



UNIVERSIDAD DE MALAGA

Tesis doctoral

**ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA
BIAXIAL EN ACEROS MARAGING DE FABRICACIÓN
ADITIVA / STUDY OF THE BIAXIAL FATIGUE
BEHAVIOUR OF ADDITIVELY MANUFACTURED
MARAGING STEELS**

Autor:

ALFONSO JESÚS EXPÓSITO DÍAZ-ÁLVAREZ

Directores:

D. MANUEL ALEJANDRO SÁNCHEZ CRUCES y

D. PABLO LÓPEZ CRESPO

**Programa de doctorado Ingeniería Mecánica y Eficiencia
Energética**


Málaga, julio de 2025





UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

AUTOR: Alfonso Jesús Expósito Diaz Alvarez

 <http://orcid.org/0000-0001-9698-8268>

EDITA: Publicaciones y Divulgación Científica. Universidad de Málaga



Esta obra está bajo una licencia de Creative Commons Reconocimiento-NoComercial-SinObraDerivada 4.0 Internacional:

Cualquier parte de esta obra se puede reproducir sin autorización pero con el reconocimiento y atribución de los autores.

No se puede hacer uso comercial de la obra y no se puede alterar, transformar o hacer obras derivadas.

<http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode>

Esta Tesis Doctoral está depositada en el Repositorio Institucional de la Universidad de Málaga (RIUMA): riuma.uma.es



UNIVERSIDAD DE MÁLAGA

Tesis doctoral

ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA BIAxIAL
EN ACEROS MARAGING DE FABRICACIÓN ADITIVA

STUDY OF THE BIAxIAL FATIGUE BEHAVIOUR OF
ADDITIVELY MANUFACTURED MARAGING STEELS

Autor:

ALFONSO JESÚS EXPÓSITO DÍAZ-ÁLVAREZ

Directores:

D. MANUEL ALEJANDRO SÁNCHEZ CRUCES

y

D. PABLO LÓPEZ CRESPO

Programa de doctorado Ingeniería Mecánica y Eficiencia
Energética

Málaga, julio de 2025

DECLARACIÓN DE AUTORÍA Y ORIGINALIDAD DE LA TESIS PRESENTADA PARA OBTENER EL TÍTULO DE DOCTOR

D. Alfonso Jesús Expósito Díaz-Álvarez

Estudiante del programa de doctorado Ingeniería Mecánica y Eficiencia Energética de la Universidad de Málaga, autor/a de la tesis, presentada para la obtención del título de doctor por la Universidad de Málaga, titulada: ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA BIAXIAL EN ACEROS MARAGING DE FABRICACIÓN ADITIVA / STUDY OF THE BIAXIAL FATIGUE BEHAVIOUR OF ADDITIVELY MANUFACTURED MARAGING STEELS. Realizada bajo la tutorización de Pablo López Crespo y dirección de Manuel Alejandro Sánchez Cruces y Pablo López Crespo

DECLARO QUE:

La tesis presentada es una obra original que no infringe los derechos de propiedad intelectual ni los derechos de propiedad industrial u otros, conforme al ordenamiento jurídico vigente (Real Decreto Legislativo 1/1996, de 12 de abril, por el que se aprueba el texto refundido de la Ley de Propiedad Intelectual, regularizando, aclarando y armonizando las disposiciones legales vigentes sobre la materia), modificado por la Ley 2/2019, de 1 de marzo.

Igualmente asumo, ante a la Universidad de Málaga y ante cualquier otra instancia, la responsabilidad que pudiera derivarse en caso de plagio de contenidos en la tesis presentada, conforme al ordenamiento jurídico vigente.

En Málaga, a 16 de julio de 2025.

Fdo.: Doctorando/a	Fdo.: Tutor/a
Fdo.: Director/es de tesis	



Edificio Pabellón de Gobierno. Campus El Ejido.
29071
Tel.: 952 13 10 28 / 952 13 14 61 / 952 13 71 10
E-mail: doctorado@uma.es



AUTORIZACIÓN PARA LA LECTURA DE LA TESIS

D. Manuel Alejandro Sánchez Cruces y D. Pablo López Crespo, Doctores del Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, de la Universidad de Málaga, como Directores de la Tesis Doctoral titulada: “ESTUDIO DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA BIAxIAL EN ACEROS MARAGING DE FABRICACIÓN ADITIVA / STUDY OF THE BIAxIAL FATIGUE BEHAVIOUR OF ADDITIVELY MANUFACTURED MARAGING STEELS”, presentada por D. Alfonso Jesús Expósito Díaz-Álvarez en la ESCUELA DE INGENIERÍAS INDUSTRIALES de la UNIVERSIDAD DE MÁLAGA para la obtención del Grado de Doctor. Y D. Pablo López Crespo, Doctor del Área de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, de la Universidad de Málaga, como Tutor de la Tesis Doctoral.

Hacen constar que dicha tesis queda avalada por el artículo de investigación: “Study of the notch fatigue behaviour under biaxial conditions of maraging steel produced by selective laser melting” no presentado con anterioridad en otra tesis, y autorizan para que la tesis se presente para su defensa ante el tribunal que designe la Comisión de Posgrado de la Universidad de Málaga.

En Málaga, julio de 2025

Fdo: Manuel Alejandro Sánchez Cruces
Director

Fdo: Pablo López Crespo
Co-director y tutor



INFORMACIÓN SOBRE EL ARTÍCULO PUBLICADO QUE AVALA LA TESIS DOCTORAL

D. Alfonso Jesús Expósito Díaz-Álvarez

Estudiante del programa de doctorado Ingeniería Mecánica y Eficiencia Energética de la Universidad de Málaga, autor/a de la tesis, presentada para la obtención del título de doctor por la Universidad de Málaga, titulada: Estudio del comportamiento a fatiga biaxial en aceros maraging de fabricación aditiva / Study of the biaxial fatigue behaviour of additively manufactured maraging steels.

Realizada bajo la tutorización de Pablo López Crespo y dirección de Manuel Alejandro Sánchez Cruces y Pablo López Crespo

DECLARO QUE:

La tesis presentada está avalada por el artículo de investigación:

“Study of the notch fatigue behaviour under biaxial conditions of maraging steel produced by selective laser melting” A.S. Cruces, A. Exposito, R. Branco, L.P. Borrego, F.V. Antunes, P. Lopez-Crespo. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 121 (2022) 103469. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103469>.

No presentado con anterioridad en otra tesis. La revista *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* está indexada en *Journal Citation Reports*, con un Factor de Impacto de 5.3, y posición 15 de 137 (percentil 89.4, cuartil Q1 y tercil T1) en la categoría *Mechanics* en el año 2022.

En Málaga, a 16 de julio de 2025.

Fdo.: Doctorando/a	Fdo.: Tutor/a
Fdo.: Director/es de tesis	



DECLARACIÓN DE LOS AUTORES DEL ARTÍCULO

Los abajo firmantes, co-autores del trabajo

Study of the notch fatigue behaviour under biaxial conditions of maraging steel produced by selective laser melting A.S. Cruces, A. Exposito, R. Branco, L.P. Borrego, F.V. Antunes, P. Lopez-Crespo. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 121 (2022) 103469. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103469>.

renuncian a presentar dicho artículo como parte o aval de otra tesis doctoral.

Fdo: Manuel Alejandro Sánchez Cruces
Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, Universidad de Málaga



Fdo: Ricardo Branco
CEMMPRE, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Coimbra, 3030-788 Coimbra, Portugal



Fdo: Luis P. Borrego
Department of Mechanical Engineering, Coimbra Polytechnic - ISEC, Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal
CEMMPRE, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Coimbra, 3030-788 Coimbra, Portugal



CEMMPRE, Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, Rua Luís Reis Santos, Coimbra, 3030-788 Coimbra, Portugal

Fdo: Pablo López Crespo
Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación, Universidad de Málaga

INFORME DETALLADO SOBRE LA CONTRIBUCIÓN DE CADA AUTOR AL TRABAJO PUBLICADO

Se describe a continuación la contribución de los distintos autores en el trabajo publicado

“Study of the notch fatigue behaviour under biaxial conditions of maraging steel produced by selective laser melting” A.S. Cruces, A. Exposito, R. Branco, L.P. Borrego, F.V. Antunes, P. Lopez-Crespo. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 121 (2022) 103469. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103469>.

A.S. Cruces: Diseño conceptual de la investigación, apoyo en la recogida de datos experimentales, apoyo en el análisis de datos, diseño de la metodología, recursos y software, validación de resultados, apoyo en la visualización de resultados, redacción del borrador original y redacción de la revisión del artículo.

A. Exposito: Diseño conceptual de la investigación y del artículo, recogida de datos experimentales, análisis de datos, diseño de la metodología, montaje experimental, recursos, programación para procesamiento de datos, validación de resultados, visualización de resultados y gráficas, redacción del borrador original y redacción de la revisión del artículo.

R. Branco: Diseño conceptual de la investigación, apoyo en la recogida de datos experimentales, apoyo en el análisis de datos, apoyo en el diseño de la metodología, validación de resultados, visualización, apoyo en trabajos de revisión del artículo.

L.P. Borrego: Diseño conceptual de la investigación, adquisición de fondos para la investigación, apoyo en la validación de resultados, apoyo en trabajos de revisión del artículo.

F.V. Antunes: Diseño conceptual de la investigación, adquisición de fondos para la investigación, validación de resultados, apoyo en trabajos de revisión del artículo.

P. Lopez-Crespo. Diseño conceptual de la investigación, adquisición de fondos para la investigación, apoyo en el análisis de datos, apoyo en el diseño de la metodología, validación de resultados, supervisión del proyecto, apoyo en la redacción del borrador original, apoyo en la revisión del artículo, autor de correspondencia.

En Málaga, a 15 de julio de 2025.

Fdo: Manuel Alejandro Sánchez Cruces
Director

Fdo: Pablo López Crespo
Co-director y tutor



UNIVERSIDAD
DE MÁLAGA

A mi familia, Natalia y Gael.

Resumen

El presente trabajo tiene como objetivo estudiar el comportamiento a fatiga de un acero maraging de fabricación aditiva, AISI 18Ni300. Se trata de una clase de acero de alta resistencia ampliamente utilizado en las industrias biomédica, aeronáutica, aeroespacial, marítima y militar gracias a su buen rendimiento en términos de resistencia, tenacidad, ductilidad, estabilidad dimensional y soldabilidad. Del mismo modo, su buena soldabilidad lo hace un excelente candidato para la fabricación de piezas mediante fabricación aditiva, ofreciendo así una reducción en el consumo de material de fabricación, la mano de obra y el tiempo de mecanizado. El estudio se centra en el comportamiento bajo cargas multiaxiales del acero sin ningún tipo de tratamiento mecánico superficial o térmico (as-built). Además de estudiar su comportamiento mecánico, se evalúa la capacidad de predicción de diferentes métodos de plano crítico, en concreto los métodos de Fatemi-Socie (FS) y Smith-Watson-Topper (SWT), combinados con la teoría de las distancias críticas para predecir la vida a fatiga y la orientación de la grieta al inicio bajo varios escenarios de carga. Se utilizaron probetas cilíndricas que se fabricaron en orientación vertical sobre la placa base, utilizando un sistema de impresión lineal equipado con un láser de fibra Nd:YAG. La estrategia de construcción consistió en depositar capas de 40 μm de espesor a una velocidad de escaneo de 80 mm/s. Ambos modelos de plano crítico arrojaron buenos resultados en fatiga de bajos ciclos de vida (LCF) y medios ciclos de vida, pero el modelo FS obtuvo mejores resultados en fatiga a altos ciclos de vida (HCF). En cuanto a los ángulos de inicio de grieta, el modelo SWT devolvió las mejores predicciones.

Palabras clave: fatiga multiaxial, acero maraging, métodos de plano crítico.

Abstract

The present work aims to study the fatigue behaviour of an additively manufactured maraging steel, AISI 18Ni300. This is a high-strength steel grade widely used in the biomedical, aeronautical, aerospace, maritime and military industries due to its good performance in terms of strength, toughness, ductility, dimensional stability and weldability. Similarly, its good weldability makes it an excellent candidate for the manufacture of parts by additive manufacturing, thus offering a reduction in manufacturing material consumption, labour and machining time. The study focuses on the behaviour under multi-axial loading of steel without any mechanical surface or heat treatment (as-built). In addition to studying its mechanical behaviour, the predictive capability of different critical plane methods, namely the Fatemi-Socie (FS) and Smith-Watson-Topper (SWT) critical plane methods, combined with the theory of critical distances to predict fatigue life and crack orientation at initiation under various loading scenarios is evaluated. Cylindrical specimens were fabricated in a vertical orientation on the base plate using a linear printing system equipped with an Nd:YAG fibre laser. The build strategy consisted of depositing 40 μm thick layers at a scan speed of 80 mm/s. The critical plane models performed well in low cycle life fatigue (LCF) and medium cycle life fatigue, but the FS model performed better in high cycle life fatigue (HCF). For crack initiation angles, the SWT model produced the best predictions.

Keywords: multiaxial fatigue, maraging steel, critical plane methods.

Agradecimientos

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a mi tutor y directores de tesis doctoral, el Dr. Pablo López Crespo y Dr. Manuel Alejandro Sánchez Cruces, por su invaluable orientación, apoyo y dedicación a lo largo de este trabajo. Su experiencia, paciencia y estímulo constante han sido fundamentales para el desarrollo y la finalización de esta investigación. No solo me han brindado sus conocimientos, sino también su tiempo y esfuerzo, lo cual ha sido esencial para mi crecimiento académico y profesional. Gracias por creer en mí y por inspirarme a alcanzar mis metas. Me gustaría agradecer también la dedicación y el apoyo de los profesores Mónica Ortiz González, Iris M^a Moreno Casado, Francisco Munera Palacios y en especial a Manuel José Martínez-Santaolalla Martínez, del IES Campos de Níjar. Vuestras ideas, experiencia docente y trabajo de equipo me han permitido la incorporación de muchos de los resultados de investigación al proyecto educativo, haciendo posible la transferencia real entre instituciones educativas y aportando puntos de vista muy originales a mi trabajo de investigación.

