

Crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por fricción agitación en la aleación
de aluminio 6063-T5 para modo I de fractura

Ana Sofía Arellano Molina

Trabajo de Grado para Optar al Título de Ingeniera Mecánica

Director

Alejandro Sierra Vargas

Ingeniero Mecánico

Codirector

Jairo Andrés Mantilla Villalobos

Ingeniero Mecánico

Universidad Industrial de Santander

Facultad de ingenierías Físico-Mecánicas.

Escuela de Ingeniería Mecánica

Bucaramanga

2025

Dedicatoria

A Dios, que abre caminos más altos que nuestros caminos.

A mi padre, el Ing. Elizaul Arellano Salas, por ser apoyo constante en cada paso. Su ejemplo de resiliencia ha sido mi fuente de inspiración y fortaleza a lo largo del camino universitario.

Agradecimientos

Al Semillero de Manufactura Aplicada (SIMA) y al Grupo de investigación en Energía y Medio Ambiente (GIEMA) por su apoyo y los recursos proporcionados durante el desarrollo del proyecto.

Al Dr. Oscar Rodolfo Bohórquez Becerra. Su amor por la investigación y su vocación por la enseñanza son inspiración y guía para los que recibimos su acompañamiento.

Tabla de Contenido

Introducción	15
1.Planteamiento del Problema	17
1.1 Justificación.....	18
2. Objetivos.....	20
2.1 Objetivo General.....	20
2.2 Objetivos Específicos.....	20
3. Marco Teórico.....	21
3.1 Mecánica de la Fractura	21
3.1.1 Definición y conceptos básicos.....	21
3.1.2 Modos de fractura	21
3.1.3 Factor de intensidad de esfuerzos	23
3.2 Crecimiento de grietas por fatiga	24
3.2.1 Historia y Concepto de la Fatiga.....	24
3.2.2 Nucleación y propagación de grietas	24
3.2.3 Modelos de crecimiento.....	29
3.3 Soldadura por Fricción agitación	32
3.3.1 Principios del proceso	32
3.3.2 Efecto del FSW en las propiedades del material	33
3.3.3 Efectos de la geometría de la herramienta y parámetros del FSW	39

3.3.4 Efectos del FSW en el crecimiento de grietas por fatiga	43
3.4. Estudios previos	43
4. Materiales y Métodos.....	46
4.1 Proceso de soldadura.....	46
4.2 Realización de ensayos de dureza en la soldadura.....	48
4.3 Definición de parámetros de ensayos de Fatiga.....	49
4.3.1 Dimensiones de las probetas.....	49
4.3.2 Parámetros de pruebas de fatiga	51
4.4 Realización de ensayos	54
4.5 Procesamiento de imágenes	57
4.6 Ajuste del modelo de Crecimiento de Grietas por fatiga.....	59
5. Resultados y Discusión.....	60
5.1 Perfil de Dureza de la junta soldada	60
5.2 Trayectorias de propagación.....	62
5.3 Tamaño de Grieta vs Ciclos de Carga.....	63
5.4 Ajustes al modelo de Paris.....	66
6. Conclusiones.....	69
7. Recomendaciones	70
Referencias Bibliográficas	71

Lista de Tablas

Tabla 1 *Ajustes de las constantes C y m para el modelo de Paris*..... 67

Lista de Figuras

Figura 1	<i>Modos de fractura</i>	22
Figura 2	<i>Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N</i>	25
Figura 3	<i>Variación del factor de intensidad de esfuerzos</i>	26
Figura 4	<i>Curva de crecimiento de grietas por fatiga</i>	28
Figura 5	<i>Proceso de soldadura por fricción agitación</i>	32
Figura 6	<i>Zonas microestructurales en FSW</i>	36
Figura 7	<i>Perfil típico de tensiones residuales para la zona afectada por FSW</i>	37
Figura 8	<i>Perfil de dureza para AA6063 sometida a FSW</i>	38
Figura 9	<i>Lados de avance y retroceso en la junta por FSW</i>	41
Figura 10	<i>Zonas microestructurales presentes en juntas por FSW</i>	42
Figura 11	<i>Herramienta de Soldadura</i>	46
Figura 12	<i>Junta soldada</i>	48
Figura 13	<i>Dimensiones de la probeta</i>	49
Figura 14	<i>Corte de probetas</i>	50
Figura 15	<i>Posición de la entalla sobre la junta soldada</i>	50
Figura 16	<i>Variación de cargas aplicada en los ensayos de material base</i>	53
Figura 17	<i>Variación de cargas aplicadas en los ensayos para material soldado</i>	53
Figura 18	<i>Programación del ensayo material base</i>	54
Figura 19	<i>Programación del ensayo material soldado</i>	56
Figura 20	<i>Realización de ensayos</i>	57
Figura 21	<i>Medición de tamaño de grietas</i>	58
Figura 22	<i>Perfil de dureza en las diferentes zonas del material soldado</i>	61

Figura 23 *Trayectorias de propagación para las probetas de material base* 62

Figura 24 *Trayectorias de propagación para las probetas de material soldado* 63

Figura 25 *Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N para material base* 64

Figura 26 *Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N para material soldado* 65

Figura 27 *Tasa de crecimiento de grietas vs variación del factor de intensidad de esfuerzos*..... 66

Lista de Apéndices

Apéndice A. <i>WPS para la junta soldada en estudio</i>	78
Apéndice B. <i>Resultados del procesamiento de imágenes para material base</i>	79
Apéndice C. <i>Resultados del procesamiento de imágenes para material soldado</i>	87

Glosario

AA6063-T5: aleación de aluminio con magnesio y silicio como elementos aleantes principales, tratada térmicamente para mejorar sus propiedades mecánicas.

Cargas de fatiga: Esfuerzos cíclicos o repetitivos que pueden provocar el inicio y crecimiento de grietas en un material.

Concentración de tensiones: el aumento local de tensiones alrededor de defectos o discontinuidades.

Factor de intensidad de esfuerzos (K): parámetro que describe la intensidad del campo de tensiones cerca del frente de una grieta. Relaciona la carga, geometría y tamaño de grieta.

Material base (BM, Base Material): región del material no afectada por el proceso de soldadura.

Mecánica de la fractura: disciplina que estudia el comportamiento de materiales con grietas bajo carga.

Modelo de crecimiento de grietas: ecuación que describe cómo progresa una grieta bajo ciertas condiciones de carga.

Modelo de París: relación empírica que vincula el crecimiento de grietas por fatiga con el valor del factor de intensidad de esfuerzos.

Modo I de fractura: falla por fractura caracterizada por la apertura de la grieta de forma perpendicular al plano bajo cargas uniaxiales.

Precipitados endurecedores: partículas que aumentan la resistencia al dificultar el movimiento de dislocaciones.

Recristalización dinámica: formación de nuevos granos durante deformación plástica a alta temperatura.

Soldadura por fricción agitación (FSW, Friction Stir Welding): técnica de soldadura en estado sólido basada en fricción y agitación del material.

Tasa de crecimiento de grietas por fatiga: velocidad a la que una grieta se propaga bajo cargas cíclicas.

Tasa de liberación de energía: la energía disponible para la propagación de la grieta.

Tenacidad a la fractura: la capacidad de un material para resistir la propagación de grietas.

Tensión residual: esfuerzos internos que permanecen en el material tras un proceso de fabricación.

TMAZ (Thermo Mechanically Affected Zone): zona con deformación moderada sin recristalización completa.

Vida a fatiga: Número de ciclos de carga que un material puede soportar antes de que se inicie o propague una grieta.

WNZ (Weld Nugget Zone): zona central de la soldadura con alta agitación y microestructura refinada.

Zona afectada por el calor (HAZ): región térmicamente alterada sin deformación plástica.

Zona plástica: la región cerca de la punta de la grieta donde ocurre deformación plástica.

Lista de Variables

a : longitud de grieta.

da/dN : tasa de crecimiento de grietas.

K : factor de intensidad de esfuerzos.

K_{ic} : valor crítico del factor de intensidad de esfuerzos que produce fractura inestable.

K_{th} : valor umbral del factor de intensidad de esfuerzos por debajo del cual no ocurre crecimiento de grietas por fatiga.

N : ciclo de carga.

P : carga aplicada.

R : relación de carga.

Δ : variación.

σ : esfuerzo normal.

Resumen

Título: Crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por fricción agitación en la aleación de aluminio 6063-T5 para modo I de fractura*

Autores: Ana Sofia Arellano Molina**

Palabras clave: Soldadura por fricción agitación, Aleación de aluminio 6063-T5, Crecimiento de grietas, Modo I de fractura.

Descripción: La aleación de aluminio AA6063-T5 presenta propiedades mecánicas de interés para diversas industrias como la aeroespacial, aeronáutica, automotriz, construcción o incluso la electrónica. Sin embargo, existen diversos desafíos asociados a la soldadura de la aleación debido a su composición y propiedades metalúrgicas. La soldadura por fricción agitación (FSW) ha surgido como una solución para el proceso de unión en aleaciones de aluminio. Aunque esta técnica permite obtener juntas en dichos materiales con mayor facilidad, el proceso induce cambios microestructurales en el material generando zonas con distinta dureza y resistencia a la propagación de grietas, distinguidas como la zona de agitación (WNZ), la zona termomecánicamente afectada (TMAZ), la zona afectada por el calor (HAZ) y el material base (BM). De modo que se plantea la necesidad de estudiar el comportamiento de las uniones obtenidas mediante FSW frente a la fatiga. Este estudio pretende evaluar por medio de ensayos cómo se comporta el crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por FSW en la aleación de aluminio 6063-T5 para modo I de fractura, en comparación con el material base. Se caracterizó el perfil de dureza para la junta soldada encontrando una disminución de la dureza respecto al material base. Se realizaron ensayos de flexión en tres puntos para evaluar el crecimiento de grietas frente a la aplicación de cargas cíclicas evaluando el material base y la WNZ. Como resultado, se obtuvo que el proceso de FSW afecta negativamente el comportamiento del material frente a la propagación de grietas por fatiga en modo I. La WNZ presenta mayor sensibilidad al crecimiento de grietas a medida que aumenta la variación del factor de intensidad de esfuerzos. Este resultado se atribuye a los defectos microestructurales y a las estructuras heterogéneas inducidas por el proceso.

*Trabajo de Grado

**Facultad de Ingenierías Físico-Mecánicas. Escuela de Ingeniería Mecánica. Ingeniería Mecánica. Director: Alejandro Sierra Vargas. Ingeniero Mecánico. Codirector: Jairo Andrés Mantilla Villalobos. Ingeniero Mecánico.

Abstract

Title: Fatigue Crack Growth in Friction Stir Welded Joints of Aluminum Alloy 6063-T5 under Mode I Fracture*

Author: Ana Sofía Arellano Molina**

Keywords: Friction Stir Welding, Aluminum Alloy 6063-T5, Crack Growth, Mode I Fracture

Description: The AA6063-T5 aluminum alloy presents mechanical properties of interest to industries such as aerospace, aviation, automotive, construction, and electronics. However, several challenges are associated with welding the alloy due to its composition and metallurgical characteristics. Friction stir welding has emerged as an effective joining method for aluminum alloys. While this technique facilitates the joining process, it induces microstructural changes in the material, creating zones with different hardness and resistance to crack growth. These zones include the weld nugget zone (WNZ), thermo-mechanically affected zone (TMAZ), heat-affected zone (HAZ) and the base material (BM). This study addresses the need to evaluate the fatigue behavior of joints produced by FSW. It aims to experimentally evaluate the fatigue crack growth behavior in friction stir welded joints of aluminum alloy 6063-T5 under Mode I fracture conditions, in comparison to the base material. The hardness profile of the welded joint was characterized, revealing a reduction in hardness compared to the base material. Three-point bending tests were conducted under cyclic loading to evaluate crack growth in the base material and WNZ. Results showed that the FSW process negatively affects the material's resistance to fatigue crack growth in Mode I. The WNZ exhibits greater sensitivity to crack growth as the variation in the stress intensity factor increases. This result is attributed to microstructural defects and heterogeneous structures induced by the FSW process.

*Trabajo de Grado

**Facultad de Ingenierías Físico-Mecánicas. Escuela de Ingeniería Mecánica. Ingeniería Mecánica. Director: Alejandro Sierra Vargas. Ingeniero Mecánico. Codirector: Jairo Andrés Mantilla Villalobos. Ingeniero Mecánico.

Introducción

La propagación de grietas por fatiga representa uno de los principales mecanismos de falla en componentes metálicos sometidos a cargas cíclicas. Prevenir este tipo de fallas es fundamental en aplicaciones estructurales, donde la integridad del sistema depende del comportamiento confiable del material frente a esfuerzos repetidos (Anderson, 2017). Por otro lado, las aleaciones de aluminio han ganado relevancia en industrias como la automotriz y la del transporte, debido a su baja densidad, buena resistencia a la corrosión y adecuada soldabilidad (Yuvaraj et al., 2021)

En este contexto, el proceso de FSW ha demostrado ser una alternativa eficiente para unir aleaciones de aluminio sin fundir el material, reduciendo defectos típicos de los procesos de soldadura por fusión (Mishra & Ma, 2005). No obstante, esta ventaja se acompaña de una compleja redistribución de propiedades mecánicas en la zona soldada, generando regiones con distinta dureza, tenacidad y resistencia a la propagación de grietas (Zhang et al., 2020a).

La creciente demanda industrial por estructuras más ligeras y eficientes ha generado la necesidad de comprender con mayor profundidad el comportamiento a fatiga de materiales como el aluminio 6063-T5, especialmente cuando se utilizan uniones soldadas FSW y se someten a condiciones que pueden inducir la fractura. El Modo I es el modo de fractura más representativo en aplicaciones de ingeniería (Mishra & Ma, 2005), ya que las cargas de servicio suelen generar esfuerzos de tracción perpendiculares al plano de la grieta. (Pook, 2015), y además cuenta con modelos de propagación bien establecidos, como el modelo de París, ampliamente validado para este régimen (Paris & Erdogan, 1963).

Por tanto, el presente estudio se enfoca en evaluar el efecto del FSW sobre el comportamiento del aluminio 6063-T5 frente al crecimiento de grietas por fatiga en Modo I. Para ello, se realizó un ajuste experimental del modelo de París, comparando la WNZ con el material base en términos de la tasa de crecimiento de grietas en función de la variación del factor de intensidad de esfuerzos. Comprender estas diferencias en la resistencia a la propagación de grietas resulta fundamental para establecer criterios de diseño más seguros y confiables, especialmente en estructuras donde la integridad mecánica es crítica.

1.Planteamiento del Problema

A lo largo de la historia se han registrado fallas catastróficas en estructuras, máquinas y dispositivos, muchas de ellas causadas por la presencia de grietas o defectos que, al crecer bajo cargas de trabajo, conducen a la fractura. Para abordar estos escenarios, surge la disciplina de la mecánica de fractura, cuyo propósito es analizar y predecir los fenómenos asociados a la propagación de grietas, determinando si el elemento de estudio puede seguir en servicio de forma segura o si es probable una fractura inminente (Anderson, 2017). En el estudio de la fatiga, la mecánica de fractura permite estimar la vida útil de componentes con defectos bajo ciertas condiciones de carga, o establecer condiciones seguras de operación que eviten que la falla alcance un estado crítico y súbito, como la fractura frágil (Gdoutos, 2020).

El proceso FSW surgió como una solución eficaz para unir materiales con baja soldabilidad mediante técnicas convencionales de fusión. A diferencia de estas, el FSW se realiza en estado sólido, aprovechando el calor generado por la fricción de una herramienta rotatoria no consumible, que ablanda y mezcla el material a través de su giro y avance (Vucetich et al., 2013). Esta técnica ha demostrado ser especialmente efectiva en la unión de aleaciones de aluminio, cuya soldabilidad se ve limitada por la presencia de elementos aleantes que inducen disimilitud entre fases y dificultan la formación de cordones homogéneos mediante procesos de fusión. No obstante, la aplicación del FSW puede provocar alteraciones microestructurales en la zona soldada, afectando el desempeño del componente bajo cargas cíclicas (Patel et al., 2019). Dado que la integridad estructural es un criterio decisivo en el diseño de elementos sometidos a esfuerzos repetitivos, y considerando la creciente demanda de estos materiales en sectores como el aeroespacial, automotriz y naval es necesario evaluar el comportamiento de las uniones por FSW en aleaciones de aluminio frente al fenómeno de fatiga, permitiendo estimar su vida útil en

condiciones operativas antes de que ocurran fracturas frágiles. (Moreira et al., 2007). Por lo tanto, este estudio pretende responder a la pregunta ¿Cómo afecta el proceso de soldadura por fricción agitación al comportamiento de propagación de grietas por fatiga en modo I en juntas de aleación de aluminio 6063-T5, en comparación con el material base?

1.1 Justificación

Las aleaciones de aluminio son ampliamente utilizadas en la industria aeroespacial, automotriz y de construcción debido a su excelente combinación entre resistencia y peso, siendo capaces proporcionar la misma resistencia que un acero a un tercio de su peso. Sin embargo, la soldadura convencional por fusión puede provocar defectos y una disminución de las propiedades mecánicas en la zona afectada por el calor sumado al desafío que presenta encontrar materiales de aporte compatibles para este proceso (Yuvaraj et al., 2021). La FSW ha surgido como una alternativa prometedora para unir esta aleación, ofreciendo ventajas como una menor distorsión, mejores propiedades mecánicas y una mayor eficiencia energética (Ramanjaneyulu et al., 2013)

A pesar de los beneficios del FSW, las juntas soldadas por esta técnica pueden ser susceptibles a fallas por fatiga debido a la presencia de concentradores de tensión, defectos y cambios microestructurales propios del proceso. La comprensión del comportamiento bajo condiciones de fatiga en aleaciones de aluminio soldadas por FSW es necesaria para garantizar la integridad estructural y la seguridad de los componentes fabricados con esta técnica, permitiendo establecer los rangos de operación a los que pueden ser sometidos (Krasnowski et al., 2015). Además, se ha comprobado la relación entre los parámetros del proceso de soldadura con las propiedades de resistencia a la fatiga de la junta final, de modo que analizar la respuesta del material soldado ante cargas cíclicas permite no solo estimar su vida útil, sino también establecer

criterios para ajustar los parámetros del proceso que puedan reducir la aparición de defectos o zonas críticas de propagación de grietas. (Ghahremani & Farhangdoost, 2016)

Este estudio analiza el crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por FSW en la aleación de aluminio 6063-T5, centrándose en el modo I de fractura. Este modo de fractura es el más común y relevante en fenómenos de fatiga estructural (Bhaduri, 2018) ya que, en condiciones de servicio reales, las grietas tienden a propagarse en este modo, ya que las cargas cíclicas generan máximas tensiones perpendiculares al plano de la grieta, favoreciendo su apertura rectilínea (Pook, 2015). Esta predominancia convierte al Modo I en el principal enfoque en el análisis de fallas por fatiga en uniones soldadas como las FSW. Además, este modo cuenta con modelos bien establecidos para describir la propagación estable, como la ley de París-Erdogan, formulada específicamente para Modo I, que relaciona la velocidad de avance de grieta con el rango del factor de intensidad de esfuerzos ΔK (Andrade A et al., 2015). A ello se suma su empleo estandarizado en métodos como ASTM E647, donde las probetas se someten a flexión o tracción para inducir apertura.

Conocer el comportamiento de la tasa de crecimiento de grietas por fatiga en uniones FSW de la aleación 6063-T5 permite evaluar el impacto del proceso sobre la integridad del material y generar criterios de diseño más seguros para condiciones de operación con cargas cíclicas que permitan la prevención de fallas prematuras en servicio, especialmente en sectores donde la confiabilidad estructural es crítica como el transporte y la construcción.

2. Objetivos

2.1 Objetivo General

Evaluar el crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por fricción agitación en la aleación de aluminio 6063-T5 para modo I de fractura.

2.2 Objetivos Específicos

Medir el tamaño de grieta en función del número de ciclos transcurridos durante la ejecución de ensayos mecánicos de flexión a tres puntos mediante técnicas de procesamiento digital de imágenes en juntas soldadas por fricción agitación y metal base para la aleación de aluminio 6063-T5

Caracterizar la gráfica de crecimiento de grieta por fatiga en las probetas ensayadas con base en el tamaño de grieta, el número de ciclos transcurridos y la variación del factor de intensidad de esfuerzo por medio de funciones de peso para la región de propagación estable en modo de fractura I.

