



Fractura y daño dúctil en probetas biaxiales de acero AISI 316L fabricado con manufactura aditiva por proceso PBF-LB/M

Autor:

Leonardo Daniel PÉREZ

Director:

Prof. Dr. Ing. Mirco Daniel
CHAPETTI

Co-directores:

Prof. Dr.-Ing. habil. Steffen
GERKE

Prof. Dr. Ing. Diego
FERNANDINO

Trabajo Final para optar por el grado de Ingeniería Mecánica
UNMDP - Facultad de Ingeniería - Departamento de Mecánica
Mar del Plata, diciembre 2025

A Rosario Richard Valverde.

Agradecimientos

Este trabajo representa el cierre de una etapa profundamente significativa en mi desarrollo académico y personal. A lo largo de este periodo, he contado con el acompañamiento de personas e instituciones que merecen mi más sincero agradecimiento.

En primer lugar, deseo expresar mi gratitud a Mirco D. Chapetti y Diego O. Ferrandino, por su paciencia y rigurosidad en la dirección de este proyecto. Su mirada crítica y su confianza fueron fundamentales para la finalización de este trabajo. También me gustaría agradecer a la Universidad Nacional de Mar del Plata y al INTEMA por haber sentado las bases de mi formación como ingeniero.

Quisiera expresar también mi reconocimiento a la Universität der Bundeswehr München, por la oportunidad de realizar una estancia académica que enriqueció mi perspectiva técnica y cultural, y por el entorno colaborativo que me recibió con tanta generosidad. Especialmente, me gustaría agradecer el acompañamiento de Steffen Gerke, cuya guía, generosidad y apertura intelectual hicieron de esta estancia una vivencia profundamente enriquecedora y memorable. Su acompañamiento fue clave para el desarrollo de este trabajo y para expandir mi mirada sobre la ciencia.

Asimismo, agradezco a la Technische Universität München, y en particular a los investigadores con quienes tuve el privilegio de colaborar, por su asistencia y por facilitar el acceso a equipamiento clave para la realización de este trabajo.

Finalmente, agradezco a mis amigos, familiares y a todos aquellos que, de una u otra forma, dejaron su huella en esta etapa de mi vida.

Leonardo D. PÉREZ
Universidad Nacional de Mar del Plata
2 de noviembre de 2025

Índice general

Agradecimientos	II
Índice de figuras	VI
Índice de tablas	IX
1. Introducción	1
1.1. Resumen	1
1.2. Motivación y alcance	1
2. Condiciones experimentales	6
2.1. Material	6
2.2. Componentes a ensayar	8
2.3. Ensayos y técnicas utilizadas	11
2.3.1. Ensayos mecánicos	11
2.3.2. Técnicas complementarias específicas de medición: DIC	14
2.3.3. Caracterización microestructural	16
2.3.4. Técnicas para el análisis de superficies de fractura	18
2.3.5. Técnicas para la medición de la dureza	20
3. Teoría, simulación y modelado	22
3.1. Parámetros característicos	22
3.2. Modelado numérico	26
3.2.1. Ley de endurecimiento de Voce	26
3.2.2. Construcción del modelo	29
4. Resultados	32
4.1. Ensayos mecánicos	32
4.2. Simulaciones numéricas	36
4.3. DIC, perfiles y superficies de fractura	43
4.3.1. Caracterización general	43
4.3.2. Inclusiones y micro-huecos	49
4.4. Análisis microestructural	56

4.4.1. Material impreso	56
4.4.2. Comentarios complementarios de interés: material deformado	61
4.5. Mediciones de dureza	65
5. Conclusión	68
Bibliografía	71

Índice de figuras

1.1. Dependencia de los mecanismos de falla respecto de la triaxialidad de las tensiones en metales dúctiles. Reproducido de [9].	3
2.1. Curvas tensión-deformación para AISI 316L fabricado por PBF-LB/M y laminado en caliente - Valores ingenieriles.	7
2.2. Notación y puntos de referencia.	8
2.3. Rango de triaxialidad de tensiones alcanzable según la geometría de la probeta utilizada hecha en aluminio. Imágen tomada de [9].	9
2.4. Diferentes geometrías a evaluar y dimensiones: (a) probeta corta (rota) - 5 cm, (b) probeta larga - 15 cm, (c) dimensiones generales, (d) detalle entalla. Dimensiones en [mm].	10
2.5. Detalle de zona central de probetas representativas, indicando dirección de impresión: (a) PD1, (b) PD2 y (c) PD2 con defecto.	11
2.6. Setup experimental biaxial: (a) máquina biaxial, (b) detalle de la sujeción de las probetas y (c) setup DIC. Mediante flechas numeradas se indica: 1- Cámaras superiores, 2- Sistema de iluminación, 3- Cilindro electromecánico con mordaza, 4- Mesa de apoyo, 5- Cámaras inferiores.	12
2.7. Setup experimental uniaxial: (a) detalle de la sujeción de las probetas, (b) setup DIC y (c) máquina uniaxial con probeta colocada.	13
2.8. Cortes realizados para micrografías en entallas, (a) y (b), y en el bulk, (c) y (d). En rojo se destacan las partes sobre las que se toman las muestras.	17
2.9. Muestras incluidas en bakelita. Nótese el reducido tamaño de las mismas.	18
2.10. Microscopios electrónicos de barrido utilizados. Se observa SEM utilizado en la Universidad TUM, Múnich (a) y en INTEMA-UNMDP-CONICET, Mar del Plata (b). Se pueden apreciar las cámaras de vacío, los diferentes sensores y las pantallas utilizadas para el control.	19
3.1. Espacio de tensiones principales y superficie de fluencia de Von Mises y Tresca. Reproducido de [32].	24
3.2. Tres tipos de sistemas de coordenadas en el espacio de tensiones principales. Imágen reproducida de [2].	25

3.3.	Formulación de la implementación de la Ley de Voce. Reproducida de bibliografía de ANSYS, [3].	27
3.4.	Ensayo de tracción uniaxial: (a) ensayo de tracción uniaxial en valores de tensión-deformación ingenieriles, (b) ajuste por Ley de Voce, valores reales.	27
3.5.	(a) Geometría y mallado, (b) condiciones de contorno y carga (caso 0/1), (c) ejemplo de deformación equivalente calculada (caso 0/1)	30
4.1.	Ensayos uniaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/0. Se identifican direcciones 1 y 2 y dirección de impresión PD1.	32
4.2.	Ensayos biaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (F en valor absoluto) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.	33
4.3.	Curvas fuerza-desplazamiento - Comparación para dirección de impresión PD2. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente.	34
4.4.	Ensayos biaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento en caso 0/1 PD1, (a), y PD2, (b). Se muestra el buen acuerdo entre ensayos.	35
4.5.	Simulaciones y datos experimentales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (F en valor absoluto) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.	36
4.6.	Ajuste en zona elástica - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (nótese el valor absoluto de F) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.	37
4.7.	Resultados de simulación junto a ajuste por mínimos cuadrados para PD1 y PD2 en caso 0/1.	38
4.8.	Parametro de triaxialidad η sobre la sección transversal media de la entalla (a) 0/1; (b) 1/0; (c) 1/ - 1 y (d) 1/1 al 70% del máximo desplazamiento relativo; (e) Evolución de la triaxialidad promedio sobre la sección transversal media de la entalla.	42
4.9.	Parametro de Lode ω sobre la sección transversal media de la entalla (a) 0/1; (b) 1/0; (c) 1/ - 1 y (d) 1/1 al 70% del máximo desplazamiento relativo; (e) Evolución del parametro de Lode promedio sobre la sección transversal media de la entalla.	43

4.10. Campos de deformación equivalente sobre entalla antes de que ocurra la falla (70 % de deformación máxima). Se muestran los casos 0/1 ((a) y (b)), 1/0 ((c) y (d)), 1/ - 1 ((e) y (f)) y 1/1 ((g) y (h))	46
4.11. Probetas fracturadas. Se muestran los casos 0/1 ((a) y (b)), 1/0 ((c) y (d)), 1/ - 1 ((e) y (f)) y 1/1 ((g) y (h))	46
4.12. Vista general mediante MEB de superficies de fractura según condición de carga: (a) 0/1; (b) 1/1; (c) 1/0 y (d) 1/ - 1.	47
4.13. Detalles de imágenes MEB de las superficies de fractura, para su localización véase Fig. 4.12.	48
4.14. Micro-huecos en casos 0/1, (a) y (b), y 1/0, (c) y (d).	50
4.15. Inclusiones no metálicas sobre superficie de fractura en caso 0/1: inclusiones esféricas de gran tamaño ((a) y (b)) e inclusiones esféricas en micro-huecos (c).	51
4.16. Esquema del material de bulk: caso 0/1 (a), 1/0 (b) y planos de corte (c).	56
4.17. Micrografía óptica de estructura granular en vista perpendicular a la dirección de crecimiento en campo oscuro (a) y paralela a la dirección de crecimiento en campo claro (b) para el caso 1/0. Detalles SEM de estructura celular equiaxial (c), estructuras celulares en orientaciones mixtas formando colonias/granos (d) y estructura celular alargada (fibras).	57
4.18. Micrografías ópticas de AISI 316L comercial: recocido (a), laminado $\epsilon = 0,6$ (b), laminado $\epsilon = 1,0$ (c), y laminado $\epsilon = 1,6$ (d). Reproducido de [19].	60
4.19. Recopilación de defectos observados: inclusiones esféricas ((a) y (b)) y porosidades de diferentes tipos ((c), (d), (e) y (f)).	61
4.20. Entalla deformada, caso 0/1: vista general de la muestra (a), zona del corte marcada en rojo (b), piletas de fusión y poro distorsionados (c), imagen SEM de maclas (d), microestructura alejada de la entalla, (e), sin daño visible y microestructura en el centro de la entalla, (f), con visible maclado.	62
4.21. Entalla fracturada, caso 1/0: vista general de la muestra (a), zona del corte marcada en rojo (b), microestructura alejada de la entalla, (c), sin daño visible y microestructura cerca de la fractura, (d), con visible maclado.	65

Índice de tablas

2.1. Parametros de láser aplicados para la manufactura de probetas	6
2.2. Composición química del polvo utilizado y AISI 316L convencional	6
3.1. Algunos tipos de probetas clásicas para calibración de plasticidad y fractura. Tabla adaptada a partir de [2].	26
3.2. Parámetros utilizados en simulaciones numéricas.	28
4.1. Error porcentual por caso en ajuste lineal	39
4.2. Valor de \bar{R}^2	39
4.3. Valores promedio para caracterizar el estado tensional al 70% del máximo desplazamiento. Tensiones en MPa.	41
4.4. Composición química de inclusiones en PBF-L/M 316L. Reproducido de [30]	52
4.5. Valores promedio para caracterizar la nucleación de micro-huecos. Tensiones tomadas al 70% del máximo desplazamiento y en MPa. Valor de tensión crítica $\sigma_c = 1490\text{MPa}$	53
4.6. Valores de dureza macro - 30 kg	66
4.7. Valores de dureza micro - 2,98 N	66

1 Introducción

1.1. Resumen

El presente trabajo tiene como objetivo caracterizar el comportamiento a fractura estática de un acero inoxidable AISI 316L (1.4404) fabricado mediante manufactura aditiva, empleando la técnica de fusión de polvo metálico mediante láser (PBF-LB/M, Metal Powder Bed Fusion by Laser Beam), bajo condiciones de carga multiaxial.

El trabajo consistió en la selección del material, el diseño de las probetas a ensayar y su fabricación por PBF-LB/M. Luego, se realizó una serie inicial de ensayos en configuraciones uni-axiales y bi-axiales utilizando un banco de ensayo con 4 actuadores electromecánicos con control independiente y con adquisición automática de los parámetros requeridos, midiéndose el campo superficial de deformaciones por medio de la técnica DIC (análisis digital de imágenes). La geometría de las probetas fue adaptada a los requerimientos del método de manufactura y las muestras seleccionadas se sometieron a diferentes condiciones de carga biaxial hasta su falla. También, se analizaron las microestructuras resultantes del proceso de fabricación y las superficies de fractura obtenidas. Para ello, se utilizaron técnicas metalográficas convencionales y observaciones por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se realizaron, además, simulaciones computacionales de las configuraciones analizadas, ajustadas con los datos experimentales y las condiciones de contorno del problema, para caracterizar los estados tensionales asociados a partir de parámetros representativos. Mediante estos parámetros, fue posible estudiar los mecanismos de falla observados experimentalmente y su dependencia del estado tensional. Los resultados y procedimientos experimentales desarrollados permiten avanzar en la caracterización de la falla dúctil en aceros fabricados por manufactura aditiva, sentando las bases para el desarrollo de modelos de falla más precisos en este tipo de materiales.

1.2. Motivación y alcance

El modelado del comportamiento elastoplástico de un material, el daño que experimenta y la mecánica de fractura son tópicos sumamente importantes para la ingeniería mecánica. Esto aplica, por ejemplo, al análisis de componentes mecánicos complejos o al diseño y mejora de estructuras y la predicción de su confiabilidad. En particular, para los metales, el

estudio de estos fenómenos aplicado a la manufactura aditiva resulta de gran interés, tanto por lo novedoso de este campo, como por la amplitud de posibilidades que propone dicho método de fabricación. Asimismo, es un hecho ampliamente documentado que la aplicación de cargas sobre metales dúctiles genera deformaciones inelásticas acompañadas por procesos de daño y falla local en la micro y meso-escala. La progresiva acumulación de estos fenómenos puede derivar en la fractura de componentes mecánicos y componentes estructurales. Además, los mecanismos de falla a nivel microscópico dependen fuertemente del estado tensional aplicado sobre el material. En este sentido, la triaxialidad de las tensiones (η), junto a la componente desviadora del tensor de tensiones, ejercen una influencia significativa en los procesos de nucleación, crecimiento y coalescencia de los micro-huecos que caracterizan el proceso de falla de los metales dúctiles, afectando su comportamiento a la fractura. Esto se ve reflejado en que, según las condiciones de carga aplicadas, es posible observar variaciones en los procesos mencionados [7], [2]. En concreto, más que definir modos de fractura mutuamente excluyentes, la triaxialidad en un proceso de falla dúctil típico refleja una competencia constante entre diferentes mecanismos de falla, condicionando cuál predomina según las condiciones de carga: la nucleación, crecimiento y coalescencia de micro-huecos, que predomina bajo alta triaxialidad (tensión pura, η cercana a uno) y suele resultar en una superficie de fractura cubierta de “dimples” equiaxiales, y la localización del corte o cizallamiento plástico, que se vuelve dominante a triaxialidades bajas (corte puro, η cercana a cero) y dificulta o tiende a retrasar la nucleación y crecimiento de micro-huecos. En este régimen de baja triaxialidad, es típico que los dimples observables sobre las superficies de fractura resultantes estén elongados. En el extremo opuesto del espectro de triaxialidad, los estados tensionales negativos (compresión, η menores a cero) tienden a suprimir o minimizar los procesos de nucleación y crecimiento de micro-huecos. Tal efecto se debe a la sensibilidad de la nucleación de este tipo de defectos a la tensión hidrostática. Finalmente, los valores de triaxialidad que se sitúan entre los extremos previamente descritos conducen a condiciones intermedias, donde coexisten o se combinan parcialmente los distintos mecanismos de falla. El esquema presentado en Fig. 1.1 ilustra simplícidamente lo explicado [4]. Adicionalmente, si bien la triaxialidad rige esta transición de mecanismos, la caracterización completa del estado desviador, incluyendo la morfología precisa de los micro-huecos, se complementa con la consideración del parámetro de Lode (ω), cuyo efecto no es analizado en profundidad en este trabajo [7], [2].

Consecuentemente, el desarrollo de modelos fenomenológicos para materiales dúctiles requiere un análisis profundo de estos mecanismos de falla en diferentes escalas, así como su dependencia del estado tensional. Estos mecanismos pueden ser analizados utilizando modelos que describan la evolución del daño y que contemplen las variables fundamentales

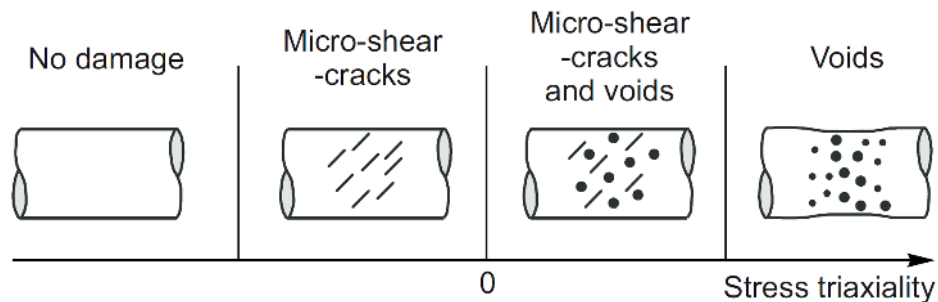


Figura 1.1: Dependencia de los mecanismos de falla respecto de la triaxialidad de las tensiones en metales dúctiles. Reproducido de [9].

involucradas, más el análisis numérico y experimental que permiten cuantificar los estados tensionales involucrados y los parámetros de resistencia del material. Por ejemplo, las propiedades elásticas del material y los coeficientes que caracterizan el endurecimiento por deformación generalmente se determinan a partir de ensayos de tensión uniaxiales con probetas cilíndricas o rectangulares planas [9]. Por otro lado, los estados tensionales y sus componentes desviadoras e hidrostáticas pueden ser calculadas por medio de simulaciones numéricas de cualquier tipo de configuración de carga y geometría para cualquier complejidad.

En este contexto, diseñar probetas que puedan someterse a diferentes condiciones de carga y cubrir un amplio espectro de triaxialidades resulta de especial interés para estudios actuales en el área de la mecánica de fractura. Una de las geometrías de probetas desarrolladas recientemente ha sido la denominada probeta-H [9], de forma cruciforme y con una serie de entallas en su zona central, donde se localizan las deformaciones y el proceso de falla. Esta geometría permite aplicar cargas en dos ejes ortogonales entre sí, de ahí que se hable de ensayos biaxiales al referirse a su aplicación. Esto posibilita la formación de una amplia variedad de valores de triaxialidad de tensiones en sus entallas y, consecuentemente, se hace posible evaluar la relación entre los estados tensionales aplicados y el modo de falla resultante. Este tipo de probetas ya ha sido aplicada para el estudio de metales producidos por métodos de mecanizado y conformado tradicionales con resultados satisfactorios, pero todavía no han sido aplicadas para el estudio de componentes producidos por manufactura aditiva.

Por otro lado, la impresión en 3D de metales ha ganado una importancia significativa en los últimos años, siendo una técnica popular en este campo la fusión de metales en lecho de polvo mediante láser (PBF-LB/M, por sus siglas en inglés). La expansión de esta tecnología implica un desafío significativo: la necesidad de establecer estándares y marcos de trabajo que aseguren su implementación efectiva y segura. La comprensión detallada de los procesos

que intervienen en la fabricación aditiva y la evaluación de sus consecuencias son esenciales para su aplicación exitosa y la confiabilidad del producto final. Aquí se hace importante destacar que los componentes producidos de esta manera generalmente tienen propiedades mecánicas diferentes a aquellos producidos a partir de material base obtenido y mecanizado por medios convencionales. En este contexto, el acero inoxidable AISI 316L, que es ampliamente utilizado en industrias críticas debido a su resistencia a la corrosión y alta ductilidad, resulta de gran interés para aplicar esta tecnología. Además, el comportamiento ante estados de tensión multi-axiales de dicho acero, manufacturado aditivamente mediante PBF-LB/M, aún no ha sido estudiado en detalle y es objeto de investigaciones actuales. En función de esto, el presente proyecto busca caracterizar el acero inoxidable AISI 316L, fabricado mediante PBF-LB/M, por medio de una primera serie de nuevos experimentos biaxiales bajo diferentes estados de tensión, de manera de caracterizar y dar información sobre sus mecanismos de falla. Como se mencionó anteriormente, estos nuevos procedimientos experimentales requieren probetas de geometrías especialmente diseñadas, que permiten la formación de diferentes estados tensionales, utilizando variadas condiciones de carga y posibilitando así el análisis detallado del comportamiento del material para una amplia gama de valores de triaxialidad. De esta forma, el trabajo propuesto combina la investigación del comportamiento de fractura de componentes de acero inoxidable AISI 316L (1.4404), fabricados aditivamente, con el análisis de este nuevo tipo de probetas cargadas biaxialmente.

El desarrollo de este trabajo contempla una serie inicial de ensayos mecánicos bajo diferentes condiciones de carga, utilizando probetas tipo H. La evaluación de los ensayos se llevó a cabo mediante técnicas de correlación digital de imágenes (DIC), que permite evaluar campos de deformación superficiales, y de microscopía electrónica de barrido (SEM), que permite analizar las propiedades y características de la superficie de fractura resultante en cada caso. Para caracterizar los estados tensionales obtenidos y evaluar la aptitud de las geometrías de probeta empleadas para generar o promover diferentes mecanismos de falla ante condiciones de carga variadas, se desarrollaron modelos de elementos finitos. Finalmente, dadas las particularidades del método de manufactura, se caracterizó la microestructura y se la comparó con los rasgos característicos reportados en la literatura para aceros similares, con el fin de establecer el grado de calidad metalúrgica y microestructural resultantes de las variables de proceso utilizadas.

