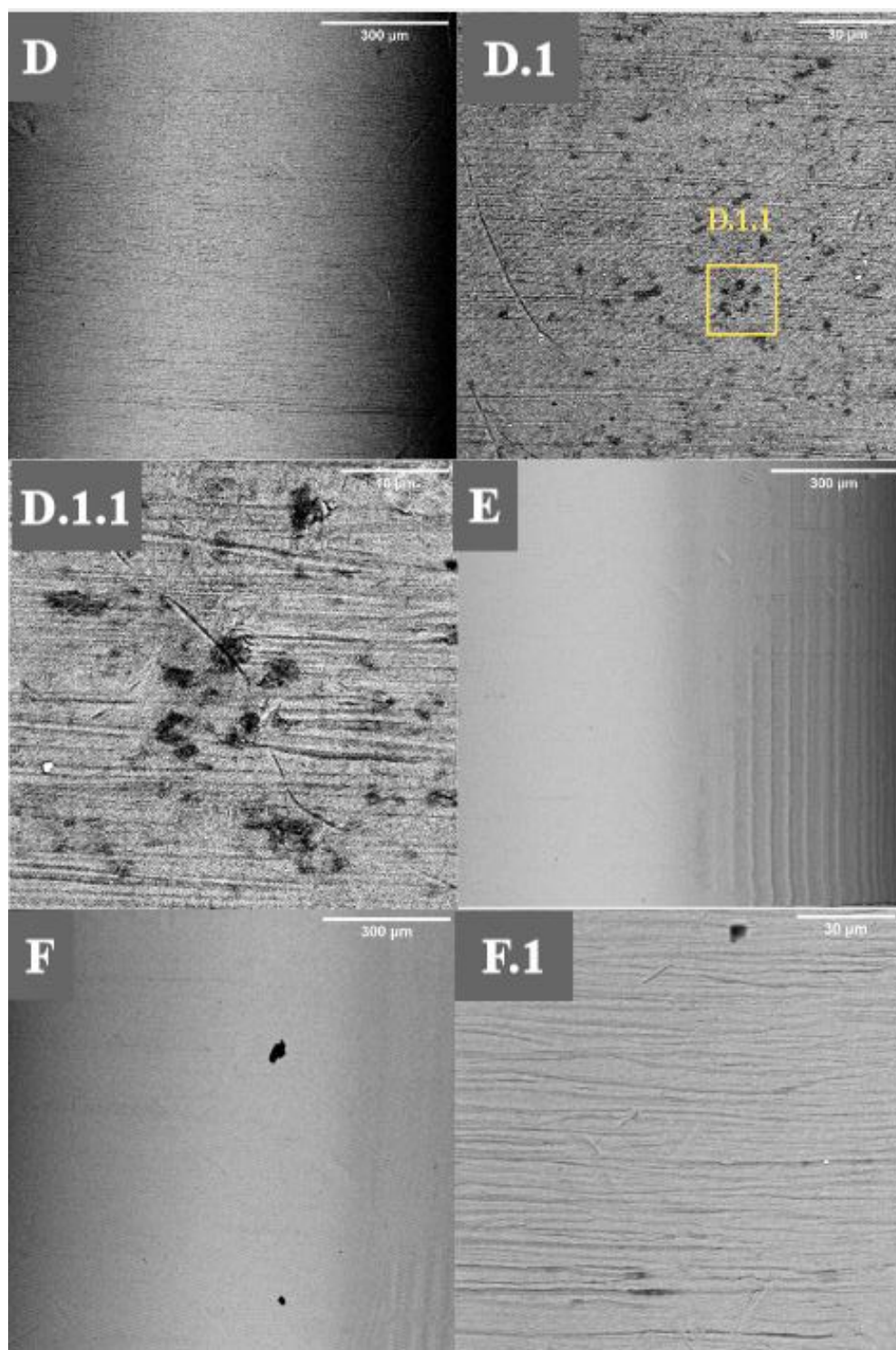


Imagen. 25 . Superficie de las muestras sin deformación después de los ensayos electroquímicos

En las imágenes de SEM, se puede observar que la superficie se mantuvo relativamente preservada, donde en las imágenes A y A.1, se observa una superficie uniforme con solo defectos aislados. La capa de óxido se mantuvo con buena estabilidad, donde el efecto de corrosión no fue dominante. En contraste con las imágenes B y C que muestran la presencia de regiones localizadas en la superficie, donde se muestran sitios de ataque corrosivo. Estas áreas se encuentran en sitios localizados, por lo que el mecanismo de corrosión fue localizado; indicando una desestabilización de la capa pasiva seguida de una disolución localizada. La imagen de C.1 muestra una magnificación en la cual es posible observar una región con morfología degradada e irregular, consistente con la actividad electroquímica localizada y un comportamiento de capa repetitivo donde la capa sufría eventos de ruptura y repasivación, las cuales concuerdan con los resultados obtenidos de OCP y curvas de polarización donde se observaron fluctuaciones.

Aunque de manera general la superficie mantuvo buena resistencia a la corrosión, por la estabilidad presentada de la capa pasiva de dióxido de titanio, la degradación local ocurrió en mayor concentración en áreas de las muestras deformadas las cuales exhibieron una actividad electroquímica mayor y una estabilidad de capa menor comparadas con las muestras sin deformación, donde es evidente que la superficie presentó una cantidad menor de ataques corrosivos además de que las regiones de corrosión localizada son de menor profundidad

4.4 Resultados de Fatiga

Tomando en cuenta las cargas aplicadas con el número de ciclos hasta la falla de cada una de las muestras se obtuvieron las siguientes gráficas S-N.