Comparar el comportamiento de crecimiento de grietas en juntas soldadas por fricción agitación con el del material metal base para determinar el efecto inducido por dicho proceso en el comportamiento de la fractura.

3. Marco Teórico

3.1 Mecánica de la Fractura

3.1.1 Definición y conceptos básicos

La Mecánica de la Fractura es una disciplina que estudia el comportamiento de los materiales en presencia de grietas o defectos. Su objetivo principal es analizar las condiciones que permiten la propagación de una falla y estimar la vida útil de los componentes sometidos a esfuerzos críticos, a partir de dos enfoques principales: la mecánica de la fractura lineal elástica (LEFM) y la mecánica de la fractura elastoplástica (EPFM). La LEFM se aplica a materiales con comportamiento predominantemente elástico, mientras que la EPFM se emplea cuando existe deformación plástica significativa en la punta de la grieta

3.1.2 Modos de fractura

Se distinguen tres modos fundamentales de fractura, que describen los diferentes tipos de desplazamiento relativo que pueden ocurrir entre de las superficies de la grieta según el tipo de carga aplicado (Gross & Seelig, 2018):

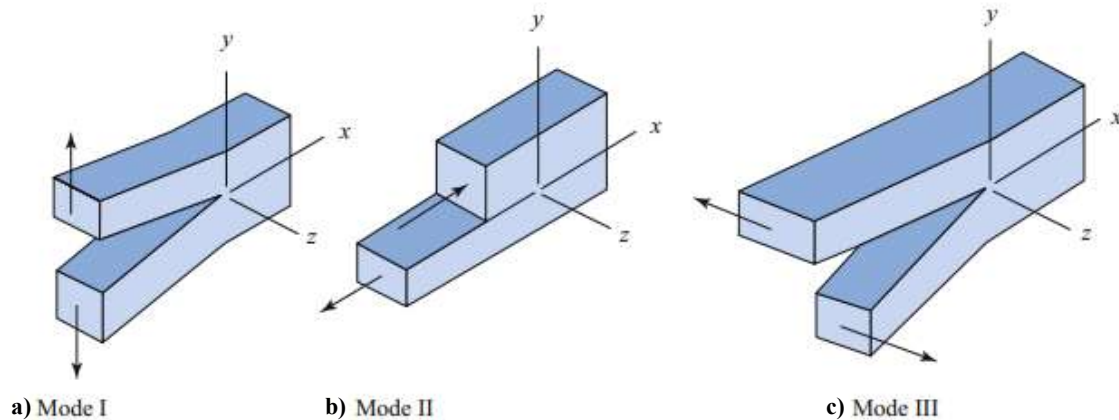
- Modo I o de modo de apertura: se caracteriza porque las superficies de la grieta se separan perpendicularmente al plano de esta y ocurre en presencia de cargas uniaxiales. Este tipo de carga es el que experimentan la mayoría de los componentes de ingeniería que presentan grietas, por ello, es el modo habitual para realizar experimentos que definan las propiedades de crecimiento de grietas por fatiga. En la Figura 1a, se puede observar este comportamiento de apertura causado por cargas de tensión.
- Modo II o modo de deslizamiento: ocurre cuando las superficies se deslizan una sobre otra de forma paralela a la grieta. En algunos casos la dirección de propagación puede

desviarse a un ángulo medido desde el origen de la grieta. Este modo sucede en elementos sometidos a esfuerzos cortantes. En la Figura 1b, se muestra como las caras se desplazan una sobre la otra en direcciones opuestas debido a las cargas aplicadas que generan la aparición de esfuerzos cortantes.

- Modo III o modo de cizallamiento: Las superficies se deslizan en dirección opuesta una de la otra y perpendicularmente a la dirección de la grieta, este modo es el menos común y se observa en casos donde se presentan esfuerzos de torsión. La Figura 1c, ilustra el comportamiento de un elemento sometido a un esfuerzo de torsión, que induce un crecimiento de grieta en modo cizallamiento.

Figura 1

Modos de fractura



Nota: Modos fundamentales de fractura: a) Modo I, b) Modo II, c) Modo III. Imagen adaptada de (Bhaduri, 2018).

3.1.3 Factor de intensidad de esfuerzos

(Irwin, 1957), señaló que los campos de esfuerzos en las proximidades de la grieta dependían del esfuerzo aplicado y el tamaño de la grieta, esto lo llevo a introducir el parámetro conocido con factor de intensidad de esfuerzos, simbolizado por la letra K . Este parámetro permite relacionar la carga aplicada y la geometría de la grieta con la tasa de crecimiento de esta describiendo así la magnitud de los campos de tensiones en la vecindad de la punta de la grieta, permitiendo cuantificar el esfuerzo en dicho punto. Por otro lado, K también permite medir la magnitud de los desplazamientos en la zona agrietada. Por ello, el cálculo de K es necesario para predecir la propagación de grietas bajo condiciones de carga específicas (Erdogan, 1983).

En general, el factor de intensidad de esfuerzos se expresa mediante la ecuación 1 (Bhaduri, 2018):

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (1)$$

Donde:

- “ K ” representa el factor de intensidad de esfuerzos.
- “ Y ” es un parámetro que depende del tipo de carga y geometría evaluados. También se le conoce como función de peso, y puede ASTM E399-24.
- “ σ ” es la tensión aplicada
- “ a ” representa la longitud de la grieta.

K también define la tenacidad de fractura del material, conocida como K_{IC} . Esta propiedad se refiere al valor crítico del factor de intensidad de esfuerzos donde se produce la propagación inestable de la grieta que culmina en la falla por fractura del material.

3.2 Crecimiento de grietas por fatiga

3.2.1 Historia y Concepto de la Fatiga

El fenómeno de la fatiga fue reconocido por primera vez en el siglo XIX, cuando ingenieros observaron que los componentes metálicos fallaban bajo cargas repetitivas con valores mucho menores que su resistencia estática. August Wöhler, un ingeniero alemán, realizó los primeros estudios sistemáticos sobre fatiga en la década de 1850, introduciendo el concepto de la curva S-N o curva de Wöhler (Schütz, 1996).

Por lo tanto, la fatiga se puede definir como el fenómeno que produce la fractura progresiva de un material bajo esfuerzos fluctuantes o repetitivos con un valor de esfuerzo máximo mucho menor que la resistencia estática del material. Esta fractura es originada por una grieta que generalmente se ubica en un punto de concentración de tensiones debido a discontinuidades geométricas, la cual crece a medida que el material es sometido a ciclos de cargas que varían entre un valor mínimo y máximo. (Bhaduri, 2018).

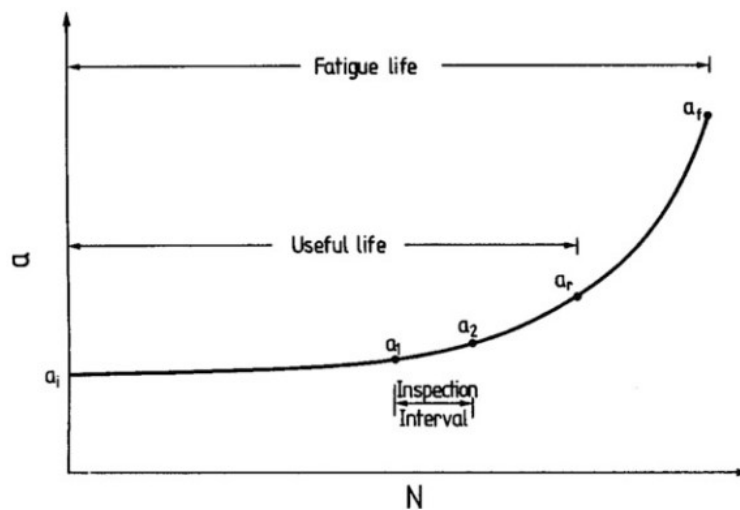
3.2.2 Nucleación y propagación de grietas

Una vez reconocido el fenómeno de fallas por fatiga, los primeros estudios intentaron determinar la vida a fatiga de los materiales mediante experimentos, desarrollando correlaciones empíricas. Sin embargo, estos acercamientos ignoraban los mecanismos físicos subyacentes que producían predicciones inexactas. Un enfoque más preciso ha sido la creación de modelos que describen la nucleación y propagación de grietas, conectando lo que sucede a nivel microscópico con lo macroscópico. Se parte del hecho de que las cargas aplicadas acumulan energía en los defectos microscópicos, formando grietas que crecen hasta niveles macroscópicos, conocidas como grietas de fatiga. (Gdoutos, 2020)

De manera que la nucleación y crecimiento de grietas están relacionados con los ciclos de carga N a los cuales es sometido el material. Estos ciclos varían entre un esfuerzo mínimo y máximo. La Figura 2, muestra la relación entre el tamaño de grieta a , y el número de ciclos de carga aplicado, distinguiendo diferentes etapas de la vida del material. Para el tamaño de grieta a_i la grieta tiene un tamaño muy pequeño para ser detectada, pero es lo suficientemente grande para aplicar mecánica de la fractura. En el intervalo entre a_1 y a_2 la longitud de la grieta puede ser detectada por medio de ensayos no destructivos y se puede estudiar el crecimiento de grietas hasta una longitud de grieta a_r , después de la cual, el material cumple su vida útil. A partir de este valor, la grieta crece de forma descontrolada hasta la falla. (Pérez, 2017)

Figura 2

Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N



Nota: Evolución del tamaño de grieta respecto a los ciclos de carga aplicados. Imagen tomada de (Gdoutos, 2020).

La variación de las fuerzas en cada ciclo N depende del factor de carga R definido como la relación entre la carga mínima y la carga máxima aplicadas en cada ciclo. A su vez, los valores

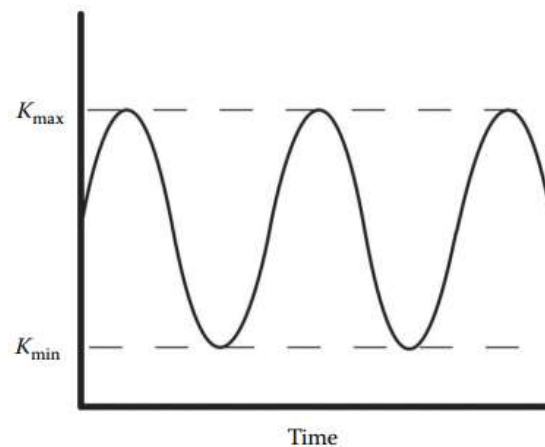
mínimo y máximo del factor de intensidad de esfuerzos dependen también del factor de carga R . Estas relaciones se presentan en la Ecuación 2 (Andrade A et al., 2015):

$$R = \frac{P_{\text{mín}}}{P_{\text{máx}}} = \frac{K_{\text{mín}}}{K_{\text{máx}}} \quad (2)$$

La figura 3, muestra la variación del factor de intensidad de esfuerzos bajo cargas cíclicas de amplitud y frecuencia constantes. Esta variación viene dada por la ecuación 3 (Paris & Erdogan, 1963).

Figura 3

Variación del factor de intensidad de esfuerzos



Nota: Variación sinusoidal del factor de intensidad de esfuerzos bajo cargas cíclicas de amplitud y frecuencia constantes. Imagen tomada de (Anderson, 2017).

$$\Delta K = K_{\text{max}} - K_{\text{min}} \quad (3)$$

Ahora bien, los datos del tamaño de grietas vs ciclos de carga normalmente son representados con el logaritmo de da/dN . Esta relación se conoce como la tasa de crecimiento de grietas por fatiga. Para describir el comportamiento de la nucleación y propagación de grietas

el logaritmo de da/dN se relaciona con el logaritmo de la variación del factor de intensidad de esfuerzos ΔK .

Teniendo en cuenta lo anterior, la literatura a dividido la vida a fatiga de un material en tres etapas (Pérez, 2017):

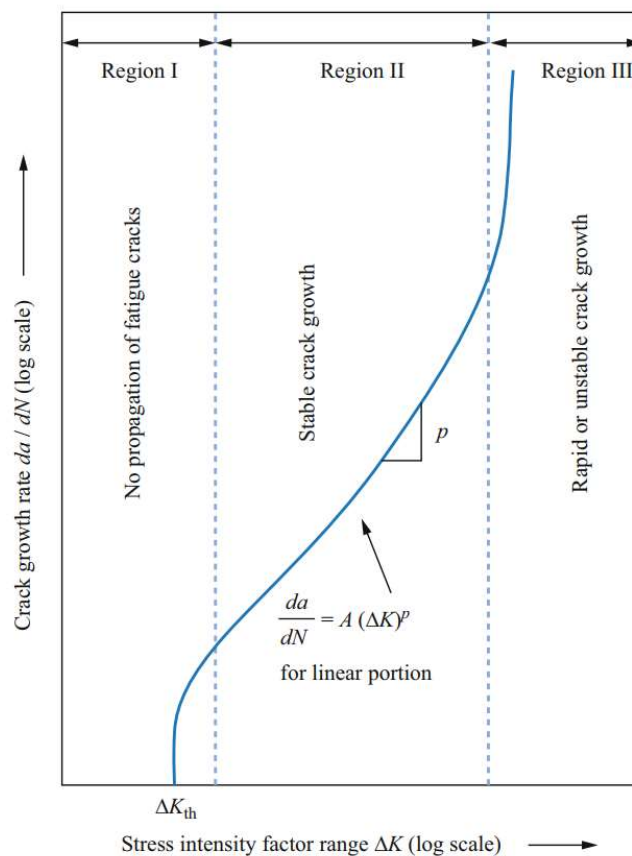
- Etapa I o etapa de iniciación: implica la formación de microgrietas, generalmente en la superficie del material y presentando un proceso de crecimiento lento. La iniciación de grietas suele ocurrir en puntos de concentración de tensiones como inclusiones, defectos superficiales o límites de grano, dependiendo de la microestructura del material o la agresividad del entorno.
- Etapa II o etapa de propagación: Una vez formada la microgrieta, esta crece bajo la acción de cargas cíclicas. Esta etapa se caracteriza por el crecimiento estable de la grieta y puede dividirse en dos fases: a) Crecimiento de grietas cortas: Donde el comportamiento de la grieta es muy sensible a la microestructura del material. b) Crecimiento de grietas largas: Donde el comportamiento de la grieta puede describirse mediante la mecánica de la fractura.
- Etapa III o etapa de fractura: Ocurre cuando la grieta alcanza un tamaño crítico y el material restante no puede soportar la carga aplicada, resultando en una fractura repentina. El factor de intensidad de esfuerzos aplicado en esta etapa es lo suficientemente grande para convertir la tasa de crecimiento de grietas en un proceso inestable que culmina en una falla catastrófica.

Las etapas pueden observarse en la figura 4, donde se presenta la curva típica de crecimiento de grietas por fatiga en materiales metálicos, resultante de relacionar $\log(\Delta K)$

versus el $\log (da/dN)$. En la región I el crecimiento de grietas se aproxima a cero, ya que está limitado por el valor umbral ΔK_{th} , es decir, cuando $\Delta K < \Delta K_{th}$. En la región II, existe una relación lineal entre la razón de crecimiento y el valor del factor de intensidad de esfuerzos ΔK . Finalmente, la región III, se caracteriza por altos valores de ΔK , donde K_{max} iguala la tenacidad de fractura del material K_{ic} , lo que conduce a una falla catastrófica.

Figura 4

Curva de crecimiento de grietas por fatiga



Nota: Forma típica de la curva de crecimiento de grietas por fatiga. La región I presenta una microgrieta sin propagación por fatiga. La región II representa la zona de propagación estable. La región III comprende la zona de crecimiento inestable, donde ocurre la falla catastrófica. Imagen tomada de (Bhaduri, 2018).

Por lo tanto, es conveniente definir la relación para la tasa de crecimiento de grietas como una función de múltiples variables, entre las que se incluyen el factor de carga R , la variación del factor de intensidad de esfuerzos ΔK , el umbral de crecimiento K_{th} , la tenacidad de fractura K_{Ic} , entre otros. La Ecuación 4 expresa esta relación:

$$\frac{da}{dN} = f_1(\Delta K, R, K_{th}, K_{Ic} \dots) \quad (4)$$

3.2.3 Modelos de crecimiento

Diversos investigadores han propuesto ecuaciones empíricas basadas en datos experimentales que intentan modelarla nucleación y crecimiento de grietas por fatiga. A continuación, se presentan algunas de las principales leyes utilizadas en la mecánica de fractura para modelar este fenómeno (Gdoutos, 2020):

➤ Ley de Head (1953):

Head propuso una de las primeras formulaciones matemáticas para la propagación de grietas por fatiga. Modeló el material como una combinación de elementos rígido-plásticos en endurecimiento por deformación y elementos elásticos, derivando la Ecuación 5 (Head, 1953):

$$\frac{da}{dN} = C_1 \sigma^3 a^{3/2} \quad (5)$$

Donde C_1 es una constante dependiente de las propiedades mecánicas del material y debe determinarse experimentalmente.

➤ Ley de París y Erdogan:

Esta relación (Paris & Erdogan, 1963), es la más utilizada y establece una relación empírica entre la tasa de crecimiento de grieta da/dN y el rango del factor de intensidad de

esfuerzos ΔK . Su formulación se presenta en la Ecuación 6 y es válida en la región II de la curva de crecimiento de grieta, donde la relación entre $\log(da/dN)$ y $\log(\Delta K)$ es lineal:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (6)$$

Donde C y m son constantes obtenidas experimentalmente que dependen de variables del material, la razón de carga, la temperatura, la frecuencia de los ciclos de carga y el entorno.

El coeficiente C representa la constante de velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga.. Es una constante que depende del material y de las condiciones del entorno, como la temperatura, la frecuencia de carga y la relación de tensiones.

El exponente m o exponente de intensidad de la tensión, indica la sensibilidad del material al rango del factor de intensidad de esfuerzos. Valores más altos de m implican que pequeñas variaciones en ΔK resultan en cambios significativos en la tasa de crecimiento de la grieta

Ley de Forman:

(Forman et al., 1967), modificó la ley de París para incluir la influencia del factor de carga R y la tenacidad a la fractura K_{Ic} , de forma que se describa también la fase III del crecimiento de grieta cuando esta se acerca a la fractura catastrófica. Su relación se presenta en la Ecuación 7:

$$\frac{da}{dN} = C \frac{(\Delta K)^n}{(1 - R)K_{Ic} - \Delta K} \quad (7)$$

Donde n es un exponente experimental.

➤ **Ley de Donahue:**

(Donahue et al., 1972), introdujo una expresión específica para bajas tasas de crecimiento de grieta, incorporando el umbral de propagación K_{th} , por debajo del cual la grieta no crece, como se observa en la Ecuación 8. Esta ecuación, indica que el crecimiento de grieta se detiene si ΔK es menor que K_{th} .

$$\frac{da}{dN} = K(\Delta K - K_{th})^m \quad (8)$$

➤ **Ley de Erdogan y Ratwani:**

(Erdogan & Ratwani, 1970), propusieron una ecuación generalizada que cubre todo el rango de la curva sigmoideal del crecimiento de grieta en fatiga, incluyendo correcciones para tensiones medias y la existencia de un umbral de no propagación. Su modelo se expresa con la ecuación 9.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(1+b)^m(\Delta K - K_{th})^n}{(K_{ic} - (1+b)\Delta K)} \quad (9)$$

➤ **Modelo de cierre de grieta de Elber:**

(Wolf, 1970), sugirió que la propagación de grietas por fatiga no ocurre en todo el rango ΔK , sino solo cuando la grieta está completamente abierta, introduciendo un nuevo parámetro, K_{op} que se presenta en la Ecuación 10:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (10)$$

Donde K_{op} es el nivel en el que la grieta comienza a abrirse. Este modelo permite corregir la ley de París para mejorar su precisión en materiales con efectos de cierre de grieta.

Aunque la ley de París no describe la nucleación ni el crecimiento de microgrietas, ni es aplicable a todos los materiales, tiene la capacidad para proporcionar aproximaciones confiables

en materiales sometidos a grandes deformaciones, siempre que la LEFM sea válida, como en el caso de las aleaciones de aluminio. La precisión en la predicción de la propagación de grietas macroscópicas hace que este modelo sea adecuado para estudios enfocados en la fase de crecimiento estable. Por lo tanto, en este proyecto se decidió emplear el modelo de París para caracterizar el comportamiento de las grietas por fatiga, ya que el análisis se centra exclusivamente en la región II de crecimiento.