2 Condiciones experimentales

2.1. Material

Para producir las probetas requeridas, se utilizó polvo de acero AISI 316L (1.4404) suministrado por la compañía Oerlikon Metco [20]. La fabricación se llevó a cabo mediante una celda de producción EOS M280 PBF-LB/M equipada con un láser de onda continua de fibra de iterbio de 400 W. La distribución granulométrica del polvo metálico usado fue de 20 a 63 μm , midiéndose los respectivos percentiles en volumen D10, D50 y D90 en 19 μm , 30 μm y 46 μm . El proceso de fabricación se llevó a cabo bajo una atmósfera de gas Argón 5.0, por lo que la concentración de oxígeno residual en la cámara de construcción fue inferior a 1300 ppm. Además, la temperatura de calentamiento de la plataforma de construcción se fijó en 80°C. La estrategia de escaneo utilizada consistió en una rotación en X con un cambio de ángulo de 60° después de cada capa. De esta manera, los parámetros láser específicos utilizados se pueden encontrar en la Tabla 2.1. La composición química del polvo informada por el fabricante se muestra en la Tabla 2.2, junto a los límites establecidos para un AISI 316L convencional.

Tabla 2.1: Parámetros de láser aplicados para la manufactura de probetas

Densidad de energía	[J/mm^3]	65,00
Potencia de láser	[W]	192
Velocidad de escaneo	[mm/s]	750
Espaciado de escaneo	[mm]	0,1
Espesor de capa	[mm]	0,04

Tabla 2.2: Composición química del polvo utilizado y AISI 316L convencional

Elemento	Fe	Cr	Ni	Mo	C	Otro
Polvo para 316L [%]	Bal.	18	12	2	< 0,03	< 1,0
316L convencional [%]	Bal.	16-18	10-14	2-3	< 0,03	P < 0,045; S < 0,03 Mn < 2; Si < 1

Es importante destacar que el material obtenido mediante manufactura aditiva presenta importantes diferencias en sus propiedades mecánicas respecto del mismo acero AISI 316L

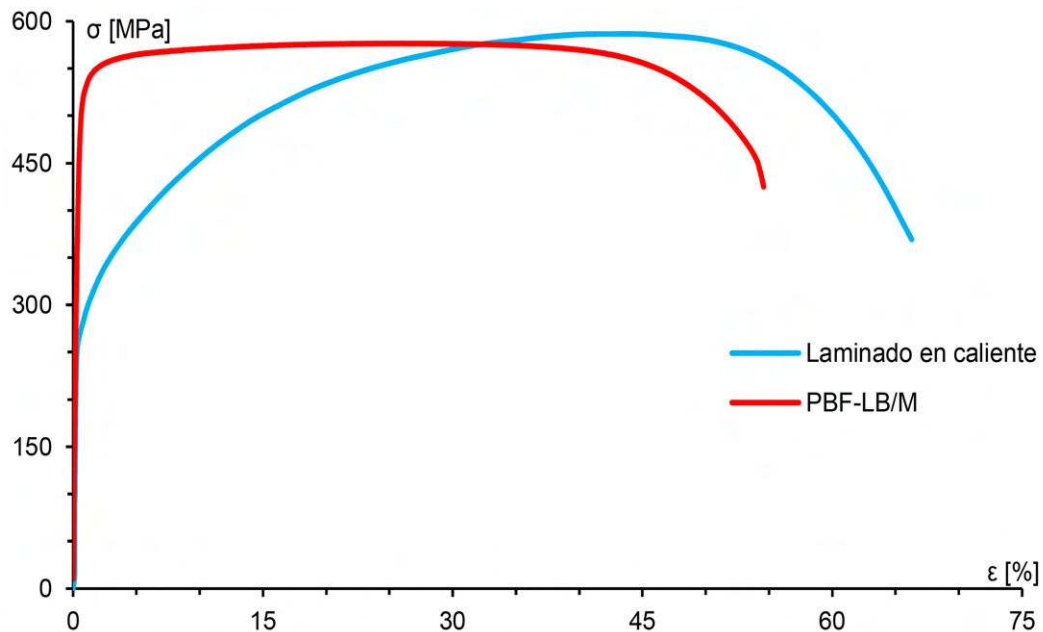


Figura 2.1: Curvas tensión-deformación para AISI 316L fabricado por PBF-LB/M y laminado en caliente - Valores ingenieriles.

cuando se lo trabaja por métodos convencionales, a pesar de tratarse, en lo que respecta a su composición química, del mismo material. En la Fig. 2.1 se muestran los resultados de ensayos de tracción realizados con probetas cilíndricas de 6 mm de diámetro y una distancia de referencia de 15 mm, fabricadas con AISI 316L bajo norma ASTM E606. Se muestran los valores ingenieriles para tensión y deformación. Se muestran dos curvas, una indicando los resultados para probetas producidas por PBF-LB/M y otra para laminado en caliente. El AISI 316L fabricado con PBF-LB/M muestra un límite elástico ($\sigma_{0,2}$) de aproximadamente 460 MPa, considerablemente mayor al AISI 316L laminado en caliente, que presenta un límite elástico de 245 MPa. La resistencia máxima a la tracción presenta valores más cercanos, con 577 MPa para el AISI 316L fabricado con PBF-LB/M y 585 MPa para el AISI 316L laminado en caliente. También se puede observar que estos procesos de fabricación resultan en comportamientos de endurecimiento diferentes. El acero fabricado con PBF-LB/M muestra una tensión relativamente constante en el rango de deformaciones plásticas hasta aproximadamente el 35% de deformación. Por su parte, el acero laminado en caliente se endurece considerablemente durante la deformación plástica hasta la falla [27], [28].

2.2. Componentes a ensayar

Los detalles generales de la geometría de las probetas a fabricar, así como la notación asociada a los experimentos y, en particular, la definición del sistema de referencia, se muestran en Fig. 2.2. Aquí se define una tríada con la dirección longitudinal (eje 1), dirección transversal (eje 2), y la normal al plano 1-2 (eje 3). La geometría de probeta presentada, conocida como probeta tipo H, se caracteriza por cuatro regiones con entallas en dirección perpendicular a F_1 (fuerza en el eje 1) y paralelas a F_2 (fuerza en el eje 2). Debido a esto, la probeta presenta simetría doble. Resulta intuitivo al observar su geometría que es posible obtener una amplia combinación de estados tensionales en sus entallas en función de cómo se carguen los ejes 1 y 2, pudiendo tensionarlos o comprimirlos. El alineamiento de las entallas con los ejes de la probeta permite vincular el estado tensional al eje donde se aplica la carga, lo que aporta simplicidad a los experimentos (por ejemplo, traccionar únicamente el eje 1 produce un estado de tensión pura en la entalla, mientras que traccionar únicamente el eje 2 produce corte puro). La combinación de diferentes condiciones de carga en los ejes de la probeta permite estudiar una amplia variedad de valores de triaxialidad de tensiones en sus entallas. En la Fig. 2.3 se muestra una comparación entre los rangos de triaxialidad alcanzables por diferentes tipos de probetas comúnmente utilizadas para evaluar aleaciones de aluminio y la probeta tipo H [9]. Se observa que, a diferencia de las muestras cargadas uniaxialmente (verde, rojo, azul), que solo permiten el estudio de triaxialidades de tensión limitadas, las muestras cargadas biaxialmente (gris, naranja, amarillo) pueden cubrir rangos más amplios de triaxialidades de tensión, destacándose especialmente la probeta de tipo H.

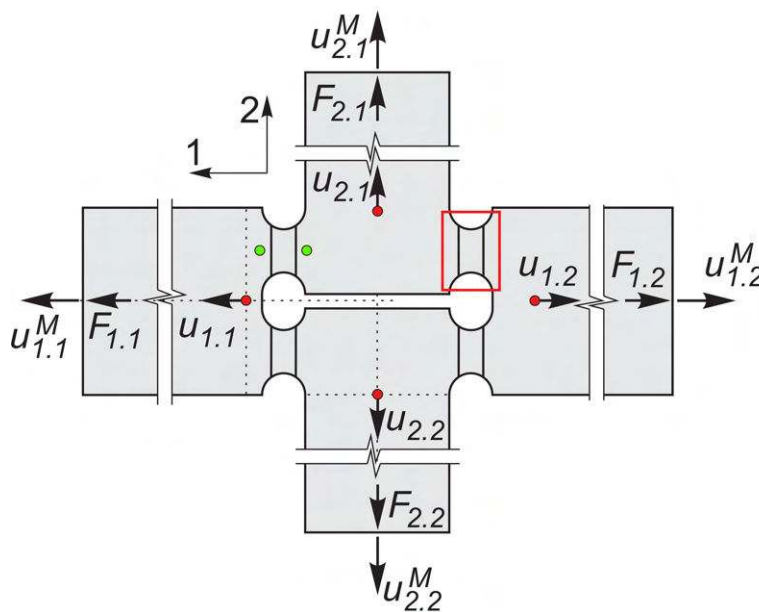


Figura 2.2: Notación y puntos de referencia.

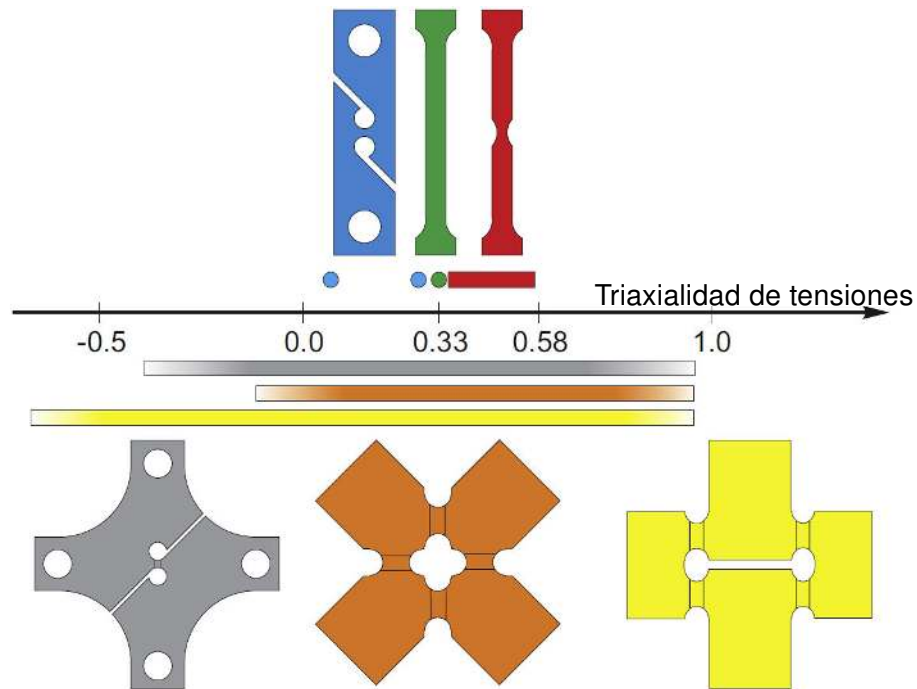


Figura 2.3: Rango de triaxialidad de tensiones alcanzable según la geometría de la probeta utilizada hecha en aluminio. Imágen tomada de [9].

Además, se ha demostrado que los cuatro concentradores de tensiones de la probeta tipo H se comportan de forma muy similar entre sí durante ensayos realizados con materiales dúctiles, como el aluminio, y se ha determinado numéricamente que es posible obtener distribuciones de tensiones relativamente homogéneas en sus áreas transversales [4, 9]. Esto hace que se trate de una geometría de probeta muy apta para caracterizar la falla dúctil en metales y su dependencia respecto del estado tensional, aunque no ha sido utilizada previamente para estudiar materiales de manufactura aditiva. En consecuencia, en el presente trabajo se hace uso de la probeta tipo H para analizar su viabilidad para el estudio de dichos materiales y para caracterizar la falla dúctil del acero AISI 316L obtenido por manufactura aditiva. Para esto se fabrican dos variaciones de la geometría presentada, diferenciándose éstas únicamente en el sistema y largo de sus sujeciones. Es decir, que las dimensiones de su zona central son exactamente iguales. La Fig. 2.4 (a) presenta la probeta H identificada como “corta”, mientras que en Fig. 2.4 (b) se observa la probeta “larga”. Luego, en la Fig. 2.4 (c) se dan dimensiones generales de la zona central de las probetas, mientras que las dimensiones de las entallas se indican en la Fig. 2.4 (d). En el caso de la probeta “corta”, la dimensión total entre extremos de los brazos es de 5 cm, realizándose agujeros cerca de sus bordes externos para permitir asegurar dos piezas de metal en cada brazo a modo de morsas. Los extremos de esta probeta terminan en ángulo para mejorar el agarre mientras se traccionen sus brazos, buscando así evitar deslizamientos. En cuanto a la probeta “larga”, la dimensión total entre extremos

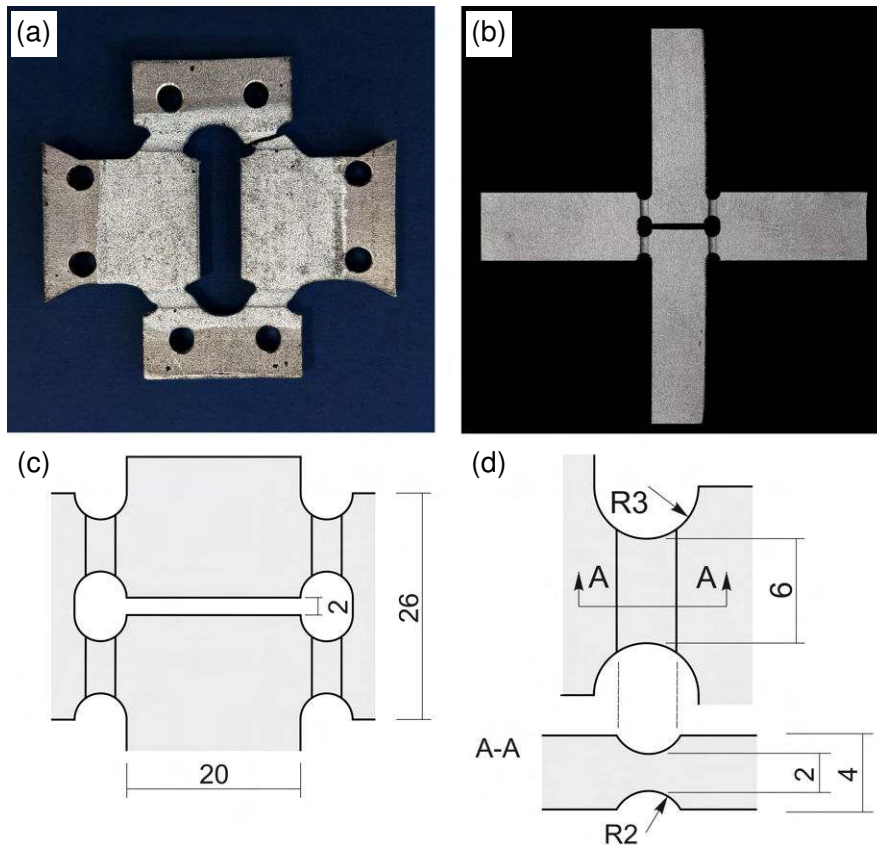


Figura 2.4: Diferentes geometrías a evaluar y dimensiones: (a) probeta corta (rota) - 5 cm, (b) probeta larga - 15 cm, (c) dimensiones generales, (d) detalle entalla. Dimensiones en [mm].

de los brazos es de 15 cm, lo que permite sujetarla mediante morsas convencionales, sin la necesidad de realizar agujeros ni agregar zonas angulares a la geometría para reducir el deslizamiento. En cuanto a la manufactura, nótese que al tratarse de un proceso aditivo, la probeta corta resulta más conveniente de fabricar por necesitar de menos material. Detalles adicionales sobre la sujeción y el equipamiento experimental requerido son proporcionados en la sección 2.3.1.

Al trabajar con manufactura aditiva, resulta adecuado observar la anisotropía del material. Por esto, las probetas largas se fabricaron según dos direcciones de impresión diferentes: una siguiendo el eje 1 y otra siguiendo el eje 2 según el sistema presentado en Fig. 2.2. De esta manera se definieron las direcciones de impresión (printing direction o PD) PD1, coincidente con el eje 1, y PD2, coincidente con el eje 2. Las probetas cortas se fabricaron únicamente en la dirección PD1. En Fig. 2.5 se muestran probetas representativas del conjunto resultante. En la esquina superior derecha de cada imagen se encuentra un símbolo que indica, con una flecha, la dirección de impresión o crecimiento de la pieza, así como el sentido de las capas

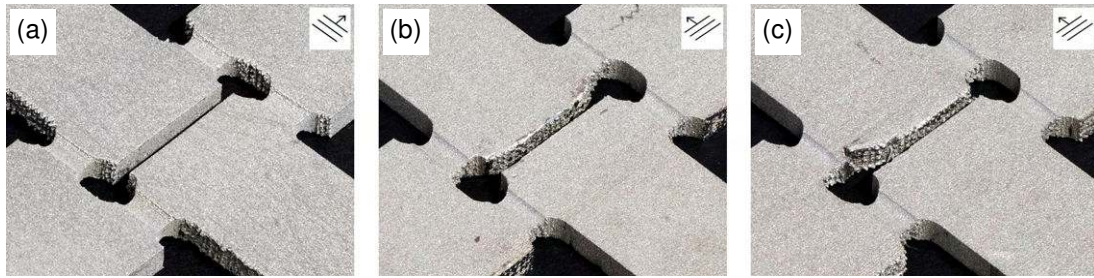


Figura 2.5: Detalle de zona central de probetas representativas, indicando dirección de impresión: (a) PD1, (b) PD2 y (c) PD2 con defecto.

de material con tres líneas paralelas. La probeta presentada en Fig. 2.5 (a) se corresponde con la dirección de impresión PD1, mientras que en Fig. 2.5 (b) se muestra una probeta fabricada según PD2. Ambas fotografías muestran probetas sanas. Sin embargo, en el caso de algunas probetas impresas según PD2, fue posible observar defectos de fabricación. Esto se muestra en la Fig. 2.5 (c), donde es posible ver que, cerca de la entalla superior izquierda en la imagen, no se pudo reproducir la geometría adecuadamente. Adicionalmente, en todas las imágenes resulta posible observar los restos de la estructura de soporte utilizada durante la impresión, estando presente en diferentes laterales de las probetas según en qué dirección fueron fabricadas. Esta estructura es colocada principalmente por razones de flujo de calor, ya que la presencia de material asegura que el calor tenga por donde fluir y mejora los resultados del proceso de manufactura.

2.3. Ensayos y técnicas utilizadas

2.3.1. Ensayos mecánicos

Los ensayos mecánicos fueron realizados en el área de mecánica estructural del Instituto de Mecánica y Estática de la Universidad de las Fuerzas Armadas de Alemania, Múnich. Para los ensayos biaxiales, se utilizó la máquina LFM-BIAX 20 kN, producida por Walter & Bai, Suiza, cuyo set-up se muestra en Fig. 2.6. El sistema de carga está compuesto por cuatro cilindros electromecánicos controlados individualmente y de una carga máxima de ± 20 kN cada uno. Las probetas son fijadas con prensas en las cuatro cabezas de los cilindros utilizando un torquímetro y, durante el transcurso de los ensayos, la máquina reporta los desplazamientos $u_{i,j}^M$ ($i = 1, 2, j = 1, 2$), así como las fuerzas $F_{i,j}$ aplicadas por cada cilindro, véase Fig. 2.2. La idea principal de estos ensayos es que la razón entre las fuerzas $\xi = F_2/F_1$ se mantenga constante durante los ensayos, es decir, que la sollicitación biaxial se mantiene en fase, aunque un leve comportamiento asimétrico es inevitable. Este puede ser causado por

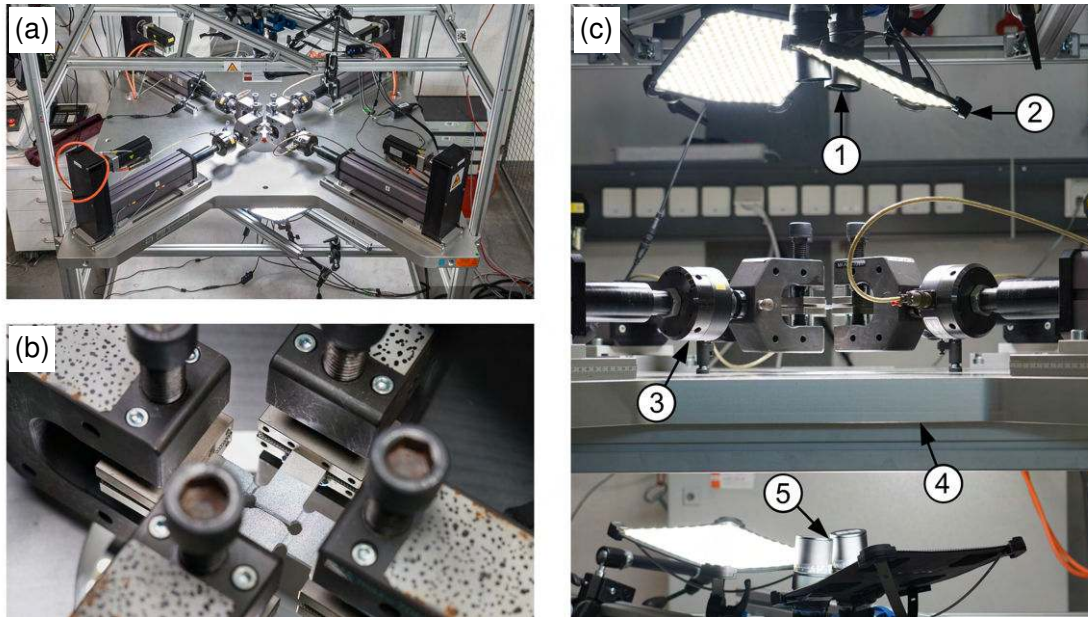


Figura 2.6: Setup experimental biaxial: (a) máquina biaxial, (b) detalle de la sujeción de las probetas y (c) setup DIC. Mediante flechas numeradas se indica: 1- Cámaras superiores, 2- Sistema de iluminación, 3- Cilindro electromecánico con mordaza, 4- Mesa de apoyo, 5- Cámaras inferiores.

las tolerancias de fabricación de la muestra ensayada, una sujeción asimétrica de la misma o desalineamientos en la máquina. Para lidiar con estas condiciones, se utiliza el siguiente procedimiento: el desplazamiento principal de la máquina $u_{2,1}^M$, correspondiente al cilindro 2.1, aumenta a una tasa constante, mientras que el mismo desplazamiento es aplicado en el cilindro 2.2, ubicado en el lado opuesto del mismo eje. Luego, se toma la fuerza generada $F_{2,1}$, se divide por el factor ξ y se aplica sobre el cilindro 1.1. Esto define $F_{1,1}$, que provoca, a su vez, el desplazamiento de máquina $u_{1,1}^M$. A continuación, se aplica el mismo desplazamiento $u_{1,1}^M$ en el cilindro 1.2, ubicado en el lado opuesto del mismo eje. Esta técnica ha demostrado ser muy estable, logrando mantener la relación de carga $\xi = F_2/F_1$ casi constante a lo largo de los experimentos [4]. En las imágenes es posible observar el sistema de DIC utilizado para determinar los valores de deformación superficial. Más información sobre el mismo se da en la sección 2.3.2.