4.4.1 Muestras sin Deformación

Para esta configuración de muestras los valores obtenidos de los ensayos de fatiga fueron los siguientes

Tabla 7. Número de ciclos obtenidos en fatiga en cada muestra.

Carga (kg)	No. Muestra	No. Ciclos	Esfuerzo (S) MPa
12.8	M1	34,440	798
12.8	M2	49,200	798
8.5	M3	2,301,000	451
8.5	M3	2,479,680	451
6.5	M5	5,479,680	340
6.5	M6	6,070,800	340

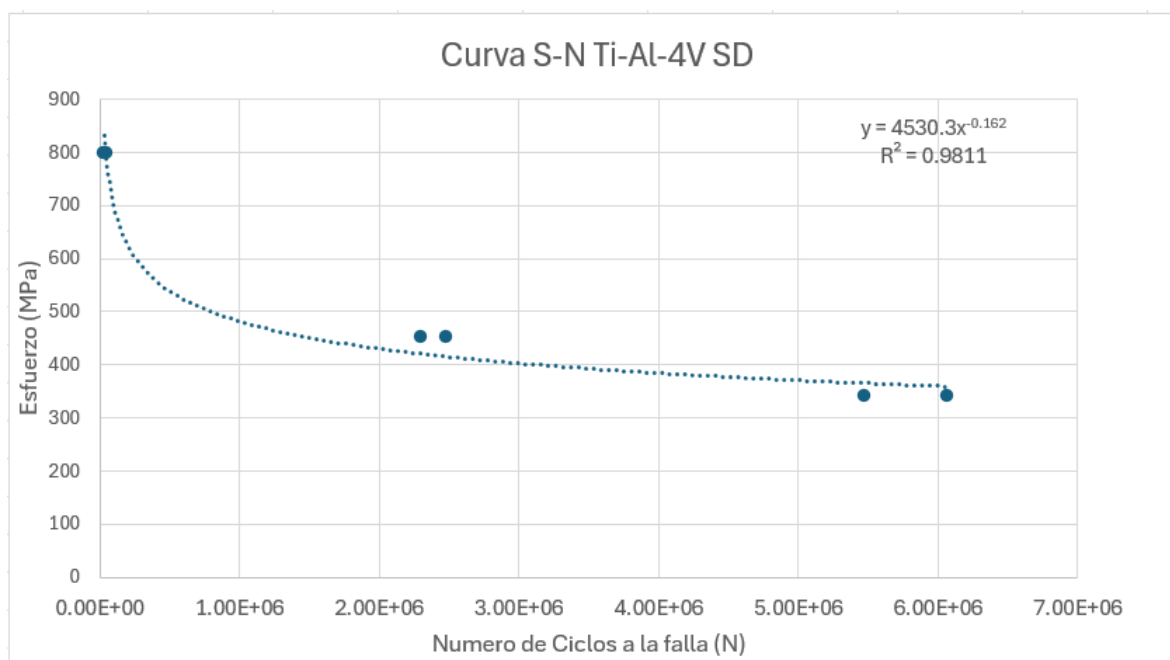


Imagen. 26. Curva S-N para las muestras sin deformación.

En la curva S-N podemos observar una curva típica para la aleación, donde es evidente la relación inversa entre el esfuerzo aplicado y el número de ciclos a la falla. Al inicio la curva sufre una caída drástica posterior a los dos puntos iniciales los cuales fueron de mayor carga y se observó una fatiga de bajo ciclo, conforme disminuye el esfuerzo la vida a la fatiga del material aumenta; este comportamiento es característico de la región de fatiga a alto ciclo en esfuerzos cercanos a los 340- 350 MPa donde alcanzó ciclos de vida superiores a 5×10^6 , lo que nos indica una buena resistencia a la fatiga y estabilidad microestructural.

Donde el material tuvo una mejor estabilidad microestructural, una distribución de esfuerzos más homogénea y menor influencia de defectos superficiales.

Se realizaron análisis de SEM y se tomaron muestras representativas de las fractografías obtenidas para su interpretación.