3.3 Soldadura por Fricción agitación

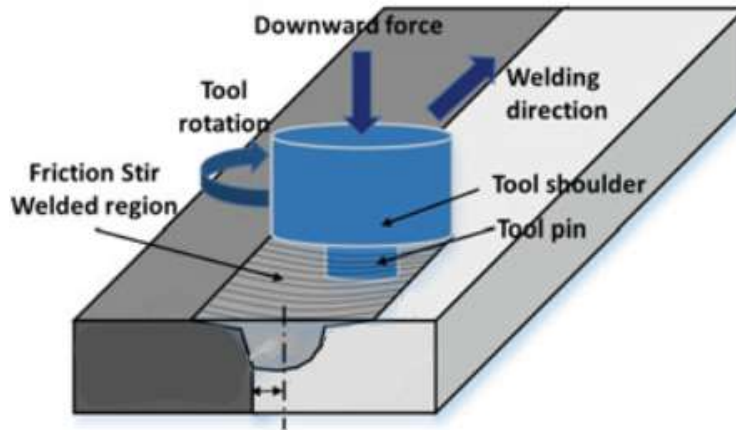
La FSW se desarrolló como una alternativa a la soldadura convencional por fusión para unir materiales de baja soldabilidad como las aleaciones de aluminio (Sato et al., 1999).

3.3.1 Principios del proceso

Esta herramienta, no consumible, está especialmente diseñada para este fin y consta de un hombro y un pin. La fricción generada entre las placas y el hombro de la herramienta provoca el calentamiento y ablandamiento del material. La rotación del pin, junto con el desplazamiento de la herramienta, permite que el material fluya y se forme una junta en estado sólido, sin alcanzar el punto de fusión del material (Mishra & Ma, 2005). La Figura 5, ilustra el proceso de unión de dos placas mediante la técnica descrita.

Figura 5

Proceso de soldadura por fricción agitación



Nota: Representación del proceso de soldadura por fricción agitación. Figura adaptada de (T. Wang & Mishra, 2019).

Según (Patel et al., 2019) el FSW produce juntas de alta calidad con menor distorsión, ausencia de defectos relacionados con la solidificación y mejores propiedades mecánicas en comparación con las técnicas de soldadura por fusión. Las ventajas que supone esta tecnología han llevado a su amplia adopción en industrias como la aeroespacial, automotriz y naval. Por ejemplo, se utiliza en la fabricación de fuselajes de aviones, paneles de satélites, componentes de automóviles y en la construcción de barcos de alta velocidad. La capacidad del FSW para unir materiales disímiles también ha ampliado su aplicación en la producción de intercambiadores de calor y componentes electrónicos.

3.3.2 Efecto del FSW en las propiedades del material

Durante el proceso de FSW, el material base es sometido a una combinación de calor generado por fricción y deformación plástica intensa. Estas condiciones termomecánicas inducen transformaciones microestructurales que determinan las propiedades finales de la junta. Uno de los fenómenos observados es la recristalización dinámica, la cual ocurre cuando el material alcanza temperaturas elevadas y, al mismo tiempo, sufre una deformación plástica severa. Este

proceso implica la nucleación y crecimiento de nuevos granos libres de deformación, reemplazando los granos originales que han sido distorsionados por el trabajo mecánico. Como resultado, se forma una microestructura refinada, con granos finos y generalmente equiaxiales, lo que influye en propiedades como la dureza, la resistencia mecánica y el comportamiento frente a la fatiga (Zhang et al., 2020a)

Además, el FSW afecta la distribución y morfología de los precipitados endurecedores, pequeñas partículas secundarias que se encuentran dispersas en la matriz metálica y cuya función principal es dificultar el movimiento de dislocaciones, incrementando así la resistencia del material. Los ciclos térmicos generados durante el proceso pueden provocar la disolución, coalescencia o reprecipitación de estos precipitados, dependiendo de la zona y de la temperatura alcanzada. En regiones cercanas al centro de la soldadura, donde las temperaturas son más altas, los precipitados pueden disolverse parcialmente, reduciendo la dureza local. (Agelet de Saracibar et al., 2013)

Como resultado de las variaciones en temperatura y deformación plástica durante el FSW, se desarrollan cuatro zonas diferenciadas en la soldadura, caracterizadas por distintos grados de recrystalización, distribución de precipitados y respuesta mecánica. (García et al., 2016; Ghahremani & Farhangdoost, 2016; Sato et al., 1999; Zhang et al., 2020a):

➤ **Zona de agitación o nugget (WNZ)**

La WNZ se localiza en el centro de la soldadura, justo en la región donde el pin de la herramienta de FSW penetra el material y genera la mayor deformación plástica. En esta zona, la intensa agitación provocada por la rotación y el desplazamiento de la herramienta induce una recrystalización dinámica completa, lo que da lugar a una microestructura compuesta por granos

finos y equiaxiales. Debido a la disolución parcial de precipitados endurecedores, esta región suele presentar una dureza inferior en comparación con el material base.

➤ **Zona termomecánicamente afectada (TMAZ)**

La TMAZ rodea la zona de agitación y corresponde al área donde el material experimenta deformación plástica moderada y temperaturas elevadas, aunque insuficientes para inducir una recristalización completa. En esta región, los granos del material base se deforman y se reorientan, formando un patrón de flujo ascendente alrededor del nugget. La dureza en esta zona es intermedia entre la WNZ y el material base, como resultado tanto de la deformación como de posibles cambios en la distribución de los precipitados.

➤ **Zona afectada por el calor (HAZ)**

Ubicada más allá de la TMAZ, la HAZ es la región que no sufre deformación mecánica, pero sí experimenta un ciclo térmico considerable debido al calor generado durante la soldadura. Este incremento térmico puede provocar la disolución o coalescencia de los precipitados endurecedores, disminuyendo significativamente la dureza y debilitando la resistencia mecánica. Aunque la transición entre la HAZ y el material base es progresiva, en esta zona aún se conserva la estructura original del material en términos de tamaño de grano.

➤ **Material Base (BM)**

El material base es la región no afectada por la soldadura, situada fuera del alcance del calor del proceso. Conserva completamente su microestructura original, lo que se traduce en los valores más altos de dureza y resistencia mecánica entre todas las zonas de la junta. Esta región sirve como referencia para evaluar los cambios microestructurales y las variaciones en las propiedades mecánicas inducidas por el FSW.

En la Figura 6, pueden observarse las delimitaciones típicas de las zonas mencionadas en vista transversal de la soldadura. La WNZ presenta una forma que depende de la geometría del pin y usualmente es similar a un tronco de cono invertido debido a la penetración y desplazamiento del material alrededor del pin (Mishra & Ma, 2005).

Figura 6

Zonas microestructurales en FSW

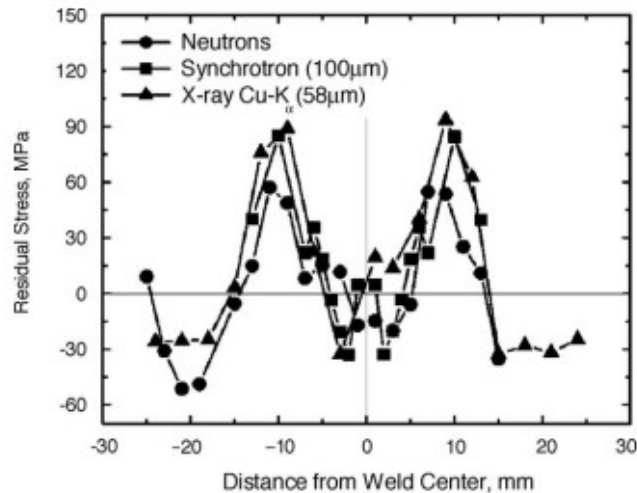


Nota: Zonas microestructurales observadas en vista transversal de una junta soldada por fricción-agitación. Imagen adaptada de (Zhang et al., 2020a)

Otro de los efectos del FSW sobre el material son las tensiones residuales presentes en el resultado final. Aunque en la soldadura por fricción-agitación las tensiones residuales generadas son significativamente menores que en la soldadura por fusión, la rigidez de la sujeción durante el proceso impone restricciones que impiden la contracción uniforme del material durante el enfriamiento, lo que da lugar a tensiones residuales longitudinales de tracción y transversales de compresión (Pouget & Reynolds, 2008). Mediciones experimentales mediante distintos métodos han demostrado que las tensiones residuales longitudinales exhiben un perfil en forma de "M", con un máximo de tensión de tracción ubicado aproximadamente a la misma distancia que el tamaño del hombro del pin empleado, en la zona afectada por el calor, como se muestra en la Figura 7. (Donne Claudio et al., 2021).

Figura 7

Perfil típico de tensiones residuales para la zona afectada por FSW



Nota: Perfil de tensiones residuales longitudinales en una junta soldada por fricción-agitación, obtenido mediante diferentes técnicas de medición. Imagen tomada de (Donne Claudio et al., 2021).

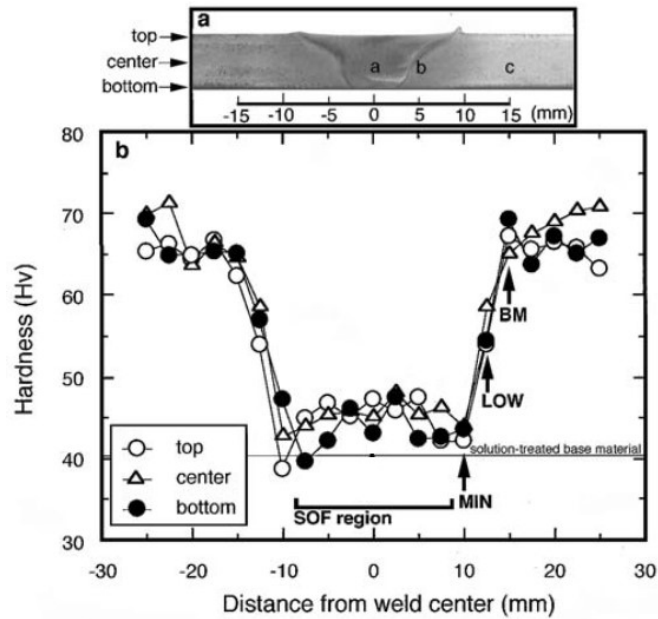
Ahora bien, otro aspecto relevante en el estudio de los efectos del FSW sobre las propiedades mecánicas del material es el perfil de dureza generado en la junta y sus alrededores. Este perfil sigue una distribución característica en forma de "W", como se muestra en la Figura 8. Se caracteriza por una reducción de dureza en la HAZ, una recuperación parcial en la WNZ y un retorno a la dureza original en el BM (Mishra & Ma, 2005). Esta tendencia se debe a que, en la HAZ, ocurre un mayor ablandamiento como consecuencia de la exposición a temperaturas elevadas sin una deformación plástica suficiente que induzca la recristalización. En cambio, en la WNZ, la dureza tiende a mantenerse estable o incluso aumentar debido a la formación de granos finos (Sato et al., 1999). Además, se ha encontrado que la dureza en la zona de agitación puede ser mayor o menor que en el material base, dependiendo del perfil del pin y la eficiencia de la recristalización (Krasnowski et al., 2015).

En términos generales, el perfil de dureza en el proceso FSW está determinado por la distribución y transformación de los precipitados endurecedores, los cuales tienden a disolverse o coalescer en la HAZ, lo que reduce la resistencia mecánica y genera un ablandamiento del material. En la WNZ, la dureza aumenta debido a la reprecipitación de fases endurecedoras y a la recristalización dinámica, que refina la microestructura al generar granos más pequeños y homogéneos. Por otro lado, la TMAZ presenta una dureza intermedia, ya que el material experimenta una deformación plástica considerable sin alcanzar una recristalización completa, lo que da lugar a una microestructura de granos deformados. (Ghahremani & Farhangdoost, 2016)

La Figura 8 muestra la relación entre la microestructura y la dureza en una soldadura FSW de aluminio 6063. La zona A corresponde al nugget, la zona B a la HAZ y la zona C al BM. El figura refleja una variación de la dureza a lo largo de la sección transversal, que suele observarse como un perfil en forma de "W". Sin embargo, es importante señalar que las fluctuaciones menores en la parte inferior del perfil no representan cambios significativos en los valores de dureza, por lo que este patrón responde principalmente al descenso de la dureza que inicia en la HAZ. En el nugget, la recristalización dinámica refina la microestructura, reduciendo la dureza por la disolución de los precipitados endurecedores. En la HAZ, el calor modifica la microestructura sin inducir una deformación plástica suficiente, lo que provoca una caída notable en la dureza a cierta distancia del centro de la soldadura. Finalmente, en el material base, la dureza tiende a mantenerse constante.

Figura 8

Perfil de dureza para AA6063 sometida a FSW



Nota: Se muestran los valores de dureza a lo largo de la sección transversal de la junta soldada.

Se observa una reducción de la dureza en la HAZ y WNZ. Imagen tomada de (Sato et al., 1999)

3.3.3 Efectos de la geometría de la herramienta y parámetros del FSW

La geometría de la herramienta es uno de los factores más influyentes en el desarrollo del proceso ya que este controla el flujo de material, la distribución de temperatura, la uniformidad de la microestructura y las propiedades mecánicas de la soldadura (Ramanjaneyulu et al., 2013).

(Mishra & Ma, 2005) concluyen que los pines cónicos roscados son una opción efectiva en FSW, especialmente cuando se busca mejorar la homogeneidad de la soldadura y minimizar defectos ya que las roscas inducen un efecto de extrusión y favorecen el movimiento del metal plastificado hacia abajo. Por otro lado, estudios como los de (Threadgill et al., 2009) y (Buffa et al., 2006) indican que una relación típica entre el diámetro del hombro y el diámetro del pin se encuentra entre 3:1 y 4:1. Un hombro de mayor diámetro mejora la distribución del calor y la homogeneidad del material, reduciendo la aparición de zonas débiles. Sin embargo, un pin con

diámetro excesivamente pequeño puede provocar una falta de unión en la raíz, comprometiendo la resistencia de la junta ante cargas cíclicas.

También se ha encontrado que la calidad de las juntas producidas por FSW dependen en gran medida de la relación entre la velocidad de rotación y la velocidad de avance (Krasnowski et al., 2015). En general, una razón entre dos y diez entre dichas velocidades ha demostrado ser efectiva para garantizar un equilibrio adecuado entre la generación de calor, la deformación plástica y calidad de la unión, evitando defectos como falta de fusión o sobrecalentamiento del material

Existen condiciones inherentes al proceso que también afectan la microestructura de la zona soldada, como el lado de avance y el lado de retroceso de la herramienta. Estas zonas, determinadas por el sentido de rotación del pin y la dirección de avance, presentan diferencias significativas en términos de flujo de material, distribución térmica y, en consecuencia, en la microestructura y propiedades mecánicas de la soldadura. (Tran Hung et al., 2012), (Ramanjaneyulu et al., 2013):

➤ **Lado de avance (AS)**

En AS, la velocidad tangencial de la herramienta se suma a la velocidad de avance, lo que genera una deformación plástica más intensa y produce granos más elongados. Debido a la mayor fricción y acumulación de calor, la HAZ es más amplia, lo que puede incrementar las tensiones residuales. Como resultado, este lado tiende a tener una mayor dureza y resistencia mecánica, lo que, en algunos casos, puede favorecer la resistencia a la propagación de grietas por fatiga.

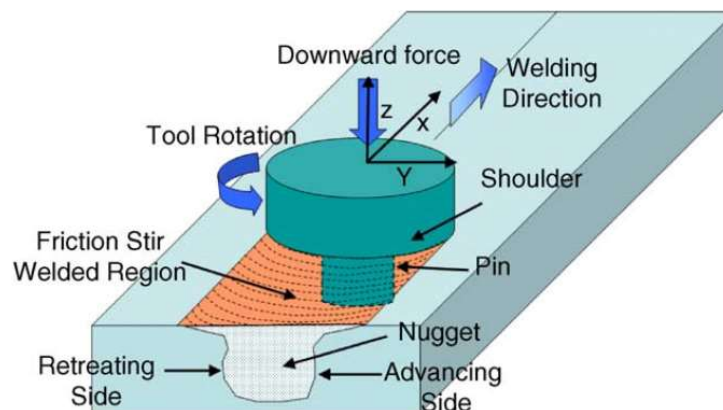
➤ **Lado de Retroceso (RS)**

En el RS, la velocidad tangencial de la herramienta se opone a la velocidad de avance, lo que reduce la deformación plástica y da lugar a una microestructura más homogénea. La menor acumulación de calor provoca que la HAZ sea más estrecha y que las tensiones residuales sean más bajas. Sin embargo, este lado suele exhibir menor dureza y resistencia mecánica, lo que puede hacerlo más susceptible a la propagación de grietas por fatiga en ciertas aleaciones.

La Figura 9 ilustra un proceso de FSW donde la herramienta gira en sentido antihorario y se desplaza hacia adelante. En este caso, el lado de avance se ubica a la derecha de la junta, donde la velocidad tangencial de giro y la dirección de avance coinciden en sentido, sumándose. En el extremo izquierdo de la junta, se encuentra el lado de retroceso, donde la velocidad tangencial de giro y la dirección de avance tienen sentidos opuestos, restándose.

Figura 9

Lados de avance y retroceso en la junta por FSW



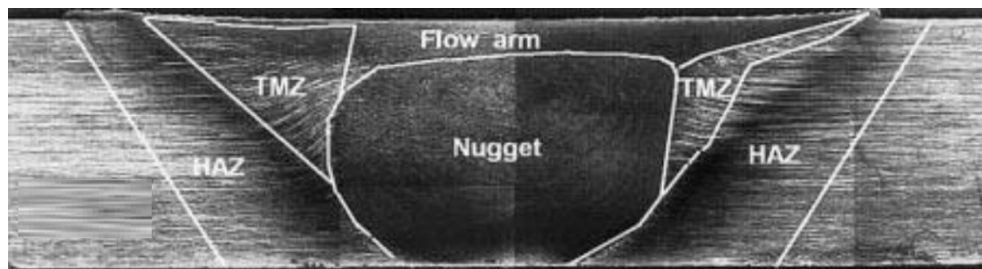
Nota: Representación del proceso de FSW con rotación antihoraria y desplazamiento hacia adelante. Estas condiciones, localizan el lado de avance a la derecha de la junta, mientras que el lado de retroceso se encuentra a la izquierda. Imagen tomada de (Mishra & Ma, 2005).

En la Figura 10 se observa la microestructura de una junta soldada por FSW en AA2524-T351 (Reynolds, 2000) En este caso, se mantuvieron las mismas direcciones de giro y avance discutidas en la Figura 9. Se puede notar que en el lado derecho, correspondiente al lado de avance, la HAZ, es más ancha, debido a la mayor cantidad de calor generado por la combinación de la velocidad de rotación y el avance de la herramienta. En contraste, la TMAZ, es más estrecha, ya que el material experimenta una mayor deformación y flujo plástico, promoviendo la recristalización dinámica en la zona de agitación.

En el lado izquierdo, correspondiente al lado de retroceso, la HAZ es más estrecha, ya que la velocidad tangencial de la herramienta y la velocidad de avance se oponen, reduciendo la generación de calor en esta zona. Sin embargo, la TMAZ es más amplia, ya que el material en esta región experimenta una deformación plástica menor y no alcanza una recristalización completa, lo que da lugar a una estructura de granos más elongados y una zona de transición más extensa.

Figura 10

Zonas microestructurales presentes en juntas por FSW



Nota: Vista transversal de las diferentes zonas microestructurales generadas en el proceso FSW.

Tomado de (Reynolds, 2000)

3.3.4 Efectos del FSW en el crecimiento de grietas por fatiga

En cuanto al crecimiento de grietas por fatiga, que es el enfoque de este estudio, (Pouget & Reynolds, 2008) observaron que la tasa de crecimiento de grietas en juntas soldadas por FSW puede variar significativamente dependiendo de la región de la soldadura. En su estudio, encontraron que las grietas que se propagan a través del núcleo de soldadura generalmente muestran tasas de crecimiento más bajas que las que se propagan en la zona afectada por el calor HAZ, o en el material base.