Los experimentos biaxiales fueron realizados exclusivamente con la geometría de probeta larga. La geometría de probeta corta presenta ciertas complicaciones que impidieron el uso de la máquina biaxial. Principalmente, al contar con brazos tan cortos y asegurarse con piezas de metal de ancho considerable, se temía que se produjeran sombras sobre la superficie de las probetas que dificultaran o imposibilitaran la evaluación de los ensayos por DIC.

Ante esta posibilidad, se simplificó el equipamiento experimental utilizado, realizándose únicamente ensayos uniaxiales con esta geometría. El set-up utilizado se muestra en Fig. 2.7. En este caso, se realizaron los ensayos en una máquina Inspekt Table 50 kN-1, provista por Hegewald&Peschke. La misma está compuesta de dos husillos de bolas recirculantes y es accionada por un servomotor, que dota a la máquina de una carga nominal de 50 kN. Se debe prestar especial atención al posicionamiento de las probetas, usándose un nivel de burbuja para verificar su alineación. El apriete de las morsas se realiza con torquímetro. Nuevamente, se determinaron los valores de deformación superficial mediante un sistema de DIC, dándose más información en la sección 2.3.2.

De esta manera, habiendo definido el proceso experimental, la notación utilizada y el sistema de referencia, se indican las condiciones de carga a aplicar durante los ensayos según la proporción $\xi = F_2/F_1$, definidas para cubrir un amplio rango de triaxialidades:

- **0 / 1** Tensión pura
- **1 / 0** Corte puro
- **1 / 1** Tensión superpuesta con corte
- **1 / -1** Compresión superpuesta con corte

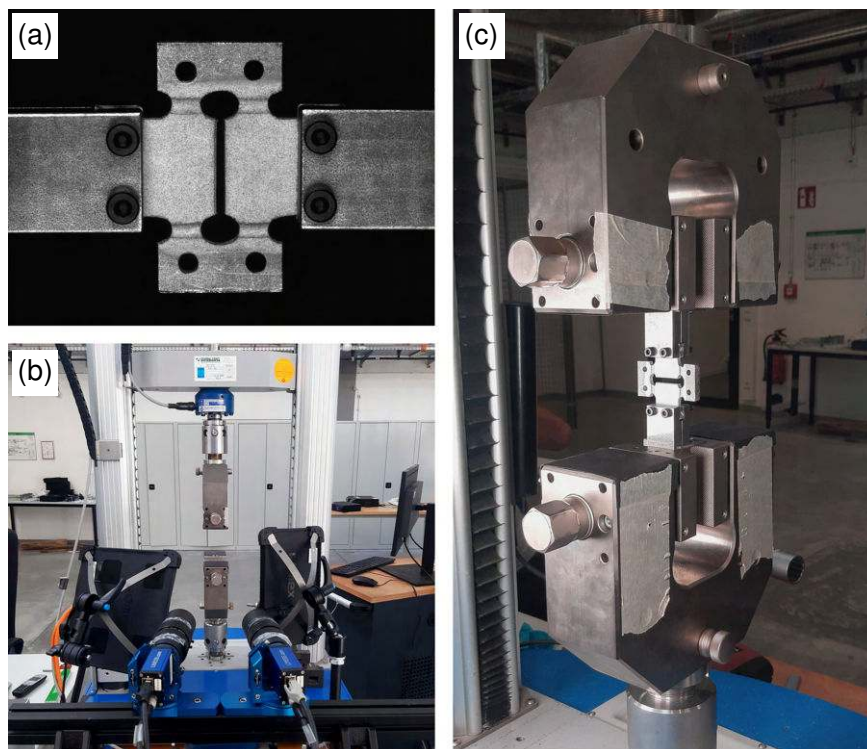


Figura 2.7: Setup experimental uniaxial: (a) detalle de la sujeción de las probetas, (b) setup DIC y (c) máquina uniaxial con probeta colocada.

2.3.2. Técnicas complementarias específicas de medición: DIC

Para establecer una comparación válida entre los resultados numéricos y experimentales de los valores de desplazamiento, es necesario “alinearse” ambos conjuntos de datos. Esto implica utilizar referencias equivalentes en cada caso, asegurando que representen las mismas condiciones de contorno y parámetros de estudio. Cabe destacar que esto no puede lograrse utilizando los desplazamientos registrados en la máquina de ensayos $u_{i,j}^M$, debido a la influencia de la rigidez del equipo y a posibles deslizamientos en la sujeción de las probetas. No obstante, actualmente es posible extraer fácilmente campos de deformación sobre superficies, incluso en regiones pequeñas, mediante técnicas de correlación digital de imágenes (DIC por sus siglas en inglés).

En este contexto, “correlación digital de imágenes” se refiere a la clase de métodos de medición sin contacto que se basan en la adquisición de imágenes de un objeto mediante cámaras especializadas, su almacenamiento y la realización del análisis de dichas imágenes para extraer medidas de forma y desplazamiento de campo completo mientras el objeto se deforma.

Recordando la definición de campo de deformaciones ingenieriles para pequeñas deformaciones ε_{ij} , donde u_{i-j} son las componentes del campo de desplazamientos y x_{i-j} las coordenadas sobre el cuerpo, tenemos que:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (2.1)$$

Esta ecuación permite inferir, de forma intuitiva, la posibilidad de calcular valores de deformación a partir de mediciones sobre el campo de desplazamientos. Adicionalmente, es posible extender este concepto a grandes deformaciones.

El método de DIC funciona realizando el seguimiento de puntos sobre la superficie del objeto estudiado, por lo que cada punto debe poder diferenciarse claramente el uno del otro y del fondo en el que se encuentra. Para esto se aplica un patrón de moteado con pintura negra sobre la superficie del objeto, aplicando previamente una capa de pintura blanca para proporcionar un contraste adecuado. Dicho patrón provee un conjunto de marcadores únicos que pueden ser identificados y rastreados durante el proceso de medición por medio de software especializado. La preparación de la muestra debe realizarse poco antes del comienzo de los experimentos para evitar un curado excesivo del recubrimiento, evitando así su degradación y desprendimiento durante los experimentos.

Un sistema de DIC que incluya una única cámara (sistema monocular) permite realizar mediciones sobre puntos coplanarios, mientras que el uso de más de una cámara (sistema estéreo) permite realizar mediciones sobre campos de desplazamiento en tres dimensiones. En este trabajo se utilizó un sistema de cuatro cámaras para los ensayos biaxiales, dos para cada lado de las muestras. Este tipo de configuración permite no solo registrar desplazamientos sobre la superficie de las probetas, si no también estimar variaciones en su espesor. No se consideró necesario obtener esta información para los ensayos uniaxiales con las probetas cortas, por lo que se usaron únicamente dos cámaras para observar un solo lado de las muestras.

Un parámetro comúnmente utilizado en el análisis de los datos de DIC es la deformación equivalente de Von Mises, ϵ_v^{eq} . Para este parámetro, la formulación más general está dada por la siguiente ecuación:

$$\epsilon_v^{eq} = \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2} \quad (2.2)$$

De esta manera se obtiene la deformación equivalente en valores verdaderos, siendo ϵ_1 , ϵ_2 y ϵ_3 las componentes principales del tensor de deformaciones. En este trabajo se utilizó el software Istra4D de Dantec Dynamics para procesar los campos de desplazamiento obtenidos experimentalmente, que cuenta con métodos específicos para el cálculo de este parámetro.

El equipo utilizado para medir el campo de desplazamientos tridimensional sobre la superficie de la muestra analizada fue proporcionado por Dantec/Limes [11]. La configuración en estéreo del equipo constó de dos o cuatro cámaras de 6,0 Mpx, como ya se explicó anteriormente, equipadas con una lente de 75 mm. Para evitar la formación de sombras y reflejos en las regiones de interés de la muestra, se instalaron los sistemas de iluminación Fomex FL-B50 y Fomex FL-B25. Además, todas las cámaras fueron calibradas según un sistema de coordenadas común mediante un objetivo de calibración especial provisto por el fabricante. Este objetivo tiene una grilla calibrada sobre su superficie que le permite ser reconocido por las cámaras y, así, determinar la posición relativa de cada una y de la muestra. La evaluación de los datos se realizó con el software Istra 4D suministrado junto con el sistema. La preparación de las muestras se hizo siguiendo las instrucciones indicadas previamente y la región de interés de cada probeta tuvo un tamaño de 2752x2206 píxeles (50x40 mm aproximadamente). El tamaño de píxel (la relación entre el tamaño físico del elemento observado y del sensor) se promedió en aproximadamente 55 px/mm y se realizó la evaluación de los datos con un tamaño de faceta de 33 px y un solapamiento de 11 px en ambas direcciones, dando un total de 2,5 evaluaciones por mm. Además, la precisión del sistema informada

por el fabricante es de 0,01 px en desplazamientos tridimensionales. Teniendo en cuenta los datos informados, se estimó que la incertidumbre de medición en los puntos reportados se encuentra en el orden de los 0,4 μm . Por otro lado, durante el transcurso de los ensayos, los desplazamientos $u_{i,j}^M$ así como las fuerzas aplicadas $F_{i,j}$ se transfirieron y almacenaron con los conjuntos de datos del sistema de DIC a una frecuencia de 1,0 Hz. Para reportar los desplazamientos, en el caso de los ensayos biaxiales se seleccionaron las referencias mostradas como puntos rojos en Fig. 2.2. La diferencia entre estos desplazamientos refleja el movimiento relativo de estos puntos en sus respectivos ejes, como se expresa en la siguiente ecuación:

$$\Delta u_{\text{ref}.i} = u_{i,1} - u_{i,2} \quad (2.3)$$

Por el modo de sujeción de las probetas cortas, no resulta posible utilizar los mismos puntos para evaluar el desplazamiento en el eje 1, ya que no hay suficiente material que pueda quedar a la vista de las cámaras. En su lugar se utilizaron los puntos verdes mostrados en la misma Fig. 2.2, funcionando, por lo demás, exactamente igual que el caso anterior. Además, en todos los casos se reporta la fuerza aplicada por eje como el promedio entre los valores asociados a sus dos cilindros correspondientes, como expresa la siguiente ecuación:

$$F_i = \frac{F_{i,1} + F_{i,2}}{2} \quad (2.4)$$

Se aclara que, por su ubicación, los puntos seleccionados como referencia para las mediciones de DIC entregan una suerte de “promedio” del desplazamiento de la superficie de la muestra. Debe entenderse entonces a las curvas de fuerza-desplazamiento mostradas en el presente trabajo como utilizando un desplazamiento “nominal”.

2.3.3. Caracterización microestructural

La caracterización de la microestructura se realizó sobre muestras de dos probetas cortas ensayadas en tres zonas diferentes: entalla fracturada, entalla sin fracturar y zona alejada de la entalla (bulk), de manera de poder estudiar diferentes niveles de daño y evaluar cambios microestructurales asociados al proceso de deformación. A su vez, para cada zona se tomaron dos muestras, de manera de poder trabajar con superficies paralelas a la dirección de impresión y perpendiculares a la misma o para observar diferentes perfiles de fractura. Las tareas experimentales se llevaron a cabo en el laboratorio de metalografía y microscopía óptica perteneciente al Área metalurgia del INTEMA. Cabe aclarar que para este análisis únicamente

se disponía de muestras fabricadas según la dirección de impresión PD1. La Fig. 2.8 presenta el detalle de las zonas utilizadas para la observación metalográfica, identificadas con color rojo. Las figuras Fig. 2.8 (a) y (b) ilustran los cortes sobre el concentrador de tensiones y aplican tanto para las entallas fracturadas como sin fracturar. Las figuras Fig. 2.8 (c) y (d) representan las muestras tomadas para observar el material sin deformar. Los casos de carga analizados fueron el 0 / 1 y el 1 / 0.

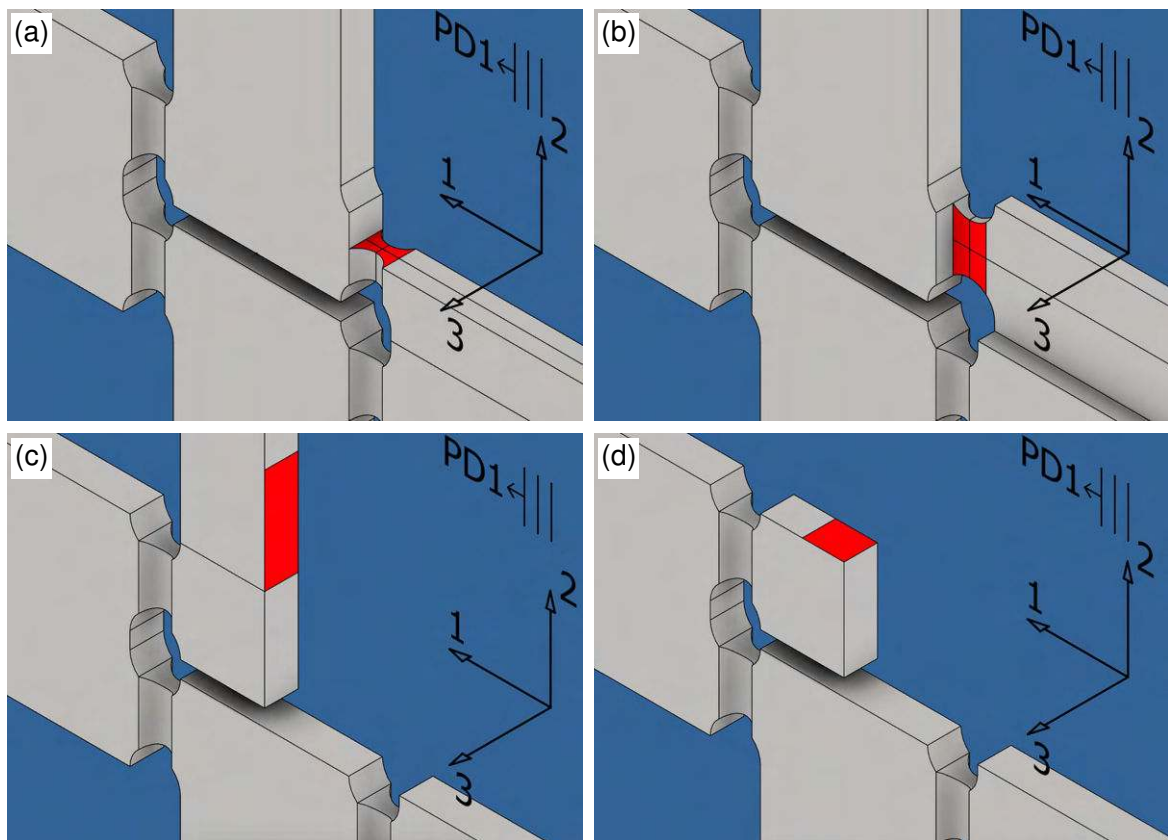


Figura 2.8: Cortes realizados para micrografías en entallas, (a) y (b), y en el bulk, (c) y (d). En rojo se destacan las partes sobre las que se toman las muestras.

En cuanto al procedimiento experimental, el corte de las muestras fue realizado con una cortadora metalográfica de disco diamantado de bajas revoluciones y lubricada con aceite, con el objetivo de minimizar los efectos inducidos por el proceso de corte. Posteriormente, las superficies a analizar fueron incluidas en una pieza de baquelita para su mejor manipulación. El proceso de desbaste se realizó con lijas a agua de diferentes granulometrías, desde lija grano 120 a 1200. El pulido final se realizó en paño con una suspensión de partículas de alúmina de $0,3 \mu\text{m}$ en agua. A causa de la gran susceptibilidad al rayado de las piezas, se debió tener especial cuidado en su manipulación para preservar su integridad. Previo al ataque químico de la superficie, se realizó una observación microestructural para evaluar la

calidad metalúrgica, en términos de inclusiones, y defectos asociados a cavidades de contracción, porosidad y falta de fusión. Finalmente, para la observación y caracterización de la microestructura se utilizó el reactivo V2A (solución de 100 ml de HCl concentrado, 100 ml de HNO₃ y 100 ml de agua destilada), calentándolo a 60 °C y sumergiendo y manteniendo la muestra entre 30 y 50 segundos. En muestras con niveles altos de deformación, se aumentó la temperatura a 70°C, lo cual proporcionó un mejor contraste.

Las observaciones ópticas metalográficas se realizaron usando un microscopio Leica DMI3000 M con cámara digital asociada. El postprocesamiento de las imágenes se realizó mediante el uso del software de procesamiento digital de imágenes Image Pro-Plus®.

Un ejemplo de las muestras utilizadas se da en Fig. 2.9. Debido a las dimensiones de las probetas, algunas de las muestras resultaron de un tamaño muy reducido, especialmente en el caso de las muestras tomadas sobre la entalla, cuya sección transversal central es de tan solo 2x6 mm. Bajo esta consideración, las muestras se agruparon en varias inclusiones metalográficas en bakelita.

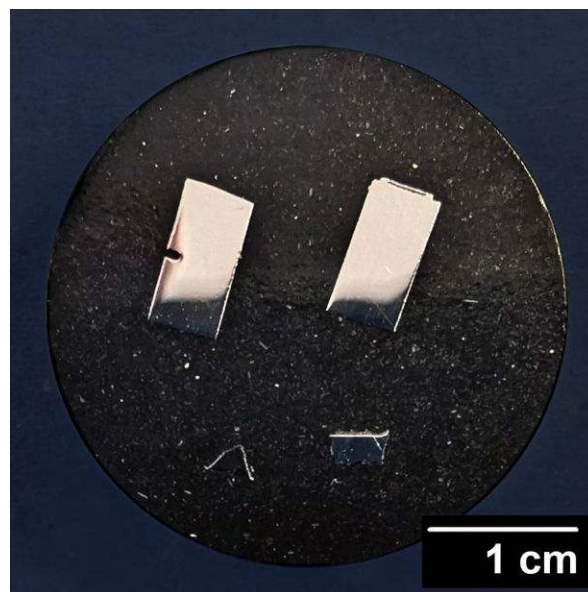


Figura 2.9: Muestras incluidas en bakelita. Nótase el reducido tamaño de las mismas.