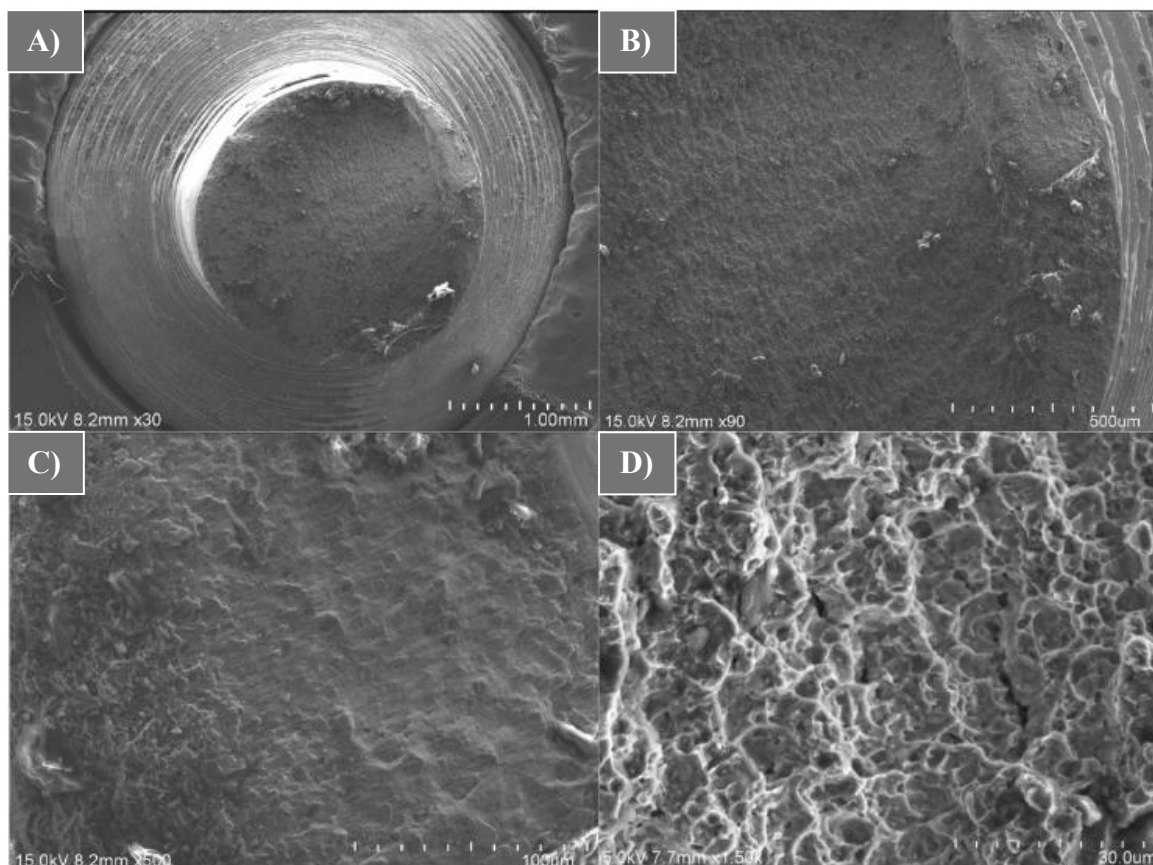


Imagen. 27. Análisis de fractografía en SEM de muestra sin deformación.

En la imagen 27 se observa el análisis fractográfico por SEM. A) muestra la superficie de fractura de la muestra sin deformación ensayada con la carga de 12.5 kg, se observa la zona general de la muestra donde se diferencian las zonas propagación progresiva de grieta por fatiga caracterizada por una superficie rugosa que avanza hasta el interior de la pieza y la zona de fractura dúctil identificada por la zona de apariencia “blanda”. B) se observa la interfaz entre la zona rugosa donde se identifican las marcas de playa del avance de la fatiga, hasta la zona donde las marcas convergen ocasionando la fractura del material, la cual se presenta en el momento que la zona transversal de la muestra ya no es capaz de soportar la carga aplicada. C) se observa la transición de la velocidad de propagación de una morfología más rugosa y homogénea hacia una superficie más irregular con deformación local donde la grieta se acelera previo a la fractura final. D) muestra la zona de fractura, donde se observa

una morfología altamente deformada de cavidades o “dimples” creada por sobrecarga, donde se confirma que el mecanismo de falla fue por fatiga y la fractura final ocurrió por deformación plástica localizada.