Comparando el comportamiento a fatiga del material base con el de las juntas soldadas por FSW, (Moreira et al., 2008) encontraron que, la vida a fatiga de las juntas soldadas por FSW puede alcanzar entre el 50% y el 80% de la vida a fatiga del material base, dependiendo de los parámetros del proceso y la calidad de la soldadura. Esta reducción en la resistencia a la fatiga se atribuye principalmente a los cambios microestructurales y a la presencia de esfuerzos residuales en la junta soldada.

3.4. Estudios previos

- (Zhang et al., 2020), Realizaron un estudio detallado sobre la microestructura, dureza, propiedades mecánicas y comportamiento de crecimiento de grietas por fatiga en juntas soldadas por fricción-agitación (FSW) de la aleación 6061-T6. El estudio identificó que la WNZ presentó una significativa disminución en la dureza en comparación con el material base, a pesar de tener un tamaño de grano más fino, esto se atribuyó a la disolución de los precipitados endurecedores durante el proceso de soldadura y a defectos metálicos locales. En cuanto al comportamiento a la fatiga, el estudio mostró que la WNZ exhibe una tasa de crecimiento de grieta por fatiga inicialmente más lenta, favorecida por tensiones residuales compresivas. Sin embargo, al aumentar la amplitud del factor de

intensidad de esfuerzo, esta zona mostró una aceleración significativa en el crecimiento de la grieta, superando al material base, lo cual se atribuye a existencia microestructuras heterogéneas, defectos de recristalización incompleta y al fenómeno de cierre de grieta.

- (D'Urso et al., 2014), investigaron el comportamiento de propagación de grietas por fatiga en la zona de soldadura de uniones FSW de la aleación de aluminio 6060. El estudio reveló que, a valores bajos del factor de intensidad de esfuerzos, la propagación de grietas en la zona de soldadura era más lenta que en el material base. Sin embargo, a valores intermedios y altos de ΔK , la tasa de crecimiento de grietas en la zona de soldadura aumentó significativamente, superando incluso la del material base. Este comportamiento se atribuyó a la presencia de defectos metalúrgicos, como túneles, que actúan como concentradores de tensiones y facilitan la propagación de grietas.
- (Ghahremani & Farhangdoost, 2016). En este estudio se encontró que la vida a fatiga de las juntas soldadas FSW en la aleación 2024-T351 está fuertemente influenciada por la velocidad de rotación, la velocidad de avance y la dureza del nugget. Se determinó que, a bajas velocidades de avance, la vida a fatiga era mayor debido a una menor disolución de precipitados y una microestructura más homogénea. Por el contrario, a altas velocidades de rotación y avance, se generaban mayores esfuerzos residuales y defectos internos como túneles y porosidades, lo que aceleraba la propagación de grietas bajo cargas cíclicas. Además, la reducción de dureza en la zona soldada, caracterizada por un perfil en "W", representaba regiones debilitadas donde las grietas se propagaban con mayor rapidez en comparación con el material base, comprometiendo la resistencia en fatiga de la unión soldada.

- (W. Wang et al., 2017), evaluaron las propiedades a fatiga de juntas soldadas por FSW fabricadas a partir de en una aleación de aluminio 2024. Se encontró que la dureza microestructural se redujo notablemente en la HAZ, donde se registró el valor mínimo. Sin embargo, esta misma región presentó la menor tasa de crecimiento de grietas por fatiga, atribuida a la presencia de tensiones residuales compresivas. Por su parte, la WNZ, con una dureza intermedia y estructura recristalizada, mostró una tasa de propagación mayor que la HAZ, pero inferior a la del material base. Este estudio pone de manifiesto que la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga no está gobernada exclusivamente por la dureza local, ya que otros factores como la densidad de dislocaciones, la orientación de granos y, en particular, las tensiones residuales juegan un papel determinante. Así, incluso zonas con menor dureza pueden ofrecer mayor resistencia a la propagación de grietas si existen condiciones microestructurales o tensionales que la favorezcan.

4. Materiales y Métodos

A continuación, se presentan las etapas del estudio, explicando el enfoque metodológico y los principios teóricos que guiaron su desarrollo.

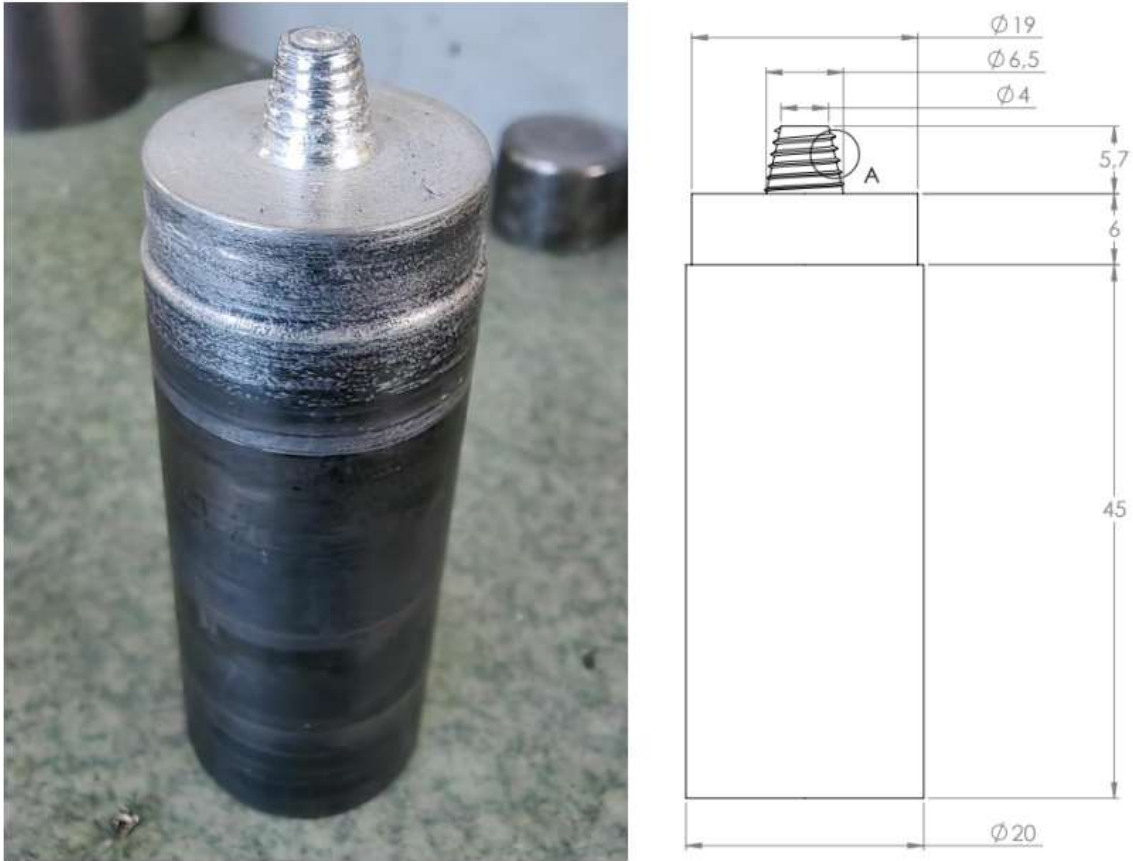
4.1 Proceso de soldadura

Los parámetros y herramientas utilizados en el proceso de soldadura fueron diseñados en el estudio realizado por (Martínez & Osorio, 2024) . A continuación, se detallan los parámetros específicos empleados para la fabricación de la junta soldada analizada en esta investigación.

La herramienta utilizada se puede observar en la Figura 11. Consta de un hombro de 19 mm de diámetro y 6 mm de altura. El pin, tiene una geometría cónica roscada, con perfil de rosca M6.5 una altura de 5.7 mm. La herramienta fue fabricada en acero H13 y sometida a un tratamiento térmico de temple para mejorar su dureza, que consistió en un calentamiento a 1000 °C durante 30 minutos, seguido de un enfriamiento en aceite.

Figura 11

Herramienta de Soldadura



Nota: Herramienta empleada en el proceso de soldadura con medidas en milímetros. Tomado de (Martínez & Osorio, 2024)

El proceso consistió en unir dos placas de material base AA6063-T5 de 6 mm de espesor, con un ancho de 100 mm y largo de 200 mm. La junta se creó a lo largo de la dimensión de 200 mm. Se empleó una velocidad de rotación de 620 RPM y una velocidad de avance de 30 mm/min. La especificación completa del procedimiento de soldadura (WPS) se encuentra en el apéndice A.

La junta obtenida se observa en la Figura 12. En la imagen se señalan el lado de avance y el lado de retroceso, ubicados a la izquierda y derecha de la junta, respectivamente, según el sentido de giro y avance empleado.

Figura 12*Junta soldada*

4.2 Realización de ensayos de dureza en la soldadura

Para las pruebas de micro dureza Vickers, se prepararon cortes transversales de las juntas soldadas conforme a la norma ASTM E384-17. La preparación incluyó un pulido progresivo con lijas desde grano 200 hasta 1200, asegurando una superficie plana y libre de imperfecciones. Para analizar las variaciones de dureza en cada región de la soldadura, se realizaron 60 indentaciones distribuidas uniformemente, con 30 puntos a cada lado del centro de la junta y una separación de 1 mm entre ellos. La dureza se midió con un durómetro Falcon 400G2, aplicando una carga de 500 gramos durante 15 segundos con un indentador de diamante en forma de pirámide de 136°. Tras la aplicación perpendicular del indentador, se midieron las diagonales de

la huella generada para calcular la dureza del material. El durómetro empleado es perteneciente a la Escuela de Ingeniería Mecánica (EIM) de la Universidad Industrial de Santander (UIS) (Martínez & Osorio, 2024).

4.3 Definición de parámetros de ensayos de Fatiga

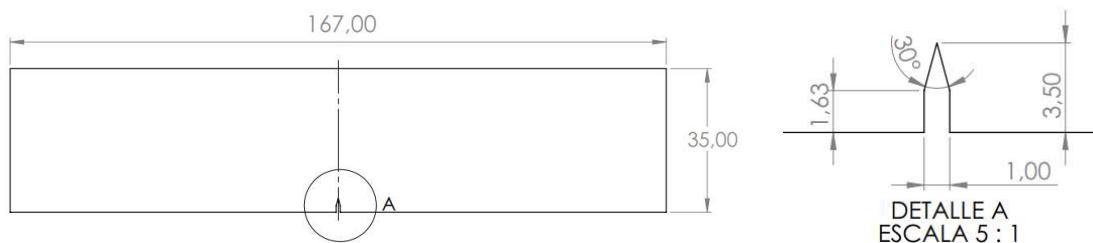
En primer lugar, se seleccionó el ensayo de flexión en tres puntos siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E647-24. Se estableció esta configuración para garantizar que el momento máximo se aplicara directamente en la zona central, donde se encuentra la soldadura.

4.3.1 Dimensiones de las probetas

Una vez seleccionado el ensayo de flexión en tres puntos, se utilizó la norma ASTM E399-24 para definir la geometría de las probetas. Basándose en las recomendaciones de la norma, considerando las dimensiones del material disponible y asegurando un área suficientemente amplia facilitar la evaluación del ensayo, se establecieron las medidas mostradas en la Figura 13 para el corte de probetas.

Figura 13

Dimensiones de la probeta

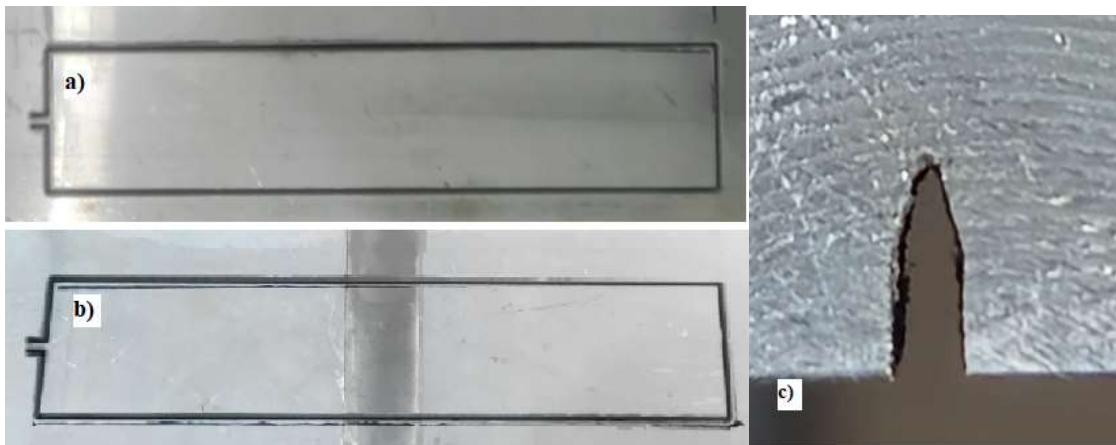


Nota: Dimensiones de la probeta y entalla basadas en la norma ASTM 399-24 con medidas en mm.

Luego de definir las dimensiones, se procedió a realizar el corte de la geometría externa por chorro de agua observado en la Figura 14a y 14b. Posteriormente, para la geometría de la entalla se utilizó corte por hilo Figura 14c. Lo anterior se realizó tanto en el material base como el soldado.

Figura 14

Corte de probetas

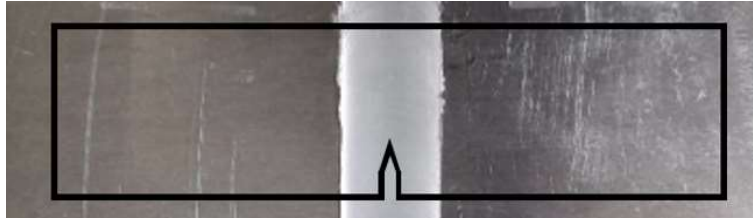


Nota: Se muestra la geometría externa obtenida por corte de chorro de agua para a) material base, b) material soldado. c) Resultado del corte de entallas por hilo.

Los especímenes de material soldado fueron posicionados de manera que la grieta quedara alineada con el centro de la soldadura como se ilustra en la Figura 15. Para facilitar la visualización, el tamaño de la grieta en la figura ha sido ampliado en relación con su dimensión real. Esta disposición experimental permite evaluar el comportamiento de la grieta dentro de la WNZ.

Figura 15

Posición de la entalla sobre la junta soldada



Nota: La entalla se encuentra en el centro de la junta, en la WNZ, con el fin de estudiar el comportamiento del nugget de la soldadura.

4.3.2 Parámetros de pruebas de fatiga

Según el estándar ASTM E647-24, los experimentos fueron llevados a cabo a temperatura ambiente guardando una relación de carga $R = 0.1$ y una frecuencia de 20 Hz en la máquina MTS-Bionix con capacidad nominal de carga de 25 kN . Esta máquina pertenece a la EIM de la UIS.

Por otro lado, basándose en estudios previos se definió un valor para la variación del factor de intensidad de esfuerzos ΔK . Se escogió un valor de $\Delta K = 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, reportado por (D’Urso et al., 2014). Conociendo R y ΔK , se emplearon las ecuaciones 2 y 3 discutidas anteriormente para calcular el valor de $K_{m\acute{a}x} = 7.778 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Finalmente, con los datos de $K_{m\acute{a}x}$ y las medidas de la geometría definidas, la norma ASTM E399-24 permitió calcular la carga necesaria para ejecutar ensayos de Modo I con las Ecuaciones 11 y 12, descritas a continuación:

$$K = \frac{PS}{\sqrt{BB_N}W^{3/2}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (11)$$

Luego:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 3\sqrt{\frac{a}{W}} \cdot \frac{1.99 - \left(\frac{a}{W}\right)\left(1 - \frac{a}{W}\right)\left[2.15 - 3.93\frac{a}{W} + 2.7\left(\frac{a}{W}\right)^2\right]}{2\left(1 + 2\frac{a}{W}\right)\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \quad (12)$$

Donde:

- K = factor de intensidad de esfuerzos.
- P = carga aplicada.
- S = largo de la probeta entre apoyos.
- B = espesor de la probeta.
- B_N = espesor efectivo en la raíz de las ranuras laterales, en este estudio no se presentan ranuras laterales y por lo tanto $B_N = B$.
- W = alto de la probeta.
- a = tamaño de la grieta.

Se determinó que el valor de la carga a compresión a aplicar es $P_{max} = -2577N$. Dado que la relación de cargas determinada es $R = 0,1$, a partir de la Ecuación 2 se obtiene lo siguiente:

$$0,1 = \frac{P_{min}}{-2577N}$$

$$P_{min} = -257N$$

Para programar la aplicación de la cargas en la máquina de ensayos, es necesario definir la onda de variación y el valor de la carga media. La carga media es conocida como rampa y se obtiene por medio de la ecuación 13:

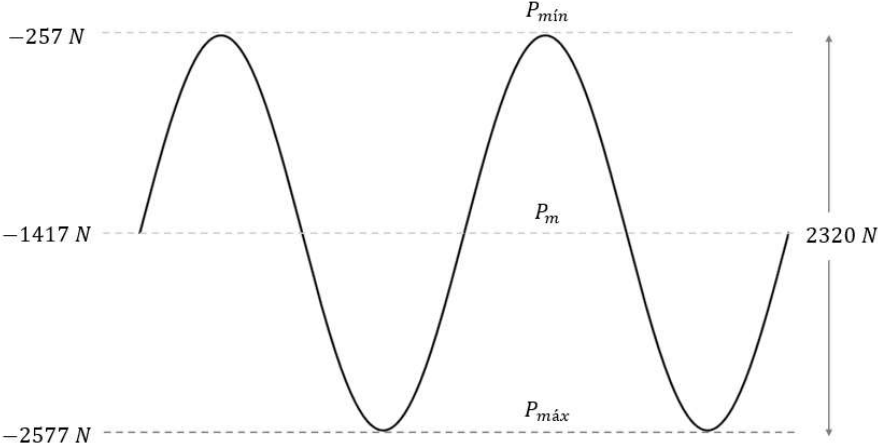
$$Rampa = P_{min} + \frac{P_{max} - P_{min}}{2} \quad (13)$$

La rampa de carga en este caso tiene un valor de $Rampa = -1417 N$.

La Figura 16 muestra la variación de la carga aplicada durante el ensayos de flexión de tres puntos para el material base.

Figura 16

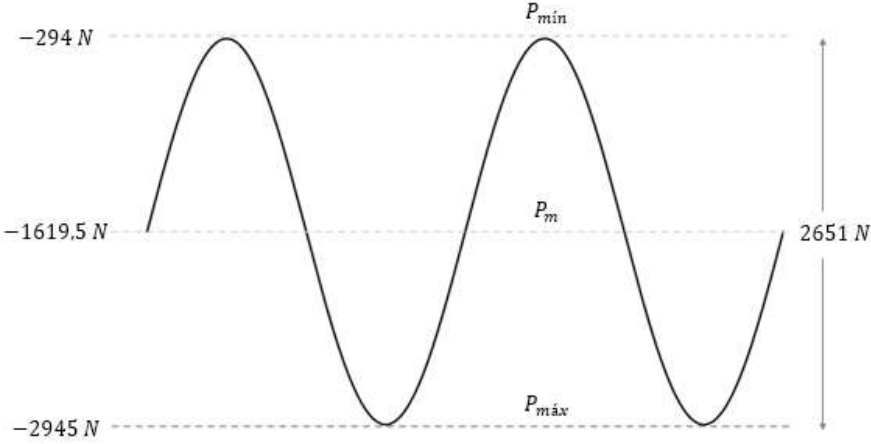
Variación de cargas aplicada en los ensayos de material base



Siguiendo el mismo procedimiento que para el material base, se calcularon las cargas a aplicar para el material soldado, variando el valor umbral para el factor de intensidad de esfuerzos a $\Delta K_{th} = 8MPa\sqrt{m}$ obteniendo la variación de cargas mostrada en la Figura 17.