Índice

Resumen	i
Abstract	ii
Agradecimientos	iii
Índice	iv
Lista de Tablas	v
Lista de Figuras	vi
Nomenclatura y Abreviaturas	vii
1 Introducción y estructura de la tesis	1
2 Revisión bibliográfica	4
2.1 Fatiga Multiaxial.....	11
2.2 Métodos de Plano Crítico	12
2.2.1 Fatemi-Socie	15
2.2.2 Smith-Watson-Topper	17
2.3 La Teoría de las Distancias Críticas	18
2.4 Fabricación aditiva SLM	20
3 Materiales y métodos	24
4 Resultados y discusión	33
5 Conclusiones e investigaciones futuras	36
Referencias	38

Lista de Tablas

Tabla 1. Propiedades monotónicas del acero 18Ni300 AM.	25
Tabla 2. Propiedades cíclicas del acero 18Ni300 AM.	25
Tabla 3. Caminos de carga aplicados.	28
Tabla 4. Ángulos de grieta medidos y estimados por los modelos de plano crítico .	35

Lista de Figuras

Figura 1. Concepto del proceso SLM. (i) Un láser de alta potencia funde zonas selectivas del lecho de polvo. (ii) El proceso se repite para capas sucesivas. (iii) Se retira el polvo suelto y se muestra la pieza acabada.	21
Figura 2. Parámetros del proceso de SLM: potencia del láser, velocidad de escaneo, distancia de sombreado y espesor de la capa.	22
Figura 3. Amplitud de deformación angular frente a número de inversiones.	25
Figura 4. Modelo de la impresora 3D para metales usada para la fabricación de las probetas de acero descritas en este trabajo.	26
Figura 5. Geometría probeta. Todas las dimensiones en milímetros.	26
Figura 6. Caminos de carga aplicados.	27
Figura 7. Amplitud de tensión equivalente frente a número de ciclos de vida.	29
Figura 8. Parámetro k en el modelo de Fatemi–Socie para el acero maraging 18Ni300-AM.	30
Figura 9. Distribución de tensiones principales máximas alrededor de la entalla de 0.4 mm para el caso de carga B2.	32
Figura 10. Gradientes de tensión equivalente de Von Mises desde la raíz de la entalla en la dirección radial con (a) un taladro de diámetro 0.4 mm y (b) un taladro de diámetro 1 mm.	32
Figura 11. Estimación de la vida a fatiga teórica frente a experimental de los modelos de plano crítico de Fatemi-Socie y Smith-Watson-Topper.	34

Nomenclatura y Abreviaturas

K_f	Factor de concentración de tensiones en fatiga
K_{mat}	Tenacidad a la fractura del material
L	Distancia crítica
E	Módulo de Young
G	Módulo de corte o cizalladura
σ'_f	Coefficiente de resistencia a la fatiga
ε'_f	Coefficiente de ductilidad a la fatiga
b	Exponente de resistencia a la fatiga
c	Exponente de ductilidad a la fatiga
τ'_f	Coefficiente de resistencia a la fatiga angular
γ'_f	Coefficiente de ductilidad a la fatiga angular
b_γ	Exponente de resistencia a la fatiga angular
c_γ	Exponente de ductilidad a la fatiga angular
γ'_f	Coefficiente de ductilidad a fatiga angular
$\Delta\varepsilon$	Rango de deformación
$\Delta\varepsilon_n/2$	Máxima amplitud de deformación normal
$\Delta\gamma$	Rango de deformación angular
$\Delta\gamma_{max}/2$	Amplitud de deformación angular máxima
σ_a	Amplitud de tensión normal
σ_m	Tensión normal media
$\sigma_{n,max}$	Tensión normal máxima
σ_{ys}	Límite elástico del material
σ'_y	Límite elástico cíclico
φ^*	Plano crítico

k	Parámetro de ponderación de tensión normal en modelo de Fatemi-Socie
N_f	Vida a fatiga
ν_e y ν_p	Coefficiente de Poisson en régimen elástico y plástico, respectivamente
K_I	Factor de intensidad de tensiones en el Modo I
K_{II}	Factor de intensidad de tensiones en el Modo II
ΔK_{th}	Factor de intensidad de tensiones umbral
σ_e	Límite de fatiga
σ_o	Tensión inherente
σ_{ef}	Tensión eficaz
SLM	Fusión selectiva por láser
FS	Fatemi-Socie
SWT	Smith–Watson–Topper
TCD	Teoría de distancias críticas
PM	Método del Punto
LM	Método de la Línea
VM	Método del Volumen
AM	Método del Área
HCF	Altos ciclos de vida a fatiga
LCF	Bajos ciclos de vida a fatiga
AISI	Instituto Americano del Hierro y Acero

1 Introducción y estructura de la tesis

Los avances en los métodos de fabricación de materiales están permitiendo a los ingenieros optimizar diseños con formas complejas, como las requeridas para componentes biomédicos. En este contexto, la fusión selectiva por láser (SLM) es un proceso de fabricación aditiva que permite la producción de componentes directamente a partir de modelos 3D, fusionando capas delgadas de polvo de metal [1]. Sin embargo, este sistema de producción genera defectos como huecos y partículas de polvo sin fundir que son parcialmente responsables de reducir la resistencia a la fatiga del material. Se ha observado que las propiedades monotónicas de los materiales obtenidos a través de este proceso aditivo serán similares a las de los componentes fabricados mediante procesos convencionales [2]. Sin embargo, la presencia de los defectos, además de mermar la resistencia a la fatiga del material, aumenta la dispersión de los resultados como consecuencia de la alta aleatoriedad en estos defectos [3,4].

Los aceros maraging se caracterizan por su alta resistencia, tenacidad y soldabilidad, características que los hacen muy atractivos en las industrias biomédica, aeronáutica, de defensa y naval [5,6]. Además, estas cualidades también los convierten en buenos candidatos para las tecnologías de fabricación aditiva [7]. La alta resistencia obtenida en estos aceros se debe a su microestructura, compuesta por una martensita Fe-Ni muy resistente con una fina dispersión de precipitados nanométricos de alta dureza obtenidos mediante envejecimiento.

Las propiedades finales del material, como el acabado superficial, el tratamiento térmico aplicado o aspectos relacionados con la propia fabricación aditiva, son extremadamente sensibles a los parámetros de fabricación. En este contexto, un estudio realizado por Mutua [8] buscó identificar los mejores parámetros de fabricación y envejecimiento para aumentar los valores de resistencia mecánica del acero maraging 18Ni300. Además, Croccolo [9,10] analizó el efecto de la dirección de fabricación de las piezas sobre la resistencia a fatiga en este tipo de acero, observando que este factor era menos importante de lo que cabría esperar en comparación con el efecto producido por los tratamientos térmicos o mecánicos posteriores. Sin embargo, también debemos considerar que, si la fabricación de piezas complejas es un punto fuerte de esta tecnología, en algunos casos no será posible

aplicar tales tratamientos a todos los puntos de una pieza, quedando esas zonas debilitadas respecto al resto.

A diferencia de Croccolo, Meneghetti [11] observó una diferencia en la resistencia a la fatiga entre la dirección de fabricación vertical y horizontal, pero solo para HCF. En relación con la dirección de fabricación, se observa que el acero 18Ni300 responde mejor a la fatiga cuando la dirección de fabricación es perpendicular a la dirección de carga aplicada, debido a la anisotropía que aparece en el material durante el proceso de fabricación, originado por la distribución desigual de defectos [12,13]. Respecto a la velocidad de barrido, Saints [14] estudió cómo afectaba sobre la porosidad y microestructura obtenida, como cabría esperar, el nivel de porosidad aumentaba a velocidades de fabricación más altas, reduciendo así su resistencia a la fatiga. Más recientemente, Branco comenzó a investigar el comportamiento del acero 18Ni300 producido por fabricación aditiva bajo cargas uniaxiales [3] y a continuación con cargas de tipo multiaxial en probetas con entallas [15].

Podemos suponer que los concentradores de tensiones, como los cambios de sección, taladros, roscas, soldaduras, etc., estarán presentes en prácticamente todos los diseños mecánicos [16]. Su efecto puede llegar a ser crítico sobre la resistencia a fatiga, para la misma carga nominal, la resistencia puede disminuir varios órdenes de magnitud en comparación con la obtenida en las probetas lisas de laboratorio [17,18]. En este sentido, Peterson incluyó el efecto del gradiente de tensiones creado por el concentrador de tensiones en el material, considerando un parámetro que modificara el valor del factor de concentración de tensiones K_t . A partir de este, se definió un parámetro K_f que modificara el valor de las tensiones en el borde del concentrador [19].

Hoy en día, los resultados locales de tensiones y deformación obtenidos mediante métodos de elementos finitos logran una buena aproximación para estados plastificados. Sin embargo para reducir el costo computacional, investigadores como Gates y Fatemi siguen obteniendo estos valores con simulaciones elástico-lineales de bajo costo computacional, y aplicando a continuación reglas de equivalencia energética como la de Neuber [20] en estudios de fallos con entallas bajo cargas complejas [21,22]. Un estudio similar fue realizado por Molaei para comparar los resultados de resistencia de Ti-6Al-4V y el acero inoxidable 17-4 PH obtenidos mediante fabricación aditiva respecto a los que aparecen con una fabricación

convencional [23,24]. Estos y otros estudios con entallas incorporaron la teoría de distancias críticas (TCD) propuesta por Taylor [25]; más específicamente, debido a su simplicidad, utilizan el método del punto (PM) para reducir el costo computacional en casos de fatiga bajo cargas variables aleatorias.

En el presente trabajo, se ha estudiado el comportamiento a fatiga del acero maraging 18Ni300 obtenido mediante fabricación aditiva bajo cargas multiaxiales con y sin concentradores de tensiones. Los caminos de carga incluyen la combinación de cargas axiales y torsionales con tensiones medias no nulas y tres niveles de carga. Se ha estudiado el efecto de los concentradores de tensión mediante taladros de 0.4 y 1 mm de diámetro en el centro de la probeta. Finalmente, se ha estimado la vida a fatiga y los ángulos de grieta inicial utilizando los métodos de plano crítico de Fatemi-Socie (FS) y Smith-Watson-Topper (SWT).

A continuación, se detalla la estructura de la tesis. En el capítulo 2 se llevará a cabo una breve revisión del estado del arte. Antes de abordar las metodologías avanzadas, es fundamental revisar las bases en las que se sustentan. En esta revisión se presentan los trabajos más relevantes sobre el estudio de la fatiga desde sus comienzos en el siglo XIX hasta hoy. Se incluyen subapartados para abordar un poco más en detalle aquellos puntos relacionados con el presente estudio: la fatiga multiaxial, los métodos de plano crítico y la teoría de las distancias críticas. La revisión se cierra con una breve introducción sobre la fabricación aditiva.

En el capítulo 3 se describen los materiales y métodos utilizados, que incluye la especificación del material y sus propiedades mecánicas, el equipo empleado en los ensayos, la descripción de los ensayos realizados y el proceso de obtención de los valores de tensión y deformación utilizados en los modelos

En el capítulo 4 se exponen y analizan los resultados obtenidos a partir de los modelos de plano crítico evaluados.

En el capítulo 5 se exponen las conclusiones derivadas del trabajo realizado.

2 Revisión bibliográfica

A medida que se aprovechan más las capacidades de los materiales, es innegable que, para mantener la competitividad de los productos, se necesita seguir investigando sobre su comportamiento. Por lo general, las condiciones reales en las que trabajan los materiales están muy lejos de las condiciones controladas que se pueden replicar en los laboratorios. Sin embargo, este desafío forma parte integral del proceso de análisis. Este proceso implica desglosar las complejas condiciones de trabajo en componentes controlados y aislados que pueden ser estudiados de manera individual. Una vez que estas partes se han definido con precisión y se han entendido completamente, el siguiente paso es recomponerlas, buscando las interrelaciones y dependencias que existen entre ellas.

Este enfoque de análisis permite entender mejor cómo interactúan los materiales con su entorno y entre sí en condiciones reales de funcionamiento. A través de este proceso de descomposición y recomposición, se pueden descubrir las causas fundamentales de ciertos comportamientos y desarrollar estrategias para optimizar el rendimiento y la durabilidad de los materiales en aplicaciones prácticas. Es un proceso continuo y meticuloso que impulsa constantemente la evolución de la ingeniería de materiales y ayuda a avanzar hacia productos más eficientes y competitivos.

En función del sector industrial al que pertenezcan, los materiales se encuentran sometidos a condiciones de trabajo específicas. Por lo tanto, las investigaciones sobre determinados materiales estarán estrechamente vinculadas a estas condiciones particulares de trabajo. En el ámbito de la fatiga, que es el foco principal de esta tesis, este fenómeno se manifiesta en situaciones donde las tensiones y deformaciones en ciertos puntos del material experimentan cambios a lo largo del tiempo, lo que conduce a la formación y propagación de grietas que eventualmente desembocan en una fractura final.

El fallo por fatiga es un fenómeno bastante recurrente en la práctica industrial y puede resultar especialmente desafiante predecir la vida total del componente en algunos casos debido a la multitud de factores que influyen en él. La variabilidad en las condiciones de carga, la geometría del componente, las propiedades del material y el entorno de trabajo son solo algunos de los factores que pueden afectar

significativamente la aparición y progresión de las grietas de fatiga en un material determinado.

Por lo tanto, comprender y mitigar este tipo de fallo es de suma importancia para garantizar la fiabilidad y durabilidad de los productos en diversos sectores industriales. Esto implica no solo investigar los mecanismos fundamentales del proceso, sino también desarrollar métodos y herramientas efectivas para predecir y prevenir su ocurrencia, lo que contribuye a mejorar la seguridad y eficiencia de los sistemas y componentes estructurales.

Por esta razón, es crucial prestar atención especial a aquellos casos donde la seguridad de vidas humanas pueda estar en riesgo, lo que implica aumentar los coeficientes de seguridad en los diseños. Este aumento en los coeficientes de seguridad representa el grado de incertidumbre en general, tanto en relación con el comportamiento del material ante las condiciones de servicio, la variabilidad de las condiciones de servicio, los defectos internos del material durante su fabricación o durante el montaje del componente, entre otros aspectos.

En muchos casos, la información en estos aspectos suele ser limitada, pudiendo solo hacer estimaciones de rangos de valores, lo que introduce un elemento probabilístico significativo. Por lo tanto, el objetivo principal radica en reducir estos niveles de incertidumbre en la medida de lo posible, especialmente en situaciones donde se pueda intervenir para mejorar la predictibilidad y fiabilidad de los diseños y procesos. Aplicando métodos que permitan una evaluación más precisa del comportamiento de los materiales bajo condiciones de trabajo variables, se consigue mejorar la confiabilidad de los productos y sistemas diseñados.

Antes de adentrarse en el estudio detallado de la fatiga multiaxial, es esencial comprender correctamente los aspectos clave de este fenómeno. La literatura académica ofrece una amplia gama de revisiones históricas exhaustivas sobre el fallo por fatiga en general [26], así como sobre la fatiga multiaxial en particular [27]. En este sentido, se encuentran numerosas contribuciones que abarcan desde los inicios de la fatiga a principios del siglo XIX, con el surgimiento de la industria ferroviaria, hasta los avances más significativos y actuales que impactan en la fatiga multiaxial con aplicaciones de cargas aleatorias.

A continuación, se presenta un resumen de las principales contribuciones realizadas al estudio de la fatiga a lo largo de la historia, destacando los hitos más relevantes desde sus orígenes hasta la actualidad, con énfasis en los avances más recientes que influyen en el entendimiento y manejo de la fatiga multiaxial. Este enfoque proporciona una visión panorámica que sirve como punto de partida para una exploración más profunda de este fenómeno complejo y crucial en la ingeniería de materiales y estructuras.

El análisis de la fatiga de materiales se remonta a los albores de la Revolución Industrial. El primer estudio relacionado con la fatiga se publicó en 1837, siendo su autor Wilhelm Albert [33], quien introdujo al mundo académico el primer tratado dedicado a la fatiga de materiales, marcando un hito en el estudio de este fenómeno. En su trabajo pionero, Wilhelm Albert exploró la relación entre las fuerzas aplicadas sobre los materiales y su capacidad para resistirlas a largo plazo, abriendo las puertas a una comprensión más profunda de cómo las cargas repetidas pueden afectar la durabilidad y la integridad de las estructuras. Este trabajo sentó las bases para futuras investigaciones y desarrollos en el campo de la ingeniería de materiales, desencadenando una búsqueda continua de métodos para prevenir y mitigar los efectos de la fatiga en una amplia gama de aplicaciones industriales y tecnológicas.

Dos años después, en 1839, Jean-Victor Poncelet [34], reconocido por sus contribuciones en el diseño de ejes de hierro fundido para ruedas de molino, introdujo oficialmente el término "fatiga" en un libro dedicado a la mecánica, marcando otro hito en la evolución del estudio de los materiales bajo carga cíclica.

La obra pionera de August Wöhler [41], desarrollada entre 1860 y 1870, se destaca por su enfoque en los ejes del ferrocarril, donde realizó una serie de experimentos exhaustivos que revolucionaron la comprensión de la fatiga de materiales. Su investigación permitió mejorar significativamente los métodos de evaluación de los ejes, prolongando así su vida útil en el funcionamiento ferroviario.