2.3.4. Técnicas para el análisis de superficies de fractura

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas fueron observadas mediante microscopía electrónica de barrido. El microscopio electrónico de barrido (SEM, por scanning electron microscope) es un tipo de microscopio electrónico capaz de producir imágenes de alta resolución de la superficie de una muestra mediante interacciones electrón-materia. A diferencia de la microscopía óptica, que utiliza luz visible para formar la imagen, el SEM

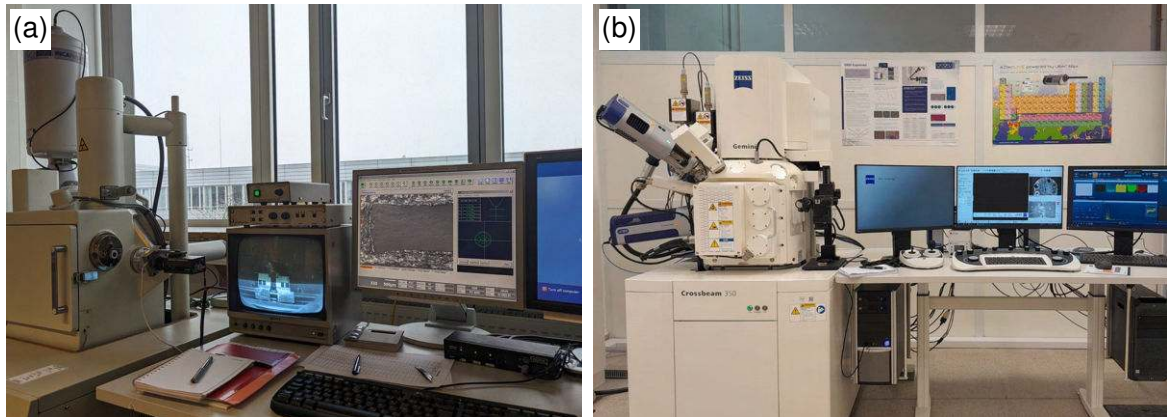


Figura 2.10: Microscopios electrónicos de barrido utilizados. Se observa SEM utilizado en la Universidad TUM, Múnich (a) y en INTEMA-UNMDP-CONICET, Mar del Plata (b). Se pueden apreciar las cámaras de vacío, los diferentes sensores y las pantallas utilizadas para el control.

emplea un haz de electrones que interactúa con los átomos de la muestra, produciendo diversas señales que contienen información sobre su composición y la topografía de su superficie. Esto le permite alcanzar resoluciones significativamente superiores a la microscopía óptica, incluso menores a 1 nanómetro, y obtener una gran profundidad de foco. Esta última característica resulta especialmente ventajosa para el análisis de superficies de fractura, ya que permite mantener en foco regiones con variaciones topográficas pronunciadas. En el modo SEM más común, los electrones secundarios emitidos por átomos excitados por el haz de electrones se detectan mediante un detector Everhart-Thornley. El número de electrones secundarios detectables y, por lo tanto, la intensidad de la señal, depende, entre otras cosas, de la topografía de la muestra. Adicionalmente y con el fin de obtener mayores detalles microestructurales, se hizo uso de este mismo tipo de microscopía para realizar observaciones metalográficas.

Para la caracterización química de ciertos elementos del material, como sus inclusiones, se utilizó la técnica de EDS. La Espectroscopía de Rayos X de Dispersión de Energía (EDS) permite el análisis elemental químico de una muestra dentro de un microscopio electrónico (SEM, TEM, FIB). Cuando un material es estimulado por un haz de electrones, un electrón de un orbital inferior puede ser expulsado, dejando un hueco. Este hueco puede ser llenado por un electrón de un orbital de mayor energía. En ese caso, un rayo X de energía equivalente a la diferencia entre ambos orbitales puede ser liberado. Cada elemento de la tabla periódica puede emitir rayos X de ciertas energías características. El EDS analiza y cuantifica la composición elemental de la muestra con una resolución nanométrica gracias a la identificación de estos rayos X.

En cuanto a la preparación de las muestras, la mayoría de los SEM solo requieren que estas sean conductoras. La muestra generalmente se recubre con una capa de carbono o una capa delgada de un metal, como el oro, para darle carácter conductor, aunque en el caso del trabajo aquí presentado no será necesario, ya que se trabaja con un material que ya es conductor por sí mismo. Posteriormente, se barre la superficie con electrones acelerados que viajan a través del cañón y se forma la imagen a partir de la señal recibida en el detector.

En la Fig. 2.10 se observan los microscopios electrónicos de barrido utilizados en el desarrollo de este trabajo. La Fig. 2.10 (a) muestra el SEM utilizado en la Universidad TUM, Múnich, mientras que en la Fig. 2.10 (b), se presenta el Microscopio Electrónico de Barrido de Emisión de Campo (FE-SEM) Zeiss Crossbeam 350 con EDS/EBSD/FIB con magnificación máxima de 100000X perteneciente al Laboratorio de Microscopía electrónica del INTEMA-UNMDP-CONICET.

2.3.5. Técnicas para la medición de la dureza

La medición de dureza macro se llevo a cabo mediante el método Vickers, con una carga de trabajo de 30Kg, en un durómetro universal Ibertest modelo DU 256. Las mediciones se realizaron sobre la superficie de probetas cortas para los casos 0/1 y 1/0 en zonas alejadas de las entallas una vez ya habían sido ensayadas. Luego, a partir de muestras pulidas tomadas de las mismas probetas, se realizaron mediciones de micro-dureza Vickers. Para esto, se utilizó un microdurómetro digital PMH-1000 con una carga de 2,98 N durante 15 segundos. En este caso, las mediciones se realizaron en partes que presentaban distintos niveles de deformación plástica, con el objetivo de evaluar el efecto de la deformación inducida y las diferencias microestructurales asociadas a las distintas regiones de la probeta.

3 Teoría, simulación y modelado

3.1. Parámetros característicos

La deformación y el modo de falla de los metales no se relacionan únicamente con el material en sí mismo, sino también con el estado tensional que este soporta, por lo que su estudio resulta de interés [22]. En este contexto, usar el tensor de tensiones para caracterizar un estado tensional puede resultar poco conveniente, por lo que es común utilizar parámetros escalares adimensionales más simples para este propósito, ya que, cuando son adecuadamente utilizados, pueden condensar información útil sobre el objeto de estudio. Así pues, el comportamiento de los materiales muchas veces es descrito por medio de la tensión hidrostática y la tensión equivalente de Von Mises (asociada a la componente desviadora del tensor de tensiones), dadas por las ecuaciones (3.1) y (3.2) respectivamente:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{3}I_1 = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (3.1)$$

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{3}J_2 = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (3.2)$$

Aquí, σ_i denotan tensiones principales, con $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. Además, I_1 es el primer invariante del tensor de tensiones y J_2 es el segundo invariante del tensor desviador de tensiones.

Resulta conveniente entonces trabajar con el parámetro de compresión hidrostática adimensional η , dado por (3.3):

$$\eta = \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{\text{eq}}} = \frac{I_1}{3\sqrt{3}J_2} \quad (3.3)$$

Dicho parámetro, comunmente nombrado como triaxialidad de tensiones, es ampliamente usado en las teorías de mecanismos de falla para caracterizar el comportamiento tanto dúctil como frágil. Con la definición dada, se pueden asociar valores particulares a diferentes estados tensionales característicos. Por ejemplo, para casos dominados por tensión, la triaxialidad toma valores cercanos a uno, mientras que para casos dominados por corte, toma valores cercanos a cero. Al existir compresión, puede tomar valores negativos.

Además de la triaxialidad, el ángulo de Lode es otro parámetro importante del estado tensional que afecta la deformación y la falla de los metales. Matemáticamente, se define en la ecuación (3.4), quedando:

$$\omega = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad \text{con} \quad \sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3 \quad (3.4)$$

Para comprender este parámetro es necesario repasar una serie de conceptos previos. En primer lugar, se define al espacio de tensiones principales como aquel sistema de coordenadas formado por las tres tensiones principales (σ_1 , σ_2 y σ_3), donde cada punto describe completamente un estado tensional diferente. Este espacio resulta útil, por ejemplo, para visualizar criterios de falla en la forma de superficies de fluencia. La superficie de fluencia de un material es una construcción abstracta que engloba el conjunto de tensiones admisibles dentro de un sólido deformable elastoplástico. De esta manera, la frontera de la región de tensiones admisibles constituye, precisamente, dicha superficie de fluencia. Algunas de las superficies más utilizadas son la de Von Mises, dada por un cilindro de base circular y longitud infinita, con su eje en la trisectriz del sistema, y la de Tresca, similar a la anterior pero con base prismática de seis lados en lugar de circular. Todos estos elementos se pueden observar en Fig. 3.1. También pueden observarse otros elementos de importancia: el eje hidrostático y el plano desviador. Recordemos que un estado tensional puede descomponerse según sus componentes hidrostática y desviadora. La primera componente controla cambios volumétricos y su representación geométrica corresponde a la proyección del punto (σ_1 , σ_2 , σ_3) sobre la recta $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$. Esta recta es la trisectriz o eje hidrostático. La segunda componente controla los cambios de forma o distorsiones y no produce cambios de volumen. El plano donde se ubica la componente desviadora en el espacio de tensiones principales se denomina plano desviador.

Una vez repasados estos conceptos, podemos pensar en las componentes hidrostática y desviadora como partes de su propio sistema de coordenadas. Primero se define una coordenada axial z coincidente con el eje hidrostático, sobre el que se obtiene un punto con la componente hidrostática del tensor de tensiones $\bar{\sigma}$. La magnitud de la componente desviadora, representada por la tensión equivalente σ_{eq} , se convierte en una coordenada radial sobre el plano desviador. Finalmente, para poder definir cualquier estado tensional en este sistema, se utiliza una coordenada angular sobre este mismo plano. Esta componente angular se conoce como Ángulo de Lode (θ) y da información sobre qué tensión principal predomina para una dada componente desviadora. La representación geométrica de este nuevo sistema de referencia se da en Fig. 3.2, comparándolo contra el sistema convencional de tensiones principales.

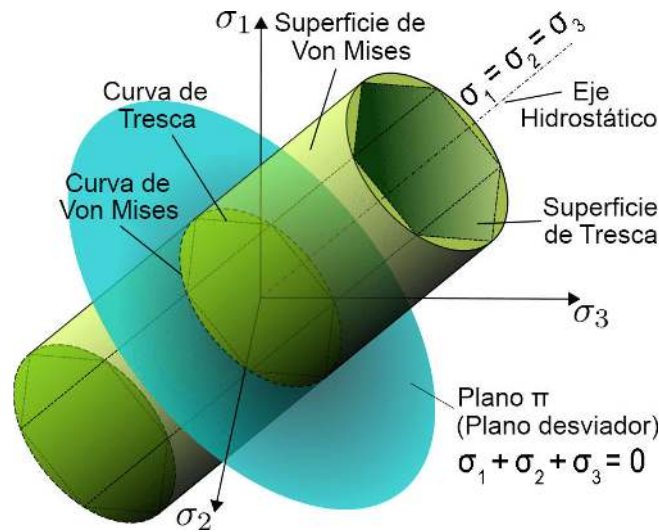


Figura 3.1: Espacio de tensiones principales y superficie de fluencia de Von Mises y Tresca. Reproducido de [32].

El sistema de coordenadas así definido tiene la ventaja de facilitar el trabajo con parámetros de cálculo simple y asociables a efectos físicos medibles, como distorsiones o cambios volumétricos. Además, se asocia de forma natural a la superficie de fluencia de Von Mises. Esto facilita el modelado y la interpretación experimental. En este sentido, el ángulo de Lode ha sido estudiado por su efecto sobre la evolución de la forma y el volumen de los huecos producidos durante la falla dúctil y, por lo tanto, es sabido que posee influencia en el desarrollo del mecanismo de falla dúctil en metales. Sin embargo, las particularidades de su efecto son actualmente objeto de investigación y es estudiado principalmente cuando el análisis de la triaxialidad no resulta suficiente [12], [7].

Existen múltiples definiciones de parámetros a partir del ángulo de Lode, la usada en este trabajo es la propuesta originalmente por el Dr. Walter Lode en 1926, ya vista en la ec. (3.4) [21], [12]. Sin embargo, es posible relacionar este parámetro al ángulo de Lode explicado anteriormente, tal y como se muestra en la ec. (3.5):

$$\omega = \frac{-1 + \sqrt{3} \tan(\theta)}{1 + \frac{1}{\sqrt{3}} \tan(\theta)} \quad (3.5)$$

Resulta claro entonces que todas las condiciones de carga posibles pueden caracterizarse por el conjunto de parámetros definido (η, ω) , ya que condensa información sobre el tensor de tensiones en el sistema de referencia recién explicado. Varios estados tensionales encontrados en ensayos “clásicos” de plasticidad y fractura pueden caracterizarse de forma única mediante estos parámetros, mostrándose algunos de estos casos en la Tabla 3.1 [2].

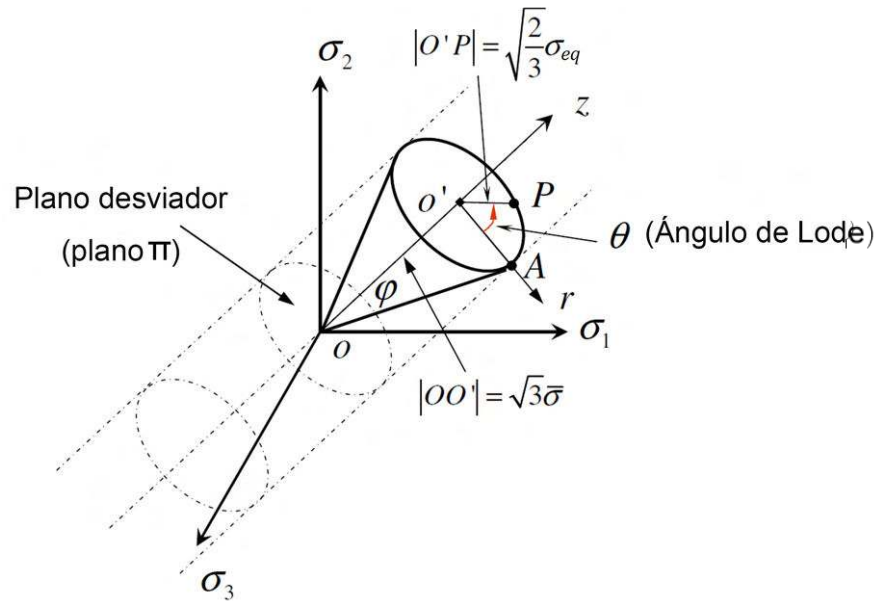


Figura 3.2: Tres tipos de sistemas de coordenadas en el espacio de tensiones principales. Imágen reproducida de [2].

Tal y como han sido definidos, tanto la triaxialidad de tensiones como el parámetro de Lode estarán comprendidos entre 1 y -1. Adicionalmente, los valores medios de la triaxialidad de tensiones y el parámetro de Lode sobre el área transversal en el centro de la entalla se definen a partir de las ecuaciones (3.6) y (3.7) respectivamente, donde S representa el área de la sección transversal correspondiente:

$$\bar{\eta} = \frac{1}{S} \int_S \eta \, ds \quad (3.6)$$

$$\bar{\omega} = \frac{1}{S} \int_S \omega \, ds \quad (3.7)$$

Para poder caracterizar el estado tensional en el presente trabajo, se calculan η y ω mediante el modelado numérico de los ensayos realizados. Se da más información al respecto en la siguiente sección.

Tabla 3.1: Algunos tipos de probetas clásicas para calibración de plasticidad y fractura. Tabla adaptada a partir de [2].

Tipo	Valores analíticos para triaxialidad de tensiones η	Parámetro de Lode ω
Barras redondas lisas, tensión	$\frac{1}{3}$	-1
Torsión o corte	0	0
Cilindros, compresión	$-\frac{1}{3}$	1
Tensión plana equi-biaxial, tensión	$\frac{2}{3}$	1
Tensión plana equi-biaxial, compresión	$-\frac{2}{3}$	-1

3.2. Modelado numérico

3.2.1. Ley de endurecimiento de Voce

Debido a que en los ensayos realizados se llevan las muestras hasta la falla, para poder caracterizar los estados tensionales presentes y evaluar la aptitud de las probetas empleadas con el fin generar o promover diferentes mecanismos de falla, los modelos de elementos finitos deben ser capaces de representar el comportamiento del material adecuadamente a altas deformaciones. Para esto, se considera el comportamiento de endurecimiento plástico del material como no lineal isotrópico y se aplica un modelo conocido como Ley de Voce. Este funciona aproximando el comportamiento plástico del material con la combinación de un término lineal y uno exponencial, como se presenta en Fig. 3.3. La evolución del límite elástico σ_y para este modelo se especifica mediante la ecuación (3.8) [3]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + R_0 \varepsilon^{pl} + R_\infty \left(1 - e^{-b\varepsilon^{pl}}\right) \quad (3.8)$$

Para poder aplicar el ajuste, primero se deben calcular los parámetros correspondientes, que son: σ_0 , tensión de fluencia inicial, R_∞ , la diferencia entre la tensión de saturación y la tensión de fluencia inicial, R_0 , la pendiente de la tensión de saturación y b , el parámetro de endurecimiento que gobierna la tasa de saturación del término exponencial. El término ε^{pl} representa la deformación plástica verdadera. Por su parte, para el comportamiento elástico del material se utiliza un modelo lineal típico. Es posible obtener estos parámetros a partir de un ensayo uniaxial para caracterizar modelos más complejos.

Teniendo en cuenta los datos obtenidos de un ensayo de tracción realizado sobre una probeta cilíndrica de sección calibrada de 6 mm de diámetro y longitud de referencia de 15

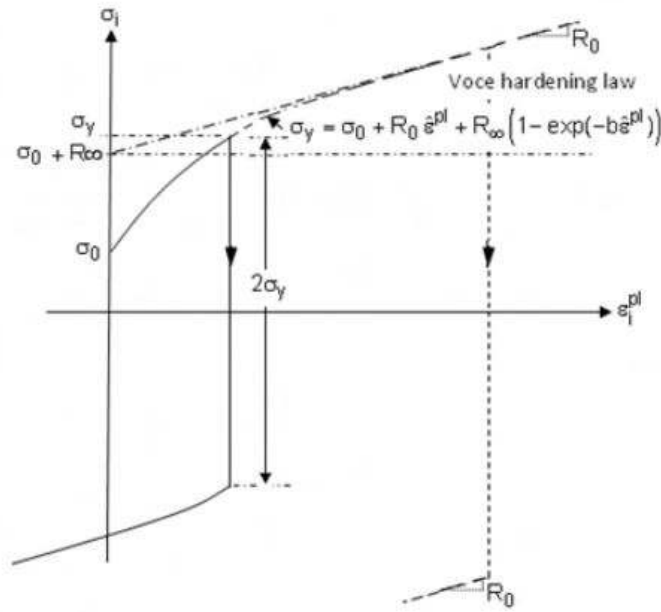


Figura 3.3: Formulación de la implementación de la Ley de Voce. Reproducida de bibliografía de ANSYS, [3].

mm, impresa con el mismo material y los mismos parámetros de fabricación que las probetas biaxiales, se aplica el modelo presentado para realizar el ajuste. La curva obtenida de dicho ensayo se muestra en Fig. 3.4 (a).

Para poder usar estos valores de tensión-deformación experimentales, el modelo presentado requiere que primero se transformen los valores ingenieriles a valores verdaderos (también llamados valores logarítmicos o de Hencky), por lo que se hace uso de las ecuaciones (3.9) y (3.10) mostradas a continuación, con σ y ϵ siendo los valores de tensión y

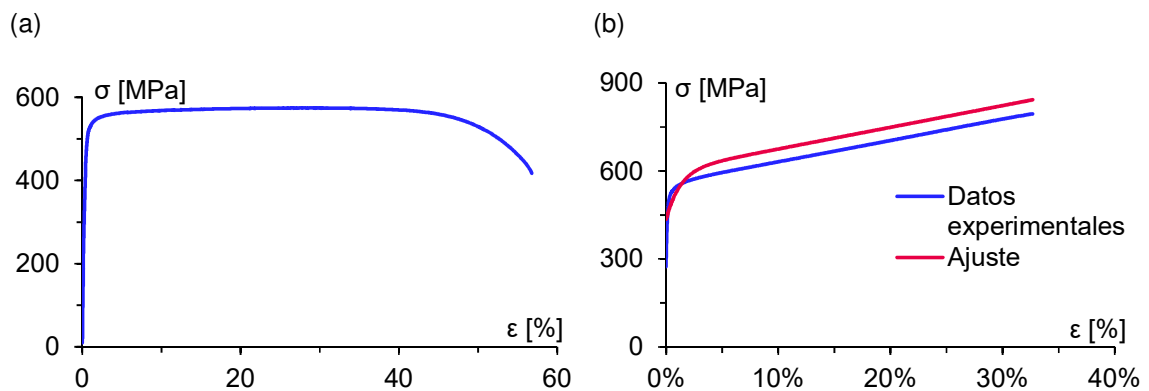


Figura 3.4: Ensayo de tracción uniaxial: (a) ensayo de tracción uniaxial en valores de tensión-deformación ingenieriles, (b) ajuste por Ley de Voce, valores reales.

deformación ingenieriles y σ_V y ε_V los valores verdaderos:

$$\varepsilon_V = \ln(1 + \varepsilon) \quad (3.9)$$

$$\sigma_V = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (3.10)$$

Ya que la ecuación de la Ley de Voce trabaja con valores correspondientes a la deformación plástica verdadera, ε_V^{pl} , se calculan estos en la ecuación (3.11) sustrayendo la deformación elástica a la deformación total, siendo E el módulo de Young:

$$\varepsilon_V^{pl} = \varepsilon_V - \frac{\sigma_V}{E} \quad (3.11)$$

Luego, se descartan los valores de la curva correspondientes a la aparición de estricción, puesto que el modelo deja de ser válido en esta condición. De esta manera, es posible obtener una curva que puede ser ajustada con la ecuación presentada. Así, los parámetros elásticos y plásticos utilizados para las simulaciones numéricas se dan en la tabla 3.2.