Figura 17

Variación de cargas aplicadas en los ensayos para material soldado



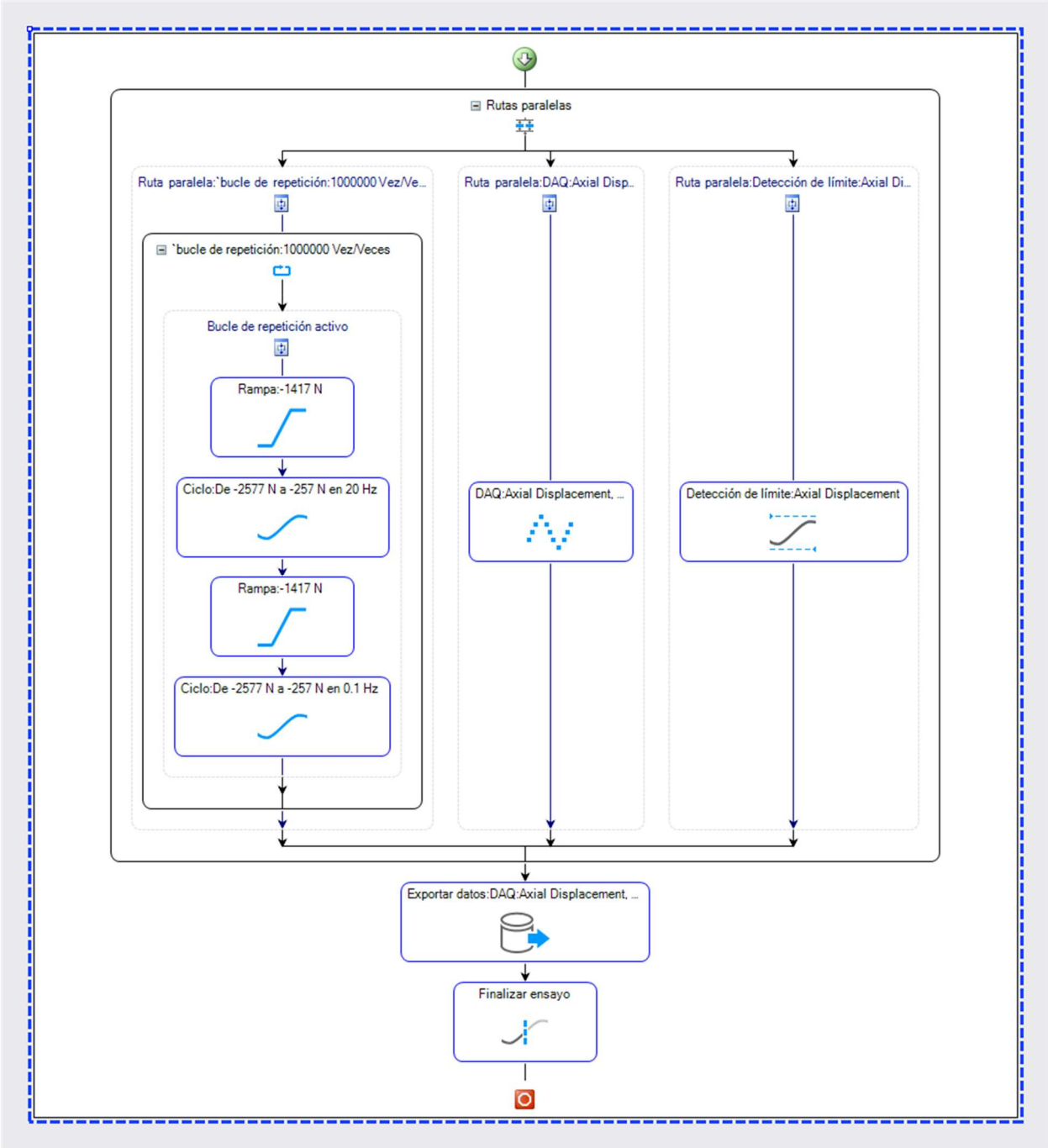
4.4 Realización de ensayos

Se ensayaron un total de seis probetas, tres de material base y tres de material soldado. El registro de datos se realizó mediante la captura de las imágenes con una cámara de 50 MP, registrando simultáneamente el número de ciclos transcurridos en el momento de cada toma.

La programación del ensayo, mostrada en las Figuras 18 y 19, inició con la aplicación de la rampa de carga, seguido de las cargas máxima y mínima a una frecuencia de 20 Hz durante 200 ciclos. Posteriormente, se aplicó nuevamente la rampa y se redujo la frecuencia a 0,1 Hz durante un ciclo, permitiendo la captura de imágenes. La toma de la imagen se realizó en el punto mínimo de la onda, donde la fuerza de compresión es máxima y el tamaño de la grieta puede observarse con mayor claridad. Este procedimiento se repitió de manera continua hasta el fallo de las probetas y las cargas aplicadas fueron las calculadas en la sección anterior, para material base y soldado, modificando en la programación del ensayo el valor de las cargas según el caso.

Figura 18

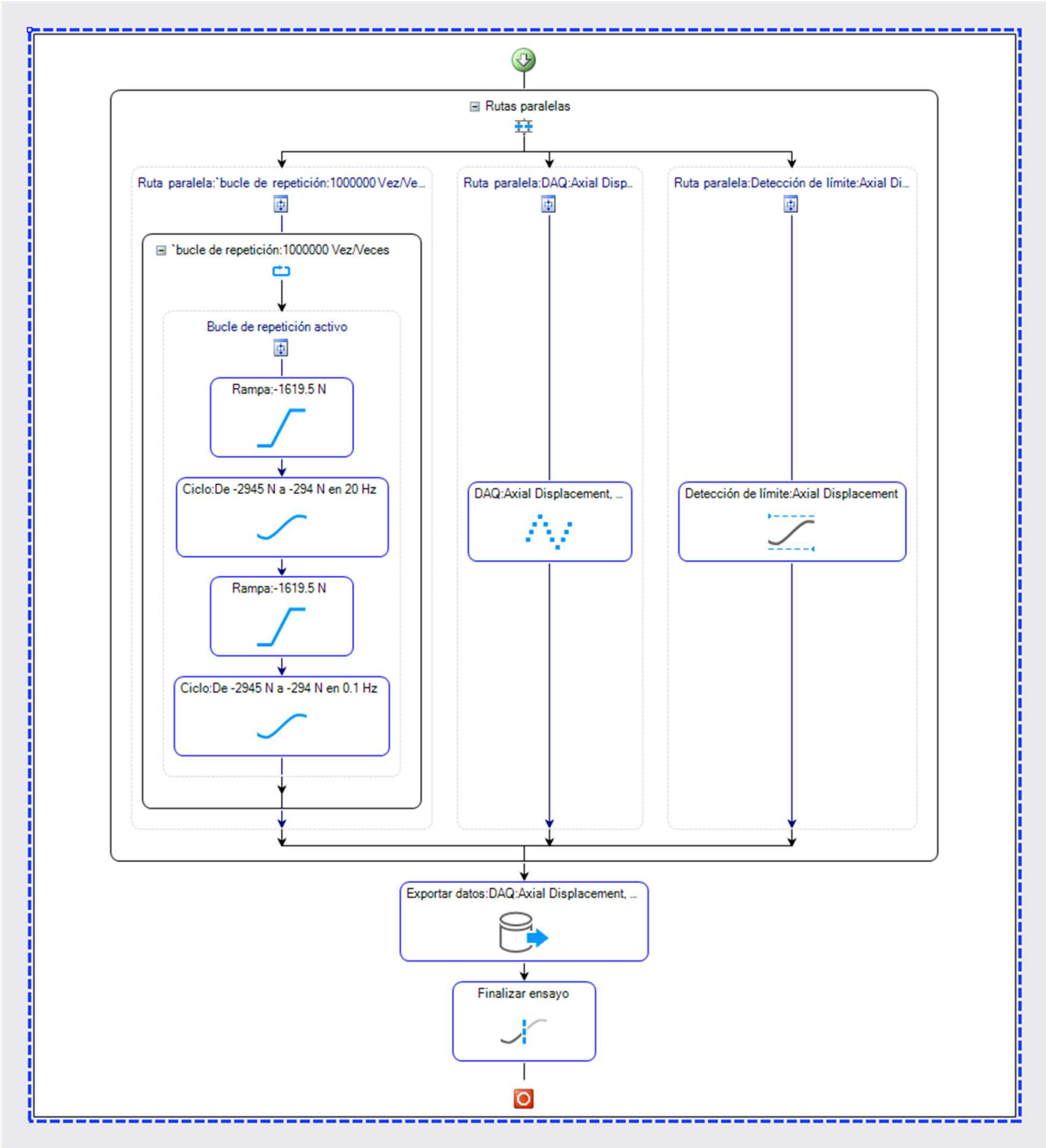
Programación del ensayo material base



Nota: Interfaz gráfica de la máquina universal MTS para configurar los ensayos realizados.

Figura 19

Programación del ensayo material soldado

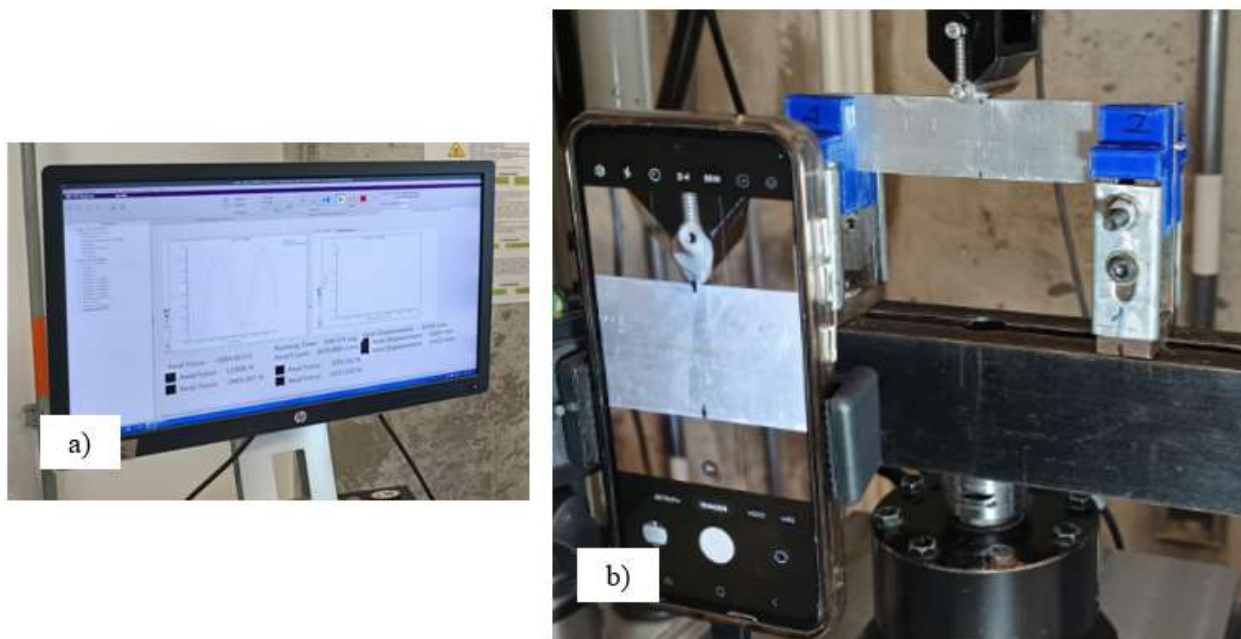


Nota: Interfaz gráfica de la máquina universal MTS para configurar los ensayos realizados.

En la Figura 20a se puede observar la interfaz gráfica que permitía monitorear las variables del ensayo en tiempo real mientras que en la Figura 20b se puede observar el montaje experimental de un espécimen para el ensayo de flexión en tres puntos junto al equipo para el registro fotográfico.

Figura 20

Realización de ensayos



Nota: a) Interfaz gráfica para monitoreo de variables, b) Montaje experimental de probetas y equipo para adquisición de imágenes.

4.5 Procesamiento de imágenes

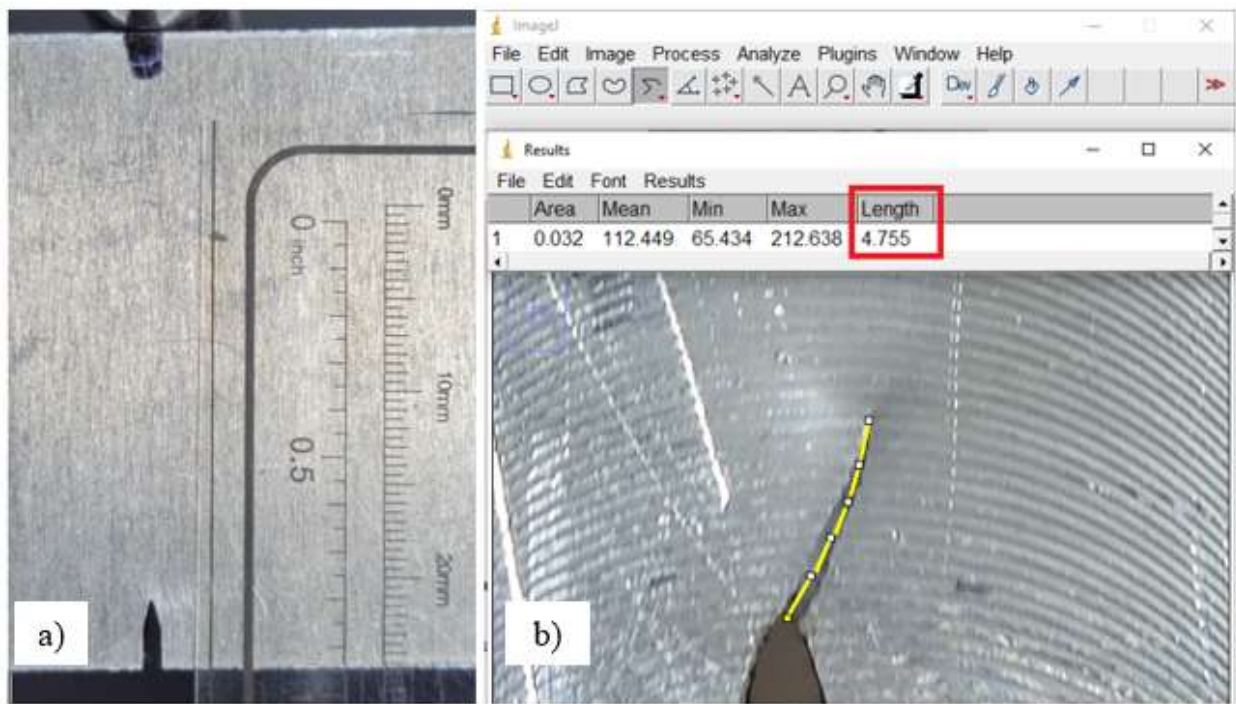
Tras el proceso experimental, se utilizó el software gratuito ImageJ para el análisis de las imágenes capturadas. Este procedimiento consistió en medir el tamaño de la grieta a en cada imagen y relacionarlo con el número de ciclos de carga aplicados en el momento de la captura.

Para realizar la medición, fue necesario establecer un patrón de referencia que permitiera convertir píxeles a milímetros, como se muestra en la Figura 21a. Con esta referencia, se configuró la escala en ImageJ, para obtener mediciones en milímetros.

La Figura 21b muestra un ejemplo del procedimiento. La línea amarilla se ajusta lo más cerca posible al centro de la trayectoria de la grieta, y el software calcula su longitud basándose en la escala configurada. En este caso, la medida resaltada en rojo indica que la trayectoria marcada en amarillo equivale a 4,75 mm.

Figura 21

Medición de tamaño de grietas



Nota: a) Patrón de escala en milímetros sobre espécimen, b) Ejemplo de medición en ImageJ.

4.6 Ajuste del modelo de Crecimiento de Grietas por fatiga

Tras finalizar el procesamiento de imágenes, se utilizaron los datos obtenidos para calcular K y f/a según las ecuaciones 11 y 12 descritas anteriormente. A partir de estos cálculos, se determinaron los dos parámetros fundamentales para ajustar el modelo de crecimiento: da/dN y ΔK .

Se empleó el modelo de París para caracterizar el comportamiento de grietas por fatiga, ya que el análisis se enfoca exclusivamente en la región II de crecimiento estable. Esta ley no describe la nucleación ni el crecimiento de microgrietas, pero es válida siempre que se cumplan los principios de la Mecánica de la Fractura Elástica Lineal (LEFM), lo que la hace adecuada para estudiar el crecimiento lineal de la grieta en este caso. (Andrade A et al., 2015).

Se procedió a graficar y ajustar los resultados al modelo de París, descrito en la Ecuación 6, para el material base y el material soldado. Se obtuvieron los valores de C y m en conjunto para las 3 probetas de material base y las 3 probetas de material soldado con la grieta ubicada en la WNZ.

5. Resultados y Discusión

5.1 Perfil de Dureza de la junta soldada

La Figura 22 muestra el perfil de dureza a lo largo de la sección transversal de la junta soldada mediante FSW, donde se identifican las zonas microestructurales generadas por el proceso BM, HAZ, TMAZ y WNZ. Estas zonas producen variaciones en los valores de dureza que en conjunto, forman una curva similar a una "W", típica de las juntas soldadas por FSW según lo encontrado en (Mishra & Ma, 2005; Sato et al., 1999).

En el BM, la dureza alcanza sus valores más altos, con promedios de $74,55 \text{ HV} \pm 1,44$ en el lado izquierdo y $73,29 \text{ HV} \pm 2,43$ en el derecho, correspondientes a la microestructura original no alterada. Esta región actúa como referencia para evaluar los cambios inducidos en la soldadura.

La HAZ muestra una reducción significativa de dureza, con valores promedio de $61,10 \text{ HV} \pm 5,89$ en el lado izquierdo y $57,60 \text{ HV} \pm 4,81$ en el lado derecho. Esta disminución se asociada principalmente a la disolución de los precipitados endurecedores, ya que esta zona se ve afectada térmicamente pero no sufre deformación plástica significativa ni recristalización dinámica según lo reportado por diversos autores como (Sato et al., 1999; W. Wang et al., 2017). Además, la ligera diferencia entre la dureza del lado derecho e izquierdo puede estar asociado al AS y RS de la herramienta, según lo reportado por (Tran Hung et al., 2012), el RS de la herramienta presenta valores inferiores de dureza debido a una menor acumulación de calor en esta zona, que influye en la microestructura generada.

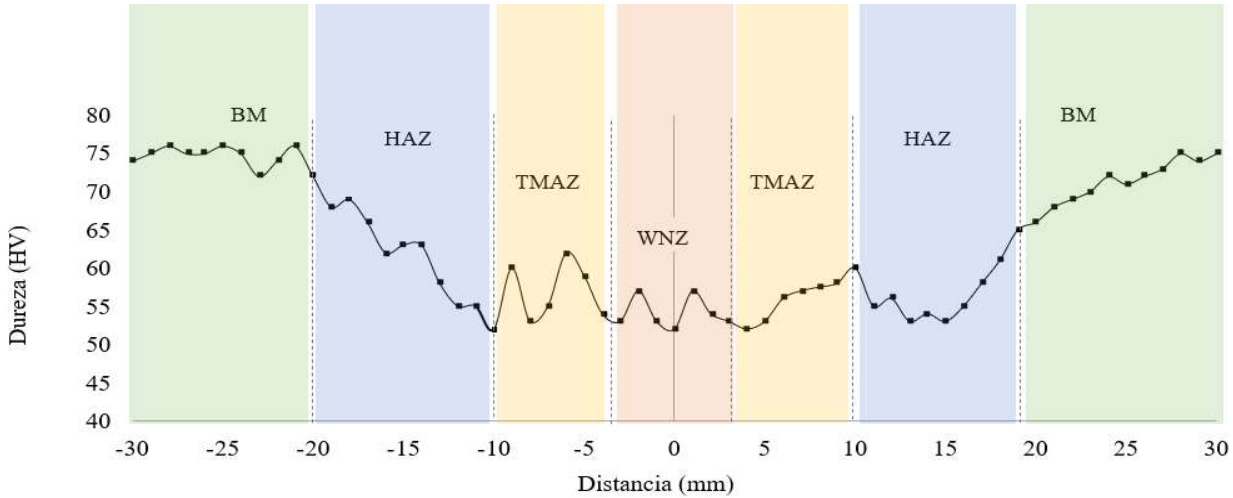
En la TMAZ, la dureza disminuye aún más en comparación con la HAZ, con valor promedio en el lado izquierdo de $56,57 \text{ HV} \pm 3,69$ y $56,21 \text{ HV} \pm 2,82$ en lado derecho. Esta

diferencia puede estar relacionada con la naturaleza parcial de la recristalización en esta zona según reportan (Ghahremani & Farhangdoost, 2016; Pouget & Reynolds, 2008).