Entre las conclusiones fundamentales extraídas por Wöhler de sus ensayos se encuentran dos puntos clave: primero, que las fuerzas requeridas para inducir la ruptura bajo cargas variables en el tiempo son considerablemente menores que aquellas necesarias bajo cargas estáticas; segundo, identificó un umbral por debajo del cual las probetas no experimentaban fallas, conocido como el "límite de fatiga".

Además de sus contribuciones teóricas, Wöhler desarrolló la prueba de fatiga por flexión rotativa, un método crucial dentro del ámbito de las máquinas de ensayo, que destacó la importancia tanto de las tensiones medias como de las alternas en la fatiga de materiales. Estos avances no solo ampliaron nuestro entendimiento de la resistencia de los materiales, sino que también sentaron las bases para futuras investigaciones y aplicaciones en numerosos campos de la ingeniería y la tecnología.

En 1874, Gerber [62] y, en 1899, Goodman [42], investigaron la influencia de la tensión media en la fatiga de materiales. Profundizaron en cómo la tensión media afecta la vida útil de los materiales bajo cargas cíclicas, proponiendo hipótesis innovadoras. Sus contribuciones enriquecieron el campo de la ingeniería de materiales, mejorando la comprensión y predicción del comportamiento en condiciones más complejas que las de inversión completa. Una aplicación importante de sus hallazgos fue la determinación de un valor de amplitud de tensión sin tensión media, equivalente en daño al estado tensional aplicado, útil para aplicar las curvas tensión-vida obtenidas en los ensayos de probetas rotativas. Sus investigaciones sentaron las bases para nuevos avances en el diseño y evaluación de componentes estructurales sometidos a cargas variables, proporcionando importantes herramientas para la ingeniería moderna.

En el año 1886, Johann Bauschinger [43] publicó el primer documento sobre el fenómeno de histéresis en el ciclo tensión-deformación de los materiales, que posteriormente se conocería como el "efecto Bauschinger". Bauschinger, al observar la respuesta de los materiales a un número determinado de ciclos de carga compresión-tracción, notó que el límite elástico se veía reducido al cambiar la dirección de la carga en comparación con lo que habría sido sin la aplicación de ciclos previos. Este efecto, cuyo mecanismo radica en la alteración de la estructura de dislocaciones y la variación de las tensiones internas, llevó a Bauschinger a realizar importantes descubrimientos en el campo de la mecánica de materiales. El estudio del comportamiento cíclico de los materiales proporciona una comprensión más profunda de cómo responden los materiales a cargas variables en el tiempo y las implicaciones que esto tiene en su resistencia y durabilidad.

En 1889, James Alfred Ewing inició un nuevo capítulo en la investigación de los mecanismos de fatiga al utilizar el microscopio óptico metalográfico como herramienta clave. En colaboración con Rosenhain, Ewing [44] observó que en un

acero sometido a cargas suficientemente elevadas, los cristales que conforman el metal experimentaban deformación plástica a través del deslizamiento en planos específicos. Este descubrimiento los llevó a adentrarse en un estudio más detallado de las características de las bandas de deslizamiento, conocidas como "slip bands", en diferentes tipos de metales. Asimismo, demostraron que bajo cargas dinámicas, estas bandas forman intrusiones y extrusiones que provocan la aparición y propagación de grietas y, en última instancia, conducen a la fractura del componente. Estos hallazgos proporcionaron una comprensión más profunda de los procesos microestructurales que tienen lugar durante la fatiga de materiales. Los cambios microestructurales que observaron durante la fatiga, proporcionaron una valiosa información para el diseño y mejora de materiales más resistentes y duraderos. Este avance marcó un hito significativo en la ingeniería de materiales y allanó el camino para el desarrollo de nuevas técnicas de evaluación y prevención de la fatiga en una amplia gama de aplicaciones industriales.

En 1910, Basquin [45] estableció el patrón de una curva S-N típica utilizando los datos obtenidos de los experimentos de Wöhler y propuso una representación a escala logarítmica (log-log) para dicha curva. Al definir la forma de la curva S-N y proponer una relación logarítmica entre la amplitud de la carga y el número de ciclos hasta la fractura, Basquin sentó las bases para el desarrollo de modelos y técnicas de predicción de vida a fatiga. Este enfoque logró consolidar y estandarizar la representación de los datos de fatiga, lo que facilitó la comparación y el análisis de resultados en diferentes condiciones de carga y materiales.

L. Bairstow [48] exploró simultáneamente los fenómenos de endurecimiento y fragilización de los metales al investigar cómo responden estos materiales a la tensión y deformación durante la aplicación de cargas cíclicas.

Por otro lado, en 1920, Alan A. Griffith [49] realizó investigaciones sobre las grietas en el vidrio, lo que dio inicio al campo de estudio conocido como "mecánica de la fractura", que busca comprender los procesos que llevan a la fractura de materiales.

El desarrollo de reglas prácticas de diseño se materializó con las obras de A. Palmgren [50] en 1924 y A. M. Miner [52] en 1945. Ambos investigadores, de forma independiente, crearon un modelo de "daño acumulado" que relaciona los diferentes niveles de tensión experimentados (asociados al historial de carga) con la vida útil

esperada de cada componente. La regla más ampliamente utilizada y difundida es la regla lineal propuesta inicialmente por Palmgren en 1924 y modificada por Miner en 1945, conocida hoy en día como la regla lineal de Palmgren-Miner.

En 1968, Tatsuo Endo y M. Matsuishi [100] introdujeron un avance significativo en los métodos de cálculo de vida a fatiga, al desarrollar el algoritmo "rainflow" para contar los ciclos de carga. Este algoritmo permitió una aplicación confiable de la regla de Miner [52] a cargas aleatorias, lo que marcó un hito importante en la capacidad de predecir la vida útil de los materiales bajo condiciones de carga variables y complejas. El algoritmo "rainflow" se ha convertido en una herramienta en la ingeniería de fatiga, ya que permite analizar y cuantificar de manera eficiente los ciclos de carga en cargas variables en el tiempo, identificando los eventos de carga que pueden contribuir a la fatiga del material. Esta contribución ha sido clave para mejorar la precisión y la eficacia de las predicciones de fatiga en una amplia gama de aplicaciones industriales y tecnológicas.

En 1937, Neuber [20] realizó un análisis sobre el efecto del gradiente de tensiones que ocurre en los concentradores de tensión y propuso una expresión para cuantificar este efecto, lo que contribuyó significativamente a la comprensión y predicción del comportamiento de los materiales en presencia de concentradores de tensión.

Durante la década de 1950 a 1960, se produjeron avances significativos en la comprensión del efecto de la deformación plástica en el fallo por fatiga a bajos ciclos, gracias a los trabajos pioneros de L. F. Coffin [53] y S. S. Manson [54], quienes en 1954 propusieron la curva ϵ -N. Coffin y Manson definieron una curva deformación frente a número de inversiones, combinando dos rectas en forma logarítmica: una que representaba el comportamiento elástico y otra el comportamiento plástico de cada ciclo.

Para abordar el efecto de las tensiones medias en los cálculos de vida a fatiga con las curvas ϵ -N, Morrow [58] introdujo una modificación en la parte elástica de la curva, restando la tensión media al coeficiente de resistencia a la fatiga. La corrección se aplicaría únicamente en la parte elástica, basándose en el mayor efecto que tendrían las tensiones medias para altos ciclos de vida, cuando la carga es baja, en los que el peso de la parte elástica es mayor. Considerando las curvas en escala logarítmica, la recta de la parte elástica no cambiaría de pendiente, sino en el punto de corte con el

eje de ordenadas, bajándolo a medida que aumenta la tensión media. Por otro lado, el criterio de Manson-Halford [59] si considera modificar ambas partes de la curva de Coffin y Manson. En este enfoque, cuando la tensión media es mayor que cero, la curva deformación-ciclos se desplaza hacia abajo, reflejando así el efecto de la tensión media en la vida útil del material bajo cargas cíclicas. Smith, Watson y Topper (SWT) [70] proponen una aproximación diferente al abordar el efecto de la tensión media en la fatiga, considerando la tensión máxima dentro de un parámetro de daño a fatiga, incluye de manera indirecta la tensión media sumada al valor de la amplitud de la tensión. Esta modificación implica considerar cómo varía la respuesta del material en función de la tensión máxima aplicada durante el ciclo de carga, para esto es necesario modificar la curva resistente ϵ -N para ser comparada con el parámetro de daño de SWT.

Los métodos descritos hasta ahora permitían definir la vida a fatiga hasta la nucleación y crecimiento de una grieta pequeña, para la cual en muchos casos se podía considerar el fallo del componente. Sin embargo, para los casos de materiales con una alta resistencia a la propagación de grietas largas, la fase de crecimiento de este tipo de grietas podía abarcar una parte importante del total de la vida a fatiga. Así, se hacía necesario desarrollar un método para estimar la vida a fatiga en esta segunda etapa de crecimiento de la grieta. Una contribución significativa en este período fue realizada por P. C. París [56], en 1960 introdujo métodos para prever la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en la zona de crecimiento estable, lo que representó el primer enfoque sistemático para gestionar la propagación de las grietas por fatiga utilizando la mecánica de la fractura.

Más recientemente, durante las décadas de 1980 y 1990, se observó un creciente interés en la investigación de la fatiga multiaxial, impulsada en gran medida por el uso cada vez más extendido de la tecnología informática. Este avance tecnológico permitió calcular y simular con mayor precisión y eficiencia los efectos de la fatiga bajo cargas multiaxiales.

2.1 Fatiga Multiaxial

Lo normal es que las cargas en servicio aplicadas a los componentes mecánicos produzcan estados multiaxiales. La práctica común en los análisis a fatiga en este tipo de escenarios se reduce a la obtención de un estado uniaxial equivalente, sin tener muy en cuenta las interacciones entre las cargas aplicadas. No obstante, se empezaron a definir parámetros de daño, la mayoría basados en datos empíricos, que sí tenían en cuenta cómo cambiaba la vida a fatiga al combinar diferentes tipos de carga.

En la actualidad, el conjunto de datos experimentales disponibles sobre materiales sometidos a cargas multiaxiales sigue siendo considerablemente menor en comparación con los datos de fatiga uniaxial. Esto se debe principalmente a que los experimentos multiaxiales son más costosos y complejos de llevar a cabo. Algunas de las primeras investigaciones sobre fatiga multiaxial fueron realizadas por Gough [28,29], quien realizó una serie de ensayos combinando torsión y flexión en diferentes materiales. En 1955, Sines [60] analizó los datos experimentales de Gough y evaluó varios criterios de fallo, proponiendo un parámetro para correlacionar los datos experimentales, basado en las amplitudes de tensiones cortantes y normales.

En 1957, Findley [61], también basándose en los datos de Gough, propuso un parámetro similar al de Sines para cuantificar el daño, observando que su valor máximo ocurría en ciertos planos, lo que introdujo el concepto de “plano crítico”. Aunque el término plano crítico fue mencionado por primera vez por Stanfield [63] en 1935, la mayoría de los estudios se habían centrado en controlar las deformaciones y tensiones aplicadas a los materiales, lo cual no suele reflejar las condiciones reales de servicio. Sin embargo, esta aproximación era crucial para comprender mejor los efectos que estos provocaban en el proceso de fatiga.

En 1970, Smith, Watson y Topper [70] introdujeron un parámetro para evaluar el daño en materiales en los que el crecimiento de la grieta en la fase inicial estaba dominado por el Modo I de crecimiento de grietas. Posteriormente, en 1973, McDiarmid [64], tras revisar exhaustivamente los datos disponibles sobre fatiga multiaxial en ciclos altos, propuso un parámetro para medir el daño en tales condiciones, centrándose en las tensiones como base para su evaluación.

En 1973, Brown y Miller [72] presentaron una teoría integral para abordar la fatiga multiaxial. Según su teoría, las deformaciones angulares desempeñaban un papel fundamental en la nucleación y crecimiento de las grietas, mientras que las deformaciones normales influían en la velocidad de crecimiento de estas. Además, introdujeron el concepto de “grietas tipo A y B”, para las cuales establecieron criterios de fallo distintos, ofreciendo así una perspectiva más completa sobre los mecanismos de fallo en condiciones de fatiga multiaxial.

En 1977, Kanazawa [65] propuso un factor para evaluar el grado de no proporcionalidad en los caminos de carga, lo cual está vinculado a la interacción entre diferentes planos de deslizamiento en el material cuando las direcciones principales van cambiando a lo largo del ciclo. Cabe destacar también los estudios sobre el endurecimiento bajo cargas no proporcionales, incluyendo el trabajo de Itoh [31], en los que se analizó el efecto de diferentes caminos de carga sobre el endurecimiento en el acero inoxidable 304.

Posteriormente, en 1988, Fatemi y Socie [68] introdujeron un parámetro de daño inspirado en el trabajo previo de Brown y Miller [72]. En su propuesta, sustituyeron la amplitud de deformación normal por la amplitud de tensión normal en el parámetro de daño. La justificación detrás de este cambio radicaba en la capacidad de incluir el efecto del endurecimiento bajo cargas no proporcionales, además del impacto de las tensiones medias sobre el plano de crecimiento de la grieta.

2.2 Métodos de Plano Crítico

Los métodos de plano crítico se fundamentan en la observación de la nucleación y el crecimiento de grietas durante los procesos de fallo por fatiga, concretamente para la etapa en la que la grieta se considera de tipo corta y en ensayos realizados con cargas relativamente complejas [68]. Estos métodos buscan determinar el daño que ocurre en cada ciclo de carga mediante un parámetro, el cual suele ser una combinación de varios valores de tensión y deformación, para luego compararlo con el número de ciclos hasta el inicio de una grieta corta. Este parámetro se calcula en un plano específico donde se observa que las grietas de fatiga se inician. Estos modelos han demostrado ser efectivos en diversos materiales y aplicaciones industriales, y actualmente están integrados en

varios software de ingeniería, por ejemplo, tanto el modelo de Fatemi-Socie como el modelo de Smith, Watson y Topper se encuentran incorporados en programas de elementos finitos como MSC Fatigue y Comsol [35,36], facilitando así su aplicación en análisis y diseño de ingeniería.

El proceso de fallo por fatiga puede ser generalmente dividido en cuatro fases distintas: (i) la nucleación inicial de la grieta, (ii) expansión y crecimiento de la grieta en el plano de máxima deformación angular, (iii) crecimiento de la grieta en el plano perpendicular a la máxima tensión normal y (iv) fallo. La duración de cada una de estas etapas (exceptuando el fallo final) puede variar significativamente según diversos factores (tipo de carga, material, geometría, etc.). Dependiendo del tipo de material, predomina un modo u otro de crecimiento de la grieta en la fase (ii) principalmente, y es a partir de esta observación de donde surgen distintos modelos que trabajan mejor para unos u otros materiales [69]. En este sentido, para materiales dúctiles, suele dominar el Modo II/III en la fase de crecimiento de grieta corta frente al Modo I, por lo que el daño quedará mejor cuantificado empleando tensiones y/o deformaciones angulares. Por el contrario, en materiales frágiles es el Modo I el que tendrá mayor peso en la fase de crecimiento inicial, siendo en este caso más apropiado emplear valores de tensiones y/o deformaciones normales al plano de crecimiento en el parámetro de daño [27].

Por lo tanto, en función del tipo de material y las condiciones de servicio, se estima la vida de iniciación de grieta a fatiga utilizando parámetros que maximizan los valores cortantes, axiales o combinaciones de ambos en planos específicos [27,71]. Aunque no existe un modelo universal de plano crítico que sea aplicable a todos los casos; en su lugar, existen modelos más o menos adaptables, diseñados para tipos específicos de materiales. En este trabajo se estudian dos modelos, uno para materiales con carácter dúctil y otro para los que tienen una tendencia más frágil. Estos modelos determinan el plano en el que se prevé que crezca la grieta inicial y, mediante un parámetro de daño (DP), realizan una estimación de la vida a fatiga.