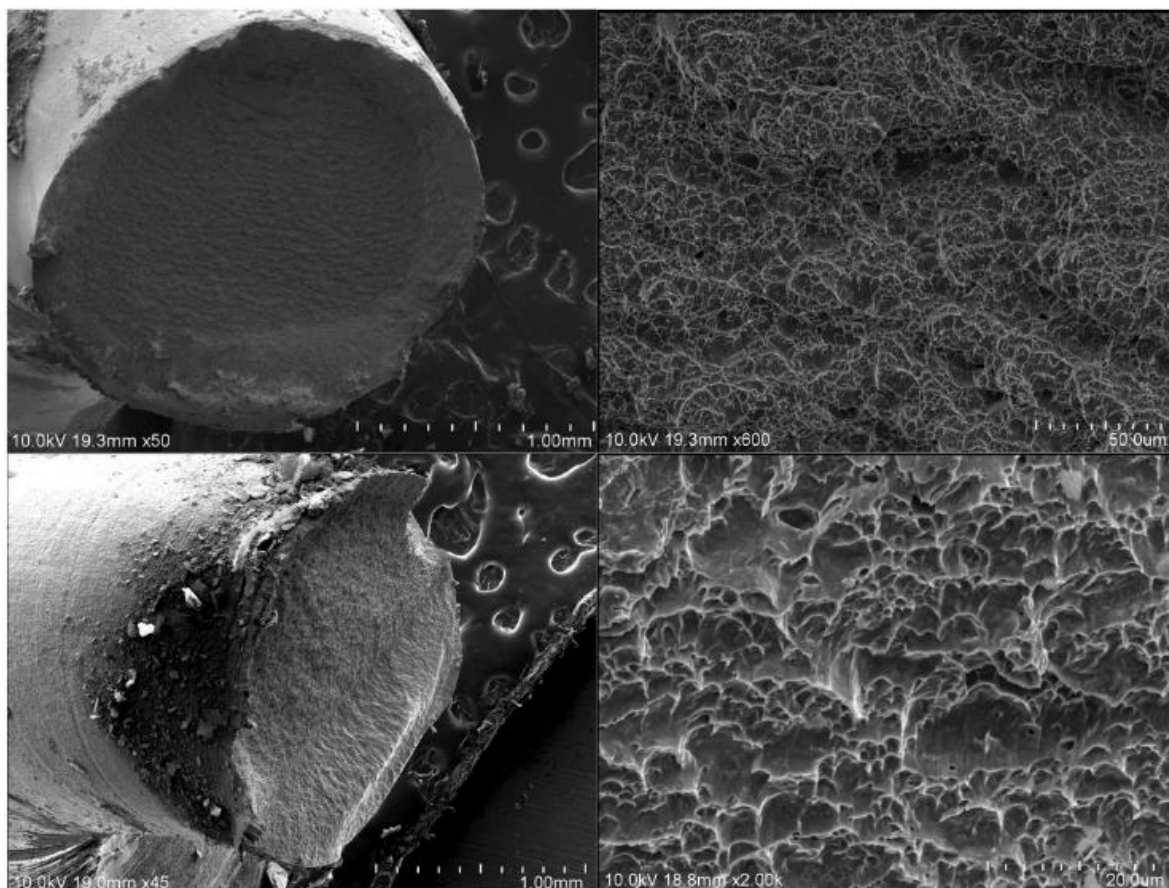


Imagen. 28. Análisis de SEM de la superficie de las muestras sin deformación.

La imagen 28., muestra la superficie de las piezas con carga de 8.5 kg, las cuales soportaron más de dos millones de ciclos, estas muestras no llegaron a la fractura. Estas muestras se realizó un corte prematuro para el análisis de propagación de la fatiga. En las imágenes observamos que la morfología de la superficie de corte en ambas piezas corresponde a *dimples* generados por deformación plástica, la superficie de la muestra mostraba una morfología similar en todas las zonas. Por lo cual se infiere que en las piezas no ocurrió una nucleación de grieta y estas piezas eran capaces de soportar un número mayor de ciclos de carga.

4.4.2 Muestras Deformadas

Tabla 8. Número de ciclos obtenidos en fatiga en cada muestra.

Carga (kg)	No. Muestra	No. Ciclos	Esfuerzo (S) MPa
16.9	M1	98,400	915
16.9	M2	137,760	915
12.5	M3	89,000	695
12.5	M4	3,070,080	695
10.5	M5	826,000	580
10.5	M6	6,361,600	580

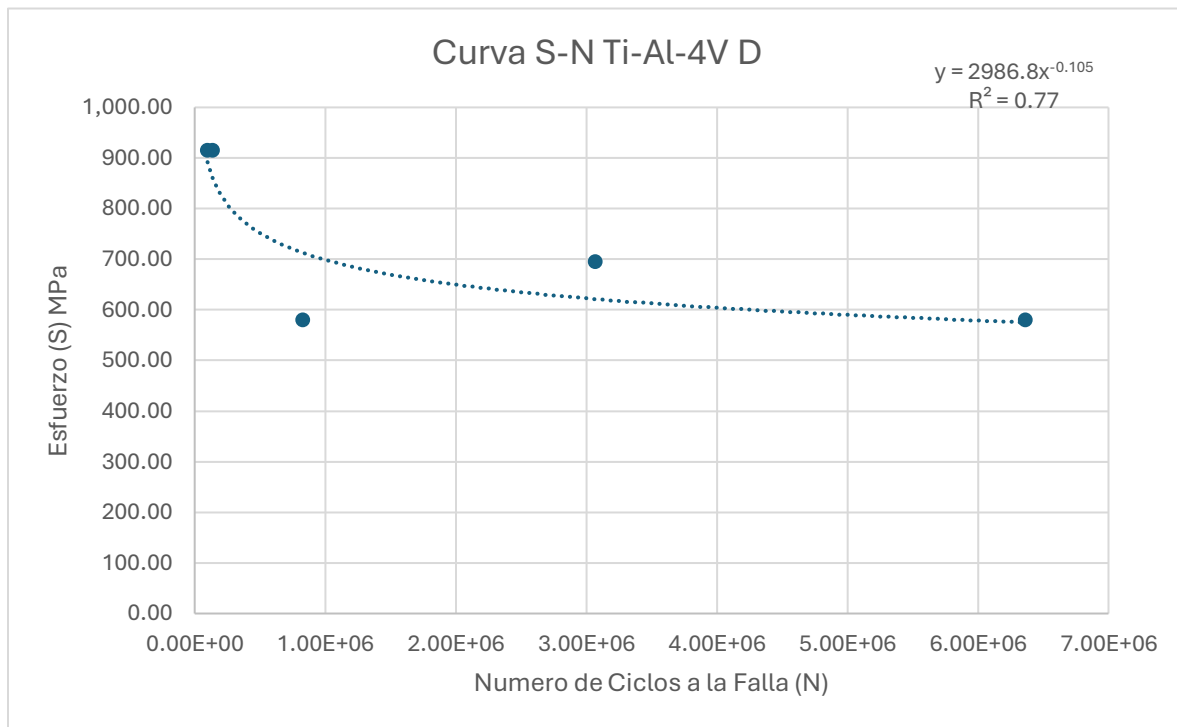


Imagen. 29. Curva S-N para las muestras deformadas.