Finalmente, en la región central donde se encuentra la WNZ, la dureza muestra el valor de dureza promedio más bajo de todo el perfil $54,33 \text{ HV} \pm 2,16$, lo cual es coherente encontrado en estudios previos como (Sato et al., 1999; Zhang et al., 2020a), según estas investigaciones previas, la WNZ presenta una microestructura refinada por recristalización dinámica, la dureza se ve reducida por la disolución parcial de precipitados endurecedores debido al efecto del calentamiento.

Figura 22

Perfil de dureza en las diferentes zonas del material soldado.



Dureza Promedio (HV)	74,55 ±1,44	61,10 ±5,89	56,57 ±3,69	54,33 ±2,16	56,21 ±2,82	57,60 ±4,81	73,29 ±2,43
----------------------	----------------	----------------	----------------	----------------	----------------	----------------	----------------

Nota: El gráfico muestra el perfil de dureza transversal en la junta soldada por FSW, donde se distinguen las zonas BM, HAZ, TMAZ y WNZ. Los valores indican el promedio de dureza y su desviación estándar para cada zona, diferenciadas por color.

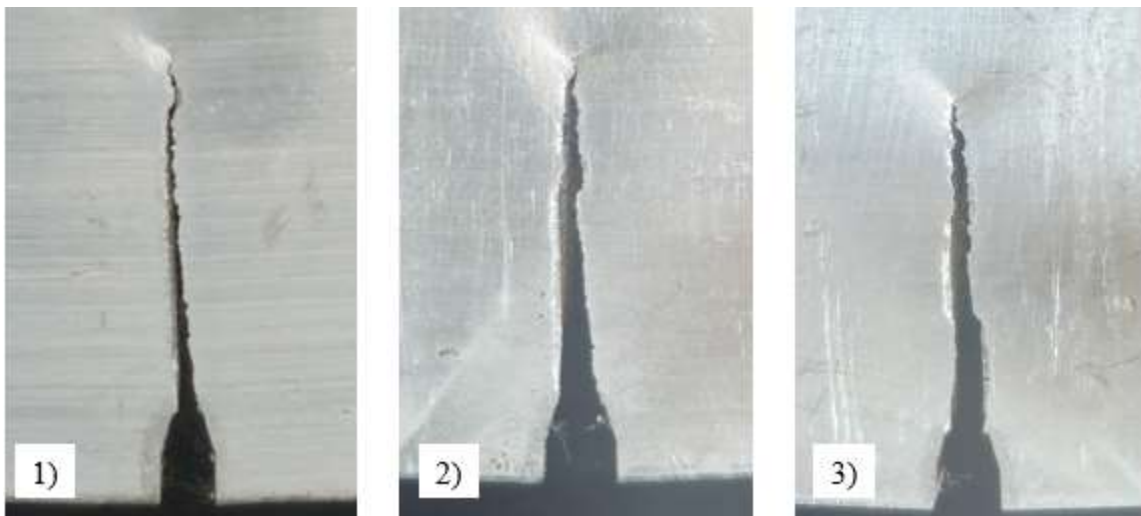
5.2 Trayectorias de propagación

La Figura 23 muestra las trayectorias de propagación de grieta en el material base. Debido a la simetría de la probeta y la homogeneidad del material, se observa una propagación típica en modo I, donde las caras de la grieta se separan perpendicularmente a la dirección de propagación. Esto es debido a la aplicación de cargas de flexión, donde el momento flector induce tensiones normales máximas en la superficie de la probeta.

Se observa que, aunque la dirección de propagación es mayormente vertical, se presentan desviaciones hacia el final de la trayectoria. Esto puede estar asociado al movimiento horizontal de la probeta bajo grandes deformaciones, lo que introduce modos mixtos de propagación debido a la asimetría generada en los apoyos.

Figura 23

Trayectorias de propagación para las probetas de material base.

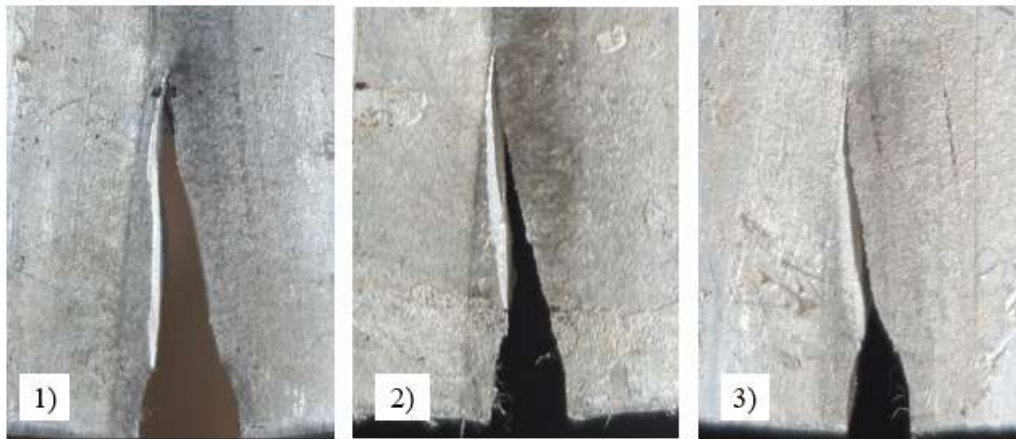


La Figura 24 muestra las trayectorias de propagación de grietas en las probetas de material soldado, con iniciación en la WNZ. La propagación fue predominantemente vertical y simétrica, como se espera para modo I. A pesar de ligeras desviaciones al final de la trayectoria,

las grietas se mantuvieron dentro de una zona estable, sin desplazamientos abruptos fuera de las regiones esperadas. Este comportamiento sugiere que las desviaciones observadas no responden a variaciones significativas en las propiedades del material, sino más bien a ligeras asimetrías del ensayo, como la orientación de los apoyos, tolerancias geométricas o imperfecciones superficiales, tal como ha sido reportado en otros estudios de propagación de grietas en juntas FSW (Berrios & Franco, 2018; Tufaro & Svoboda, 2014)

Figura 24

Trayectorias de propagación para las probetas de material soldado



5.3 Tamaño de Grieta vs Ciclos de Carga

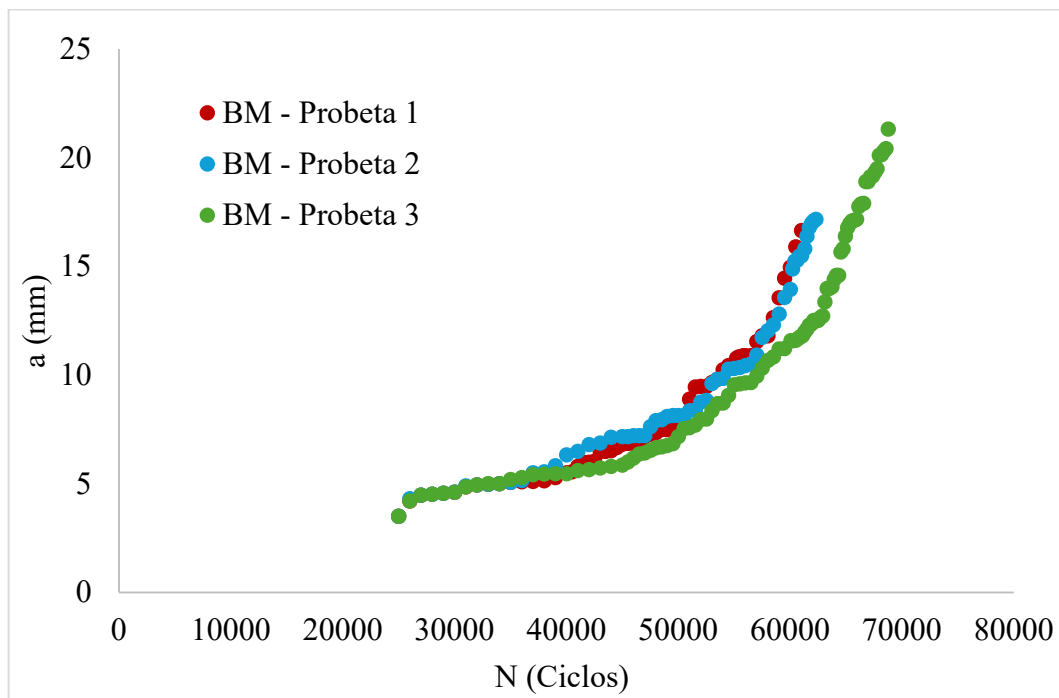
La Figura 25 presenta la evolución del tamaño de grieta a en función del número de ciclos de carga N para las tres probetas de material base. En todas se observa un patrón de propagación típico por fatiga con un crecimiento lento en las etapas iniciales, seguido de una aceleración progresiva. Este comportamiento es característico del modo I bajo cargas cíclicas constante y refleja la homogeneidad del material base. (Sangid, 2025)

Las curvas muestran ligeras diferencias en el número de ciclos requerido para alcanzar un mismo tamaño de grieta. Las Probetas 1 y 2 presenta una propagación ligeramente más rápida,

alcanzando los 15 mm de grieta alrededor de los 60000 ciclos, mientras que la Probeta 3 alcanzan el mismo tamaño cerca de los 64000 ciclos. Esta diferencia puede atribuirse a variaciones experimentales o diferencias superficiales entre probetas.

Figura 25

Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N para material base



La Figura 26 presenta el crecimiento del tamaño de grieta en función del número de ciclos de carga para tres probetas soldadas, con grietas iniciadas en la WNZ. En general, se observa un patrón de propagación típico por fatiga con un crecimiento lento en las etapas iniciales, seguido de una aceleración progresiva.

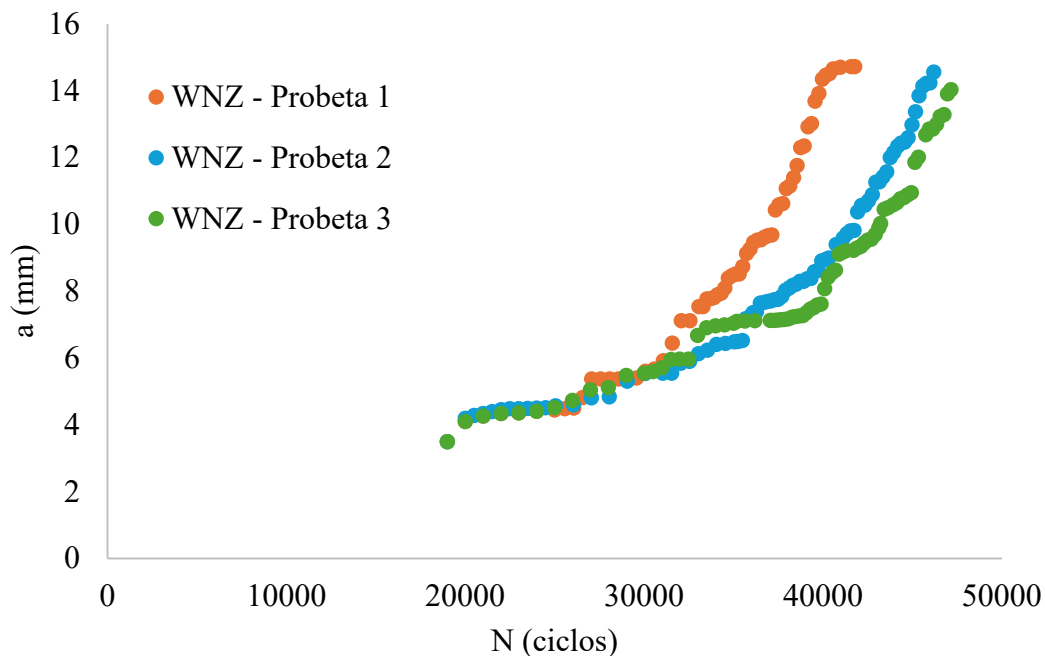
La Probeta 1 muestra una mayor velocidad de propagación hacia el final del ensayo, lo que sugiere una mayor sensibilidad local a la acumulación de daño. Las otras dos probetas presentan trayectorias similares. Al comparar las curvas, se evidencia que la Probeta 1 alcanza un tamaño de grieta de 14 mm alrededor de los 40 000 ciclos, mientras que las Probetas 2 y 3

requieren aproximadamente 46 000 ciclos para alcanzar el mismo tamaño. Esta diferencia sugiere que, aunque todas las grietas se iniciaron en la misma región soldada, existe una variabilidad en la resistencia local a la propagación de grietas, posiblemente asociada a heterogeneidades microestructurales dentro de la WNZ.

Estos resultados son coherentes con lo reportado por (W. Wang et al., 2017), quienes observaron que en la WNZ pueden coexistir granos refinados y zonas no totalmente recristalizadas, lo que favorece la iniciación y propagación de grietas bajo cargas cíclicas. De forma complementaria,(Zhang et al., 2020a), destacaron que, a pesar de la reducción de tamaño de grano en la WNZ, la presencia de defectos internos y tensiones residuales puede comprometer su resistencia a la fatiga, especialmente cuando hay baja tenacidad localizada.

Figura 26

Tamaño de grieta a vs ciclos de carga N para material soldado

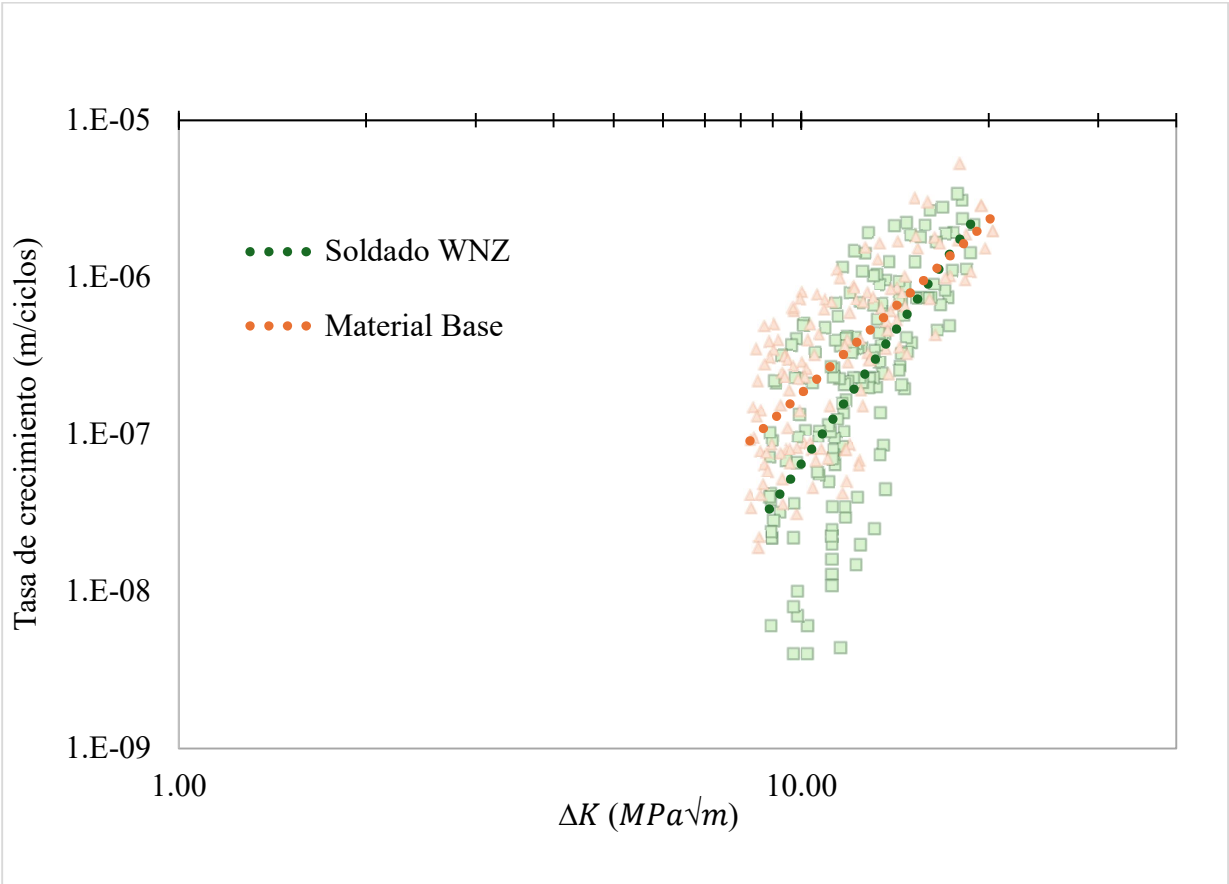


5.4 Ajustes al modelo de Paris

La Figura 27 muestra la representación gráfica del ajuste del modelo de París aplicado al material base y a WNZ, en función de la relación entre la tasa de crecimiento de grieta y el factor de intensidad de esfuerzos en escala logarítmica. Como es característico del modelo, los datos presentan un comportamiento aproximadamente lineal en esta escala, lo que valida la aplicabilidad del modelo en la región II de crecimiento estable. Los datos experimentales para el material base están representados con cuadrados verdes, mientras que los triángulos naranjas corresponden a la zona WNZ. Las líneas de tendencia reflejan la curva ajustada a través del modelo de París, permitiendo visualizar las diferencias entre ambos materiales.

Figura 27

Tasa de crecimiento de grietas vs variación del factor de intensidad de esfuerzos



La Tabla 1 muestra los valores obtenidos para las constantes C y m luego de ajustar el modelo de París, introducido en la Ecuación 6, a las muestras de material base y soldado.

Tabla 1

Ajustes de las constantes C y m para el modelo de París

Muestra	C	m
Material Base	3,97E-11	3,67
Soldado WNZ	1,59E-13	5,61

Al comparar los resultados del ajuste del modelo de París para el material base y la WNZ, se observa que el valor de la constante C es mayor en el material base. Este resultado indica que, en etapas iniciales de propagación, el material base presenta una tasa de crecimiento de grieta por fatiga más alta en comparación con la zona soldada. Sin embargo, el parámetro más determinante para evaluar la sensibilidad al rango de ΔK es el exponente m . En este caso, los resultados muestran un valor de m superior en la zona soldada, lo que revela que la tasa de propagación de grieta en esta región es más sensible a los aumentos en ΔK .

Esto implica que, aunque el WNZ podría tener una menor tasa de propagación en los primeros ciclos o a bajos niveles ΔK , a medida que se incrementa este parámetro, la velocidad de crecimiento de la grieta se acelera con mayor intensidad que en el material base. Esta tendencia fue también observada por (Zhang et al., 2020a), quienes reportaron un comportamiento similar en probetas de aluminio soldadas por FSW con una fase inicial más lenta favorecida por

tensiones compresivas residuales, seguida de una aceleración significativa del crecimiento de grieta en la WNZ a valores intermedios y altos de ΔK .

Por otra parte, los resultados obtenidos del perfil de dureza mostrados en la Sección 5.1, revelaron que la WNZ presenta un valor promedio de dureza considerablemente menor que el del material base. En general, una dureza inferior sugiere una mayor plasticidad del material, lo que podría, en teoría, ofrecer una mayor capacidad para disipar energía por deformación. Sin embargo, los resultados experimentales revelan que el material soldado exhibe una mayor tasa de crecimiento de grieta a medida que ΔK aumenta, lo que parecería contradecir la expectativa basada únicamente en la dureza.

Esta aparente contradicción puede explicarse mediante los hallazgos reportados en la investigación de (D'Urso et al., 2014), donde observaron que, a pesar de valores bajos de dureza, la presencia de defectos metalúrgicos en la zona soldada como túneles o discontinuidades actúan como concentradores de tensiones que facilitan la propagación de grietas bajo carga cíclica. De forma complementaria, (Ghahremani & Farhangdoost, 2016), concluyeron que la disminución de dureza en la zona soldada, caracterizada por un perfil en W, corresponde a regiones debilitadas estructuralmente, en las que la propagación de grietas ocurre de manera más acelerada que en el material base. Esto compromete la resistencia a la fatiga de la unión, aún en presencia de una microestructura aparentemente refinada o dúctil.