Nótese que el ajuste de la parte plástica no coincide a la perfección con la curva experimental mostrada (Fig. 3.4 (b)). Esto se debe a dos motivos: en primer lugar, se seleccionó una tensión máxima mayor a la experimental. Esto es porque al iterar en las simulaciones, se observó que la carga máxima obtenida numéricamente era consistentemente menor a la experimental en todos los casos de carga. En segundo lugar, se tomó como tensión de fluencia inicial a la dada por el 0,02 % de deformación plástica, en lugar de la que se obtiene para el 0 % según la ecuación dada para ε_V^{pl} . Dada la verticalidad del segmento elástico de la curva, pequeñas variaciones en el cálculo del módulo de Young llevan a variaciones muy grandes

Tabla 3.2: Parámetros utilizados en simulaciones numéricas.

Constante	Propiedad	Valor
E	Módulo de Young	140000 [MPa]
ν	Módulo de Poisson	0,3
σ_0	Tensión de fluencia inicial	436 [MPa]
R_∞	Coficiente exponencial	165 [MPa]
R_0	Coficiente linear	740 [MPa]
b	Parámetro de saturación exponencial	80

en la definición del valor de tensión de fluencia, siendo entonces esto una fuente de error significativa. El valor seleccionado de esta manera presenta los mejores resultados y está dentro del margen de confianza.

Una vez que se cuenta con los parámetros del ajuste aplicando la Ley de Voce, es posible realizar las simulaciones elasto-plásticas correspondientes a todos los casos de carga.

3.2.2. Construcción del modelo

Se busca realizar un análisis elasto-plástico para obtener los campos de deformación en la probeta, entre otros parámetros. Para esto se deben replicar las mismas 4 condiciones de carga aplicadas en los ensayos, de manera de obtener en las entallas tensión pura, corte puro y combinaciones de tensión con corte y compresión con corte. Como ya fue mencionado, la condición más importante de los ensayos es que se mantenga constante la razón entre las fuerzas $\xi = F_2/F_1$, por lo que resulta necesario que la misma condición se cumpla en las simulaciones. Por condiciones propias del software utilizado se decide simular los experimentos aplicando desplazamientos (en el modelo presentado, ANSYS tiende a experimentar problemas de convergencia al trabajar aplicando fuerzas). Para esto, resulta necesario diseñar una rutina que, al aplicar desplazamientos en ambos ejes de la probeta (casos 1/1 y 1 - 1), obtenga las fuerzas producidas en cada eje, las compare e itere para ajustar el valor de dichos desplazamientos de manera de mantener constante el valor de ξ . Los casos de carga simple (0/1 y 1/0) no requieren de iteración, así que es posible modelarlos aplicando un desplazamiento constante. Para resolver problemas de naturaleza iterativa resulta útil desarrollar un script usando el módulo de ANSYS APDL.

Debido a las características de la geometría presentada, resulta necesario modelar el problema en 3D. Para esto se aplican condiciones de simetría según las posibilidades de la geometría cruciforme de la probeta. Para mantener la consistencia con lo presentado hasta el momento, se mantiene el sistema de referencia de ejes 1, 2 y 3 presentado anteriormente, ubicado en el centro de la probeta. De esta manera, la probeta presenta simetría respecto de todos los planos de trabajo.

En cuanto a la estrategia de discretización, se busca usar elementos estructurados para tener una malla regular con elementos poco distorsionados. Para que esto sea posible, se deben realizar particiones a la geometría. También se utiliza un tamaño de elemento considerablemente menor en el concentrador de tensiones. El resultado de lo mencionado hasta el momento puede ser visto en Fig. 3.5 (a). Por los requisitos de iteración explicados anteriormente, que aumentan considerablemente el tiempo de cómputo, resulta preferible utilizar

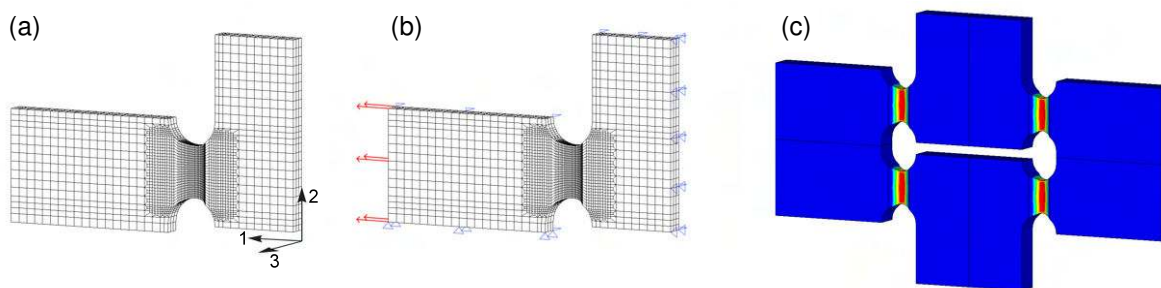


Figura 3.5: (a) Geometría y mallado, (b) condiciones de contorno y carga (caso 0/1), (c) ejemplo de deformación equivalente calculada (caso 0/1)

elementos lineales, por lo que se seleccionan los elementos SOLID185, de tipo "ladrillo" de 8 nodos.

Para construir el modelo, se restringen los desplazamientos del plano 1-2 (plano medio respecto del espesor) en la dirección 3, del plano 1-3 (mitad de la zona de sujeción ubicada según la dirección 1) en la dirección 2 y del plano 3-2 (mitad de la zona de sujeción ubicada según la dirección 2) respecto de 1. Luego, se aplican las cargas (desplazamientos) sobre la sección transversal de la probeta en el extremo del eje correspondiente según el caso en cuestión. No se modela el largo de los extremos para fijación en su totalidad para ahorrar elementos en el mallado, aunque estos deben tener un largo mínimo de manera de que se represente fielmente los ensayos. En Fig. 3.5 (b) se ilustran las condiciones de contorno mencionadas, junto con la condición de carga del caso 0/1 a modo de ejemplo. Estas condiciones son aplicadas sobre todos los nodos de sus respectivas áreas.

A modo de ejemplo, en Fig. 3.5 (c) se muestran los resultados de deformación equivalente (Von Mises) para el caso 0/1, luego de aplicar condiciones de simetría a la visualización para ilustrar el modelo descrito. Los datos numéricos obtenidos a partir de estos modelos son validados al compararlos con sus respectivos valores experimentales en el capítulo 4.2.

4 Resultados

4.1. Ensayos mecánicos

Los resultados de los ensayos uniaxiales realizados con las probetas cortas se presentan en la Fig. 4.1, en forma de curvas de carga-desplazamiento compuestas a partir de datos del sistema de DIC (desplazamiento nominal). Se usaron como referencia para los desplazamientos los puntos vistos en Fig. 2.2, verdes en el caso de desplazamientos en el eje 1 y rojos en el caso de desplazamientos en el eje 2. Un esquema resumiendo las referencias y datos del ensayo se muestra en el lado derecho de cada uno de los gráficos mencionados. En el caso de las referencias indicadas en verde, se calcula el desplazamiento total como el doble del dado para esta referencia. Se hace de esta manera por la interferencia de las mordazas y sus sombras en las imágenes, que impiden seleccionar puntos más convenientes. Cada color de curva corresponde a un ensayo diferente para poder diferenciarlos, mostrándose los casos 0/1 y 1/0 en las figuras a) y b) respectivamente.

Lo irregular de las líneas, la gran variación entre experimentos del mismo tipo y las caídas de carga en el caso 1/0 evidencian claramente la existencia de problemas en estos ensayos. En lo que respecta a la irregularidad de las líneas y las caídas de carga, se puede afirmar que son producto del deslizamiento de la probeta o su soporte al aplicarse la tracción. Esto es confirmado al comprobarse la existencia de rayas en los soportes de las probetas, que indican que fueron dañados al deslizar sobre las morsas. La apariencia de las caídas de carga

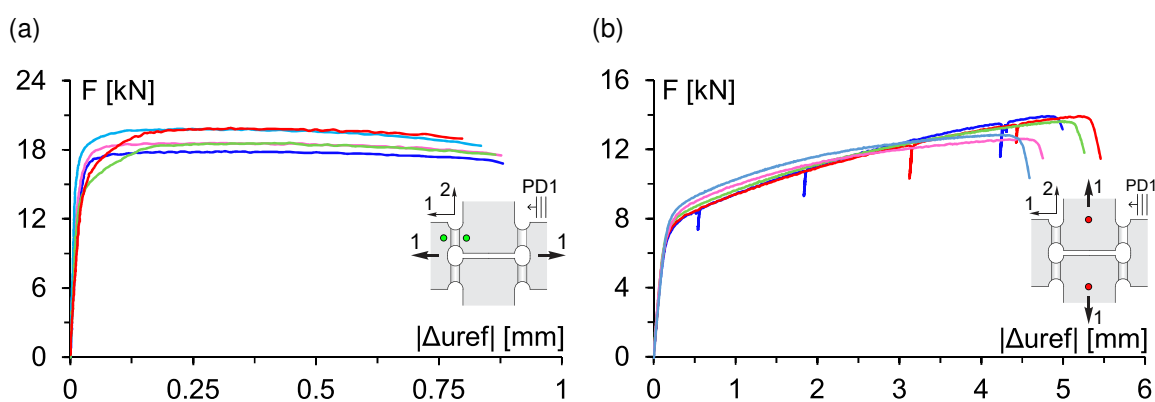


Figura 4.1: Ensayos uniaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/0. Se identifican direcciones 1 y 2 y dirección de impresión PD1.

se justifica en que se está midiendo desplazamientos con DIC mediante software especializado, que elimina el desplazamiento de cuerpo rígido de la probeta. De esta manera, lo único que se observa son descargas que se recuperan elásticamente siguiendo el mismo camino por donde se descargó. En cuanto a la gran dispersión presente, especialmente grave por afectar parámetros característicos de las curvas, como la transición entre elasticidad y plasticidad, la carga máxima y la pendiente elástica, es posible relacionarla al montaje y posicionamiento de las probetas y su soporte en el equipo. Se pudo verificar la existencia de cierto juego entre los soportes y las muestras, siendo, además, posicionadas en la máquina con el uso de un nivel de burbuja (a falta de un mejor sistema para alinear adecuadamente el conjunto con el eje de tracción). Adicionalmente, al revisar las imágenes tomadas durante los ensayos, fue posible observar movimiento en los tornillos de fijación, por lo que las tolerancias de fabricación parecen ser insuficientes. Todo esto puede contribuir a que la probeta no esté correctamente alineada con el eje de carga mientras se la ensaya, produciendo un comportamiento asimétrico en sus entallas y, por lo tanto, experimentos inconsistentes al iterar. Como consecuencia de estas complicaciones, sumadas a los condicionamientos impuestos por el uso de esta geometría sobre el equipamiento experimental (ver Cap. 2.3.1), no se profundiza el análisis de los resultados más allá de este punto.

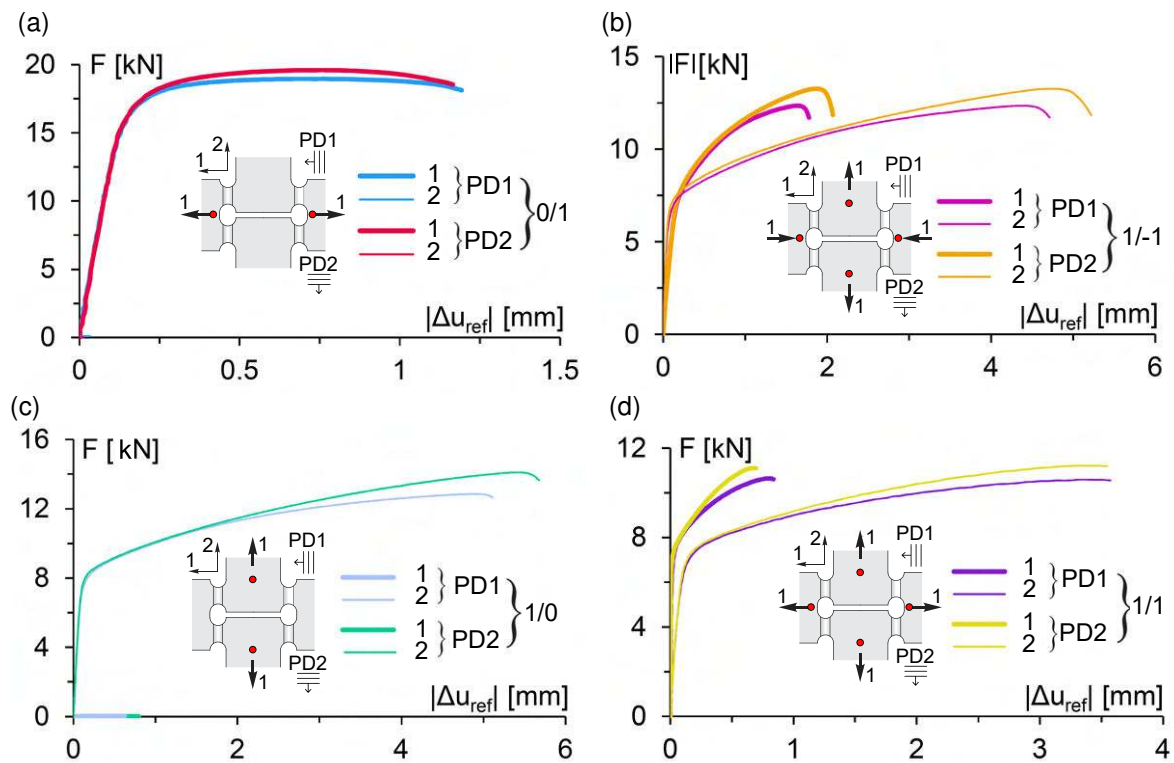


Figura 4.2: Ensayos biaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (F en valor absoluto) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.

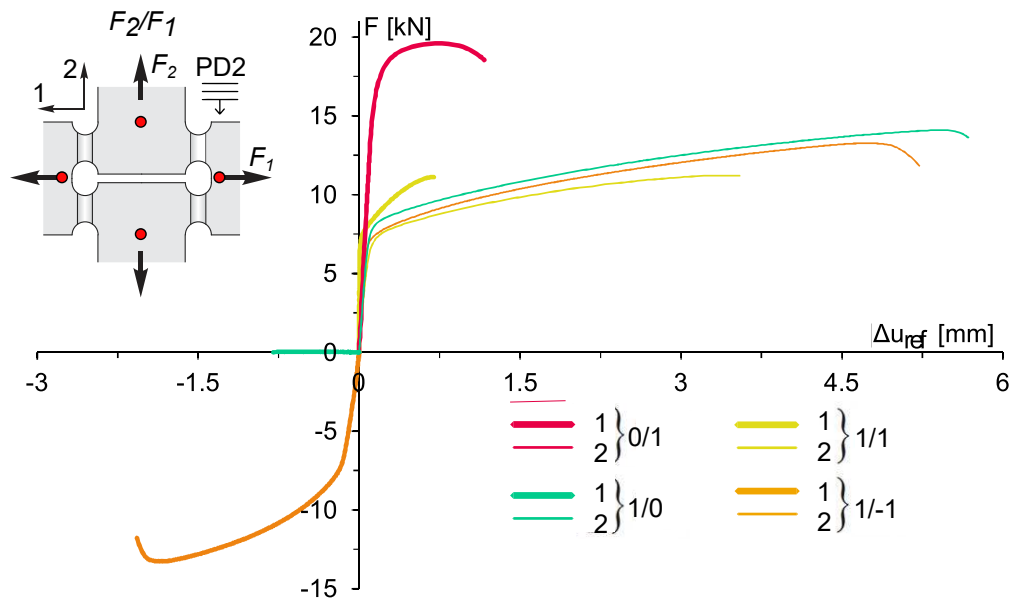


Figura 4.3: Curvas fuerza-desplazamiento - Comparación para dirección de impresión PD2. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente.

Por otro lado, en la Fig. 4.2 se presentan los resultados de los ensayos realizados con las probetas largas, mostrándose las curvas de fuerza-desplazamiento nominal consideradas representativas para las cuatro configuraciones de carga y habiéndose usado como referencia los puntos rojos vistos en Fig. 2.2. Nuevamente, se incluye un esquema resumiendo las referencias y datos del ensayo en cada uno de los gráficos mencionados. Se realiza un mínimo de 2 ensayos por cada caso de carga y cada dirección de impresión. Nótese que las curvas correspondientes a cargas en el eje 2 se grafican con línea fina, mientras que en el eje 1, se trazan con línea gruesa. La correspondencia de cada curva con las direcciones 1 o 2 se indican en los mismos gráficos con los números correspondientes para mayor claridad. Además, por cada gráfico, cada color representa una dirección de impresión diferente, también aclarada en las imágenes como PD1 o PD2, ilustrándose la dirección de apilamiento de capas de material y, adicionalmente, la dirección de las cargas aplicadas. Luego, todos resultados para la dirección de impresión PD2 son presentados en un único gráfico en Fig. 4.3 para poder contrastarlos con mayor facilidad. En este caso, aprovechando las pocas diferencias entre ambos conjuntos de curvas, se omiten las correspondientes a la dirección de impresión PD1 para facilitar la diferenciación entre los diferentes casos de carga.

En todos los casos, para cada dirección de impresión se muestra una única curva de cada condición de carga aplicada, que es tomada como representativa del conjunto. Para esto, se considera representativa a la curva que presente valores intermedios de algunos de

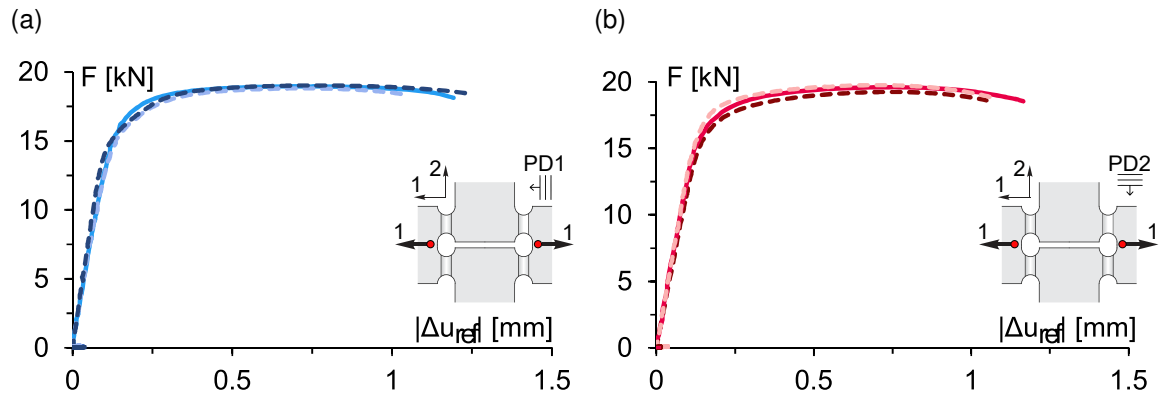


Figura 4.4: Ensayos biaxiales - Curvas fuerza-desplazamiento en caso 0/1 PD1, (a), y PD2, (b). Se muestra el buen acuerdo entre ensayos.

sus parámetros característicos (pendiente elástica, fluencia y carga máxima) entre todos los presentes en el conjunto de ensayos. En general, la dispersión de los mismos es baja y su caracterización estadística escapa del alcance de este trabajo. También podría haber un efecto de tamaño debido a las reducidas dimensiones de las probetas, fenómeno que tampoco es analizado aquí. Para ilustrar el buen acuerdo entre ensayos, se muestran en Fig. 4.4 los resultados de todas las pruebas realizadas con la condición 0/1 en ambas direcciones de impresión. Siguiendo el criterio mencionado, las curvas seleccionadas fueron las graficadas en línea continua, mientras que las omitidas se muestran en línea punteada.

Es posible observar diferencias en el comportamiento entre las diferentes direcciones de impresión en la región plástica de las curvas. En general, se observa que para cada caso de carga, la dirección PD2 alcanza cargas mayores a PD1, así como mayores desplazamientos en los casos de carga combinados, existiendo diferencias despreciables en régimen elástico. El caso de carga $F2/F1 = 0/1$ (carga aplicada solamente en el eje 1) alcanza con diferencia la carga más alta, con $F1(PD2) = 19,6 \text{ kN}$ y $F1(PD1) = 19,0 \text{ kN}$, por lo que en comparación con otros casos el desplazamiento relativo resulta pequeño: $\Delta u_{ref,1}(PD2) = 1,17 \text{ mm}$ y $\Delta u_{ref,1}(PD1) = 1,19 \text{ mm}$. En el eje 2 ($F2 = 0 \text{ kN}$) casi no existe desplazamiento. Bajo carga de corte (1/0) se producen fuerzas de hasta $F2(PD1) = 12,8 \text{ kN}$ y $F1(PD2) = 14,1 \text{ kN}$. Los desplazamientos relativos máximos asociados son $\Delta u_{ref,2}(PD1) = 5,1 \text{ mm}$ y $\Delta u_{ref,2}(PD2) = 5,7 \text{ mm}$, significativamente mayores que en el caso de carga 0/1. En el eje 1, sin carga, se observan desplazamientos de hasta $u_{ref,1}(PD1) = 0,63 \text{ mm}$ y $u_{ref,1}(PD2) = 0,8 \text{ mm}$. Los otros casos de carga (1/ - 1 y 1/1) alcanzan cargas máximas levemente menores que el caso de carga 1/0 respecto de las mismas direcciones de impresión, viéndose además mayores desplazamientos relativos bajo compresión superpuesta, 1/-1, que bajo tensión superpuesta, 1/1. En este sentido, los casos de cargas combinadas representan condiciones intermedias entre los casos simples.