El proceso general de estos modelos consta de los pasos siguientes: (i) identificación del plano crítico ϕ^* a lo largo del ciclo de carga, (ii) evaluación del daño generado utilizando un parámetro específico de daño, y (iii) estimación de la vida de iniciación de grieta utilizando una curva de resistencia a fatiga para el material en cuestión.

El DP puede manifestarse a través de distintos factores, tales como una tensión, una deformación o un valor energético. Asimismo, al igual que en el análisis de fatiga uniaxial, los modelos que emplean parámetros de daño basados en tensiones resultan más adecuados para evaluar la vida útil en situaciones de ciclos altos, donde las deformaciones plásticas son mínimas. Por otro lado, los modelos que utilizan parámetros de daño basados en deformaciones ofrecen una mejor respuesta en casos de LCF [46].

Se observa en algunos materiales, como varía el modo de crecimiento en la fase de inicio para un mismo tipo de cargas aplicadas, según estén sometidos a regímenes de ciclos de vida a fatiga altos o bajos. Así pues, el acero inoxidable 316SS presenta un efecto mayor de las tensiones normales para ciclos elevados que a bajos ciclos de vida a fatiga [67], sin embargo, el Inconel 718 sería menos sensible a las tensiones normales y a altos ciclos de vida a fatiga, sigue teniendo mayor peso el crecimiento en modo II/III [46]. Esta situación se resuelve en algunos de los parámetros de daño incluyendo un parámetro que varía el peso de las tensiones o deformaciones normales según el número de ciclos.

Dado que los modelos se basan en las observaciones de la dirección que sigue la grieta durante la primera fase de crecimiento, el plano en el que se define el parámetro de daño según cada modelo deberá coincidir con el de máximo daño. En condiciones de cargas proporcionales, los planos críticos definidos suelen coincidir con los de observación de la grieta, que son los de máximo daño. Sin embargo, en situaciones con cargas no proporcionales, el plano que el modelo identifica como crítico puede no coincidir con el que maximiza el parámetro de daño definido. Para estos casos, Socie [46] sugiere usar el parámetro de daño máximo en lugar de calcularlo en el plano donde, según las observaciones, crecería la grieta.

Como hemos visto anteriormente, el concepto de plano crítico se basa en el modo de nucleación y crecimiento inicial de la grieta. Destacan dentro de este grupo autores como Brown y Miller [72], Fatemi y Socie [68,46] o Smith, Watson y Topper [70]. En el estudio realizado se ha puesto el foco en los modelos de Fatemi-Socie y Smith-Watson-Topper.

2.2.1 Fatemi-Socie

El modelo de Fatemi-Socie (FS) [51] Ecuación (1) se fundamenta en las investigaciones de Brown y Miller [72] y se utiliza en materiales que exhiben un comportamiento más dúctil, donde las grietas se nuclean y crecen en planos de máximo esfuerzo cortante.

$$DP_{FS} = \frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{\sigma'_y} \right) \quad (1)$$

donde $\Delta\gamma_{\max}/2$ es la amplitud de deformación angular máxima con la que se incluye la plastificación que sufre el material, $\sigma_{n,\max}$ es la tensión normal máxima actuando en el plano de máxima deformación angular, σ'_y es el límite elástico cíclico del material y k es un parámetro que depende de algunas propiedades a fatiga del material y que varía en función del número de ciclos.

El parámetro de daño (DP) queda definido en el plano ϕ^* , donde la amplitud de deformación angular $\Delta\gamma$ alcanza su valor máximo. Dentro del DP se introduce el efecto entre las tensiones normales y cortantes en el plano ϕ^* a través del cociente entre la tensión normal máxima $\sigma_{n,\max}$ en ϕ^* y el límite elástico del material σ'_y .

En una revisión final del modelo Fatemi, se ajusta el efecto de $\sigma_{n,\max}$ utilizando la amplitud de tensión cortante $\Delta\tau$ real. Esto conlleva una mejora significativa en el rendimiento en HCF en el modelo FS, gracias a una doble corrección del efecto de las tensiones normales. Esta corrección se logra a través del factor k y mediante una medición directa de la deformación $\Delta\gamma$.

Al combinar tensión y deformación en el parámetro de daño, se puede incluir el efecto de endurecimiento del material cuando se aplican cargas no proporcionales. Además, al incluir la tensión normal máxima, también se considera el efecto de las tensiones medias en el plano ($\sigma_{n,\max} = \sigma_{n,a} + \sigma_{n,\text{mean}}$), donde $\sigma_{n,a}$ y $\sigma_{n,\text{mean}}$ son la amplitud de la tensión normal y el valor medio, respectivamente. La justificación física para incluir las tensiones normales al plano radica en la interacción entre las caras de la grieta. Bajo cargas de tracción, las caras de la grieta tenderán a separarse, reduciendo el número de interferencias que podrían ocurrir. En contraste, si las cargas son de compresión, las

superficies pueden entrar en contacto, aumentando así el nivel de interferencias y la fricción. Por lo tanto, las tensiones positivas o de tracción que tienden a abrir la grieta promueven su crecimiento, mientras que las tensiones de compresión lo ralentizan. Para mantener la relación unitaria, la tensión normal $\sigma_{n,max}$ se divide por el límite elástico cíclico del material σ'_y . El plano crítico se define como el plano que maximiza el rango de deformación angular $\Delta\gamma$.

Siendo el parámetro de daño definido un valor de la amplitud de deformación angular corregido por el efecto de las tensiones normales, este puede compararse con la curva de fatiga γ -N del material para obtener una estimación de la vida a fatiga, Ecuación (2).

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,max}}{\sigma_y} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2N_f)^{c_\gamma} \quad (2)$$

donde τ'_f es el coeficiente de resistencia a fatiga en torsión, G es el módulo cortante del material, b_γ es el exponente de resistencia a fatiga en torsión, γ'_f es el coeficiente de ductilidad a fatiga en torsión, c_γ es el exponente de ductilidad a fatiga en torsión y N_f es la vida a fatiga en ciclos.

El parámetro k define la sensibilidad de la grieta a las tensiones normales y varía en función de la vida a fatiga N_f según la Ecuación (3) [51]. El parámetro k se establece mediante la relación entre las deformaciones angulares que ocurren en el ensayo de torsión pura (numerador entre corchetes) y las deformaciones angulares máximas que se presentan durante el ensayo de tracción-compresión (denominador entre corchetes).

$$k = \left[\frac{\frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2N_f)^{c_\gamma}}{(1 + \nu_e) \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + (1 + \nu_p) \varepsilon'_f (2N_f)^c} - 1 \right] \frac{\sigma'_y}{\sigma'_f (2N_f)^b} \quad (3)$$

donde ν_e y ν_p son los coeficientes de Poisson en régimen elástico y plástico, respectivamente; E es el módulo de Young; σ'_f es el coeficiente de resistencia a la fatiga; b es el exponente de resistencia a la fatiga; ε'_f es el coeficiente de ductilidad a la fatiga; c es el exponente de ductilidad a la fatiga; y σ'_y es el límite elástico cíclico.

El parámetro k aumentará o disminuirá la influencia de la componente normal según el tipo de material y la vida a fatiga N_f . Por lo tanto, en casos donde el material muestre predominancia del crecimiento de grieta en Modo II o III, el parámetro k tendrá un valor bajo, indicando una influencia reducida de las tensiones normales. En cambio, si el valor de k es alto, indicará que el efecto de las tensiones normales es significativo, tendiendo a una predominancia del crecimiento de grieta en Modo I.

Para vidas de fatiga elevadas (HCF), el parámetro k puede aproximarse a 1, mientras que para vidas cortas este parámetro disminuye hasta valores de 0,4 – 0,6, según las investigaciones realizadas por Fatemi y Socie mediante ensayos experimentales.

Los métodos de plano crítico, como el método Fatemi-Socie, parecen funcionar bien con materiales de fabricación aditiva de comportamiento dúctil [23,66].

2.2.2 Smith-Watson-Topper

El modelo de Smith-Watson-Topper (SWT) [70] es un modelo de plano crítico de tipo energético, utilizado en materiales que exhiben un comportamiento de tipo frágil, donde la grieta nucleada crece preferentemente en planos de máxima deformación. Este modelo define el plano crítico ϕ^* donde se alcanzan los mayores valores de deformación y tensión principal.

Smith, Watson y Topper desarrollaron un modelo en el cual los parámetros que regulan el daño por fatiga se establecen en relación con la máxima amplitud de deformación principal, $\Delta\varepsilon_n/2$ con el que se incluye el efecto plástico a bajos ciclos de vida y la máxima tensión normal en el plano de máxima amplitud de deformación principal, $\sigma_{n,max}$. En este enfoque, el plano crítico se define como aquel que experimenta la máxima amplitud de deformación normal, y la vida a fatiga se estima en función del daño acumulado en este plano. La Ecuación (4) presenta el parámetro de daño de Smith-Watson-Topper (SWT).

$$\frac{\Delta\varepsilon_n}{2} \sigma_{n,max} = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad (4)$$

Este modelo fue originalmente desarrollado y sigue utilizándose como una corrección para tensiones medias en situaciones de carga uniaxial. El parámetro SWT puede

aplicarse en el análisis de componentes sometidos a cargas proporcionales y no proporcionales, fabricados con materiales donde el fallo está dominado por el crecimiento de grietas en Modo I.

Al igual que en el modelo de Fatemi-Socie, los efectos de la tensión media y del endurecimiento adicional debido a cargas no proporcionales se integran a través del término de tensión normal máxima.

2.3 La Teoría de las Distancias Críticas

La Teoría de la Distancia Crítica ((TCD), por sus siglas en inglés: “Theory of Critical Distances”), aplicada al fallo por fatiga, engloba diversos métodos empleados para anticipar el impacto de los concentradores de tensión.

Los orígenes de la TCD se remontan al periodo intermedio del siglo XX, durante los estudios realizados por Neuber [20] y Peterson [38], quienes exploraban la predicción del comportamiento a fatiga en materiales metálicos que contenían concentradores de tensión. Ambos observaron que la perturbación tensional provocada por un concentrador de tensión no podía ser considerada en los cálculos de fatiga únicamente mediante el valor de la tensión máxima en la raíz del concentrador. Neuber propuso definir un valor medio de la tensión a lo largo de una distancia determinada desde la raíz del concentrador, mientras que Peterson pensó que podía ser la del valor que aparezca en un punto. Para tener en cuenta el efecto de las entallas, se debía considerar además del gradiente tensional generado en torno al concentrador, la resistencia al crecimiento de grietas del material. En un concentrador de tensión, mientras mayor gradiente tensional presente, el descenso en la velocidad de crecimiento de la grieta será superior a medida que avance la grieta, debido a que las tensiones locales existentes decrecen más rápido. Tanto Neuber como Peterson obtuvieron unos factores a los que denominaron de sensibilidad que dependen del tipo de material y el radio de la entalla.

Basándose en la teoría de Neuber y Peterson, la TCD considera que el daño provocado por el concentrador de tensiones puede definirse por un valor tensional obtenido en un punto, línea o área en torno al concentrador de tensiones. La distancia a la que se obtiene ese valor tensional o desde la que se obtiene el valor medio, es la distancia

característica del material, denominada como L en la TCD. Este valor L , definido por El Haddad [39] en 1979, se calcula mediante la Ecuación (5). El valor de L representa la longitud máxima de la grieta para la que el límite de fatiga no hace crecer la grieta.

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_e} \right)^2 \quad (\text{para cada } R) \quad (5)$$

donde ΔK_{th} es el factor de intensidad de tensiones umbral y $\Delta \sigma_e$ es el rango del límite de resistencia a la fatiga, ambos definidos para una misma relación de carga R .

Considerando este valor L y el campo tensional en torno al concentrador de tensiones, aparecen diferentes métodos de la TCD: el PM, el método de la línea (LM), el método del volumen (VM) y el método del área (AM). Para el propósito de este trabajo, nos centraremos en el PM, el cual será explicado a continuación.

Según Taylor [25], el criterio de fallo en el PM se define mediante la tensión principal máxima a una distancia $L/2$ del fondo de la entalla Ecuación (6).

$$\sigma_{ef} = \sigma_1(L/2) \leq \sigma_e \rightarrow \text{no fallo} \quad (6)$$

Susmel [57] considera que para vidas finitas a medios/altos ciclos, el valor de L variará, haciéndose menor a medida que la vida se reduce, es decir, considerando una tensión más elevada. Propone dos métodos para relacionar el valor de L y la vida a fatiga N_f : (i) basado en propiedades del material y (ii) a partir de una comparativa entre la curva de tensión-vida del componente con y sin entalla. Aunque estos ajustes del valor de L mejoran los resultados obtenidos mediante valores constantes, también requieren de un mayor número de ensayos de caracterización del comportamiento del material y un aumento del nivel computacional a la hora de realizar cálculos de vida a fatiga. Recientes investigaciones [102] han mostrado que a bajos y medios ciclos de vida, si se tiene en cuenta el comportamiento elastoplástico del material, es posible considerar un valor de L constante y seguir obteniendo buenas estimaciones de vida a fatiga, siendo este el criterio seguido en el presente trabajo.

2.4 Fabricación aditiva SLM

La fabricación aditiva o impresión 3D, se basa en la fabricación rápida de prototipos, a partir de modelos CAD 3D, inicialmente con ciertas limitaciones técnicas y altos costos. En la década de los 90, surgieron métodos para producir piezas funcionales en materiales poliméricos y metálicos, denominados Fabricación Rápida o Rapid Manufacturing, y se aplicaron en diversas industrias. Hoy, "impresión 3D" se refiere a equipos domésticos, mientras que "fabricación aditiva" abarca la tecnología industrial.

El reciente crecimiento de la fabricación aditiva se debe a la liberación de patentes y avances en maquinaria y materiales, incluyendo la fusión selectiva por láser conocida como "Selective Laser Melting" (SLM). La SLM es una tecnología avanzada de fabricación rápida, que emplea un láser dirigido por ordenador para fabricar componentes metálicos completamente funcionales a partir de modelos 3D, mediante la superposición de finas capas de polvo metálico [14].

Este proceso de fabricación aditiva, desarrollado por el Dr. Fockele y el Dr. Schwarze, entre otros, utiliza un láser de alta intensidad para fusionar polvo metálico capa a capa, basado en datos CAD [73,74]. El proceso de SLM (Figura 1) incluye varios pasos, desde la preparación de los datos CAD hasta la retirada del componente fabricado. Se coloca una capa fina de polvo metálico sobre una placa de sustrato, y un láser de alta intensidad funde las zonas seleccionadas según los datos procesados. Después de que la plataforma de construcción desciende, se deposita otra capa de polvo y el láser escanea nuevamente, repitiendo este proceso hasta que los componentes quedan completamente contruidos [75].

Los parámetros del proceso, como la potencia del láser y la velocidad de escaneado, se ajustan para asegurar una fusión completa y uniforme de las partículas de polvo, garantizando la calidad del componente final. Tras el escaneado láser, los polvos sueltos se retiran y el componente se separa de la placa de sustrato manualmente o mediante mecanizado por descarga eléctrica (EDM).