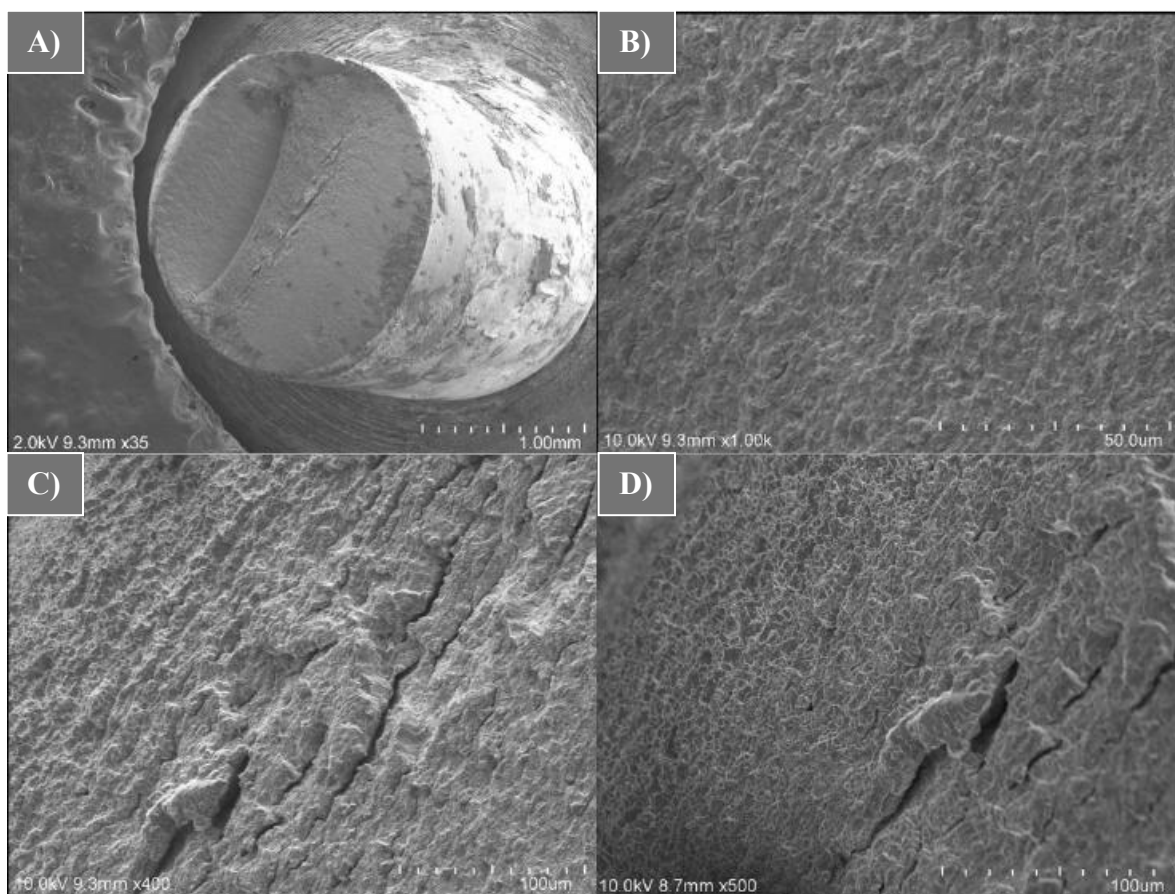


Imagen. 30. Análisis de fractografía en SEM de la muestra deformada

En la imagen 30. Se observa el análisis fráctográfico por SEM. A) muestra la región general de la superficie de fractura, en la cual se pueden apreciar la zona de propagación de fatiga en la cual la grieta avanza desde el borde derecho inferior de la pieza hacia el área central de la pieza, en la cual se puede diferenciar un cambio de velocidad en la propagación de la grieta mientras esta avanza hacia la zona de fractura final la cual comienza en el surco cercano al centro de la pieza distinguida por una zona aparentemente más “lisa”. B) se observa a mayor detalle el avance de la fatiga donde la velocidad de propagación es más baja en esta la morfología es relativamente más homogénea. C) Muestra en la esquina inferior derecha la propagación de la grieta con una velocidad mayor, se distingue debido a la presencia de grietas de mayor tamaño formadas debido a la reducción del área transversal que soporta la carga, en la esquina superior derecha se diferencia el área de fractura final por el cambio de morfología donde se distinguen “dimples” característicos de la deformación

plástica. En la imagen 30.4 se observa un acercamiento de la zona donde se pueden identificar microgrietas en la morfología de la pieza, estas convergen formando grietas de mayor tamaño acelerando el proceso de fatiga.