4.2. Simulaciones numéricas

Mediante los procedimientos desarrollados en la sección 3.2, se realizaron modelos de elementos finitos en ANSYS, haciendo uso de la herramienta de scripting APDL. Se utilizaron elementos SOLID185, un tipo de elemento tridimensional lineal de 8 nodos. A partir de estos modelos es posible obtener valores de fuerza-desplazamiento en los mismos puntos en los que se evalúan los ensayos, por lo que es posible comparar ambos conjuntos de datos. Los resultados generales se presentan en Fig. 4.5, donde se muestran, superpuestas sobre los datos experimentales, las curvas obtenidas por ANSYS. Al igual que en figuras anteriores, el eje 2 se grafica con línea fina y el eje 1 con línea gruesa. Estos ejes son identificados en las imágenes con el sistema de referencia 1-2, junto a datos adicionales sobre los ensayos y probetas. Las curvas obtenidas de simulaciones se muestran en negro. Se mantienen los colores y nomenclatura utilizadas previamente. La calidad del ajuste del modelo a las curvas experimentales se evalúa separando el análisis en los tramos elástico y plástico.

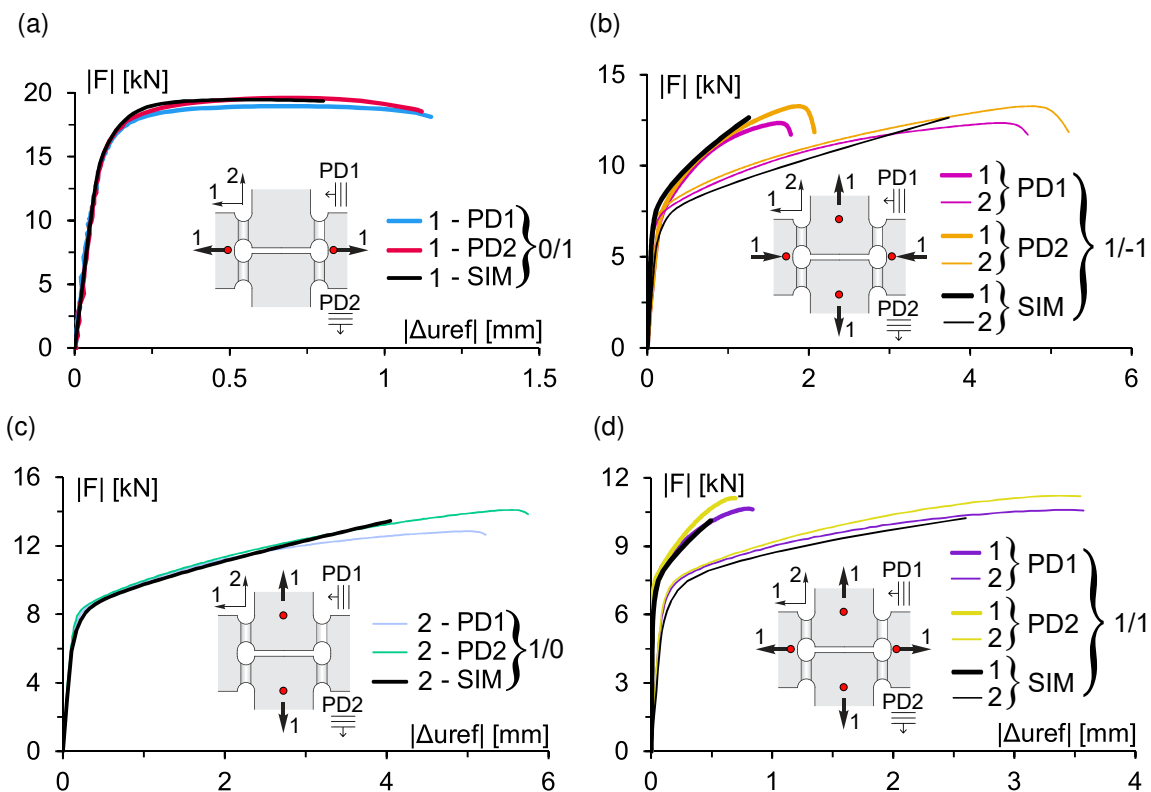


Figura 4.5: Simulaciones y datos experimentales - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (F en valor absoluto) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.

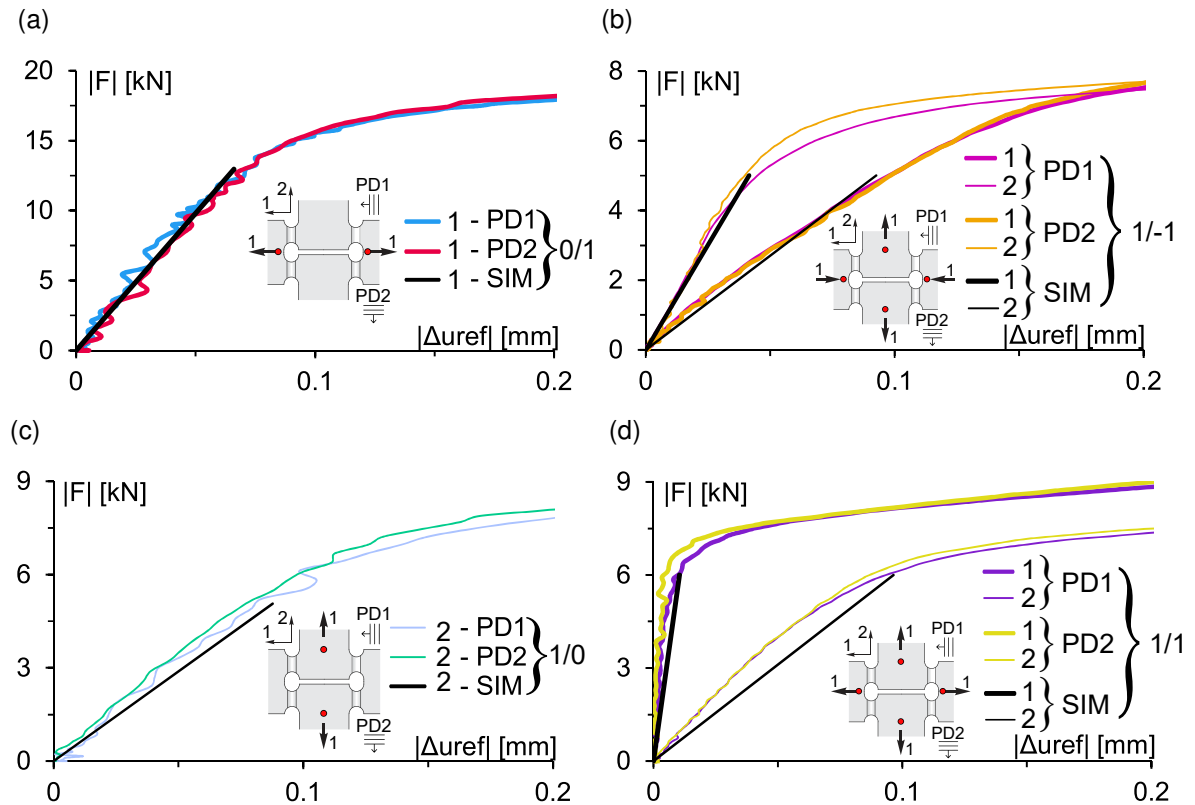


Figura 4.6: Ajuste en zona elástica - Curvas fuerza-desplazamiento según condición de carga: (a) 0/1, (b) 1/ - 1, (c) 1/0 (nótese el valor absoluto de F) y (d) 1/1. Se distinguen ejes 1 y 2 con línea gruesa o fina respectivamente y direcciones de impresión PD1 y PD2 con diferentes colores.

El ajuste del modelado elástico se muestra en Fig. 4.6, aumentando la escala del eje $|\Delta_{uref}|$ para observar mejor la región correspondiente. La precisión de los resultados se entiende como la calidad del ajuste lineal a la zona elástica de los datos tomados como base. Se procede entonces a tratar de cuantificar el error cometido. La variabilidad de los datos en la zona elástica, así como las diferencias entre un caso de carga y otro, dificultan la selección de algún valor representativo para determinar el fin de la zona elástica y realizar cálculos y comparaciones. Se utiliza entonces regresión por mínimos cuadrados para ajustar la parte lineal de los datos experimentales y se comparan las rectas obtenidas para estimar el error. Se muestra el caso 0/1 a modo de ejemplo en Fig. 4.7.

Vemos que la dispersión de los datos es baja y se ajustan bien a una recta, obteniéndose valores de R^2 entre 0,98 y 0,99. La recta promedio resultante es:

$$\bar{Y} = \bar{m}X + \bar{b}$$

$$\bar{Y} = \frac{198,17+189,98}{2} X + \frac{0,1466-0,2231}{2}$$

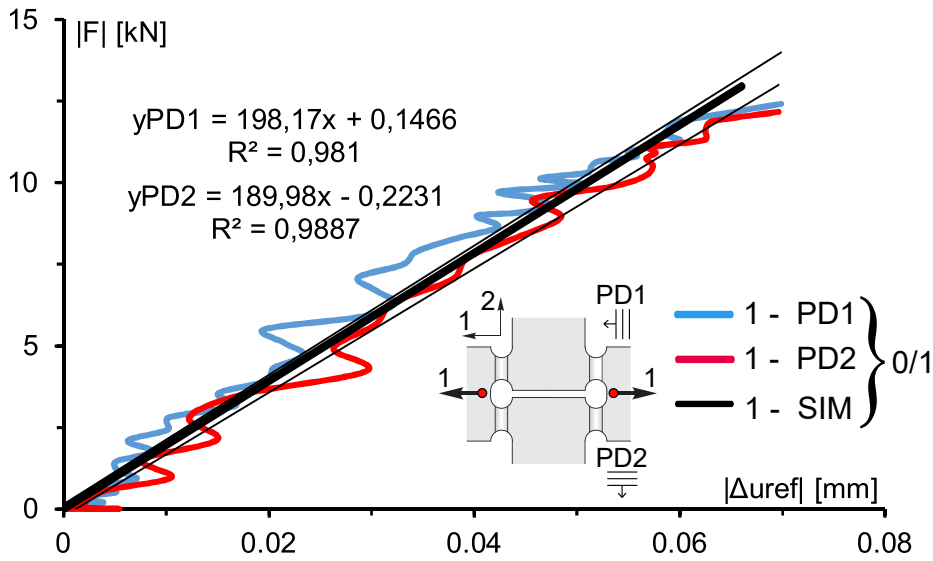


Figura 4.7: Resultados de simulación junto a ajuste por mínimos cuadrados para PD1 y PD2 en caso 0/1.

$$\bar{Y} = 192,8X - 0,038$$

Cambiando de notación:

$$|\bar{F}| = 192,8 |\Delta u_{ref,1}|$$

Nótese que también se eliminó el término independiente. Este valor está relacionado a movimientos de cuerpo rígido en la probeta, y su valor también da una idea del error en el proceso. Sin embargo, el desplazamiento del rígido es eliminado en la medición por medio de software de DIC, con el que se obtuvieron las curvas fuerza-desplazamiento en un principio, lo que lleva al bajo valor de \bar{b} y lo hace despreciable para el análisis.

De la simulación por ANSYS se obtiene:

$$|F| = 196,27 |\Delta u_{ref,1}|$$

El error, medido como diferencia porcentual entre las pendientes obtenidas resulta entonces:

$$Err = 100 \frac{196,27 - 192,8}{192,8} = 1,8\%$$

Repetiendo para todos los casos se obtienen los datos de error presentados en la Tabla 4.1. Los valores asociados de \bar{R}^2 (R^2 promediado entre direcciones de impresión para cada eje) de las rectas experimentales se muestran en la Tabla 4.2.

Tabla 4.1: Error porcentual por caso en ajuste lineal

Eje \ F_2/F_1	0/1	1/0	1/ - 1	1/1
1	1,8	-	-40	99,3
2	-	-11,5	-24,4	-59,6

Tabla 4.2: Valor de \bar{R}^2

Eje \ F_2/F_1	0/1	1/0	1/ - 1	1/1
1	0,98	-	0,79	0,99
2	-	0,99	0,998	0,99

Para estudiar estos resultados se debe tener en cuenta, además de lo ya visto, la escala a la que se está trabajando. El error medido de la manera presentada tenderá a dar resultados relativamente altos porque se está trabajando con valores muy bajos de $\Delta u_{ref,i}$ y con rectas muy verticales, lo que hace que variaciones a simple vista pequeñas en las rectas acarreen una diferencia porcentual grande en el valor de sus pendientes. Por otro lado, aunque en el régimen elástico la carga recién está comenzando a ser aplicada, lo que produce una mayor dispersión en los datos (especialmente notable por la escala utilizada en el eje $|\Delta u_{ref}|$ de los gráficos presentados, viéndose “ruido” en las curvas), los datos responden adecuadamente a un ajuste lineal, hecho evidente por los altos valores de \bar{R}^2 mostrados. Nótese que al trabajar con valores tan bajos de $\Delta u_{ref,i}$, el impacto de estos valores de error es ínfimo al observar el comportamiento global (Fig. 4.5).

Sin embargo, uno de los casos, 1/ - 1, resulta destacable, al presentar este una anomalía respecto del resto de casos. Si bien a primera vista pareciera que el ajuste es similar a los demás, se debe notar que las rectas dadas por la simulación en realidad aparecen invertidas, es decir, la que debería ajustarse a la dirección 1 parece ajustarse a la dirección 2 y viceversa. A partir de ello es que el error calculado resulta considerablemente mayor a las otras condiciones de carga. El hecho de que las simulaciones se ajusten mejor a los ejes opuestos es probablemente coincidencia, lo destacable es el aumento de la imprecisión de los resultados que parece indicar que el modelo no predice de forma adecuada la respuesta elástica del material al cambiar de tensión a compresión. Es notable que el comportamiento plástico luego se ajusta adecuadamente al esperado para los ejes correspondientes. Es decir, las diferencias se limitan a pequeñas deformaciones. Aunque la incapacidad del modelo lineal elástico presentado para reproducir adecuadamente el comportamiento visto es llamativa, el presente trabajo sólo tiene en cuenta un estudio general del comportamiento elastoplástico,

centrándose en las grandes deformaciones, donde esta anomalía en la elasticidad tiene poco impacto y, por lo tanto, no es analizada en profundidad.

Respecto de los resultados en régimen plástico (Fig. 4.5), existen diferencias en el ajuste según que caso se analice. En el caso 0/1, el ajuste es consistente en casi todo el dominio, estando los valores numéricos comprendidos entre los experimentales para ambas direcciones de impresión, excepto una vez superado el milímetro de desplazamiento ($|\Delta u_{ref}|$). Esto es esperable porque el modelo aplicado no tiene en cuenta el proceso de falla del material, que ocurre luego de alcanzada la carga máxima y el consecuente avance y localización de la deformación plástica equivalente. Al aproximar el comportamiento plástico de esta manera, resulta imposible modelar la última etapa del comportamiento de la probeta en cualquier caso de carga. Algo similar sucede en el caso 1/0, en el cual se observa en los resultados experimentales un cambio considerable en la pendiente hacia el final de la curva que, por la misma razón mencionada anteriormente, no resulta posible modelar. El ajuste pierde precisión para los casos de carga combinados, donde además del mismo inconveniente para modelar el proceso de falla, pueden observarse diferencias más importantes en el comportamiento del material. Para estos casos vemos que ya no se predice de forma tan exacta la transición entre régimen elástico y plástico y que los valores de fuerza se alejan de la dispersión experimental, especialmente en grandes deformaciones. El caso con mayores diferencias respecto de los experimentos es nuevamente el caso 1/ - 1, esperable por las dificultades que surgieron al modelar el tramo lineal de este experimento, sumándose a las observaciones aquí realizadas sobre el modelo.

Las observaciones realizadas deben ser puestas en perspectiva de las consideraciones y objetivos planteados. Estas simulaciones fueron hechas con el objetivo de obtener valores representativos y distribuciones cualitativas de los parámetros de triaxialidad y Lode en la sección media de la probeta antes de la falla, a modo de caracterizar el estado tensional obtenido durante los ensayos, momentos antes de comenzar con los procesos de falla. En este sentido, las simulaciones, que a grandes rasgos se adecúan al comportamiento general del material hasta valores relativamente altos de deformación, resultan suficientes para producir y analizar estas distribuciones. Es por esto que las simulaciones realizadas se limitan al 70% de la deformación total y no tienen en cuenta la anisotropía del material presente en el régimen plástico.

En cuanto a los parámetros utilizados para modelar el endurecimiento y la forma en la que se aumentó la tensión máxima, tal y como fue presentado en la Fig. 3.4 y la Tabla 3.2, resulta interesante que realizar este cambio haya llevado a mejores resultados, por lo que es posible que la microestructura de la probeta cilíndrica, de mayor sección transversal

Tabla 4.3: Valores promedio para caracterizar el estado tensional al 70% del máximo desplazamiento. Tensiones en MPa.

Parámetro	F_2/F_1	0/1	1/0	1/-1	1/1
	Triaxialidad η		0,67	0,13	-0,08
Parámetro de Lode ω		-0,44	-0,30	0,12	-0,78
Tensión hidrostática $\bar{\sigma}$		579	118	-95	297
Tensión de Von Mises σ_{eq}		874	975	933	936

que la probeta biaxial en su entalla, haya resultado diferente a la de las probetas biaxiales, ocasionando esta diferencia. En el capítulo 4.4 se explora brevemente la relación entre la microestructura del acero estudiado y algunas de sus propiedades mecánicas.

Una vez visto que la precisión de las simulaciones resulta suficiente para los objetivos planteados, se calculan los parámetros de triaxialidad y de Lode para todos los casos de carga al 70% del desplazamiento relativo máximo en la sección media de la entalla de la probeta, Fig. 4.8 y Fig. 4.9 respectivamente. A su vez, se muestra, abajo de sus respectivas figuras, la evolución del valor promedio sobre la sección transversal de la entalla de los parámetros de triaxialidad y de Lode, ecs. (3.6) y (3.7), a lo largo de los ensayos hasta el 70% del desplazamiento máximo. En la Tabla 4.3 se recopilan los valores finales, junto a otros parámetros de utilidad calculados y promediados de la misma manera. Estos son la tensión media ($\bar{\sigma}$), que cuantifica la componente tensional hidrostática o esférica, y la tensión de Von Mises (σ_{eq}), que caracteriza la componente desviadora. Los resultados obtenidos muestran que es posible alcanzar triaxialidades altas al traccionar únicamente el eje 1 ($\eta = 0,67$), cercanas a 0 al traccionar únicamente el eje 2 ($\eta = 0,13$), valores intermedios al traccionar ambos ejes ($\eta = 0,34$) y valores negativos al comprimir uno de los ejes ($\eta = -0,08$), aunque igualmente cercanos a 0 por efecto del corte superpuesto. Adicionalmente, se observa que las distribuciones de triaxialidad sobre las entallas resultan razonablemente homogéneas. Los valores numéricos del parámetro de Lode resultan más difíciles de interpretar, sin embargo, se sabe que su valor tiene influencia en el modo y localización del daño (particularmente, en la forma y orientación de micro-huecos), por lo que también resulta necesario garantizar la uniformidad de su distribución en las entallas de las probetas. Viendo las figuras correspondientes, vemos que esto también se cumple para las distribuciones de este parámetro. Luego, los gráficos de evolución de triaxialidad y Lode muestran que sus valores se mantienen relativamente constantes y claramente diferenciables a lo largo de toda la duración de los ensayos. En conjunto, estos resultados indican que la geometría de probeta propuesta (tipo H) permite

generar estados tensionales uniformes y claramente diferenciados según las condiciones de carga aplicadas, requisitos necesarios para estudiar la influencia del estado tensional en el proceso de falla dúctil.