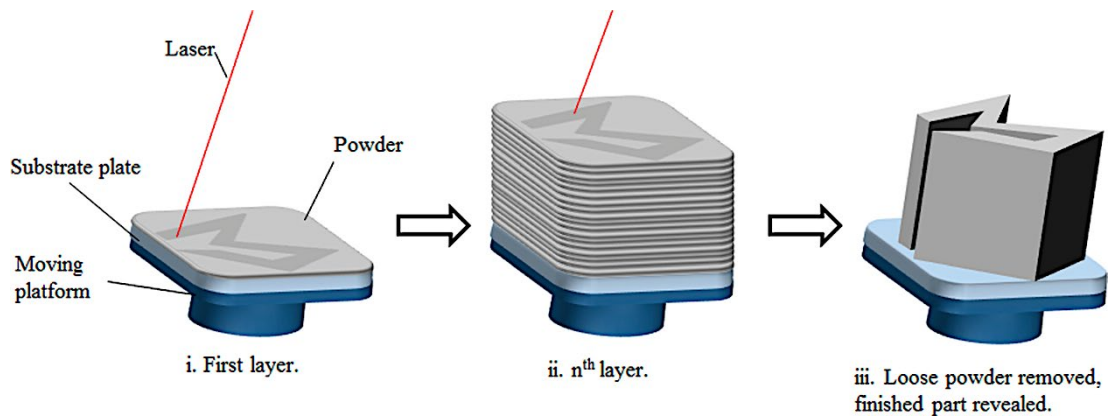


Figura 1. Concepto del proceso SLM. (i) Un láser de alta potencia funde zonas selectivas del lecho de polvo. (ii) El proceso se repite para capas sucesivas. (iii) Se retira el polvo suelto y se muestra la pieza acabada.

El proceso de SLM consiste en fundir y fusionar las partículas de polvo mediante un rayo láser de alta potencia, seguido de una rápida solidificación, para formar componentes densos y de alta precisión, generalmente sin necesidad de postprocesado, excepto para retirar piezas y soportes. Donde el espesor de la capa varía entre 20 y 100 μm , equilibrando la resolución y la fluidez del polvo [76]. Los polvos con partículas más grandes generan una resolución deficiente, mientras que los más pequeños tienden a aglomerarse debido a las fuerzas de Van der Waals, afectando negativamente la fluidez y deposición del polvo.

Debido a la naturaleza de este proceso de fabricación aditiva, los componentes son propensos a diferentes tipos de anomalías, fenómenos físicos como la capacidad de absorción del material en polvo por el láser, falta de fusión en la superficie y la subsuperficie, porosidades, inclusiones, huecos, cavidades, microfisuras, formación de bolas (balling) que afectan a la creación de fundidos continuos, fluctuación térmica experimentada por el material durante el proceso, contracción, rugosidad excesiva, etc., todo lo cual aumenta la incertidumbre con respecto a su comportamiento mecánico [15]. En estudios anteriores, las zonas no fundidas en la superficie y la subsuperficie fueron la principal causa del inicio de la grieta por fatiga en la entalla [15].

Parámetros clave, como la potencia del láser, velocidad de escaneado, espaciado de tramas y espesor de capas, se ajustan para optimizar el proceso y disminuir la

incertidumbre en el comportamiento mecánico en la fabricación mediante SLM. En la Figura 2 se ilustran estos parámetros del proceso de SLM.

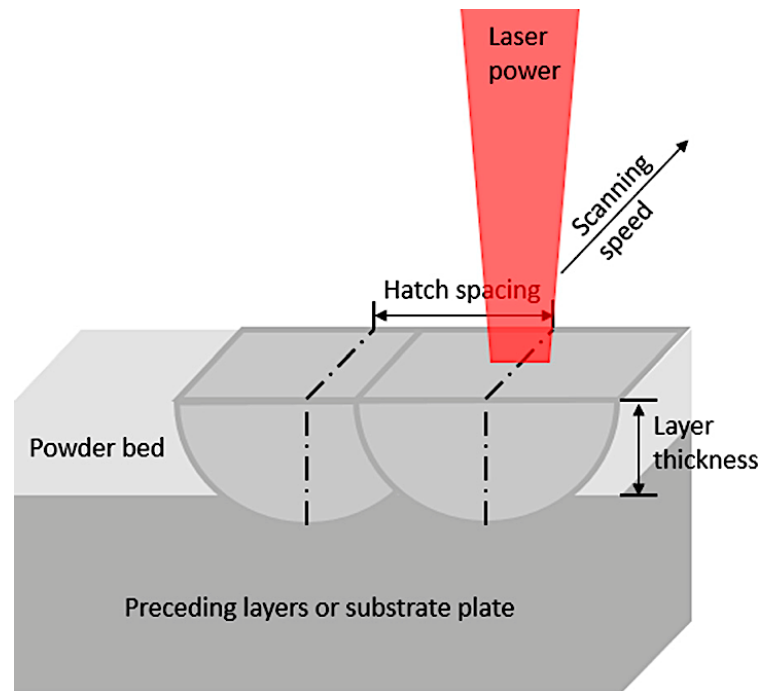


Figura 2. Parámetros del proceso de SLM: potencia del láser, velocidad de escaneo, distancia de sombreado y espesor de la capa.

En investigaciones previas, se determinó que velocidades de escaneo muy altas conducen a una disminución en las propiedades mecánicas; específicamente, una velocidad de escaneo de 400 o 600 mm/s provoca un alto porcentaje de porosidad, lo que reduce drásticamente la resistencia a la tracción y la rigidez [14]. La velocidad de fabricación es un elemento clave que influye en el tamaño de los defectos [14].

Además de la capacidad de absorción de los polvos a la irradiación láser, estos parámetros afectan a la densidad de energía volumétrica disponible para calentar y fundir los polvos. Cuando se produce el calentamiento y la fusión, se debe tener en cuenta la capacidad calorífica y el calor latente. Estos dependen en gran medida del material y son proporcionales a la masa a fundir. Una energía insuficiente, que suele ser una combinación de baja potencia del láser, alta velocidad de barrido y gran espesor de la capa tiende a provocar la formación de bolas debido a la falta de humectación del baño de fusión con la capa anterior [77]. Sin embargo, un láser de alta potencia y baja velocidad de barrido puede provocar una gran evaporación de material y el efecto de

“ojo de cerradura” [78]. Además, un espaciado inadecuado de la distancia de sombreado suele provocar porosidad regular en las piezas construidas, ya que las líneas de fusión adyacentes no se fusionan por completo. Por otra parte, la vaporización en SLM a menudo da lugar a la condensación de materiales volatilizados en la ventana del láser, lo que interrumpe la transmisión de la potencia del láser [79].

El balling es un fenómeno físico particular en SLM, donde el metal fundido forma perlas esféricas debido a la humectación insuficiente de la capa anterior y la tensión superficial. [79,80]. Este fenómeno obstruye la formación de líneas de fusión continuas, formando superficies gruesas y en forma de perlas [77]. Estudios de R. Li et al. sobre el fenómeno del balling, indican que se puede reducir significativamente manteniendo el nivel de oxígeno en 0,1%, aplicando una combinación de alta potencia láser y baja velocidad de escaneo o aplicando el re-escaneo del láser [77]. Das y Kruth et al. explicaron que una película de óxido en la capa anterior impide la unión entre las capas y conduce al balling, ya que los metales líquidos generalmente no humectan películas de óxido en ausencia de una reacción química [79,81]. En combinación con las tensiones térmicas, la mala unión entre las capas también conduce a la delaminación. Por lo tanto, la reducción del nivel de oxígeno durante el proceso y la introducción de la exposición repetida del láser para romper las películas de óxido son formas de minimizar la ocurrencia de balling.

Las variaciones térmicas durante el proceso de SLM provocan tensiones residuales en los componentes fabricados, como lo explica Kempen et al., a través del mecanismo de gradiente de temperatura [82]. Este fenómeno puede conducir a la formación de grietas y la delaminación de las piezas.

Por lo tanto, la combinación adecuada de potencia del láser, velocidad de escaneo, distancia de sombreado y espesor de capa es clave para que en el proceso de SLM se construyan exitosamente piezas de densidad casi total.

A pesar de estos fenómenos físicos, la SLM posibilita la creación de piezas precisas y geométricamente complejas. Ofrece una amplia gama de aplicaciones y produce componentes de alta calidad y resistencia. Además, minimiza el desperdicio de material, utilizando únicamente el polvo requerido para cada pieza.

3 Materiales y métodos

El material utilizado en este estudio fue un acero maraging AISI 18Ni300 obtenido mediante el procedimiento de fabricación aditiva por SLM. Las propiedades mecánicas uniaxiales monotónicas y cíclicas de este material se muestran en las Tablas 1 y 2, respectivamente [3]. Estos valores corresponden a muestras construidas en dirección vertical. Este material muestra una microestructura anisotrópica debido al efecto de la velocidad de enfriamiento en la forma de los granos y la distribución y forma de los defectos [84]. Para el 18Ni300 en condiciones as-built, sin embargo, se observó solo una ligera diferencia entre los valores de tracción en la dirección de construcción vertical y horizontal [85].

Se introdujeron concentradores de tensión en forma de taladros, para avanzar en la comprensión del efecto combinado de concentradores de tensión y cargas multiaxiales. Este escenario permite acercarse a las condiciones de trabajo en servicio de los materiales. La introducción del taladro durante el proceso de fabricación aditiva se consideró, pero la falta de control sobre el tamaño y forma a tan pequeña escala lo impidió [23].

Las pruebas se realizaron con control de carga empleando una máquina de ensayos de tipo biaxial MTS 809. Las deformaciones fueron medidas con un extensómetro biaxial Epsilon 3550 acoplado a la probeta. Para evitar el deslizamiento del extensómetro, la frecuencia de carga se estableció en 0.5 Hz. Una vez alcanzados valores de deformación estabilizados, se desmonta el extensómetro y aumenta la frecuencia a 3 Hz. El fallo para las probetas lisas y con taladro, se definió como el número de ciclos hasta el inicio de la grieta. Este valor se calculó considerando un cambio del 2% en el valor de la rotación sobre el valor estable o a la mitad del ciclo de vida [86,87].

Antes de iniciar este trabajo, se obtuvo una aproximación inicial de las propiedades de torsión cíclica de las probetas en su estado ‘as-built’. Para hacer esto, se realizaron cinco ensayos con control de deformación en torsión pura a una frecuencia de 0.5 Hz. Debido al número reducido de probetas, solo se repitió un ensayo por cada nivel de deformación [14]. Las curvas de deformación plástica y elástica fueron ajustadas aplicando el método de mínimos cuadrados a los datos experimentales. Las propiedades a torsión obtenidas se muestran en la Tabla 2.

La Figura 3 muestra la curva γ -N en coordenadas logarítmicas, presentando las curvas elástica, plástica y total frente al número de inversiones.

Tabla 1. Propiedades monotónicas del acero 18Ni300 AM.

Propiedad	Valor
Resistencia a la tracción, σ_u	1147 MPa
Límite elástico, s_{ys}	910 MPa
Módulo de Young, E	168 GPa

Tabla 2. Propiedades cíclicas del acero 18Ni300 AM.

Propiedad	Valor
Coef. Resistencia fatiga, σ'_f	1798.73 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b	-0.1311
Coef. ductilidad fatiga, ϵ'_f	0.32784
Exp. ductilidad fatiga, c	-1.0941
Coef. Resistencia fatiga, τ'_f	890.9 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b_γ	-0.103
Coef. ductilidad fatiga, γ'_f	0.7806
Exp. Ductilidad fatiga, c_γ	-0.899

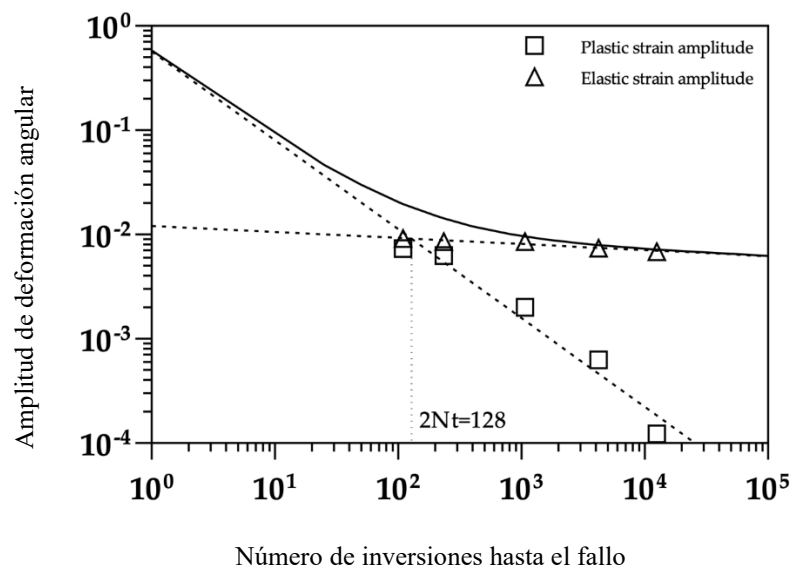


Figura 3. Amplitud de deformación angular frente a número de inversiones.

Las cotas geométricas de la probeta se presentan en la Figura 5, con todas las unidades en mm. Las probetas se fabricaron en un equipo Renishaw AM400 3Dprinter, como el que se muestra en la Figura 4. Las probetas se generaron en dirección vertical mediante fusión con lecho de polvo por láser, aplicando una potencia de 400 W, utilizando una velocidad de escaneo de 800 mm/s, un espesor de capa de 40 μm y una separación entre las líneas de relleno (*hatch spacing*) de 100 μm .



Figura 4. Modelo de la impresora 3D para metales usada para la fabricación de las probetas de acero descritas en este trabajo.

Posteriormente no se aplicó ningún tratamiento térmico ni mecánico. La resistencia a la fatiga se ve reducida al no eliminar la rugosidad superficial o al no reducir el número de poros en la subsuperficie, especialmente a altos ciclos de vida a fatiga [89]. Para estudiar el efecto de los concentradores de tensión en el material, se mecanizaron taladros con diámetro de 0.4 y 1 mm en la parte central de la zona calibrada. Se estudió el efecto de cada tamaño de agujero frente a la vida a fatiga, de acuerdo con la idea propuesta inicialmente por Murakami [88,90].

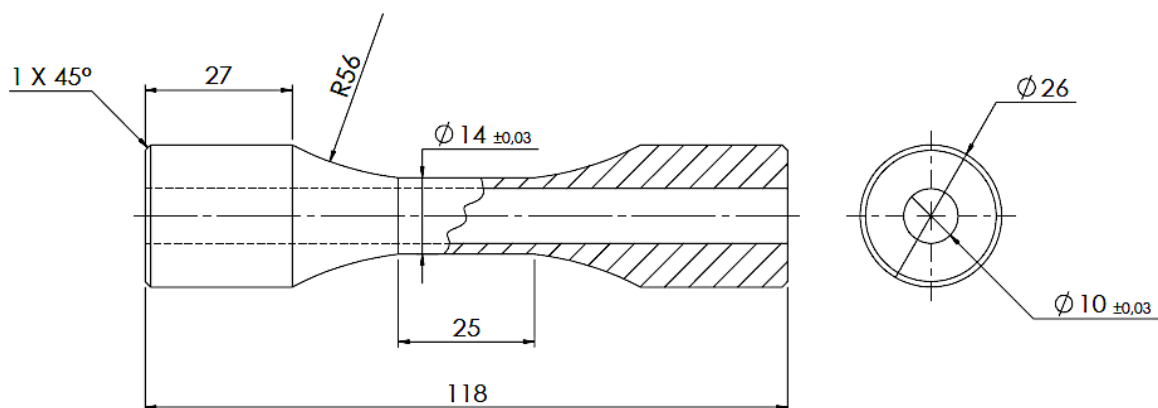


Figura 5. Geometría probeta. Todas las dimensiones en milímetros.

Se monitorizó el crecimiento de la grieta desde el taladro utilizando una cámara digital con un conjunto de lentes Navitar con un aumento de $\times 5$. Los ángulos de las grietas se midieron respecto al plano perpendicular a la dirección axial de la probeta. Se utilizó el software de procesamiento de imágenes ImageJ para medir los ángulos de las grietas [91]. Como se muestra en la Figura 6, se estudiaron caminos de carga con tres niveles de tensión, aplicando en fase las cargas axiales y la torsión. La torsión se aplicó con inversión completa, mientras que la carga axial se introduce con una relación de carga $R = 0.1$. Los valores máximos de tensión equivalente para los tres niveles de tensión estudiados fueron: 27% σ_{ys} (A), 55% σ_{ys} (B) y 80% σ_{ys} (C). Estos caminos de carga permitieron evaluar la interacción entre las tensiones cortantes y normales, así como el crecimiento de la grieta y el efecto de la tensión media en el material.