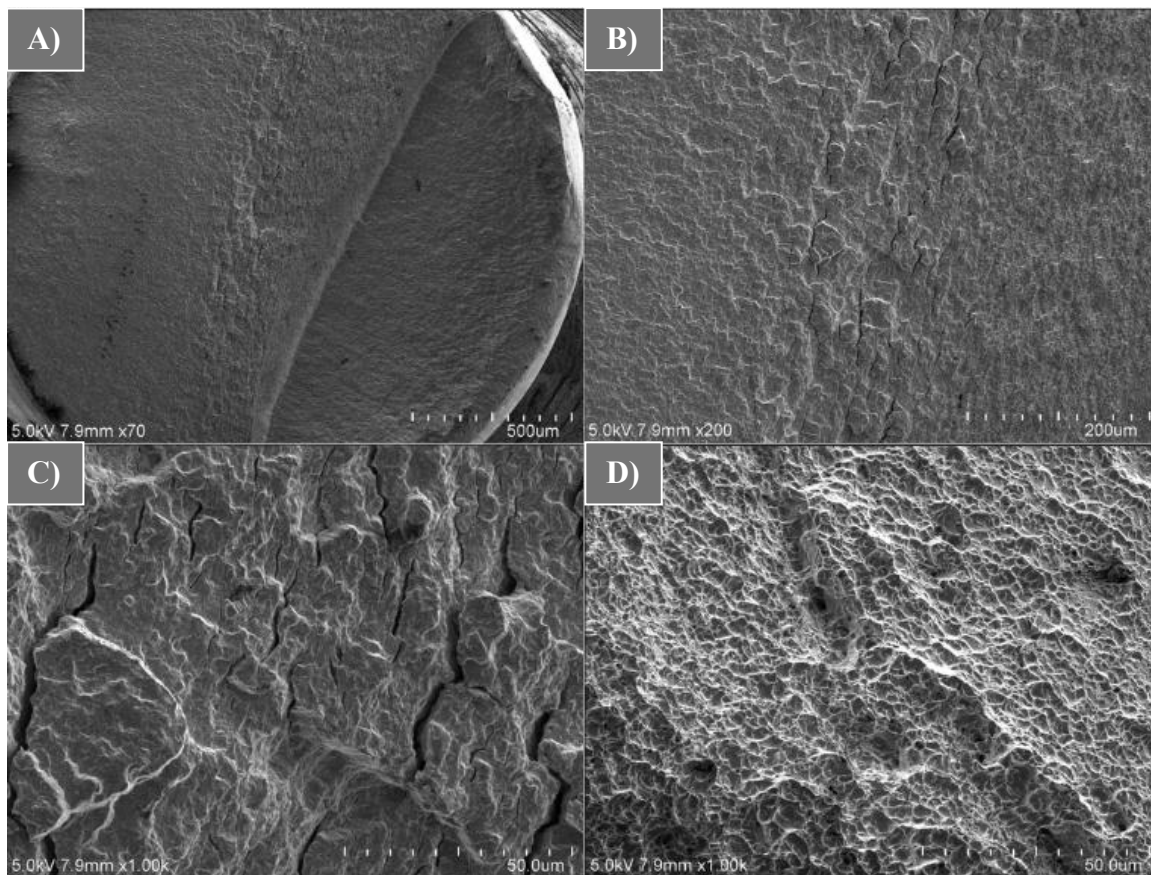


Imagen. 31. Análisis en SEM de la fractografía de la muestra sin deformación.

En la imagen 31 se observa el análisis fráctográfico por SEM. A) muestra la región general de la superficie de la muestra donde se diferencian las tres zonas, en el borde izquierdo de la pieza se distingue el inicio de la propagación de la grieta progresando hacia el centro de la pieza donde la morfología cambia a una zona de mayor rugosidad con menos homogeneidad marcando la zona de cambio de velocidad de menor a mayor propagación con avances de grieta mas pronunciadas continuando hasta la zona de fractura de la pieza en el borde derecho. B) se muestra un acercamiento de la zona de transición donde se evidencia el cambio de morfología más detallado de avances de grieta mas homogéneos hacia la zona de aceleración del proceso de fatiga. En C) se realizó un acercamiento a la zona de mayor velocidad de propagación la cual genera microgrietas debido a la disminución de la zona de

soporte de carga generando un esfuerzo mayor en un área de menor tamaño. D) se muestra la zona de fractura caracterizada por la presencia de *dimples* causados por la deformación plástica de la pieza debido a la sobrecarga de la zona.

Capítulo 5 . Conclusiones

- La deformación plástica en las piezas deformadas introduce un grado mayor de endurecimiento por deformación localizado principalmente en la periferia de la pieza.
- Las piezas con deformación plástica presentan valores de I_{corr} , j_{corr} y una velocidad de corrosión mayor a las muestras no deformadas en las pruebas electroquímicas demostrando una actividad electroquímica superior.
- El valor inferior de E_{corr} , de las piezas deformadas, demuestra que estas son termodinámicamente más estables al inicio de la corrosión.
- El contraste en los valores de I_{corr} , j_{corr} , TC y E_{corr} de las piezas deformadas indica que las piezas necesitan una mayor cantidad de estímulo energético para iniciar el proceso de corrosión, sin embargo, una vez iniciado el proceso este es 3 veces más rápido que su contraparte.
- En ensayos de fatiga las piezas sin deformación mostraron una curva S-N esperada para la aleación Ti-6Al-4V.
- Las piezas deformadas expuestas a cargas cíclicas son capaces de soportar cargas mayores, gracias al efecto del endurecimiento por deformación el cual obstaculiza el movimiento de dislocaciones.
- La introducción de deformación plástica fragiliza la pieza por lo que sí existe una carga dinámica, está nuclea una microgrieta prematura acortando la vida útil de la pieza.
- La deformación plástica introducida a las piezas permite que tengan una curva S-N más elevada soportando cargas mayores en comparación con las muestras sin deformación.