6. Conclusiones

El proceso de FSW afecta negativamente el comportamiento global del AA6063-T5 frente a la tasa crecimiento de grietas por fatiga en modo I. El procesamiento de imágenes permitió cuantificar el avance del tamaño de grieta durante la aplicación de ciclos de carga. En el material base, la grieta alcanzó una longitud de 14 mm entre los 60 000 y 63 000 ciclos, mientras que en el material soldado este mismo tamaño se entre los 40 000 y 46 000 ciclos.

Se evidenció que la propagación de grietas en la WNZ ocurre de manera más acelerada que en el material base cuando se alcanzan niveles intermedios y altos del rango del factor de intensidad de esfuerzos ΔK . Este hallazgo fue cuantificado mediante la aplicación del modelo de París, cuyos ajustes revelaron una $m = 5,61$ para la WNZ y $m = 3,67$ para el material base. Aunque el valor de la constante fue más alto para el material base $C = 3,97E - 11$ frente a $C = 1,59E - 13$ para el material soldado, lo que indica una mayor velocidad inicial de propagación de grietas, el valor significativamente más alto de m en la WNZ confirma una mayor sensibilidad a las variaciones de ΔK en el material soldado. Esta mayor pendiente implica que, a medida que aumentan las cargas cíclicas, la tasa de crecimiento en la zona soldada supera rápidamente la del material base, lo cual se atribuye a la interacción entre tensiones residuales y defectos microestructurales.

Adicionalmente, los resultados del perfil de dureza revelaron que la WNZ presenta la menor dureza promedio de toda la junta $54,33 \text{ HV} \pm 2,16$, frente a los $74,55 \text{ HV} \pm 1,44$ registrados en el material base. Esta disminución de dureza sugiere una mayor plasticidad local, la cual, aunque teóricamente podría disipar energía y retrasar la propagación de grietas, en este caso se traduce en una mayor susceptibilidad a la fractura. El incremento en la tasa de propagación se atribuye a defectos metalúrgicos presentes en la zona soldada, tales como túneles

o porosidades, que actúan como concentradores de tensiones y a que el proceso induce cambios microestructurales que debilitan la WNZ.

7. Recomendaciones

- Profundizar el análisis microestructural mediante técnicas avanzadas como microscopía o difracción de rayos X, con el objetivo de caracterizar con mayor precisión las transformaciones inducidas por el proceso de FSW.
- Aplicar tratamientos térmicos posteriores al proceso FSW, con el fin de mejorar la distribución de dureza en la junta soldada.
- Ampliar el estudio experimental a otras regiones microestructurales de la zona soldada, para el evaluar el efecto inducido por el FSW.
- Explorar escenarios de propagación de grietas en el modo mixto

Referencias Bibliográficas

- Agelet de Saracibar, C., López, R., Ducoeur, B., Chiumenti, M., & de Meester, B. (2013). Un modelo numérico para la simulación de disolución de precipitados en aleaciones de aluminio con endurecimiento utilizando redes neuronales. *Revista Internacional de Métodos Numéricos Para Cálculo y Diseño En Ingeniería*, 29(1), 29–37. <https://doi.org/10.1016/j.rimni.2012.02.003>
- Anderson, T. L. (2017). *Fracture Mechanics*. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781315370293>
- Andrade A, Mosquera W, & Vanegas L. (2015). Modelos de crecimiento de grietas por fatiga. *Entre Ciencia e Ingeniería*, 18, 39--48.
- Berrios, D. R., & Franco, R. (2018). Análisis Experimental y Numérico de la Trayectoria de Propagación de Fisuras por Fatiga Utilizando XFEM. *Información Tecnológica*, 29(5), 19–34. <https://doi.org/10.4067/S0718-07642018000500019>
- Bhaduri, A. (2018). *Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys* (Vol. 264). Springer Singapore. <https://doi.org/10.1007/978-981-10-7209-3>
- Buffa, G., Hua, J., Shivpuri, R., & Fratini, L. (2006). Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model. *Materials Science and Engineering: A*, 419(1–2), 381–388. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.041>
- Donahue, R. J., Clark, H. M., Atanmo, P., Kumble, R., & McEvily, A. J. (1972). Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth. *International Journal of Fracture Mechanics*, 8(2), 209–219. <https://doi.org/10.1007/BF00703882>

- Donne Claudio, Lima E, & Wegener J. (2021, January). Investigations on Residual Stresses in Friction Stir Welds. *Proceedings of the Third International Symposium on Friction Stir Welding*.
- D'Urso, G., Giardini, C., Lorenzi, S., & Pastore, T. (2014). Fatigue crack growth in the welding nugget of FSW joints of a 6060 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(10), 2075–2084. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.01.013>
- Erdogan, F. (1983). Stress Intensity Factors. *Journal of Applied Mechanics*, 50(4b), 992–1002. <https://doi.org/10.1115/1.3167212>
- Erdogan, F., & Ratwani, M. (1970). Fatigue and fracture of cylindrical shells containing a circumferential crack. *International Journal of Fracture Mechanics*, 6(4), 379–392. <https://doi.org/10.1007/BF00182626>
- Forman, R. G., Kearney, V. E., & Engle, R. M. (1967). Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic-Loaded Structures. *Journal of Basic Engineering*, 89(3), 459–463. <https://doi.org/10.1115/1.3609637>
- García, F. A., García, F. de J., Reyes, F. A., Zambrano, P. del C., Hernández, G. M., & Rodríguez, . Ezequiel Roberto. (2016). Evolución Microestructural en Uniones de la Aleación Ti-6Al-4V Mediante el Proceso de Soldadura de Punto por Fricción-agitación. *Soldagem & Inspeção*, 21(2), 185–196. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI2102.08>
- Gdoutos, E. E. (2020). *Fracture Mechanics* (Vol. 263). Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-35098-7>

- Ghahremani, D., & Farhangdoost, K. (2016). Influence of welding parameters on fracture toughness and fatigue crack growth rate in friction stir welded nugget of 2024-T351 aluminum alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26(10), 2567–2585. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64383-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64383-2)
- Gross, D., & Seelig, T. (2018). *Fracture Mechanics*. Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-71090-7>
- Head, A. K. (1953). XCVIII. The growth of fatigue cracks. *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, 44(356), 925–938. <https://doi.org/10.1080/14786440908521062>
- Irwin, G. R. (1957). Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. *Journal of Applied Mechanics*, 24(3), 361–364. <https://doi.org/10.1115/1.4011547>
- Krasnowski, K., Hamilton, C., & Dymek, S. (2015). Influence of the tool shape and weld configuration on microstructure and mechanical properties of the Al 6082 alloy FSW joints. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 15(1), 133–141. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2014.02.001>
- Martínez, J., & Osorio, D. (2024). *Influencia de los parámetros en las propiedades mecánicas de juntas soldadas de aluminio A6061 por soldadura por fricción agitación*. Universidad Industrial de Santander.
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50(1–2), 1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>

- Moreira, P. M. G. P., de Figueiredo, M. A. V., & de Castro, P. M. S. T. (2007). Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 48(2), 169–177. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2007.06.001>
- Moreira, P. M. G. P., de Jesus, A. M. P., Ribeiro, A. S., & de Castro, P. M. S. T. (2008). Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: A comparison. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 50(2), 81–91. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2008.07.007>
- Paris, P., & Erdogan, F. (1963). A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*, 85(4), 528–533. <https://doi.org/10.1115/1.3656900>
- Patel, V., Li, W., Wang, G., Wang, F., Vairis, A., & Niu, P. (2019). Friction Stir Welding of Dissimilar Aluminum Alloy Combinations: State-of-the-Art. *Metals*, 9(3), 270. <https://doi.org/10.3390/met9030270>
- Pérez, N. (2017). *Fracture Mechanics*. Springer International Publishing. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-24999-5>
- Pook, L. P. (2015). The linear elastic analysis of cracked bodies and crack paths. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 79, 34–50. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2015.05.002>
- Pouget, G., & Reynolds, A. P. (2008). Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*, 30(3), 463–472. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2007.04.016>




- Ramanjaneyulu, K., Madhusudhan Reddy, G., Venugopal Rao, A., & Markandeya, R. (2013). Structure-Property Correlation of AA2014 Friction Stir Welds: Role of Tool Pin Profile. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(8), 2224–2240. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0512-4>
- Reynolds, A. P. (2000). Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5(2), 120–124. <https://doi.org/10.1179/136217100101538119>
- Sangid, M. D. (2025). The physics of fatigue crack propagation. *International Journal of Fatigue*, 197, 108928. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2025.108928>
- Sato, Y. S., Kokawa, H., Enomoto, M., & Jogan, S. (1999). Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(9), 2429–2437. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1>
- Schütz, W. (1996). A history of fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, 54(2), 263–300. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(95\)00178-6](https://doi.org/10.1016/0013-7944(95)00178-6)
- Threadgill, P., Leonard, A., Shercliff, H., & Withers, P. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 49–93.
- Tran Hung, Okazaki, M., & Suzuki, K. (2012). Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5: Roles of residual stress and microstructure. *International Journal of Fatigue*, 43, 23–29. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2012.02.003>

- Tufaro, L. N., & Svoboda, H. G. (2014). Efecto del procedimiento de soldadura por FSW en la evolución temporal de las propiedades en uniones de AA 7075-T651. *Soldagem & Inspeção*, 19(4), 333–342. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI1904.06>
- Vucetich, D. A., Lacoste, J. L., González, A. C., & Feloy, L. E. (2013). Soldadura por fricción y agitación de placas de aluminio 5086. *II Jornadas de Investigación y Transferencia de La Facultad de Ingeniería*.
- Wang, T., & Mishra, R. (2019). *Effect of Stress Concentration on Strength and Fracture Behavior of Dissimilar Metal Joints* (pp. 33–39). https://doi.org/10.1007/978-3-030-05752-7_4
- Wang, W., Qiao, K., Wu, J. L., Li, T. Q., Cai, J., & Wang, K. S. (2017). Fatigue properties of friction stir welded joint of ultrafine-grained 2024 aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 22(2), 110–119. <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1203177>
- Wolf, E. (1970). Fatigue crack closure under cyclic tension. *Engineering Fracture Mechanics*, 2(1), 37–45. [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90028-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90028-7)
- Yuvaraj, K. P., Ashoka Varthanan, P., Haribabu, L., Madhubalan, R., & Boopathiraja, K. P. (2021). Optimization of FSW tool parameters for joining dissimilar AA7075-T651 and AA6061 aluminium alloys using Taguchi Technique. *Materials Today: Proceedings*, 45, 919–925. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.942>
- Zhang, L., Zhong, H., Li, S., Zhao, H., Chen, J., & Qi, L. (2020a). Microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behavior of friction stir welded joint of

6061-T6 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 135, 105556.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105556>

Zhang, L., Zhong, H., Li, S., Zhao, H., Chen, J., & Qi, L. (2020b). Microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behavior of friction stir welded joint of 6061-T6 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 135, 105556.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105556>

Apéndice A WPS para la junta soldada en estudio

		Universidad Industrial de Santander Escuela de Ingeniería Mecánica				
ESPECIFICACIÓN DEL PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA (WPS)						
Nombre Compañía:		UIS		Fecha:		
Según norma:		ISO 25239		14-ago-24		
WPS No.		1		Realizado por:		
				Juan F. Martinez		
JUNTA UTILIZADA			METAL BASE			
Tipo de junta:		Butt joint		Especificación:		
Placa de respaldo:		<input checked="" type="checkbox"/> Sí <input type="checkbox"/> No		Aluminio A6063		
Preparar bisel:		<input type="checkbox"/> Sí <input checked="" type="checkbox"/> No		Medidas (mm):		
				102 x 195		
				Espesor (mm):		
				6,35		
GEOMETRÍA DE LA HERRAMIENTA			NOTAS			
Tipo:		<input checked="" type="checkbox"/> Cónico DH: 19 mm Dint: 4 mm Dext: 6,5 mm		Soldadura sana sin poro de gusano o defecto lack of fill al final de la soldadura cuando se retira la herramienta.		
Tipo de hombro:		Plano				
Rosca:		<input checked="" type="checkbox"/> Sí <input type="checkbox"/> No				
Tipo de rosca:		M6,5x1				
						
Fotografía de la Junta						
						
CUADRO DE LAS VARIABLES DE OPERACIÓN						
Vel rotación nominal [RPM]	Vel rotación experimental [RPM]	Vel avance nominal [mm/min]	Vel avance experimental [mm/min]	Fase 1 [A]	Fase 2 [A]	Fase 3 [A]
370	620	(59 - 68)	30			

Apéndice B *Resultados del procesamiento de imágenes para material base*

Probeta 1					
N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
0	3.5	0.847	7.778	2.719E-08	7.000
25000	3.5	0.847	7.778	4.815E-07	7.297
26000	4.207	0.919	8.437	2.560E-07	7.696
27000	4.463	0.944	8.665	4.800E-08	7.817
28000	4.511	0.948	8.707	4.000E-08	7.852
29000	4.551	0.952	8.742	4.500E-08	7.885
30000	4.596	0.956	8.781	2.550E-07	8.002
31000	4.851	0.980	9.001	9.400E-08	8.137
32000	4.945	0.989	9.081	2.600E-08	8.183
33000	4.971	0.991	9.103	2.700E-08	8.203
34000	4.998	0.994	9.126	5.300E-08	8.233
35000	5.051	0.999	9.171	4.100E-08	8.269
36000	5.092	1.002	9.205	9.000E-09	8.288
37000	5.101	1.003	9.213	3.400E-08	8.305
38000	5.135	1.006	9.242	1.490E-07	8.374
39000	5.284	1.020	9.367	2.190E-07	8.513
40000	5.503	1.040	9.550	7.800E-08	8.610
40500	5.542	1.043	9.582	4.880E-07	8.715
41000	5.786	1.066	9.785	3.900E-07	8.879
41500	5.981	1.083	9.946	1.000E-08	8.953
42000	5.986	1.084	9.950	8.600E-08	8.971
42500	6.029	1.087	9.986	8.680E-07	9.148
43000	6.463	1.126	10.344	5.200E-08	9.319
43500	6.489	1.129	10.365	3.600E-08	9.335
44000	6.507	1.130	10.380	3.140E-07	9.401
44500	6.664	1.144	10.510	2.980E-07	9.515

45000	6.813	1.158	10.634	8.000E-08	9.585
45500	6.853	1.162	10.667	0.000E+00	9.600
46000	6.853	1.162	10.667	0.000E+00	9.600
46500	6.853	1.162	10.667	6.120E-07	9.715
47000	7.159	1.189	10.922	2.240E-07	9.872
47500	7.271	1.200	11.016	1.400E-07	9.941
48000	7.341	1.206	11.074	2.880E-07	10.022
48500	7.485	1.219	11.196	0.000E+00	10.076
49000	7.485	1.219	11.196	2.320E-07	10.121
49500	7.601	1.230	11.294	4.000E-07	10.241
50000	7.801	1.248	11.465	8.800E-08	10.335
50500	7.845	1.253	11.502	2.088E-06	10.766
51000	8.889	1.353	12.422	1.116E-06	11.412
51500	9.447	1.409	12.938	4.200E-08	11.653
52000	9.468	1.411	12.958	0.000E+00	11.662
52500	9.468	1.411	12.958	3.660E-07	11.740
53000	9.651	1.430	13.131	2.880E-07	11.880
53500	9.795	1.445	13.270	8.820E-07	12.138
54000	10.236	1.492	13.703	4.040E-07	12.424
54500	10.438	1.514	13.907	3.400E-08	12.524
55000	10.455	1.516	13.924	1.555E-06	12.676
55200	10.766	1.551	14.245	2.950E-07	12.848
55400	10.825	1.558	14.306	0.000E+00	12.876
55600	10.825	1.558	14.306	3.000E-07	12.904
55800	10.885	1.565	14.369	0.000E+00	12.933
56000	10.885	1.565	14.369	0.000E+00	12.933
56500	10.885	1.565	14.369	1.300E-06	13.250
57000	11.535	1.642	15.076	5.220E-07	13.701
57500	11.796	1.674	15.371	0.000E+00	13.834
58000	11.796	1.674	15.371	1.692E-06	14.289
58500	12.642	1.784	16.382	1.814E-06	15.277

59000	13.549	1.913	17.566	1.792E-06	16.390
59500	14.445	2.053	18.856	1.014E-06	17.325
60000	14.952	2.139	19.645	1.874E-06	18.396
60500	15.889	2.312	21.235	1.528E-06	19.760
61000	16.653	2.469	22.676		

 Probeta 2

N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
0	3.5	0.847	7.778	3.081E-08	7.000
25000	3.5	0.847	7.778	4.860E-07	7.335
26000	4.301	0.928	8.521	1.070E-07	7.737
27000	4.472	0.944	8.672	4.450E-08	7.822
28000	4.515	0.948	8.710	4.600E-08	7.857
29000	4.561	0.953	8.750	5.100E-08	7.895
30000	4.612	0.958	8.795	2.830E-07	8.025
31000	4.895	0.984	9.038	4.800E-08	8.153
32000	4.943	0.989	9.079	2.200E-08	8.180
33000	4.965	0.991	9.098	2.600E-08	8.198
34000	4.991	0.993	9.120	6.800E-08	8.234
35000	5.059	0.999	9.178	9.200E-08	8.295
36000	5.151	1.008	9.255	3.500E-07	8.462
37000	5.501	1.040	9.548	4.100E-08	8.609
38000	5.542	1.043	9.582	2.790E-07	8.728
39000	5.821	1.069	9.814	5.040E-07	9.020
40000	6.325	1.114	10.230	1.530E-07	9.264
41000	6.478	1.128	10.356	3.170E-07	9.439
42000	6.795	1.156	10.619	6.600E-08	9.581
43000	6.861	1.162	10.673	2.730E-07	9.708
44000	7.134	1.187	10.901	3.100E-08	9.822

45000	7.165	1.190	10.927	4.000E-09	9.835
45500	7.167	1.190	10.928	8.200E-08	9.851
46000	7.208	1.194	10.963	0.000E+00	9.866
46500	7.208	1.194	10.963	8.000E-09	9.868
47000	7.212	1.194	10.966	8.040E-07	10.022
47500	7.614	1.231	11.305	5.660E-07	10.283
48000	7.897	1.257	11.547	8.000E-08	10.408
48500	7.937	1.261	11.581	3.200E-07	10.486
49000	8.097	1.276	11.720	6.800E-08	10.561
49500	8.131	1.279	11.749	6.000E-09	10.576
50000	8.134	1.280	11.752	0.000E+00	10.577
50500	8.134	1.280	11.752	4.340E-07	10.662
51000	8.351	1.300	11.942	8.000E-08	10.763
51500	8.391	1.304	11.977	7.200E-07	10.923
52000	8.751	1.339	12.297	1.520E-07	11.098
52500	8.827	1.347	12.366	1.552E-06	11.453
53000	9.603	1.425	13.085	4.000E-07	11.863
53500	9.803	1.446	13.277	8.600E-08	11.968
54000	9.846	1.450	13.319	8.540E-07	12.177
54500	10.273	1.496	13.740	6.400E-08	12.380
55000	10.305	1.500	13.772	6.800E-08	12.410
55500	10.339	1.503	13.806	1.920E-07	12.469
56000	10.435	1.514	13.904	1.520E-07	12.548
56500	10.511	1.522	13.981	8.000E-07	12.770
57000	10.911	1.568	14.397	1.648E-06	13.364
57500	11.735	1.666	15.301	6.000E-07	13.927
58000	12.035	1.704	15.648	5.360E-07	14.227
58500	12.303	1.739	15.967	1.010E-06	14.651
59000	12.808	1.807	16.590	1.526E-06	15.384
59500	13.571	1.916	17.596	7.260E-07	16.065
60000	13.934	1.972	18.105	4.750E-06	16.938

60200	14.884	2.127	19.536	1.725E-06	17.835
60400	15.229	2.188	20.097	2.550E-07	18.125
60600	15.28	2.198	20.181	9.600E-07	18.309
60800	15.472	2.233	20.505	9.000E-08	18.469
61000	15.49	2.236	20.536	1.086E-06	18.730
61290	15.805	2.296	21.085	2.848E-06	19.459
61494	16.386	2.413	22.156	1.980E-06	20.294
61696	16.786	2.498	22.941	9.356E-07	20.821
61898	16.975	2.540	23.327	5.891E-07	21.106
62100	17.094	2.567	23.574	3.069E-07	21.217
62302	17.156	2.581	23.705		