Los detalles del ensayo biaxial se resumen en la Tabla 3, donde se muestra la identificación de la probeta, el nivel de carga aplicado, diámetro de la entalla, rango de tensiones axiales $\Delta\sigma$ en MPa, rango de tensiones cortantes $\Delta\tau$ en MPa, rango de deformaciones axiales $\Delta\varepsilon$ en %, rango de deformaciones angulares $\Delta\gamma$ en rad, ciclos de iniciación de grieta por fatiga N_f y ángulo inicial de la grieta desde la entalla en grados. Los valores de $\Delta\varepsilon$ y $\Delta\gamma$ se obtuvieron a 5.000 ciclos para los casos de ciclos de carga elevados (A1, A2 y A3).

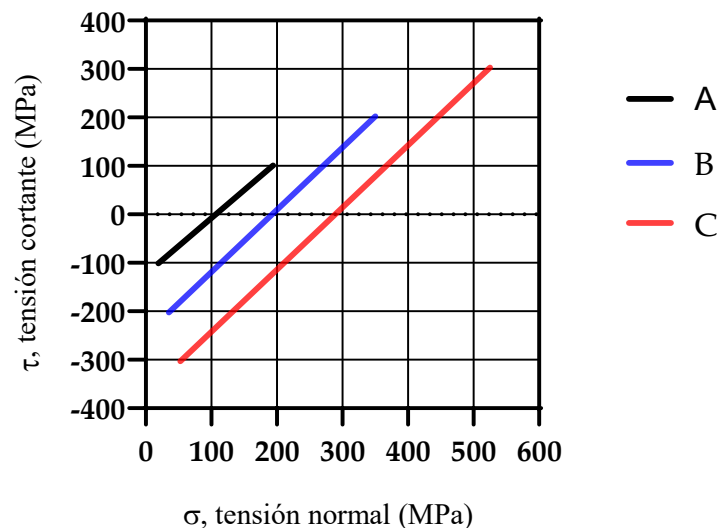


Figura 6. Caminos de carga aplicados.

Tabla 3. Caminos de carga aplicados.

Id.	ØTaladro (mm)	$\Delta\sigma$ (MPa)	$\Delta\tau$ (MPa)	$\Delta\varepsilon$ (%)	$\Delta\gamma$ (rad)	N_f (ciclos)	Angulo grieta (°) izq. /dch.
A1	-	175	202	0.136	0.00342	334173	41.4
A2	0.4	175	202	0.141	0.00393	235335	36.06 / -
A3	1	175	202	0.141	0.00379	178457	30.1 / 27.85
B1	-	315	404	0.276	0.0070	18690	38.9
B2	0.4	315	404	0.276	0.0071	22176	39.90 / 31.1
B3	1	315	404	0.298	0.0076	4815	4.81 / 34.5
C1	-	472.5	606	0.418	0.0116	1434	33.72
C2	0.4	472.5	606	0.414	0.0112	1670	14.98 / 25.73
C3	1	472.5	606	0.436	0.0122	533	18.5 / 22.6

La Figura 7 muestra los resultados de vida a fatiga obtenidos. En ausencia de más datos experimentales, se observan diferencias mínimas entre los valores de vida a fatiga de la probeta con taladro de 0.4 mm de diámetro en comparación con la probeta lisa. La dispersión observada en la Figura 7 sugiere que no hay valores atípicos en los datos recopilados. Por lo tanto, se puede inferir que el taladro de 0.4mm de diámetro no sería lo suficientemente grande como para permitir que la grieta se nucleara a partir de él. Un material previamente estudiado con las mismas características, pero una velocidad de fabricación más lenta mostró defectos causados por la falta de fusión entre partículas de hasta 150 μm [3]. Dado que la velocidad de fabricación es un parámetro importante que afecta al tamaño de los defectos [14], las probetas estudiadas podrían haber tenido un tamaño de defecto superior a 150 μm .

La vida a fatiga fue significativamente menor para los tres niveles de ciclo de vida cuando se utilizaron taladros de 1mm de diámetro. Respecto a los ensayos a bajo nivel de carga A2 y A3, la grieta apareció en el concentrador de tensiones; sin embargo, la grieta final de fallo surgió en el cambio de sección de la probeta. Cabe destacar que, debido al método de fabricación considerado, estos puntos suelen ser críticos debido al efecto escalera que aparece al generar la curvatura del cambio de sección [92].

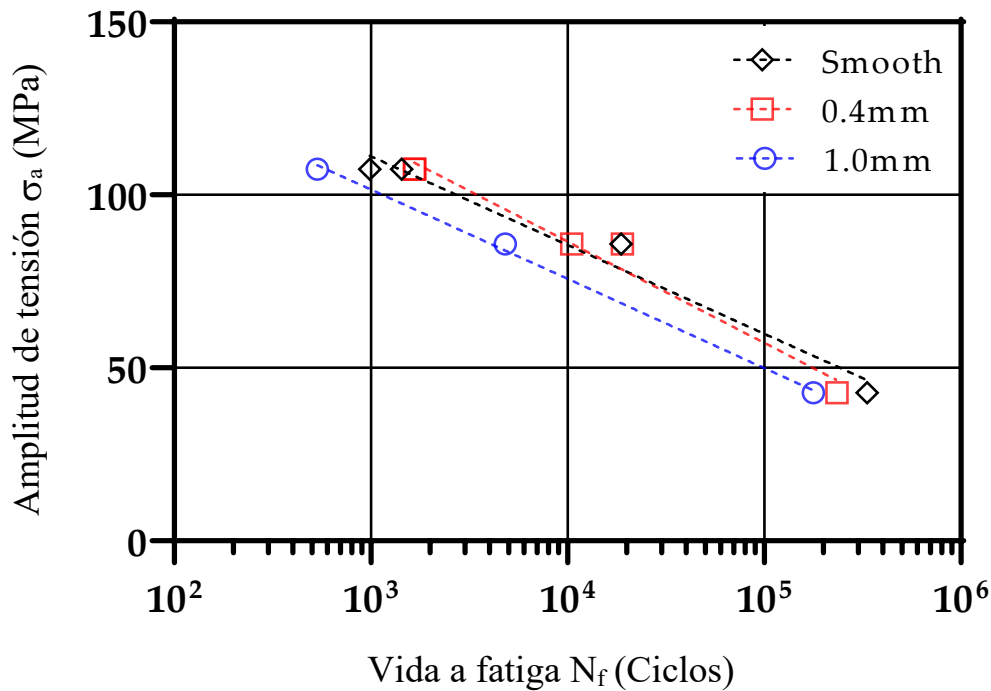


Figura 7. Amplitud de tensión equivalente frente a número de ciclos de vida.

Las predicciones de vida a fatiga para las probetas sin taladro se han calculado con los valores de deformación y tensión experimentales. Para las probetas con taladro, la vida a fatiga se obtuvo aplicando los métodos de plano crítico junto con la teoría de las distancias críticas, utilizando los valores locales de tensión y deformación calculados mediante un modelo de elementos finitos en ANSYS. Las estimaciones de vida se realizan mediante los modelos de plano crítico de FS y SWT. En este trabajo se utilizó una modificación reciente del modelo de FS [21] como se muestra en la Ecuación (7). El nuevo parámetro de daño reemplaza el valor del límite elástico cíclico por el rango de tensión elásticas máximas en el plano crítico Ecuación (7).

$$\frac{\Delta\gamma_{\max}}{2} \left(1 + k \frac{\sigma_{n,\max}}{G\Delta\gamma_{\max}} \right) = \frac{\tau'_f}{G} (2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f (2N_f)^{c_\gamma} \quad (7)$$

Se eligió el modelo FS porque produce buenas predicciones para metales de diferentes tipos, incluidos los metales de fabricación aditiva bajo diferentes condiciones de carga [83,86,94]. La Figura 8 muestra cómo cambia el parámetro k para el acero 18Ni300 en función del número de ciclos. El parámetro k representa la sensibilidad del material a las tensiones normales.

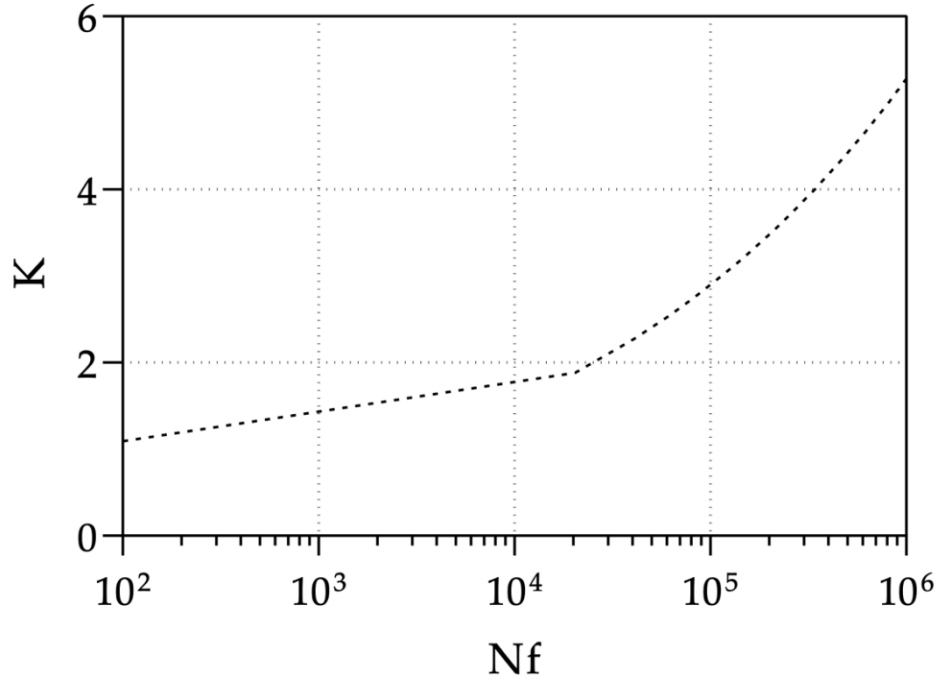


Figura 8. Parámetro k en el modelo de Fatemi–Socie para el acero maraging 18Ni300-AM.

El modelo SWT [70] define la densidad de energía de deformación como parámetro de daño (DP), según la Ecuación (8). Este modelo es adecuado para materiales o condiciones en los que el fallo en Modo I es dominante en el proceso de fatiga [57]. Se eligió este modelo porque proporcionó buenos resultados en investigaciones previas con acero 18Ni300 bajo cargas de fatiga multiaxial [15].

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} \sigma_{n,\max} = \frac{\sigma_f'^2}{E} (2N_f)^{2b} + \sigma_f' \varepsilon_f' (2N_f)^{b+c} \quad (8)$$

El taladro actúa como un concentrador de tensiones, alterando los valores de tensión y deformación a su alrededor, produciendo así un gradiente de valores, con el valor máximo cerca de la entalla y disminuyendo a medida que nos alejamos de esa área. Cuando se consideran los valores de las tensiones y deformaciones máximas alrededor del concentrador, los resultados tienden a ser muy conservadores [57]. Dado que el daño por fatiga aparece en un volumen en lugar de en un punto concreto, en la literatura académica han surgido métodos para evaluar este gradiente de esfuerzos como un valor promedio alrededor del área de concentración de tensiones. Una solución a este problema se encuentra en la teoría de las distancias críticas propuesta por Taylor [25], que considera un valor dimensional L , obtenido a partir de las propiedades mecánicas

del material según la Ecuación (9). Este valor está relacionado con el tamaño crítico de grieta del diagrama de Kitagawa–Takahashi [95],

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_e} \right)^2 \quad (9)$$

En un estudio anterior, Branco determinó un valor crítico L para una relación de carga $R = 0.1$ de $126 \mu\text{m}$ para el acero 18Ni300-AM. En esta investigación se aplicó el método del punto definido por Taylor, según el cual el valor de daño equivalente se obtiene a una distancia de $L/2$ de la raíz del concentrador de tensiones.

Para obtener los valores de tensión y deformación alrededor del concentrador, se desarrolló un modelo por elementos finitos en ANSYS. La Figura 9 representa la distribución de la tensión principal máxima en la superficie de la probeta entorno al taladro, para el ensayo B2 en el punto de carga máxima del ciclo. Dicha distribución tiene una forma simétrica definida por los valores de tensión máxima y mínima, inclinada con respecto al eje de la probeta. El eje de simetría presenta una inclinación con respecto al eje de la probeta debido a la componente torsional de la carga, que se superpuso a la carga de tracción. En los demás ensayos, la forma de la distribución de tensiones fue similar, mostrando los mismos planos de esfuerzo máximo y mínimo con respecto al eje de la probeta. En la simulación se incluyó el modelo de endurecimiento cinemático de Chaboche [97], donde $C1 = 58,019 \text{ MPa}$, $C2 = 1.1 \times 10^6 \text{ MPa}$, $\gamma_1 = 260.3 \text{ MPa}$, $\gamma_2 = 4,044 \text{ MPa}$ y $\sigma_0 = 597 \text{ MPa}$. Los parámetros del modelo se ajustaron utilizando datos cíclicos uniaxiales de estudios anteriores [3]. Se ha comprobado previamente que la anisotropía producida por la dirección de fabricación de estos materiales se hace más notable en vidas a fatiga de ciclos altos [11]. Por lo tanto, después de haber observado ya buenos resultados con esta consideración en estudios anteriores [15], se consideró un material isotrópico para una primera aproximación. El modelo consta de un total de 59.990 elementos y 187.585 nodos. Se emplearon elementos hexaédricos de segundo orden para estudiar la zona cercana al concentrador, mientras que se utilizaron elementos tetraédricos para zonas alejadas. El tamaño mínimo de los elementos fue de $20 \mu\text{m}$ en la zona de máxima densidad de malla.

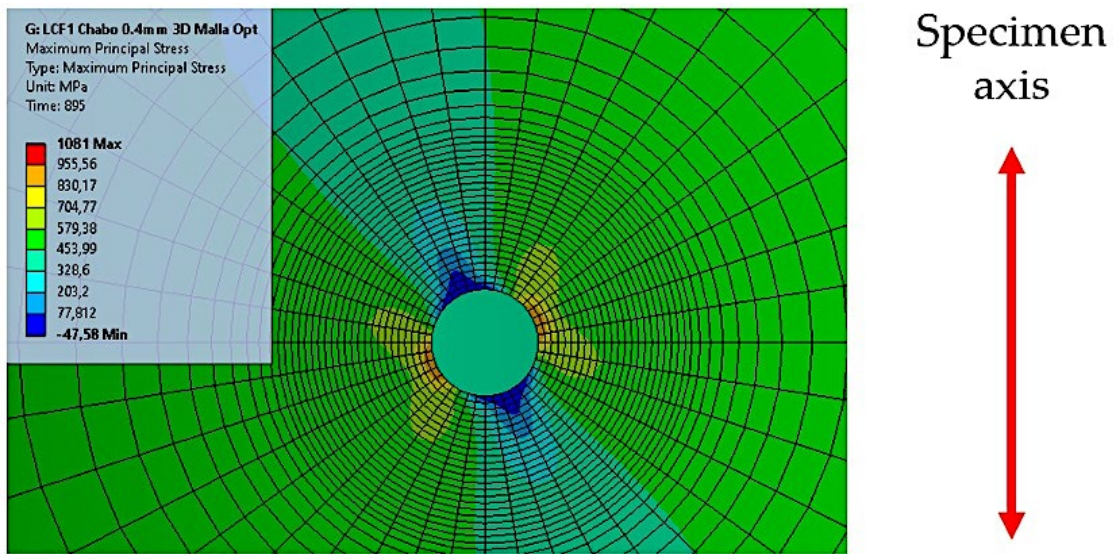


Figura 9. Distribución de tensiones principales máximas alrededor de la entalla de 0.4 mm para el caso de carga B2.