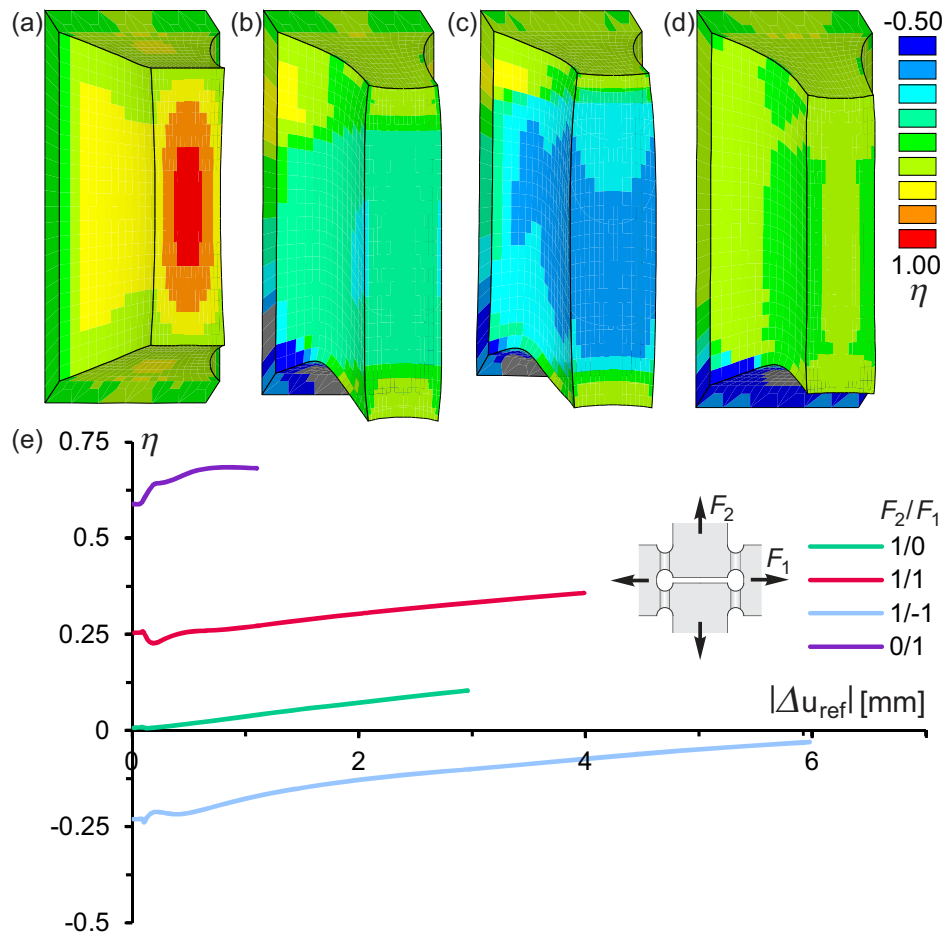


Figura 4.8: Parametro de triaxialidad η sobre la sección transversal media de la entalla (a) 0/1; (b) 1/0; (c) 1/-1 y (d) 1/1 al 70% del máximo desplazamiento relativo; (e) Evolución de la triaxialidad promedio sobre la sección transversal media de la entalla.

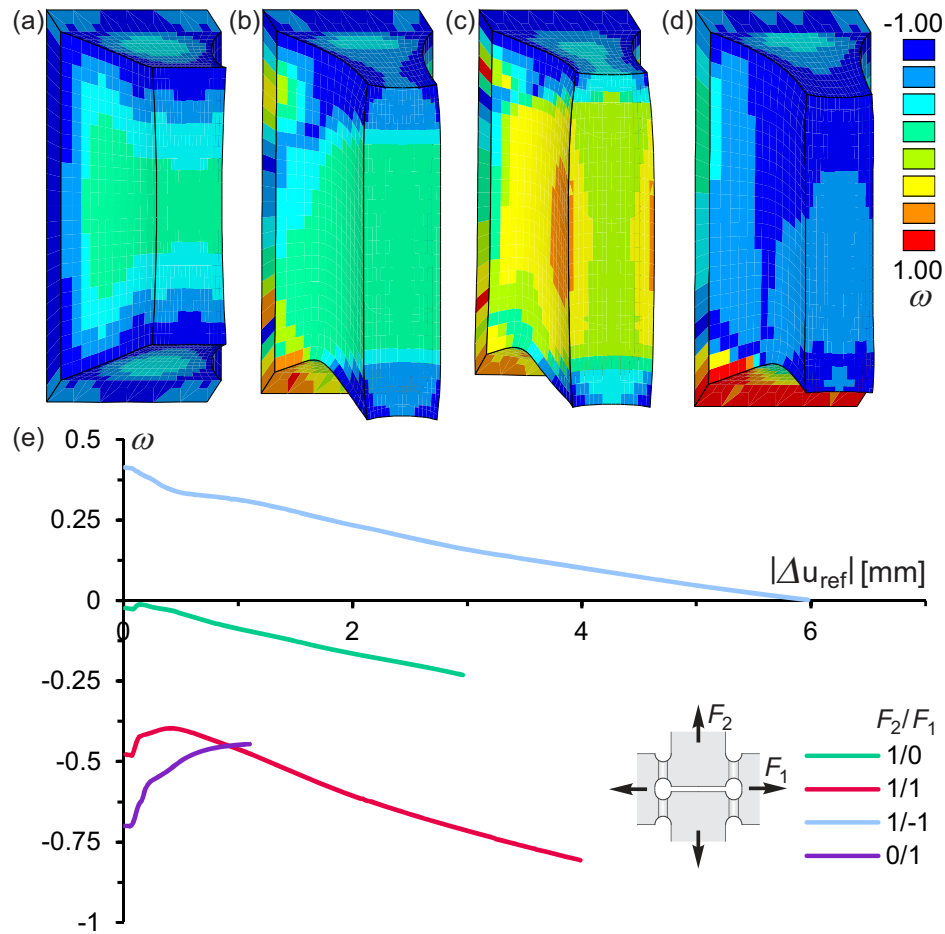


Figura 4.9: Parametro de Lode ω sobre la sección transversal media de la entalla (a) 0/1; (b) 1/0; (c) 1/ - 1 y (d) 1/1 al 70% del máximo desplazamiento relativo; (e) Evolución del parametro de Lode promedio sobre la sección transversal media de la entalla.

4.3. DIC, perfiles y superficies de fractura

4.3.1. Caracterización general

Las deformaciones superficiales en la región de la muesca se determinaron mediante correlación de imágenes digitales (DIC) y se muestran en la Fig. 4.10 al 70% del desplazamiento máximo. Las distribuciones de las deformaciones equivalentes se muestran para la entalla indicada en rojo en Fig. 2.2. A su vez, el perfil de fractura también se muestra para cada entalla en Fig. 4.11. Además, las imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido se muestran en Fig. 4.12, mostrándose detalles con mayor aumento en Fig. 4.13 y Fig. 4.14. La carga aplicada se indica en cada imagen para mayor claridad.

Bajo carga de tracción en el eje 1 (caso 0/1), aparece sobre la superficie un área bastante amplia de deformación equivalente elevada (Fig. 4.10 (a, b)) de alrededor de 0,25 mm/mm.

En consecuencia, el perfil de fractura resulta irregular (Fig. 4.11(a, b)) con características típicas del comportamiento de “copa y cono” de un ensayo uni-axial de un metal dúctil, en el que el mecanismo de falla actuante es el de nucleación, crecimiento y coalescencia de huecos a partir de inclusiones no metálicas. Esto mismo se puede ver sobre la superficie de la fractura, en Fig. 4.12 (a) (particularmente se muestra el “cono” en la figura). En el detalle dado en Fig. 4.13 (a) es posible observar con claridad micro-huecos equiaxiales de diámetro notable como resultado del crecimiento típico asociado a valores altos de triaxialidad, tal como los obtenidos en este tipo de ensayos ($\eta = 0,67$, ver Tabla 4.3).

Bajo carga de tracción en el eje 2 (caso 1/0), que produce tensiones de corte en la entalla, la formación de bandas de corte con deformaciones equivalentes asociadas de hasta 1,2 mm/mm es claramente visible (Fig. 4.10 (c,d)). No solo la deformación es mayor en este caso, si no que también se encuentra mucho más concentrada, por lo que se ven fracturas suaves que siguen estas bandas (Fig. 4.11 (c,d)). La superficie de la fractura asociada (4.12 (c)) es comparativamente lisa y, si bien se observan micro-huecos, su tamaño es considerablemente menor al de los vistos en el caso anterior y se encuentran elongados en la dirección impuesta por la máxima tensión normal de tracción. Típicamente, la tensión principal máxima en un estado tensional dominado por corte se encuentra a 45° grados del plano donde actúa el corte. Esto hace que, al romper la entalla, se observen poros distorsionados debido a la perspectiva al observar el plano de falla. Además, su menor tamaño respecto del caso 0/1 se puede explicar mediante el nivel de triaxialidad impuesto en este caso de carga ($\eta = 0,13$, Tabla 4.3). En los estados tensionales dominados por corte es esperable obtener valores reducidos de triaxialidad porque se obtiene una componente desviadora alta, pero se reduce la hidrostática. Esto limita el crecimiento de los micro-huecos respecto de los estados dominados por tensión.

Los resultados de las pruebas de carga de corte superpuesta a tracción (1/1, Figs. 4.10 (g, h), 4.11 (g, h) y 4.12 (b)), con una triaxialidad promedio de $\eta = 0,3$, muestran una banda de corte y una línea de fractura suave, pero algo más irregular que el caso 1/0. En la superficie de fractura asociada se observan huecos de mayor tamaño que en 1/0, pero menores que en 0/1. Estos poros nuevamente se encuentran elongados en la dirección de la carga, lo que se refleja en su forma al verlos sobre el plano de corte, aunque con un mayor grado de equiaxialidad que en el caso 1/0. En consecuencia, esta muestra refleja características de los experimentos 1/0 y 0/1. Esta condición intermedia de los resultados también se hace evidente al analizar el estado tensional. Viendo la Tabla 4.3, queda claro que el valor de triaxialidad obtenido es mayor al caso 1/0, pero menor al 0/1, explicado por mantenerse una tensión desviadora elevada y una hidrostática intermedia respecto de los casos anteriores.

El ensayo con carga de corte superpuesta por compresión ($1/-1$, Figs. 4.10 (e,f), 4.11(e,f) y 4.12 (d)) muestra nuevamente una banda de corte, comparativamente más localizada que el resto, pero la naturaleza compresiva de este caso de carga tiende a impedir la separación de las superficies. Nuevamente, se observan poros elongados, principalmente en los detalles dados en Fig. 4.13. En la vista general, la superficie resulta comparativamente suave, evidenciando la predominancia del corte y la supresión del crecimiento de microhuecos ante triaxialidades negativas ($-\eta = 0,08$, por el efecto de componente hidrostática negativa), además de cierta pérdida de detalle por la fricción entre superficies debido a la compresión aplicada.

Otro detalle a destacar es la estricción de las muestras. Todas las entallas mostradas en Fig. 4.12 se presentan con la misma escala en la figura y tenían las mismas dimensiones antes de ser ensayadas. Es posible apreciar entonces que las muestras correspondientes a los casos donde se traccionó la probeta, $0/1$ y $1/1$ (Figs. 4.12 (a) y (b)), experimentaron la mayor contracción de su sección. En el caso $0/1$ la estricción se presenta curvando las caras superior e inferior de la entalla, mientras que en el caso $1/1$ la deformación se distribuye de forma más uniforme, manteniendo sus bordes rectos. Por otro lado, los casos donde no se traccionó el material, $1/0$ y $1/-1$ resultaron en una menor estricción. Particularmente, el caso $1/-1$ presenta la menor reducción de su sección, incluso presentando un leve ensanchamiento en algunas zonas.

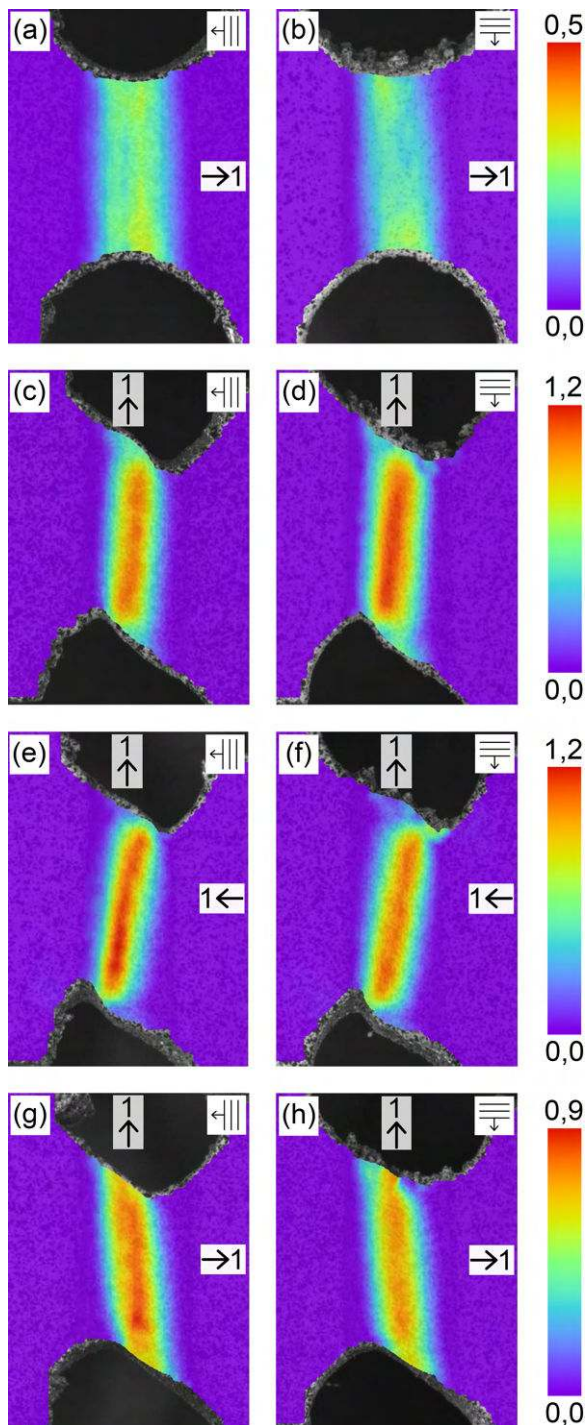


Figura 4.10: Campos de deformación equivalente sobre entalla antes de que ocurra la falla (70 % de deformación máxima). Se muestran los casos 0/1 ((a) y (b)), 1/0 ((c) y (d)), 1/ - 1 ((e) y (f)) y 1/1 ((g) y (h))

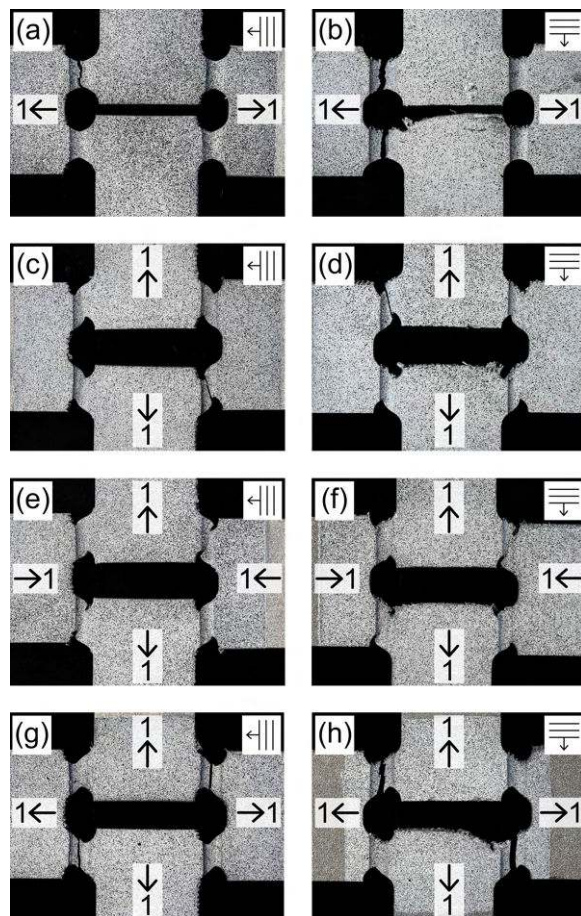


Figura 4.11: Probetas fracturadas. Se muestran los casos 0/1 ((a) y (b)), 1/0 ((c) y (d)), 1/ - 1 ((e) y (f)) y 1/1 ((g) y (h))

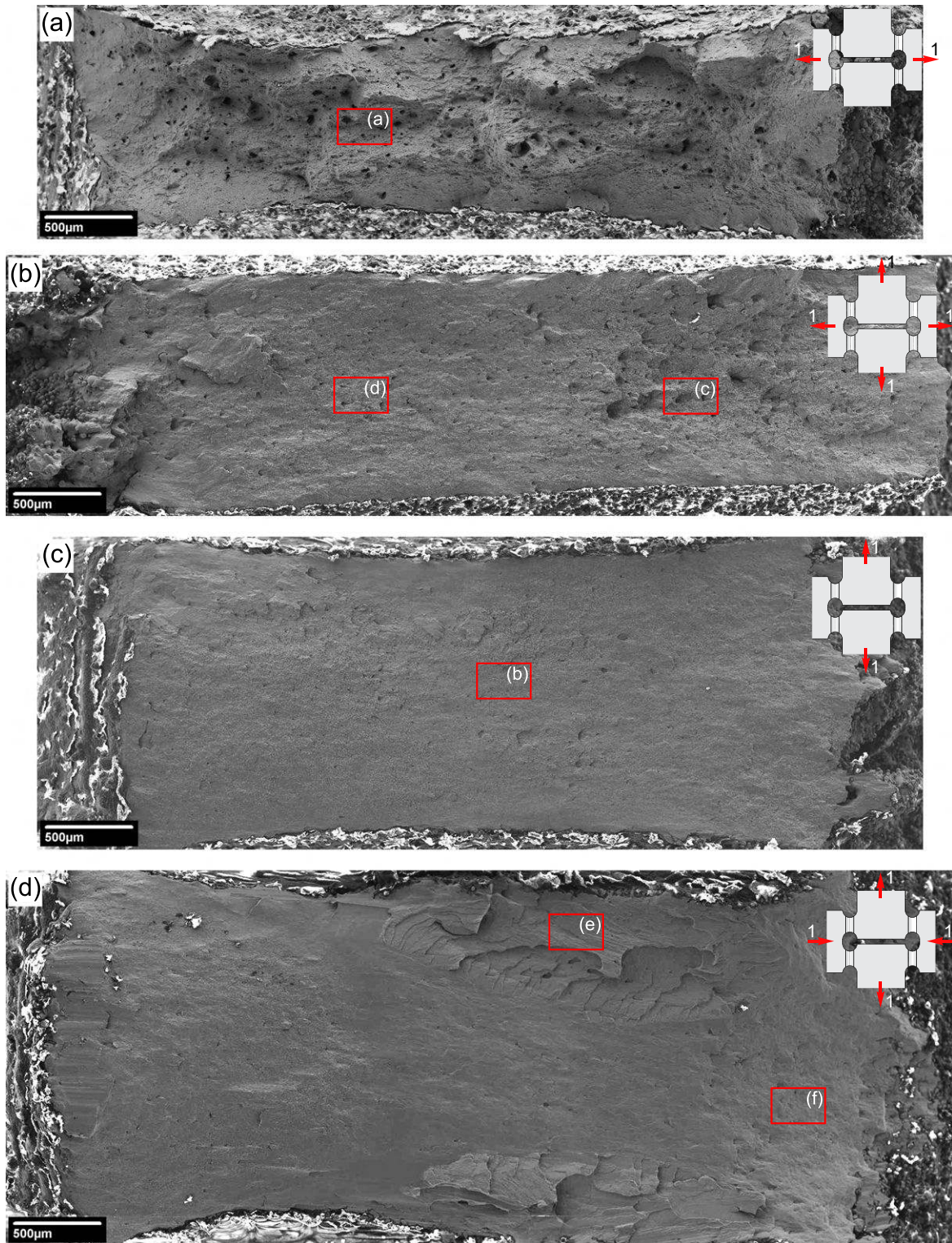


Figura 4.12: Vista general mediante MEB de superficies de fractura según condición de carga: (a) 0/1; (b) 1/1; (c) 1/0 y (d) 1/ - 1.

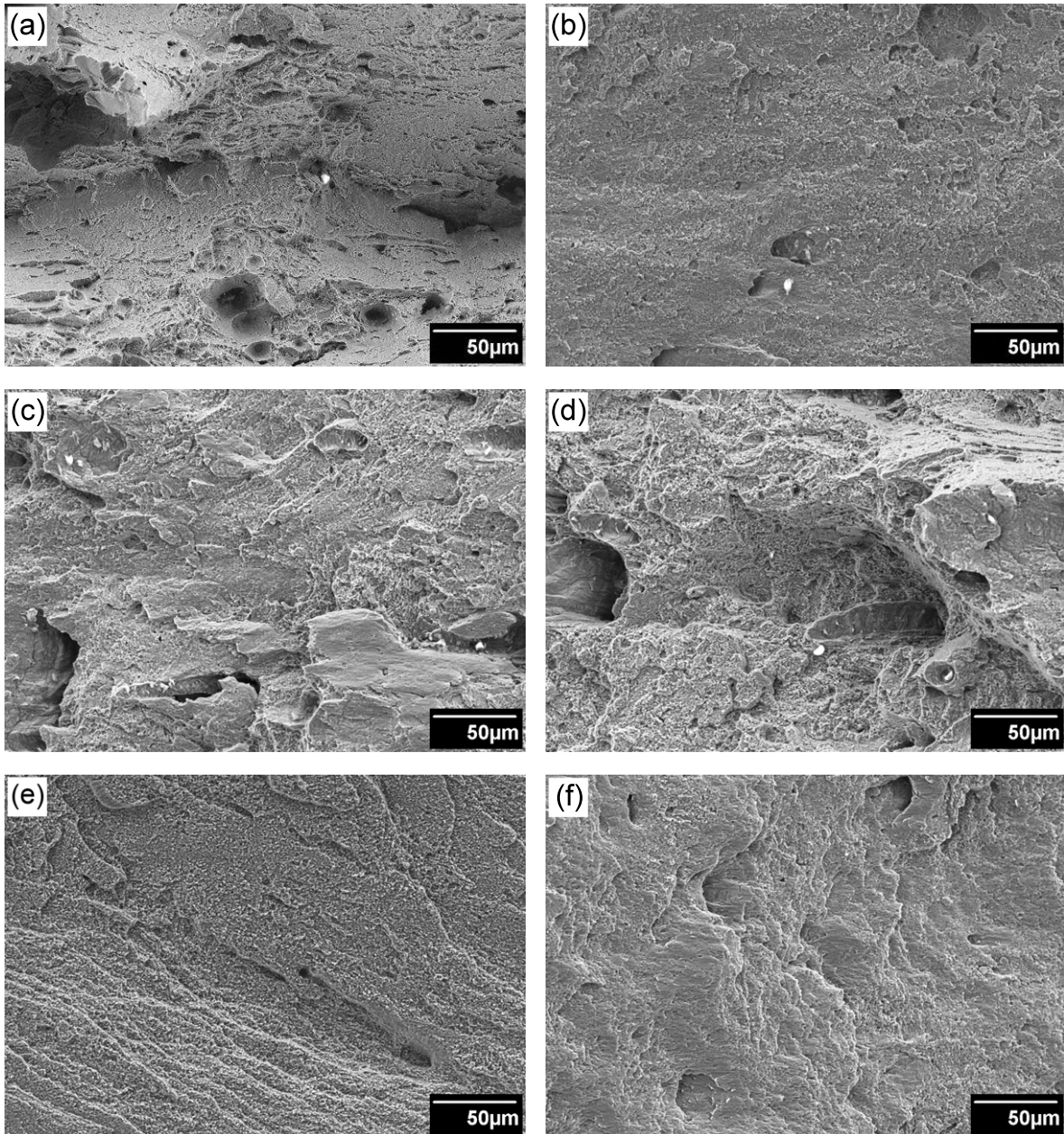


Figura 4.13: Detalles de imágenes MEB de las superficies de fractura, para su localización véase Fig. 4.12.