5.1 Recomendaciones

Bibliografia

- [1] M. F. F. Qian, *Titanium Powder Metallurgy: Science, Technology and Applications*, Elsevier, 2015.
- [2] T. e. a. Smoljanic, «Numerical Investigation of Fatigue Behavior in Ti-6Al-4V orthopedic hip implants subjectes to different enviorments,» *Materials*, vol. 17, n° 15, 2024.
- [3] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge: University Press, Cambridge, 1998.
- [4] J. S. L. E. e. a. Tiley, «Quanification of Microestructural features in β/β titanium alloys,» *Material Science Engineering*, pp. 191-198, 2004.
- [5] T. e. a. Wu, «Effect of Pre-Strain on Microstructure and Tensile Properties of Ti-6Al-4V at elevated temperatures,» *Metals*, vol. 11, n° 8, 2021.
- [6] e. a. G.Q. Wu, «Effect of microstructure on the fatigue properties of Ti-6Al-4V,» *Materials and Design*, vol. 46, pp. 668 - 674, 2013.
- [7] G. S. N. G. N. Prakash, «Flow behaviour of Ti-6Al-4V alloy in a wide range of strain rates and temperatures under tensile, compressive and flexural loads,» *International Journal of Impact Engineering*, vol. 176, 2023.
- [8] Z. S. L. P. H. X. e. a. M. Changyu, «High strain rate mechanical behavior of Ti-6Al-4V alloy under tensile loading,» *Materials Today*, vol. 52, 2026.
- [9] Z. X. W. D. F. H. H. Hu, «Effects of strain rate and stress state on mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy,» *International Journal of Impact Engineering*, vol. 145, 2020.
- [10] T. N. G. H. B. Lanning, «Effect of plastic prestrain on high cycle fatigue of Ti-6Al-4V,» *Mechanics of Materials*, vol. 34, n° 2, pp. 127-134, 2002.
- [11] H. Li, Y. Wang, J. Zhu, Y. Liu y e. al., «Micro-plastic deformation behavior and life enhancement mechanism of additively manufactured Ti-6Al-4V titanium alloy during high cycle fatigue,» *International Journal of Fatigue*, vol. 201, 2025.

- [12] F. Qayyum, U. Muhammad, J. Doilling y e. al., «3.03 - Mechanics of New-Generation Metals and Alloys,» de *Comprehensive Mechanics of Materials*, Elsevier, 2024, pp. 31-57.
- [13] H. Bounezour, L. Laouar, M. Bourbina y O. Bousaid, «Effects of work hardening on mechanical metal properties—experimental analysis and simulation by experiments,» de *Advance Manufacturing Technology*, 2019, pp. 2475-2585.
- [14] M. Niimoni y M. Nakai, «Titanium-Based Biomaterials for Preventing Stress Shielding between Implant Devices and Bone,» *International Journal of Biomaterials*, vol. 2011, nº 1, 2011.
- [15] K. Xue, F. Wang, A. Suwardi y e. al, «Biomaterials by design: Harnessing data for future development,» *Materials Today Bio*, vol. 12, 2021.
- [16] E. Velasco-Ortega, A. Flichy-Fernandez, M. Punset, J. Gil y e. al, «Fracture and Fatigue of Titanium Narrow Dental Implants: New Trends in Order to Improve the Mechanical Response,» *Materials (Basel)*, 2019.
- [17] B. Darwell, *Materials Science for Dentistry*, Woodhead Publishing, 2018.
- [18] C. Li, Q. Gao, S. Wang, J. Zhang y et.al, «Enhanced impact toughness in laminated Ti-Al composites governed by strain homogenization,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 1058, 2026.
- [19] A.-E. Walaa, D. Moustafa, H. Atef y e. al, «Titanium-Based alloys and composites for orthopedic implants Applications: A comprehensive review,» *Materials & Design*, vol. 241, 2024.
- [20] R. M. T. L. Z. T.R Bieler, «Alloys: Titanium,» Michigan, Elsevier, 2005.
- [21] I. Polmear, *Light Alloys, from traditional alloys to nanocrystals*, ELSEVIER, 2006.
- [22] S. Jawed, R. Chirag, k. Muhammad y e. al, «Effect of Alloying Elements on the Compressive Mechanical Properties of Biomedical Titanium Alloys: A Systematic Review,» *ACS OMEGA*, vol. 7, nº 34, pp. 29526 - 29542, 2024.

- [23] F. & B. R. Froes, Titanium alloys: Handbook and data Sheets., ASM International, 1995.
- [24] Q. Chen y G. Thouas, «Metallic Implant Biomaterials,» *Material Science and Engineering: R: Reports*, vol. 87, pp. 1-57, 2015.
- [25] G. Lutjering, «Influence of processing on microstructure and mechanical properties of $\alpha + \beta$ titanium alloys,» *Material Science and Engineering*, 1998.
- [26] O. Lypchanski, K. Muszka, B. Wynne y e. al, «Microstructural analysis of titanium alloys based on high-temperature phase reconstruction,» *Journal of Material Science*, vol. 59, pp. 18901-18915, 2024.
- [27] S. Qiu, F. Yang, Y. Li y e. al, «Crystallographic orientation and slip behavior of powder metallurgy Ti–6Al–4V via multi-directional forging,» *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 33, pp. 1525-1539, 2024.
- [28] O. Perevalova, E. Konovalova y N. Koneva, «Effect of Aluminum Concentration on the Lattice Parameters and Mean-Square Displacements of Atoms in Cu–Al and Ti–6Al–4V Alloys,» *Bulletin of the Russian Academy of Sciences Physics*, 2019.
- [29] A. Fitzner, L. Prakash, J. Fonseca y et.al, «The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium,» *Acta Materialia*, vol. 103, pp. 341-351, 2016.
- [30] J. Kumar, V. Singh y V. Kumar, «Characterization of fracture and deformation mechanism in a high strength beta titanium alloy Ti-10-2-3 using EBSD technique,» *Material Science and Engineering A*, vol. 623, pp. 49-58, 2015.
- [31] P. Cizek, S. Kada y N. Armstrong, «Dislocation structures in a Ti–6Al–4V alloy subjected to cyclic tensile deformation,» *Material Science and Engineering: A*, vol. 836, 2022.
- [32] S. Dixit, B. Dash, D. Kumar y et.al, «Influence of phase morphology, static recrystallization, and crystallographic texture on room temperature tensile

properties of Ti–6Al–4V alloy: Comparison between post-tested equiaxed, bimodal, and lamellar microstructures,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 873, 2023.