La Figura 10 muestra la variación de las tensiones equivalentes según el criterio de Von Mises en la dirección radial al punto crítico para el taladro de diámetro 0.4mm (a) y diámetro 1mm (b). El punto crítico se definió como aquel que tenía el valor máximo de tensión principal en torno al taladro.

En ambos casos, se observa que los niveles de esfuerzo estaban por debajo del límite elástico y alcanzaban el valor de la tensión nominal aplicada más rápidamente para niveles de carga bajos (A); al aumentar el diámetro del taladro, la distancia de la zona afectada aumentaba de 0.2 a 0.5 mm.

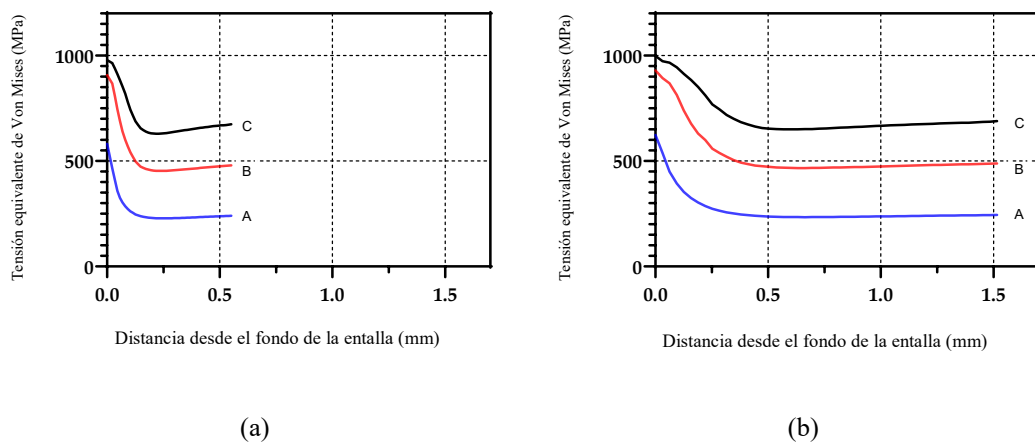


Figura 10. Gradientes de tensión equivalente de Von Mises desde la raíz de la entalla en dirección radial con (a) un taladro de diámetro 0.4 mm y (b) un taladro de diámetro 1 mm.

4 Resultados y discusión

La Figura 11 muestra los resultados de la vida a fatiga para las probetas sin entalla (a) y con entalla (b). Las estimaciones de los modelos de FS y SWT se muestran como cuadrados azules y triángulos verdes, respectivamente, y también se incluyen bandas de dispersión de resultados de ± 2 . Para mejorar la claridad de los resultados, se excluyeron las estimaciones de vida a fatiga para A1 y A2 con el modelo SWT porque quedaron muy por encima de los valores experimentales. Para los ensayos con probetas sin entallas (Figura 11a), FS devolvió predicciones dentro de las bandas de ± 2 , que se mantuvieron en el lado conservador para vidas a fatiga bajas. A su vez, los resultados del SWT no fueron conservadores y se desviaron aún más en vidas a fatiga altas. El mismo comportamiento también se observó para el modelo FS, aunque la desviación hacia el lado no conservador fue mucho menor.

Las estimaciones menos precisas en ciclos altos pueden explicarse por el hecho de que se realizaron para un intervalo de vida a fatiga fuera del rango de valores de caracterización del material (Figura 3). Además, generalmente es más aconsejable utilizar modelos de plano crítico basados en la tensión para la fatiga de ciclos altos debido al menor nivel de deformación plástica [27]. Adicionalmente, también es importante considerar el comportamiento no isotrópico de este material. Como algunos investigadores ya han señalado [11], esta diferencia a priori no es importante en ciclos bajos, pero es crítica en altos ciclos de vida. En cualquier caso, FS produce buenas estimaciones de vida a altos números de ciclos.

Estos resultados pueden deberse a las mejoras introducidas en el parámetro de daño original, que reflejaría mejor el efecto de las tensiones medias en altos ciclos de vida [66,98]. Aumentar el peso de la tensión normal significaría, por tanto, considerar una mayor dominancia del Modo I a altos ciclos de vida a fatiga, como se observó previamente en otros metales [57]. Por otro lado, como se observa en los ángulos de crecimiento de grieta mostrados en la Tabla 4, la grieta en el ensayo C de carga alta comenzó a acercarse a planos de mayor deformación angular. Aunque sólo consideramos una única grieta, la naturaleza del material (que tiene una alta densidad de defectos) favorecería el fallo por fatiga debido a la aparición de múltiples grietas nucleadas en diferentes puntos [99].

Los resultados con concentrador de tensiones (Figura 11b) mostraron que las estimaciones de ambos modelos generalmente produjeron valores muy conservadores. Esto podría deberse a que el valor de la distancia crítica definida L , era demasiado bajo. Para un diámetro de taladro de 0.4 mm, las estimaciones de SWT fueron menos conservadoras que las de FS. De manera similar, para altos ciclos de vida, como en el caso de A2, SWT nuevamente dio un resultado notablemente sobreestimado.

Al aumentar el tamaño del diámetro del taladro a 1 mm, los resultados en B3 y C3 de SWT se volvieron más conservadores que los del modelo FS, y en A3 los valores se encuentran dentro de la banda de dispersión. Esto sugiere que el efecto del taladro de diámetro 0.4 mm produce daños por fatiga similares a los de los propios defectos de fabricación del material. Un resultado similar, se observó para tamaños de taladro con diámetro de 0.2 mm en aceros forjados [88]. Como en el caso de las estimaciones sin perforación, los resultados del modelo FS fueron buenos con altos ciclos de vida. A pesar de ser un modelo diseñado para materiales con un comportamiento más dúctil, ponderar el efecto de la tensión normal del plano a través del parámetro k parece funcionar adecuadamente en los casos de altos ciclos de vida (Figura 8).

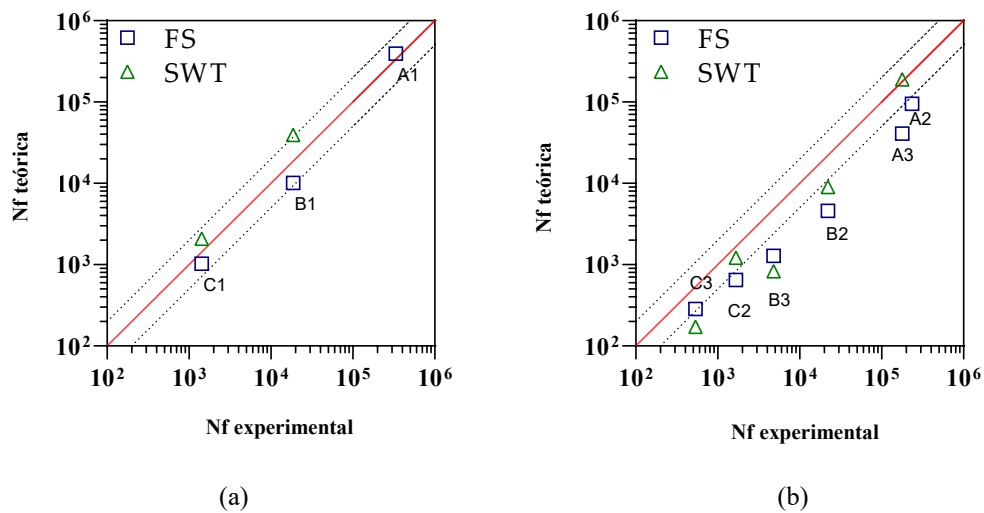


Figura 11. Estimación de la vida a fatiga teórica frente a experimental de los modelos de plano crítico de Fatemi-Socie y Smith-Watson-Topper.

También es posible determinar el ángulo al inicio de la grieta en el paso siguiente a la nucleación, con un modelo de plano crítico. Los ángulos de grieta iniciales se muestran en la Tabla 4, junto con los planos críticos definidos por cada modelo. En concordancia

con estudios previos de Branco [15] para casos con niveles de tensión más bajos, los planos en los cuales las grietas crecen están próximos a aquellos bajo las tensiones principales máximas, lo que sugiere un comportamiento más frágil bajo este tipo de carga. A medida que el nivel de carga aumenta, el ángulo inicial de crecimiento de la grieta comienza a acercarse a los de las máximas deformaciones angulares. Como se muestra en la tabla, los ángulos de plano crítico indicados por el modelo SWT, están más cerca de los experimentales que los definidos por el modelo FS.

Tabla 4. Ángulos de grieta medidos y estimados por los modelos de plano crítico de Fatemi-Socie (FS) y Smith-Watson-Topper (SWT).

Id.		A1	A2	A3	B1	B2	B3	C1	C2	C3
Ángulo exp. (°)	Left	38.9	36.06	30.08	41.4	39.9	4.81	33.72	14.98	18.5
	Right	38.9	-	27.85	41.4	31.1	34.5	33.72	25.73	22.6
Ángulo FS (°)		5	5	15	5	5	15	5	5	5
Ángulo SWT(°)		30	40	30	30	35	30	30	35	30

Basándonos en nuestros resultados, el modelo SWT parece funcionar mejor para bajos ciclos de vida predice mejor el inicio de grieta inicial que FS. Así, a partir de los resultados presentados en la Tabla 4, entendemos que este material estaría mejor definido por un modelo como SWT que se centra en el crecimiento de grietas de Modo I. Sin embargo, FS parece funcionar mejor para altos ciclos de vida, ya que proporcionó estimaciones de vida más aproximadas. Debemos enfatizar que no haber obtenido las propiedades cíclicas uniaxiales para el material con los parámetros de fabricación actuales pudo haber influido significativamente en los resultados obtenidos por el modelo SWT.

5 Conclusiones e investigaciones futuras

Se ha evaluado el comportamiento a fatiga del acero 18Ni300-AM en condiciones ‘as-built’, tanto en probetas lisas como con dos concentradores de tensiones circulares de diferentes diámetros.

Los resultados indicaron que con un concentrador de tensiones creado por un taladro de diámetro 0.4 mm, la resistencia a la fatiga de este acero sería cercana a la obtenida en el mismo material sin un concentrador de tensiones. Además, se obtuvieron resultados similares en ensayos anteriores con aceros obtenidos por forja. Por lo tanto, un tamaño de 0.4 mm podría, en principio, corresponder al tamaño crítico de daño por fatiga equivalente a los defectos inherentes en los materiales de fabricación aditiva. Con un taladro de diámetro de 1 mm, los resultados obtenidos para los tres niveles de carga estudiados fueron significativamente más bajos que los obtenidos para el taladro de diámetro 0.4 mm. Sin embargo, para el taladro de diámetro 1mm; aunque la grieta se nucleó y creció alrededor del concentrador para ciclos de carga altos, la grieta que produjo el fallo final apareció en la zona de transición de diámetro de la probeta.

También se realizó una caracterización aproximada del acero 18Ni300-AM en condiciones ‘as-built’ con torsión cíclica, estimando primero las propiedades cíclicas bajo torsión. Estos valores se utilizaron luego en el modelo de plano crítico FS. La vida a fatiga y los ángulos de crecimiento de grieta se estimaron en todos los ensayos, combinando los métodos de plano crítico con la teoría de las distancias críticas en los casos con concentradores de tensión. En estos casos, los resultados de vida a fatiga fueron más conservadores que con las probetas lisas. En comparación con los resultados del modelo FS, el comportamiento del modelo SWT fue menos conservador para niveles de carga bajos, produciendo valores muy alejados de los experimentales. Esto podría deberse al reducido nivel de deformación plástica en niveles de altos ciclos de vida. Sin embargo, el modelo modificado de FS obtuvo mejores aproximaciones que el modelo SWT, incluso cuando el plano crítico en el que se había obtenido el daño por fatiga no coincidía con la aparición de grietas a altos ciclos. Esto podría deberse a que se aproximó bien el peso de las tensiones normales en los diferentes ciclos tanto a través del parámetro k como en la corrección dentro del modelo de tensiones normales a través de las tensiones cortantes. En relación a los ángulos de crecimiento inicial de grietas entorno al concentrador, el modelo SWT devolvió

estimaciones más aproximadas que el modelo FS. Por tanto, de acuerdo con estudios previos del acero 18Ni300-AM, concluimos que el comportamiento a fatiga a priori de este material bajo cargas biaxiales mostraría una dominancia del Modo I de crecimiento de grieta.

A la vista de los resultados obtenidos, se proponen las siguientes líneas de investigación para dar continuidad a los trabajos descritos en esta tesis doctoral:

1. Analizar el efecto de la dirección de fabricación de la probeta. Se ha estudiado solo la fabricación vertical, por lo que como líneas sucesivas se podrían analizar el comportamiento para una orientación de fabricación horizontal y una orientación oblicua.
2. Realizar un estudio comparativo de los resultados obtenidos en este trabajo y compararlos con los obtenidos después de someter el material a tratamientos térmicos y de acabado superficial.
3. Extender el estudio multiaxial a diferentes combinaciones de carga adicionales. Extender el estudio al análisis de comportamiento bajo cargas no proporcionales.
4. Estudiar el efecto de diferentes concentradores de tensión y evaluar el efecto de concentradores de tensión con diferentes formas: circular, elíptica y agudas a 90°.

Referencias

1. Yadroitsev, I., Bertrand, Ph. y Smurov, I. (2007). Parametric analysis of the selective laser melting process. *Appl. Surf. Sci.* 253. 8064–8069.
2. Abe, F., Osakada, K., Shiomi, M., Uematsu, K. y Matsumoto, M. (2001). The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology.* 111. 210–213.
3. Branco, R., Costa, J. D. M., Berto, F., Mohammad, S., Razavi, J., Ferreira, A.M., Capela, C. y Antunes, F. V. (2018). Low-Cycle Fatigue Behaviour of AISI 18Ni300 Maraging Steel Produced by Selective Laser Melting. *Metals.* 8. 32.
4. Murakami, Y. (2012). Material defects as the basis of fatigue design. *International Journal of Fatigue.* 41. 2–10.
5. Hall, A. y Slunder, C. (1968). The metallurgy, behavior, and application of the 18-percent nickel maraging steels A survey.
6. Kempen, K., Yasa, E., Thijs, L., Kruth, J.-P. y Humbeeck, J. (2011). Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni300 steel. *Physics Procedia.* 12. 255-263.
7. Tan, C., Zhou, K., Ma, W., Zhang, P., Liu, M. y Kuang, T. (2017). Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel. *Materials & Design.* 134.
8. Mutua, J., Nakata, S., Onda, T. y Chen, Z.-C. (2017). Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel. *Materials & Design.* 139.
9. Croccolo, D., De Agostinis, M., Fini, S., Olmi, G., Vranić, A. y Ciric-Kostic, S. (2016). Influence of the build orientation on the fatigue strength of EOS maraging steel produced by additive metal machine. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 39. n/a-n/a.
10. Croccolo, D., De Agostinis, M., Fini, S., Olmi, G., Robusto, F., Ciric-Kostic, S., Morača, S. y Bogojevic, N. (2018). Sensitivity of direct metal laser sintering Maraging steel fatigue strength to build orientation and allowance for machining. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures.* 42.