 Probeta 3

N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
0	3.500	0.8470	7.778	2.719E-08	7.000
25000	3.500	0.8470	7.778	4.815E-07	7.297
26000	4.207	0.9188	8.437	2.560E-07	7.696
27000	4.463	0.9435	8.665	4.800E-08	7.817
28000	4.511	0.9481	8.707	4.000E-08	7.852
29000	4.551	0.9519	8.742	4.500E-08	7.885
30000	4.596	0.9562	8.781	2.550E-07	8.002
31000	4.851	0.9801	9.001	9.400E-08	8.137
32000	4.945	0.9889	9.081	5.300E-08	8.193
33000	4.998	0.9938	9.126	0.000E+00	8.213
34000	4.998	0.9938	9.126	1.890E-07	8.285
35000	5.187	1.0112	9.286	9.500E-08	8.393
36000	5.282	1.0198	9.365	1.310E-07	8.478
37000	5.413	1.0318	9.475	1.900E-08	8.535
38000	5.432	1.0335	9.491	2.200E-08	8.550

39000	5.454	1.0355	9.509	7.000E-09	8.561
40000	5.461	1.0361	9.515	1.420E-07	8.617
41000	5.603	1.0490	9.633	4.800E-08	8.688
42000	5.651	1.0533	9.673	6.400E-08	8.730
43000	5.715	1.0591	9.726	7.600E-08	8.782
44000	5.791	1.0660	9.789	5.800E-08	8.832
45000	5.849	1.0712	9.837	3.080E-07	8.911
45500	6.003	1.0851	9.964	3.440E-07	9.032
46000	6.175	1.1005	10.106	3.980E-07	9.169
46500	6.374	1.1184	10.270	7.600E-08	9.257
47000	6.412	1.1218	10.302	2.460E-07	9.317
47500	6.535	1.1329	10.403	2.320E-07	9.406
48000	6.651	1.1433	10.499	8.000E-08	9.464
48500	6.691	1.1469	10.532	1.100E-07	9.500
49000	6.746	1.1519	10.578	1.900E-07	9.556
49500	6.841	1.1605	10.657	6.400E-07	9.711
50000	7.161	1.1895	10.923	7.280E-07	9.969
50500	7.525	1.2229	11.230	8.800E-08	10.124
51000	7.569	1.2269	11.267	2.580E-07	10.190
51500	7.698	1.2389	11.377	5.000E-07	10.335
52000	7.948	1.2622	11.591	4.600E-08	10.441
52500	7.971	1.2644	11.611	7.760E-07	10.602
53000	8.359	1.3012	11.949	6.260E-07	10.879
53500	8.672	1.3314	12.226	7.000E-08	11.018
54000	8.707	1.3348	12.258	6.980E-07	11.174
54500	9.056	1.3693	12.574	9.900E-07	11.525
55000	9.551	1.4196	13.036	8.000E-08	11.750
55500	9.591	1.4237	13.074	8.000E-08	11.784
56000	9.631	1.4279	13.112	5.000E-08	11.812
56500	9.656	1.4305	13.136	5.940E-07	11.952
57000	9.953	1.4617	13.423	7.180E-07	12.241

57500	10.312	1.5005	13.779	6.980E-07	12.562
58000	10.661	1.5393	14.135	3.280E-07	12.799
58500	10.825	1.5579	14.306	7.460E-07	13.055
59000	11.198	1.6012	14.704	3.400E-08	13.242
59500	11.215	1.6033	14.723	6.379E-07	13.435
60080	11.585	1.6478	15.132	9.901E-09	13.620
60282	11.587	1.6480	15.134	1.980E-08	13.623
60484	11.591	1.6485	15.138	3.515E-07	13.661
60686	11.662	1.6572	15.219	4.604E-07	13.744
60888	11.755	1.6688	15.324	2.426E-07	13.817
61090	11.804	1.6749	15.380	8.400E-07	13.930
61290	11.972	1.6960	15.575	6.667E-07	14.089
61494	12.108	1.7134	15.734	8.564E-07	14.254
61696	12.281	1.7358	15.940	3.564E-07	14.385
61898	12.353	1.7453	16.027	7.871E-07	14.512
62100	12.512	1.7664	16.221	0.000E+00	14.599
62302	12.512	1.7664	16.221	0.000E+00	14.599
62504	12.512	1.7664	16.221	6.567E-07	14.672
62705	12.644	1.7842	16.384	3.234E-07	14.783
62906	12.709	1.7930	16.466	3.206E-06	15.201
63110	13.363	1.8854	17.314	3.025E-06	15.964
63312	13.974	1.9778	18.162	0.000E+00	16.346
63515	13.974	1.9778	18.162	4.286E-07	16.402
63718	14.061	1.9914	18.287	1.643E-06	16.676
63917	14.388	2.0439	18.770	9.852E-07	17.029
64120	14.588	2.0770	19.074	0.000E+00	17.166
64322	14.588	2.0770	19.074	5.297E-06	17.955
64524	15.658	2.2679	20.826	7.277E-07	18.860
64726	15.805	2.2961	21.085	2.876E-06	19.459
64928	16.386	2.4127	22.156	1.980E-06	20.294
65130	16.786	2.4982	22.941	9.403E-07	20.821

65331	16.975	2.5402	23.327	5.862E-07	21.106
65534	17.094	2.5672	23.574	1.436E-07	21.244
65736	17.123	2.5738	23.635	1.584E-07	21.302
65938	17.155	2.5811	23.703	2.950E-06	21.924
66140	17.751	2.7242	25.016	6.188E-07	22.645
66342	17.876	2.7557	25.306	1.394E-07	22.806
66550	17.905	2.7631	25.373	4.995E-06	23.970
66750	18.904	3.0374	27.893	0.000E+00	25.104
66950	18.904	3.0374	27.893	1.110E-06	25.379
67150	19.126	3.1041	28.506	1.350E-07	25.689
67350	19.153	3.1124	28.581	8.683E-07	25.952
67555	19.331	3.1677	29.090	8.000E-07	26.392
67755	19.491	3.2188	29.559	3.020E-06	27.463
67958	20.104	3.4269	31.470	1.520E-07	28.369
68162	20.135	3.4380	31.572	8.100E-07	28.658
68362	20.297	3.4968	32.112	5.907E-07	29.076
68555	20.411	3.5392	32.501	4.505E-06	30.761
68755	21.312	3.9047	35.857	3.100E-07	32.271

Apéndice C *Resultados del procesamiento de imágenes para material soldado*

Probeta 1					
N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
19000	3.5	0.847	8.888	6.060E-07	8.292
20000	4.106	0.909	9.538	1.630E-07	8.660
21000	4.269	0.925	9.706	7.400E-08	8.769
22000	4.343	0.932	9.781	2.200E-08	8.813
23000	4.365	0.934	9.803	4.700E-08	8.844
24000	4.412	0.939	9.851	4.000E-08	8.884
25000	4.452	0.942	9.891	7.168E-08	8.920
25572	4.493	0.946	9.932	3.800E-08	8.947
26072	4.512	0.948	9.951	6.240E-07	9.095
26572	4.824	0.978	10.259	1.104E-06	9.473
27072	5.376	1.028	10.793	2.000E-09	9.714
27572	5.377	1.029	10.794	8.000E-09	9.716
28072	5.381	1.029	10.797	4.000E-09	9.719
28572	5.383	1.029	10.799	2.200E-08	9.724
29072	5.394	1.030	10.810	3.600E-08	9.737
29572	5.412	1.032	10.827	4.040E-07	9.831
30072	5.614	1.050	11.019	1.340E-07	9.946
30572	5.681	1.056	11.083	4.880E-07	10.078
31072	5.925	1.078	11.313	1.052E-06	10.405
31572	6.451	1.125	11.810	1.336E-06	10.914
32072	7.119	1.186	12.443	1.600E-08	11.202
32572	7.127	1.186	12.451	8.280E-07	11.385
33072	7.541	1.224	12.849	4.348E-09	11.564
33302	7.542	1.224	12.850	1.153E-06	11.667
33504	7.775	1.246	13.076	2.970E-08	11.771
33706	7.781	1.247	13.082	1.642E-07	11.789

33907	7.814	1.250	13.115	4.187E-07	11.841
34110	7.899	1.258	13.198	2.167E-07	11.898
34313	7.943	1.262	13.241	7.950E-07	11.988
34513	8.102	1.277	13.398	1.473E-06	12.193
34716	8.401	1.305	13.697	3.515E-07	12.360
34918	8.472	1.312	13.769	2.277E-07	12.413
35120	8.518	1.316	13.816	1.980E-08	12.436
35322	8.522	1.317	13.820	1.089E-06	12.539
35524	8.742	1.338	14.044	1.926E-06	12.822
35726	9.131	1.377	14.449	6.634E-07	13.068
35928	9.265	1.390	14.591	1.040E-06	13.232
36129	9.474	1.412	14.814	2.906E-07	13.362
36332	9.533	1.418	14.878	7.426E-08	13.398
36534	9.548	1.419	14.894	3.682E-07	13.441
36735	9.622	1.427	14.975	2.439E-07	13.502
36940	9.672	1.432	15.029	8.500E-08	13.535
37140	9.689	1.434	15.048	3.723E-06	13.925
37342	10.441	1.515	15.896	7.214E-07	14.383
37543	10.586	1.531	16.065	2.059E-07	14.481
37747	10.628	1.536	16.115	2.224E-06	14.745
37948	11.075	1.587	16.653	3.824E-07	15.030
38152	11.153	1.596	16.749	1.255E-06	15.215
38352	11.404	1.626	17.062	1.790E-06	15.568
38557	11.771	1.671	17.534	2.680E-06	16.104
38757	12.307	1.739	18.252	2.438E-07	16.458
38958	12.356	1.746	18.320	2.784E-06	16.852
39162	12.924	1.823	19.129	4.878E-07	17.282
39367	13.024	1.837	19.276	3.396E-06	17.810
39564	13.693	1.935	20.302	1.119E-06	18.435
39766	13.919	1.969	20.666	2.149E-06	18.923
39967	14.351	2.038	21.387	5.911E-07	19.341

40170	14.471	2.058	21.593	2.426E-07	19.472
40372	14.52	2.066	21.678	7.200E-07	19.624
40572	14.664	2.090	21.931	1.000E-07	19.770
40972	14.704	2.097	22.002	3.667E-08	19.820
41572	14.726	2.100	22.042	1.869E-08	19.841
41786	14.73	2.101	22.049		

 Probeta 2

N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
19000	3.5	0.847	0.847	6.990E-07	8.335
20000	4.199	0.918	0.918	1.840E-07	8.713
20500	4.291	0.927	0.927	1.120E-07	8.781
21000	4.347	0.932	0.932	1.080E-07	8.831
21500	4.401	0.938	0.938	1.280E-07	8.884
22000	4.465	0.944	0.944	4.200E-08	8.923
22500	4.486	0.946	0.946	6.000E-09	8.934
23000	4.489	0.946	0.946	2.400E-08	8.941
23500	4.501	0.947	0.947	2.200E-08	8.951
24000	4.512	0.948	0.948	2.200E-08	8.961
24500	4.523	0.949	0.949	9.091E-08	8.988
25050	4.573	0.954	0.954	2.800E-08	9.023
26050	4.601	0.957	0.957	2.130E-07	9.130
27050	4.814	0.977	0.977	3.200E-08	9.239
28050	4.846	0.980	0.980	4.680E-07	9.456
29050	5.314	1.023	1.023	2.270E-07	9.757
30050	5.541	1.043	1.043	7.000E-09	9.858
31050	5.548	1.044	1.044	1.000E-08	9.863
31550	5.553	1.044	1.044	6.000E-07	9.993
32050	5.853	1.072	1.072	1.060E-07	10.143

32550	5.906	1.076	1.076	4.700E-07	10.266
33050	6.141	1.097	1.097	2.120E-07	10.411
33550	6.247	1.107	1.107	3.340E-07	10.526
34050	6.414	1.122	1.122	5.800E-08	10.610
34550	6.443	1.125	1.125	9.600E-08	10.642
35050	6.491	1.129	1.129	5.500E-08	10.667
35250	6.502	1.130	1.130	#¡REF!	10.672
35490	6.527	1.132	1.132	3.371E-06	10.973
35684	7.181	1.191	1.191	2.315E-07	11.272
35887	7.228	1.196	1.196	6.847E-07	11.353
36090	7.367	1.208	1.208	1.250E-07	11.424
36290	7.392	1.211	1.211	1.270E-06	11.547
36494	7.651	1.235	1.235	8.333E-08	11.667
36698	7.668	1.236	1.236	1.364E-07	11.687
36896	7.695	1.239	1.239	1.040E-07	11.708
37098	7.716	1.241	1.241	2.079E-07	11.735
37300	7.758	1.244	1.244	3.465E-08	11.757
37502	7.765	1.245	1.245	4.039E-07	11.796
37705	7.847	1.253	1.253	9.307E-07	11.915
37907	8.035	1.270	1.270	3.300E-07	12.029
38110	8.102	1.277	1.277	3.463E-07	12.090
38315	8.173	1.283	1.283	2.284E-07	12.142
38512	8.218	1.288	1.288	4.138E-07	12.200
38715	8.302	1.296	1.296	1.478E-08	12.239
38918	8.305	1.296	1.296	3.762E-07	12.275
39120	8.381	1.303	1.303	3.960E-08	12.313
39322	8.389	1.304	1.304	9.655E-07	12.406
39525	8.585	1.323	1.323	2.118E-07	12.515
39728	8.628	1.327	1.327	1.429E-06	12.666
39926	8.911	1.355	1.355	1.980E-07	12.816
40128	8.951	1.359	1.359	2.277E-07	12.856

40330	8.997	1.363	1.363	1.015E-06	13.072
40733	9.406	1.405	1.405	1.485E-08	13.269
40935	9.409	1.405	1.405	8.976E-07	13.359
41140	9.593	1.424	1.424	6.550E-07	13.513
41340	9.724	1.438	1.438	4.356E-07	13.621
41542	9.812	1.447	1.447	4.455E-08	13.669
41744	9.821	1.448	1.448	2.757E-06	13.957
41946	10.378	1.508	1.508	9.360E-07	14.340
42149	10.568	1.529	1.529	3.980E-08	14.444
42350	10.576	1.530	1.530	7.065E-07	14.524
42551	10.718	1.546	1.546	8.670E-07	14.694
42754	10.894	1.566	1.566	1.851E-06	14.994
42955	11.266	1.609	1.609	6.404E-08	15.207
43158	11.279	1.611	1.611	7.363E-07	15.298
43359	11.427	1.629	1.629	7.413E-07	15.467
43560	11.576	1.647	1.647	2.137E-06	15.810
43764	12.012	1.701	1.701	7.426E-07	16.158
43966	12.162	1.720	1.720	9.010E-07	16.361
44168	12.344	1.744	1.744	4.604E-07	16.531
44370	12.437	1.756	1.756	1.520E-07	16.609
44574	12.468	1.761	1.761	6.650E-07	16.713
44774	12.601	1.778	1.778	1.896E-06	17.046
44976	12.984	1.831	1.831	1.926E-06	17.558
45178	13.373	1.887	1.887	2.360E-06	18.161
45381	13.852	1.959	1.959	1.438E-06	18.715
45582	14.141	2.004	2.004	4.455E-07	18.997
45784	14.231	2.018	2.018	3.465E-08	19.070
45986	14.238	2.020	2.020	1.619E-06	19.328
46188	14.565	2.073	2.073		

Experimento 3

N	a (mm)	f/a	k(MPa/m)	da/dN (m/ciclos)	dK (Mpa.m ^{1/2})
19000	3.5	0.847	8.888	6.060E-07	8.292
20000	4.106	0.909	9.538	1.630E-07	8.660
21000	4.269	0.925	9.706	7.400E-08	8.769
22000	4.343	0.932	9.781	2.200E-08	8.813
23000	4.365	0.934	9.803	4.700E-08	8.844
24000	4.412	0.939	9.851	1.020E-07	8.912
25000	4.514	0.948	9.953	2.200E-07	9.056
26000	4.734	0.969	10.171	3.170E-07	9.293
27000	5.051	0.999	10.480	6.800E-08	9.462
28000	5.119	1.005	10.546	3.680E-07	9.650
29000	5.487	1.038	10.898	6.600E-08	9.837
30000	5.553	1.044	10.961	9.600E-08	9.886
30500	5.601	1.049	11.007	2.260E-07	9.954
31000	5.714	1.059	11.114	5.100E-07	10.111
31500	5.969	1.082	11.355	4.000E-09	10.220
32000	5.971	1.082	11.357	6.000E-09	10.222
32500	5.974	1.082	11.360	1.410E-06	10.523
33000	6.679	1.146	12.025	4.760E-07	10.924
33500	6.917	1.167	12.251	1.140E-07	11.050
34000	6.974	1.173	12.305	5.000E-08	11.085
34500	6.999	1.175	12.329	1.040E-07	11.118
35000	7.051	1.180	12.378	2.700E-07	11.164
35200	7.105	1.184	12.430	2.242E-08	11.191
35646	7.115	1.185	12.439	1.083E-08	11.198
36200	7.121	1.186	12.445	1.276E-08	11.205
37062	7.132	1.187	12.456	2.000E-08	11.212
37262	7.136	1.187	12.459	2.475E-08	11.216
37464	7.141	1.188	12.464	6.931E-08	11.224

37666	7.155	1.189	12.478	3.465E-08	11.233
37868	7.162	1.190	12.484	7.921E-08	11.243
38070	7.178	1.191	12.500	2.624E-07	11.272
38272	7.231	1.196	12.550	7.426E-08	11.302
38474	7.246	1.197	12.565	9.406E-08	11.316
38676	7.265	1.199	12.583	6.436E-08	11.330
38878	7.278	1.200	12.595	3.960E-07	11.370
39080	7.358	1.208	12.672	5.644E-07	11.454
39282	7.472	1.218	12.782	2.266E-07	11.524
39485	7.518	1.222	12.827	3.663E-07	11.576
39687	7.592	1.229	12.898	1.576E-07	11.622
39890	7.624	1.232	12.929	2.229E-06	11.838
40095	8.081	1.275	13.378	1.668E-06	12.194
40300	8.423	1.307	13.719	6.900E-07	12.410
40500	8.561	1.321	13.859	3.550E-07	12.506
40700	8.632	1.328	13.932	2.410E-06	12.763
40900	9.114	1.375	14.431	3.050E-07	13.017
41100	9.175	1.381	14.495	2.300E-07	13.068
41300	9.221	1.386	14.544	2.500E-08	13.094
41700	9.231	1.387	14.555	3.400E-07	13.132
41900	9.299	1.394	14.627	2.000E-07	13.184
42110	9.341	1.398	14.672	5.400E-07	13.257
42310	9.449	1.409	14.787	4.455E-07	13.352
42512	9.539	1.418	14.885	1.379E-07	13.410
42715	9.567	1.421	14.915	6.816E-07	13.491
42916	9.704	1.435	15.064	9.559E-07	13.655
43120	9.899	1.456	15.280	1.257E-06	13.818
43225	10.031	1.470	15.427	2.109E-06	14.103
43426	10.455	1.516	15.912	2.549E-07	14.348
43630	10.507	1.522	15.973	2.718E-07	14.418
43928	10.588	1.531	16.068	3.267E-07	14.496

44130	10.654	1.538	16.146	5.700E-07	14.592
44330	10.768	1.551	16.281	1.951E-07	14.674
44535	10.808	1.556	16.329	4.129E-07	14.741
44736	10.891	1.565	16.429	3.333E-07	14.822
44937	10.958	1.573	16.510	4.446E-06	15.375
45141	11.865	1.683	17.657	7.363E-07	15.980
45342	12.013	1.701	17.854	1.668E-06	16.488
45746	12.687	1.790	18.786	8.235E-07	17.016
45950	12.855	1.813	19.028	1.000E-08	17.126
46150	12.857	1.813	19.031	7.450E-07	17.226
46350	13.006	1.834	19.249	1.098E-06	17.476
46555	13.231	1.866	19.586	2.927E-07	17.668
46760	13.291	1.875	19.677	3.090E-06	18.147
46960	13.909	1.968	20.649	6.300E-07	18.677
47160	14.035	1.987	20.856		