- [33] J. Jha, S. Toppo, R. Singh, A. Tewari y et.al, «Deformation behavior of Ti-6Al-4V microstructures under uniaxial loading: Equiaxed Vs. transformed- β microstructures,» *Materials Characterization*, vol. 171, 2021.
- [34] Z.-C. Ma, X.-Z. Tang, Y. Mao y e. al, «The Plastic Deformation Mechanisms of hcp Single Crystals with Different Orientations: Molecular Dynamics Simulations,» *Materials*, 2021.
- [35] R. Gupta, A. Kumar, C. Mathew y S. Rao, «Strain hardening of Titanium alloy Ti6Al4V sheets with prior heat treatment and cold working,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 662, pp. 537-550, 2016.
- [36] H. Peng, Y. Zhu, J. Wang, J. Zhu, K. Zhang, P. Lynch y H. Fraser, «Achieving high strain hardening and strength in an additively manufactured titanium alloy,» *Nature Communications*, 2025.
- [37] B. Babu, «Dislocation Density Based Constitutive Model for Ti-6Al-4V at Low Strain Rates,» *The Japan Institute of Metals*, vol. 1, 2007.
- [38] Y. Luo, Y. Xie, Z. Zhang, J. Liang y D. Zhang, «Improving strain hardening capacity of high-strength Ti–6Al–4V alloy by a dual harmonic structure,» *Journal of Materials and Research Technology*, vol. 26, pp. 1122-1135, 2023.
- [39] R. Nalla, B. Boyce, J. Campbell, J. Peters y R. Ritchie, «Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of,» *Metallurgical and Material Transactions A*, vol. 33A, pp. 899-918, 2002.
- [40] S.-K. Kang, Y.-C. Kim, K.-H. Kim y et.al, «Constitutive equations optimized for determining strengths of metallic alloys,» *Mechanics of Materials*, vol. 73, pp. 51-57, 2014.
- [41] G. Chen, C. Ren, X. Qin y J. Li, «Temperature dependent work hardening in Ti–6Al–4V alloy over large temperature and strain rate ranges:

- Experiments and constitutive modeling,» *Materials and Design*, vol. 83, pp. 598-610, 2015.
- [42] C. Liu, X. Xu, T. Sun, T. R. y e. al, «Microstructural effects on fatigue crack initiation mechanisms in a near-alpha titanium alloy,» *Acta Materiala*, vol. 253, 2023.
- [43] P. Koster, H. Knobbe, C.-P. Fritzen y e. al., «Simulation of stage I-short crack propagation in forged Ti6Al4V,» *Procedia Engineering*, vol. 2, nº 1, pp. 1701-1709, 2010.
- [44] H. Toda, S. Feng, H. Fujihara y V. Tubei, «Assessment of Fatigue Crack Initiation Behaviour in Ti-6Al-4V Alloy Using a Coarsened Surrogate Model,» *Mechanics of Materials*, vol. 66, nº 8, pp. 973-981, 2025.
- [45] C. Zhao, Y. Wang, R. Hu, G. Shang, Y. Wu y Y. Lu, «Microstructural Influences on High Cycle Fatigue Crack Initiation Mechanism in Ti-Al-Mo-Cr-V-Nb-Zr-Sn Metastable β Titanium Alloy,» *Materials*, vol. 18, nº 2, 2025.
- [46] C. Wuensch, «In-situ investigation and analytical modeling of crack initiation and propagation in Ti-6Al-4V under low cycle fatigue conditions and microscale,» *International Journal of Fatigue*, vol. 202, 2026.
- [47] C. Liu, R. Thomas, T. Sun, J. Donoghue y et.al, «Multi-dimensional study of the effect of early slip activity on fatigue crack initiation in a near- α titanium alloy,» *Acta Materiala*, vol. 233, 2022.
- [48] N. Ao, D. Liu y X. Zhang, «Surface rolling deformed severity-dependent fatigue mechanism of Ti-6Al-4V alloy,» *International Journal of Fatigue*, vol. 158, 2022.
- [49] Y. Sun, F. Chen, S. Qian, H. Chang y e. al, «Low cycle fatigue behavior and deformation mechanism of Ti-6Al-4V-0.55Fe alloy under the control of strain and stress amplitudes,» *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 33, pp. 5951-5961, 2024.
- [50] D. Nakhaie, A. Davoodi y G. Ebrahimi, *Corrosion*, vol. 72, nº 1, pp. 110-118, 2016.

- [51] X. Zheng, C. Xu, Y. Cai y B. Zhang, «Effect of Plastic Deformation and Acidic Solution on the Corrosion Behavior of Ti-6Al-4V ELI Titanium Alloy,» *Metals*, vol. 13, n° 10, 2023.
- [52] K. Lou, M. Zhu y Y. Yuan, «Corrosion characteristic of Ti-6Al-4V alloy imposed with AC interference in simulated seawater containing thiosulfate,» *Materials Today*, vol. 50, 2026.