11. Meneghetti, G., Rigon, D. y Gennari, C. (2018). An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing. *International Journal of Fatigue*. 118.
12. Afkhami, S., Dabiri, E., Alavi, S. H., Björk, T. y Salminen, A. (2019). Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*. 122.
13. Solberg, K., Hovig, E. W., Sørby, K. y Berto, F. (2021). Directional fatigue behaviour of maraging steel grade 300 produced by laser powder bed fusion. *International Journal of Fatigue*.
14. Santos, L. M. S., Ferreira, J. A. M., Jesus, J. S., Costa, J. M. y Capela, C. Fatigue behaviour of selective laser melting steel components. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 85.
15. Branco, R., Costa, J. D., Ferreira, J. A. M., Capela, C., Antunes, F. V. y Macek, W. (2021). Multiaxial fatigue behaviour of maraging steel produced by selective laser melting. *Materials & Design*. 201. 109469.
16. Yukiitaka, M. (2016). Notch Effect and Size Effect in Fatigue.
17. Hooreweder, B., Moens, D., Boonen, R. y Sas, P. (2011). Fatigue strength analysis of notched aluminium specimens using the highly stressed volume method. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 35. 154 - 159.
18. Rozumek, D. y Marciniak, Z. (2012). Fatigue properties of notched specimens made of FeP04 steel. *Materials Science*. 47.
19. Peterson, R. E. (1945). Relation Between Life Testing and Conventional Tests of Materials. *ASTM Int. West Conshohocken*. 9 - 16.
20. Neuber, H. y David W. Taylor Model Basin. (1946). Theory of notch stresses; principles for exact stress calculation. J. W. Edwards.
21. Gates, N. y Fatemi, A. (2015). Multiaxial variable amplitude fatigue life analysis including notch effects. *International Journal of Fatigue*. 91.
22. Gates, N., Fatemi, A., Socie, D. y Phan, N. (2014). Notched Fatigue Behavior under Multiaxial Stress States. *Advanced Materials Research*. 891-892. 185-190. [10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.185](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.891-892.185).

23. Molaei, R., Fatemi, A. y Phan, N. (2020). Notched fatigue of additive manufactured metals under axial and multiaxial loadings, Part I: Effects of surface roughness and HIP and comparisons with their wrought alloys. *International Journal of Fatigue*. 143.
24. Molaei, R. y Fatemi, A. (2020). Fatigue Performance of Additive Manufactured Metals under Variable Amplitude Service Loading Conditions Including Multiaxial Stresses and Notch Effects: Experiments and Modelling. *International Journal of Fatigue*.
25. Taylor, D. (2008). The Theory of Critical Distances, *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 1696–1705.
26. Suresh, S. (1998). *Fatigue of Materials* (2nd ed.). Cambridge: Cambridge University Press.
27. Karolczuk, A. y Macha, E. (2005). A Review of Critical Plane Orientations in Multiaxial Fatigue Failure Criteria of Metallic Materials. *International Journal of Fracture*. 134. 267-304.
28. Gough H. J. y Pollard H. V. (1935). The Strength of Metals under Combined Alternating Stresses. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 131(1):3-103.
29. Gough, H. J. (1949). Engineering Steels under Combined Cyclic and Static Stresses. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 160(1):417-440.
30. Fatemi, A. y Kurath, P. (1988). Multiaxial Fatigue Life Predictions Under the Influence of Mean-Stresses. *Journal of Engineering Materials and Technology-transactions of The ASME - J ENG MATER TECHNOL*. 110(4): 380–388.
31. Itoh, T., Sakane, M., Ohnami, M. y Socie, D.F. (1995). Nonproportional Low Cycle Fatigue Criterion for Type 304 Stainless Steel. *Journal of Engineering Materials and Technology-transactions of The ASME - J ENG MATER TECHNOL*. 117. 285-292.
32. Branco, R., Costa, J. y Antunes, F. V. (2012). Low-cycle fatigue behaviour of 34CrNiMo6 high strength steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 58. 28–34.
33. Albert, W. A. J. (1837). Über Treibseile am Harz. B. *Archive für Mineralogie. Geognosie Bergbau und Hüttenkunde*, vol. 10

34. Poncelet, J. V. (1839). *Mecanique Industrielle*. Bruxelles
35. MSC Fatigue Available online: <http://www.mscsoftware.com/product/msc-fatigue>.
36. Comsol Available online: <https://www.comsol.com/fatigue-module>.
37. Taylor, D. (2007). *The Theory of Critical Distances. A New Perspective in Fracture Mechanics*. Elsevier Science.
38. Peterson, R. E. (1959). "Notch sensitivity," In: G. Sines and J. L. Waisman, Eds., *Metal Fatigue*, McGraw-Hill, pp. 293-306.
39. Haddad, M.H., Topper, T. y Smith, K.N. (1979). Prediction of Non-Propagating Cracks. *Engineering Fracture Mechanics*. 11. 573-584.
40. Avilés, R. (2015). *Métodos de cálculo de fatiga para ingeniería. Metales*. Paraninfo.
41. Wöhler, A. (1870). Über die festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. *Zeitschrift für Bauwesen*, vol. 20, pp. 76-103.
42. Goodman, J. (1899). *Mechanics applied to engineering*. London, Longmans, Green & Co.
43. Bauschinger, J. (1886). *Mitt. Mech. Tech. Lab. München*.
44. Ewing, J. A. y Rosenhain, W. (1900). Experiments in micro-metallurgy: effects of strain. Preliminary notice. *Philosophical Transactions of the Royal Society, London*, Vol. A199, pp. 85–90.
45. Basquin, O. H. (1910). The Exponential Law of Endurance Tests. *American Society for Testing and Materials Proceedings*, Vol. 10, 1910, pp. 625-630.
46. Socie, D.F. y Marquis, G.B. (2000). *Multiaxial Fatigue*. SAE International.
47. Chaves, V. (2022). *Apuntes de Análisis de fatiga en concentradores de tensión (II)*. Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación. Universidad de Sevilla, pp. 6-67.
48. Bairstow, L. (1911). *The Elastic Limit of Iron and Steel under Cyclical Variations of Stress*. Royal Society of London.

49. Griffith, A. A. (1921). The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids. Phil. Trans. Royal Society, London.
50. Palmgren, A.G. (1924). Die Lebensdauer von Kugellagern (Life Length of Roller Bearings or Durability of Ball Bearings). Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure (ZVDI), 14, 339-341.
51. R.I. Stephens, A. Fatemi, R. R. Stephens y H. O. Fuchs. (2000). Metal Fatigue in Engineering (2da edición). John Wiley & Sons.
52. Miner, M.A. (1945). Cumulative Damage in Fatigue. Journal of Applied Mechanics, 3, 159-164. <https://doi.org/10.1115/1.4009458>
53. Coffin, L. F. (1960). The Stability of Metals Under Cyclic Plastic Strain. J. Basic Eng., Trans. ASME, Vol. 82, pp. 671.
54. Manson, S. S. (1954). Behaviour of metals under condition of thermal stress. Nat. Adv. Co. Aero., Report 1170.
55. Erena Guardia, D. (s.f.). Apuntes asignatura Mecánica de la fatiga y la fractura avanzada e Introducción a la mecánica de la fractura y la fatiga. Master diseño avanzado en ingeniería mecánica. Universidad de Sevilla, pp. 15.
56. Paris, P.C., Gomez, M.P. y Anderson, W.E. (1960). A Rational Analytic Theory in Engineering. The Trend in Engineering, 13, 9.
57. Susmel, L. y Taylor, D. (2007). A novel formulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components in the medium-cycle fatigue regime. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol 30, p. 567-58.
58. Morrow, J. (1968). Fatigue Properties of Metals. In: Fatigue Design Handbook, Soc. of Automotive Engineers, Warrendale, Pub. No. AE-4, ch. Section 3.2., 1-132.
59. Halford, G. R., Hirschberg, M. H. y Manson, S. S. (1971). Creep-fatigue analysis by strain-range partitioning.
60. Sines, G. (1955). Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses. NACA TN 3495.
61. Findley, W.M. (1957). Fatigue of Metals Under Combinations of Stresses. Trans. ASME.

62. Gerber, W. (1874). Bestimmung der zulässigen Spannungen in Eisenkonstruktionen. Zeitschrift der Bayerischen Architekten und Ingenieure Vereins, 6, 101-110.
63. Stanfield, G. (1935). Discussion on “The strength of metals under combined alternating stresses”, by H. Gough and H. Pollard. Proc. Institution of Mechanical Engineers 131, p. 93.
64. McDiarmid, D. L. (1973). A Criterion of Fatigue Failure under Multiaxial Stress. Research Mem. No. NL54, The City University London.
65. Kanazawa, K., Miller, K.J. y Brown, M.W. (1977). Low-Cycle Fatigue Under Out-of-Phase Loading Conditions. Journal of Engineering Materials and Technology-*transactions of The Asme*.
66. Fatemi, A., Molaei, R. y Phan, N. (2020). Multiaxial fatigue of additive manufactured metals: Performance, analysis, and applications. *International Journal of Fatigue*, Volume 134, 105479, ISSN 0142-1123.
67. Zhang, W. y Akid, R. (1997). Mechanisms and fatigue performance of two steels in cyclic torsion with axial static tension/compression. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 20: 547-557.
68. Fatemi, A. y Socie, D. F. (1988). A Critical Plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 11: 149-165.
69. Cruces, A. S., Garcia-Gonzalez, A., Moreno, B., Itoh, T. y Lopez-Crespo, P. (2022). Critical plane based method for multiaxial fatigue analysis of 316 stainless steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Volume 118, 103273, ISSN 0167-8442.
70. Smith, K. N., Topper, T. H. y Watson, P. (1970). A Stress-Strain Function for the Fatigue of Metals. *Journal of Materials*, JMLSA, Vol 5, 767–778.
71. Ellyin, F., Golos, K. y Xia, Z. (1991). In-Phase and Out-of-Phase Multiaxial Fatigue. *J. Eng. Mater. Technol.* 112-118.
72. Brown, M.W. y Miller, K.J. (1973). A Theory for Fatigue Failure under Multiaxial Stress-Strain Conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*. 745-755.

73. Meiners, W., Wissenbach, K. D. y Gasser, A. D. (1998). Shaped Body especially prototype or replacement part production. U.S. patent DE19649849C1.
74. Das, S. y Beaman, J. J. (2004). Direct selective laser sintering of metals. U.S. patent US6676892B2.
75. Chua, C. K. y Leong, K. F. (2014). 3D Printing and Additive Manufacturing: Principles and Applications (with companion media pack) - fourth edition of rapid prototyping.
76. Clare, A.T., Chalker, P.R., Davies, S. Sutcliffe, C. J. y Tsopanos, S. (2008). Selective laser melting of high aspect ratio 3D nickel–titanium structures two way trained for MEMS applications. *Int J Mech Mater Des* 4, 181–187.
77. Li, R., Liu, J., Shi, Y., Wang, L. y Jiang, W. (2012). Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol 59, 1025–1035.
78. Krakhmalev, P. y Yadroitsev, I. (2014). Microstructure and properties of intermetallic composite coatings fabricated by Selective Laser Melting of Ti–SiC powder mixtures. *Intermetallics*, Vol 46, 147-155.
79. Das, S. (2003). Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals. *Advanced Engineering Materials*, Vol 5, 701-711.
80. Tolochko, N. K., Mozzharov, S. E., Yadroitsev, I. A., Laoui, T., Froyen, L., Titov, V. I. y Ignatiev, M. B. (2004). Balling processes during selective laser treatment of powders. *Rapid Prototyping Journal*. 10. 78-87.
81. Kruth, J. P., Froyen, L., Van Vaerenbergh, J., Mercelis, P., Rombouts, M. y B. Lauwers, B. (2004). Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology* Vol 149, 616–622.
82. Kempen, K., Vrancken, B., Thijs, L., Bols, S., Van Humbeeck, J. y Kruth, J.-P. (2013). Lowering thermal gradients in Selective Laser melting by pre-heating the baseplate. In *Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings*.
83. Molaei, R., Fatemi, A. y Phan, N. (2022). Notched fatigue of additive manufactured metals under axial and multiaxial loadings, part II: Data correlations and life estimations. *International Journal of Fatigue*, Vol 156, 106648.

84. Kok, Y., Tan, X.P., Wang, P., Nai, M.L.S., Loh, N.H., Liu, E. y Tor, S.B. (2018). Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design*. Vol 139, 565–586.
85. Song, J., Tang, Q., Feng, Q., Ma, S., Setchi, R., Liu, Y., Han, Q., Fan, X. y Zhang, M. (2019). Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting. *Optics & Laser Technology*, Vol 120.
86. Shamsaei, N., Gladskyi, M., Panasovskyi, K., Shukaev, S. y Fatemi, A. (2010). Multiaxial fatigue of titanium including step loading and load path alteration and sequence effects. *International Journal of Fatigue*, 32 (11), 1862-1874.
87. Jen, Y.M. y Wang, W.W. (2005). Crack initiation life prediction for solid cylinders with transverse circular holes under in-phase and out-of-phase multiaxial loading. *Int. J. Fatigue*, Vol 27, 527–539.
88. Lopez-Crespo, P., Moreno, B., Lopez-Moreno, A. y Zapatero, J. (2015). Characterisation of crack-tip fields in biaxial fatigue based on high-magnification image correlation and electro-spray technique. *Int. J. Fatigue*, Vol 71, 17–25.
89. Elangeswaran, C., Gurung, K., Koch, R., Cutolo, A. y Van Hooreweder, B. (2020). Post-treatment selection for tailored fatigue performance of 18Ni300 maraging steel manufactured by laser powder bed fusion. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol 43, 2359–2375.
90. Murakami, Y. y Endo, T. (1980). Effects of small defects on fatigue strength of metals. *International Journal of Fatigue*, Vol 2, 23–30.
91. ImageJ Available online: <https://imagej.net/Welcome> (accessed on Feb 22, 2019).
92. Afkhami, S., Dabiri, E., Lipiäinen, K., Piili, H. y Björk, T. (2021). Effects of notch-load interactions on the mechanical performance of 3D printed tool steel 18Ni300. *Additive Manufacturing*, Vol 47.
93. Rozumek, D. y Macha, E. (2006). Elastic-plastic fatigue crack growth in 18G2A steel under proportional bending with torsion loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol 29, 135–144.

94. Lopez-Crespo, P., Moreno, B., Lopez-Moreno, A. y Zapatero, J. (2015). Study of crack orientation and fatigue life prediction in biaxial fatigue with critical plane models. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol 136, 115–130.
95. Kitagawa, H. (1976) Applicability of Fracture Mechanics to Very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage. *Proceedings of 2nd ICM, Cleveland*, 627-631.
96. Susmel, L. y Taylor, D. (2010). An ElastoPlastic Reformulation of the Theory of Critical Distances to Estimate Lifetime of Notched Components Failing in the Low/Medium-Cycle Fatigue Regime. *J. Eng. Mater. Technol. ASME* 2010, 132.
97. Chaboche, J.L. (1989). Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, Vol 5, 247–302.
98. Gates, N.R. y Fatemi, A. (2017). On the consideration of normal and shear stress interaction in multiaxial fatigue damage analysis. *International Journal of Fatigue*, Vol 100, 322–336.
99. Marco, S.M. y Starkey, W.L. (1954). A concept of fatigue damage. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, 76(4), 627-632.
100. Matsuichi, M. y Endo, T. (1968). Fatigue of metals subjected to varying stress.
101. Liu, K. (1993). A method based on virtual strain-energy parameters for multiaxial fatigue life prediction, *ASTM STP 1191 Advances in Multiaxial Fatigue*, (Edited by D. L. McDowell and R. Ellis, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, pp. 67–84.
102. Susmel, L., y Taylor, D. (2010). An elasto-plastic reformulation of the theory of critical distances to estimate lifetime of notched components failing in the low/medium-cycle fatigue regime, *J. Eng. Mater. Technol.* 132 (2). 021002–1–2–8.