4.3.2. Inclusiones y micro-huecos

Si bien en las imágenes de SEM descritas anteriormente es posible observar micro-huecos, es necesario utilizar escalas menores para caracterizar completamente los micromecanismos de falla. Por este propósito, se presentan las imágenes de la figura 4.14. Las figuras (a) y (b) se corresponden al caso 0/1, mientras que las (c) y (d), al caso 1/0. La dirección de carga fue perpendicular a la imagen en las figuras asociadas al caso 0/1, mientras que en las figuras mostrándo el caso 1/0, la carga fue paralela al plano. Las figuras (a) y (c) permiten observar que las superficies de fractura están cubiertas de un gran número de micro-huecos mucho más pequeños que los vistos a menores aumentos, mientras que las figuras (b) y (d) permiten caracterizar estos tamaños. En el caso 0/1 los micro-huecos resultan mayormente equiaxiales y de un tamaño de entre 0,5 y 1 μm . En el caso 1/0 los micro-huecos se encuentran visiblemente elongados, destacando nuevamente lo ya explicado sobre la relación de su forma con la dirección de la mayor tensión principal, pero a una escala mucho menor y con los micro-huecos cubriendo toda la superficie. En este último caso, los micro-huecos varían entre 0,2 y 0,5 μm de diámetro, extendiéndose por hasta 1 μm a lo largo. Una vez observados estos micro-huecos, es posible afirmar que el mecanismo de falla del material fue completamente dúctil, presentando diferencias en la nucleación y crecimiento de los micro-huecos según el tipo de carga aplicada o, más específicamente, del estado tensional presente.

La disparidad en el tamaño de los huecos vistos a diferentes aumentos se puede asociar a la variedad de inclusiones encontradas en el material. Es bien sabido que los micro-huecos nuclean a partir de defectos preexistentes, tales como inclusiones no metálicas. Por lo tanto, además de la observación de los poros, resulta imprescindible analizar las inclusiones presentes con el fin de describir adecuadamente el mecanismo de falla. En Fig. 4.15 se muestra una serie de imágenes de inclusiones tomadas con SEM sobre la superficie de fractura de la muestra 0/1. En los casos de las figuras (a) y (b) se observan inclusiones esféricas (de entre 4 y 6 μm de diámetro). Inclusiones como estas pueden asociarse a los grandes micro-huecos observados, por ejemplo, sobre la superficie de fractura 0/1 en Fig. 4.12 (a), donde se ve que algunos de ellos superan los 30 μm . Análisis de EDS indicaron la presencia de compuestos como aluminio, cromo, silicio y oxígeno en las mismas y su forma esférica indica que podría tratarse de óxidos. Estas inclusiones, sin embargo, se presentan en cantidades muy reducidas; en consecuencia, si bien contribuyen a la dispersión de los resultados, no permiten por sí solas explicar el mecanismo de falla. Para ello, es necesario examinar los micro-huecos de menor tamaño que cubren toda la superficie de fractura, como los registrados en Fig. 4.15 (c). A esta escala, es posible identificar que dichos micro-huecos se originan a partir de impurezas esféricas de apenas unos pocos nanómetros de diámetro. Estas inclusiones, considerablemente más pequeñas que las previamente descritas, presentan diámetros en el rango de 50 a 100 nm

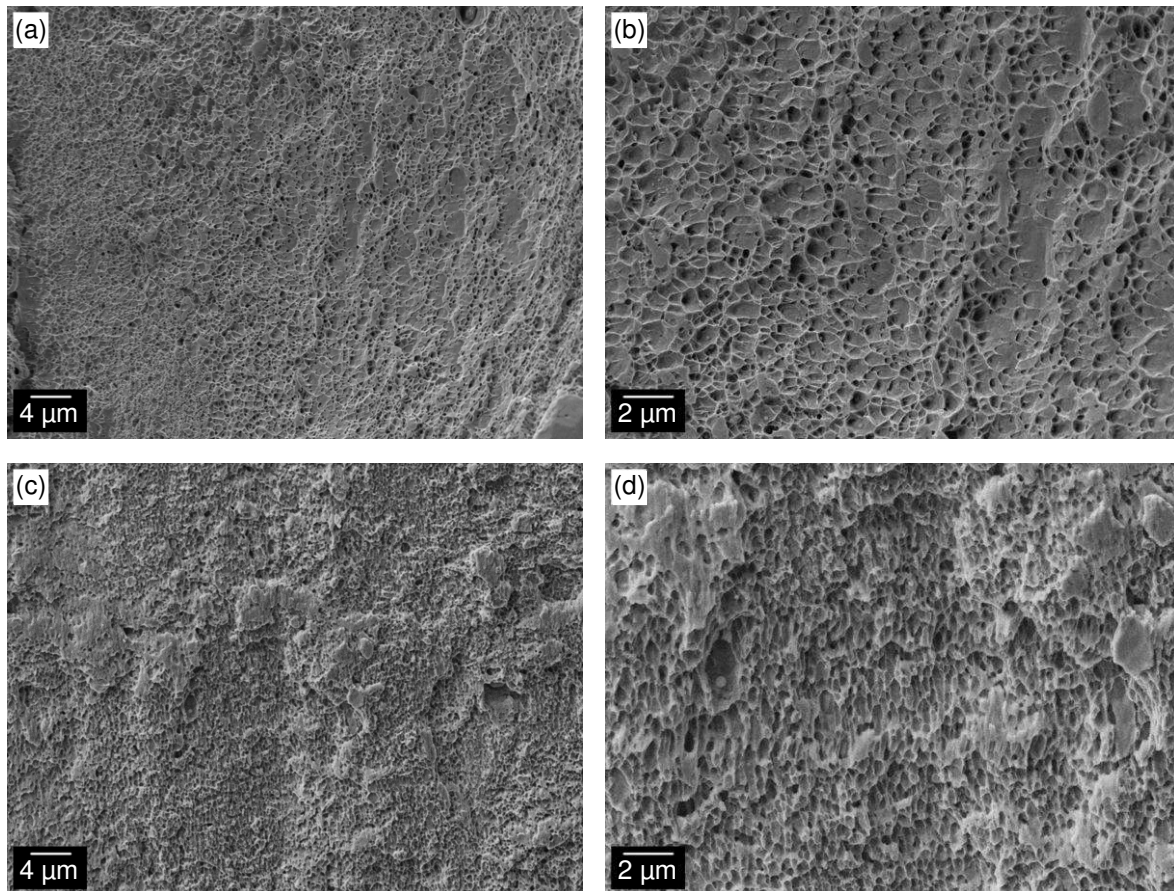


Figura 4.14: Micro-huecos en casos 0/1, (a) y (b), y 1/0, (c) y (d).

y se encuentran distribuidas de manera uniforme en el interior de los micro-huecos. Debido a limitaciones técnicas, no fue posible determinar su composición química. Por tal motivo, se incluye la Tabla 4.4, en el que se recopilan las composiciones más habituales reportadas en la bibliografía para inclusiones en este tipo de material. De manera general, la información disponible acerca de estas inclusiones [13] [6] [30] [8] coincide en los siguientes aspectos:

- Las inclusiones observadas en el acero obtenido mediante manufactura aditiva presentan un tamaño significativamente menor al de las inclusiones típicas del material convencional, que suelen ser mayores al micrómetro.
- Poseen morfología esférica, en contraste a la morfología irregular comúnmente observada en el acero AISI 316L convencional.
- La manufactura aditiva fomenta la formación de inclusiones en forma de óxidos, siendo los más frecuentes en la bibliografía para el AISI 316L los obtenidos a partir de Si y Mn.

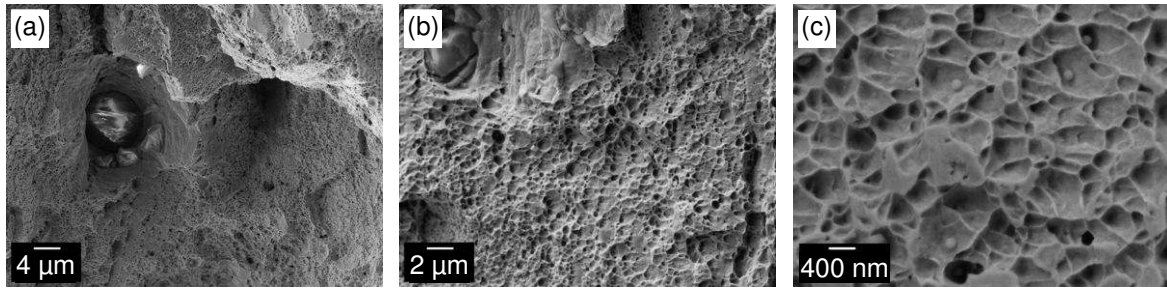


Figura 4.15: Inclusiones no metálicas sobre superficie de fractura en caso 0/1: inclusiones esféricas de gran tamaño ((a) y (b)) e inclusiones esféricas en micro-huecos (c).

- En la bibliografía se reporta una reducción en la aparición de MnS, muy común en el acero convencional. Esto no pudo ser verificado en este trabajo por limitaciones a la hora de evaluar la composición de las inclusiones de menor tamaño. No se observó contenido de MnS en las inclusiones de mayor tamaño.

Finalmente, cabe destacar el bajo número de poros e inclusiones de gran tamaño que fue posible observar en las muestras, aun al compararlo contra lo observado en trabajos similares. Esto evidencia la buena calidad tanto de la materia prima como del proceso de manufactura empleado, generalmente asociados a un gran número de inclusiones y porosidades [30] [18] [13].

En cuanto a su formación, un micro-hueco aparece alrededor de una partícula de segunda fase o inclusión cuando la tensión aplicada alcanza el valor suficiente para separar la interfaz partícula-matriz. Existen numerosos modelos para la predicción del inicio de este proceso, siendo el criterio de Argon et al. uno de los de uso más extendido [1].

El modelo de Argon et al. establece que el esfuerzo de decohesión crítico (σ_c) que provoca la nucleación de micro-huecos en las inclusiones es una propiedad intrínseca y constante del material. Esta tensión crítica se define localmente como la suma de la tensión equivalente (σ_{eq}) y la tensión media ($\bar{\sigma}$) (tensiones desviadora e hidrostática):

$$\sigma_c = \sigma_{eq} + \bar{\sigma} \quad (4.1)$$

Según el modelo de Argon, et al, la deformación crítica de nucleación decrece cuando se incrementa la tensión hidrostática. Esto significa que la nucleación de micro-huecos se produce más fácilmente bajo un estado tensional de alta triaxialidad. Aunque este modelo se enfoca en la nucleación de los micro-huecos, la triaxialidad también controla el crecimiento y la coalescencia de los mismos, al igual que el parámetro de Lode (en menor medida), que no

Tabla 4.4: Composición química de inclusiones en PBF-L/M 316L. Reproducido de [30]

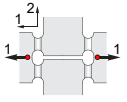
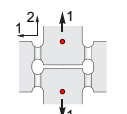
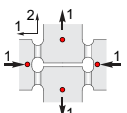
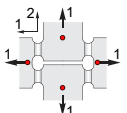
Composición de inclusiones	Referencia
Mn-Al-Si-N-O	[5]
Si-Mn-O	[29] [31] [17] [13]
Al-Si-Ti-Mn-Cr-Ni-Fe-Mo-O	
Si-Cr-Ni-Fe-O	[16]
N-Al-Si-Ti-Mn-Cr-Ni-Fe-Mo-O	
N-Si-Ti-Cr-Ni-Fe-Mo-O	
Fe-Cr-Ni-Mn-Mo-Si-O	[33]
C-Al-Si-Mo-Cr-Mn-Fe-Ni-O	[15]
Cr-Ni-Mn-Si-O	[29]
Si-Mn-Al-O	
Cr-Si-Mn-Ti-O	[15] [24] [17]
Si-Cr-O	
Si-Mn-S-O	[13]

es analizado en profundidad en este trabajo. En consecuencia, la descomposición del tensor de tensiones σ_{ij} en esférico y desviador resulta nuevamente clave para el análisis.

El criterio presentado implica que la nucleación los micro-huecos ocurre cuando esta combinación de tensiones alcanza el valor constante σ_c localmente. Un valor promedio se puede calcular fácilmente para un ensayo uniaxial de tensión mediante simulación numérica. Para esto, se necesita obtener las tensiones hidrostática y equivalente de manera análoga a como se hizo con los ensayos biaxiales en la Sección 4.2. Para realizar este cálculo, se toman los datos del ensayo uniaxial visto en Fig. 2.1 y el resultado obtenido se adopta como referencia (tensión crítica σ_c) para realizar las correspondientes comparaciones. Luego, se calcula la suma $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ asociada al resto de ensayos mediante el mismo procedimiento. Téngase en cuenta que los valores de tensión así calculados se obtienen como promedios sobre la sección transversal de las entallas. En consecuencia, estos representan valores estimativos y se utilizan de manera meramente comparativa. Los resultados de este procedimiento se presentan en la Tabla 4.5, incluyendo valores de otros parámetros de utilidad ya reportados anteriormente.

De esta manera, el valor de la tensión crítica resulta $\sigma_c = 1490\text{MPa}$. Luego, en la Tabla 4.5 se evidencia que el valor de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ alcanzado en los ensayos resulta menor cuanto menor

Tabla 4.5: Valores promedio para caracterizar la nucleación de micro-huecos. Tensiones tomadas al 70% del máximo desplazamiento y en MPa. Valor de tensión crítica $\sigma_c = 1490\text{MPa}$.

F_2/F_1	Config.	Sup.	Triax. $\eta = \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{eq}}$	$\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ aplicado	Valor relativo a tensión crítica $(\sigma_{eq} + \bar{\sigma})/\sigma_c$	Obs.
0/1		Fig. 4.12 (a)	0,67	1453	0,98	Micro- huecos equiaxiales
1/0		Fig. 4.12 (c)	0,13	1093	0,73	Micro- huecos elongados
1/-1		Fig. 4.12 (b)	-0,08	838	0,56	Pocos micro- huecos
1/1		Fig. 4.12 (d)	0,34	1233	0,83	Micro- huecos algo elongados

es la triaxialidad. Así, se obtiene un orden decreciente de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ tal que $0/1 > 1/1 > 1/0 > 1/-1$. Bajo todas las consideraciones realizadas hasta el momento, se pueden realizar los siguientes comentarios:

0/1 Tensión pura - Máximo valor de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ aplicado:

- Estado tensional: La tracción uniaxial genera una triaxialidad positiva y alta. La tensión hidrostática, a su vez, ($\bar{\sigma}$) es de valor elevado y positivo.
- Criterio de Argon: El valor resultante de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ para este caso resulta prácticamente idéntico al dado por la probeta de tracción uniaxial σ_c ($(\sigma_{eq} + \bar{\sigma})/\sigma_c = 0,98$), como es de esperar, aunque presenta una mayor triaxialidad. En este caso, $\bar{\sigma}$ contribuye significativamente a alcanzar tal valor σ_c , por lo que la tensión equivalente (σ_{eq}) requerida para la nucleación es relativamente baja. Como σ_{eq} está ligada a la componente desviadora, la nucleación de micro-huecos se inicia a niveles comparativamente bajos de deformación plástica. Es decir, el proceso de nucleación se ve facilitado en este caso de carga, de ahí que la presencia de micro-huecos equiaxiales caracterice el mecanismo de daño observado en la superficie de fractura correspondiente. A su vez, la elevada

componente hidrostática facilita el crecimiento de estos defectos, lo que explica su mayor tamaño respecto de las demás configuraciones de carga, especialmente alrededor de las inclusiones de mayor diámetro. Esto también puede ser asociado a la reducida ductilidad de la probeta sometida a tensión.

1 / 0 Corte puro - Reducción de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ aplicado:

- Estado tensional: Este caso de carga se caracteriza por una tensión media $\bar{\sigma}$ reducida, que resulta en una triaxialidad cercana a cero.
- Criterio de Argon: Ante la predominancia de la carga de corte se obtiene que, por la reducción de la tensión hidrostática, $\sigma_{eq} + \bar{\sigma} \approx \sigma_{eq}$. Esta condición obliga al material a acumular una elevada deformación plástica (gran cambio de forma o distorsión) antes de que se cumpla la condición de nucleación. Es decir, para alcanzar el valor crítico σ_c localmente, la tensión equivalente (σ_{eq}) debe ser muy elevada. Para este ensayo se obtiene, como promedio en la sección de la entalla, un valor de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ aplicado menor que en el caso 0/1, lo que implica una mayor dificultad para alcanzar localmente el valor de σ_c y, por lo tanto, un retraso en la nucleación de los micro-huecos ($(\sigma_{eq} + \bar{\sigma})/\sigma_c = 0,73$). También es posible notar un menor tamaño de los mismos por la menor componente hidrostática. Esto se traduce en una mayor ductilidad bajo este tipo de carga respecto del caso anterior.

1 / 1 Tensión superpuesta con corte - Condición intermedia:

- Estado tensional: Presenta triaxialidad positiva mayor que 1/0, pero menor que en 0/1.
- Criterio de Argon: La componente desviadora, caracterizada por σ_{eq} , se mantiene elevada, mientras que la contribución de $\bar{\sigma}$ a $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ es intermedia. Esta combinación resulta en una tensión $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ asociada menor que en 0/1, pero mayor que en 1/0 ($(\sigma_{eq} + \bar{\sigma})/\sigma_c = 0,83$), lo que explica que la superficie de fractura presente características de los dos ensayos anteriores. Esto es: micro-huecos en la superficie de fractura de diámetro intermedio, elongados y una ductilidad también intermedia.

1 / -1 Compresión superpuesta con corte - Mínimo valor de $\sigma_{eq} + \bar{\sigma}$ aplicado:

- Estado tensional: La carga compresiva resulta en una componente hidrostática menor a cero ($\bar{\sigma} < 0$) y, por lo tanto, un valor negativo de triaxialidad. Al haber corte superpuesto, sigue observándose una elevada componente desviadora.
- Criterio de Argon: La introducción de una tensión hidrostática negativa ($\bar{\sigma} < 0$), según el modelo de Argon, contrarresta el efecto de la tensión equivalente. Esto exige un valor

de σ_{eq} excepcionalmente alto para alcanzar el valor crítico σ_c para la nucleación. En consecuencia, la triaxialidad negativa inhibe la nucleación y crecimiento volumétrico de los micro-huecos, resultando en la tensión crítica asociada más baja del total de los casos presentados ($(\sigma_{eq} + \bar{\sigma})/\sigma_c = 0,56$). De ahí que la superficie de fractura resulte comparativamente lisa respecto del resto de casos de carga y haya soportado, además, una elevada elongación máxima.

Por lo tanto, la secuencia de resultados experimentales presentados confirma que el proceso de fractura en el AISI 316L manufacturado aditivamente está intrínsecamente ligada al estado tensional. Además, se observa que el micromecanismo predominante es el de nucleación, crecimiento y coalescencia de micro-huecos, que es influenciado por la competencia entre las componentes tensionales hidrostática y desviadora, y que el proceso de nucleación se ajusta a los principios de modelos clásicos de la mecánica de fractura dúctil, como el de Argon. Es decir, que el mecanismo de falla coincide con la fractura dúctil típica observada en metales fabricados convencionalmente.

4.4. Análisis microestructural

4.4.1. Material impreso

La Fig. 4.16 presenta micrografías de muestras alejadas de la entalla, tomadas para observar el material impreso libre de deformación o bulk al no disponer de muestras sin ensayar al momento de evaluar la microestructura. Las imágenes corresponden a los casos 0/1 y 1/0, figuras (a) y (b) respectivamente, editadas para ilustrar las direcciones perpendicular y paralela a la dirección de deposición de material. La subfigura (c) incluye esquemas que indican en rojo el plano observado en cada corte. La dirección de impresión se indica con una flecha en la esquina superior derecha de las imágenes, o con una cuadrícula en caso de estar en una perspectiva paralela a las capas de material.

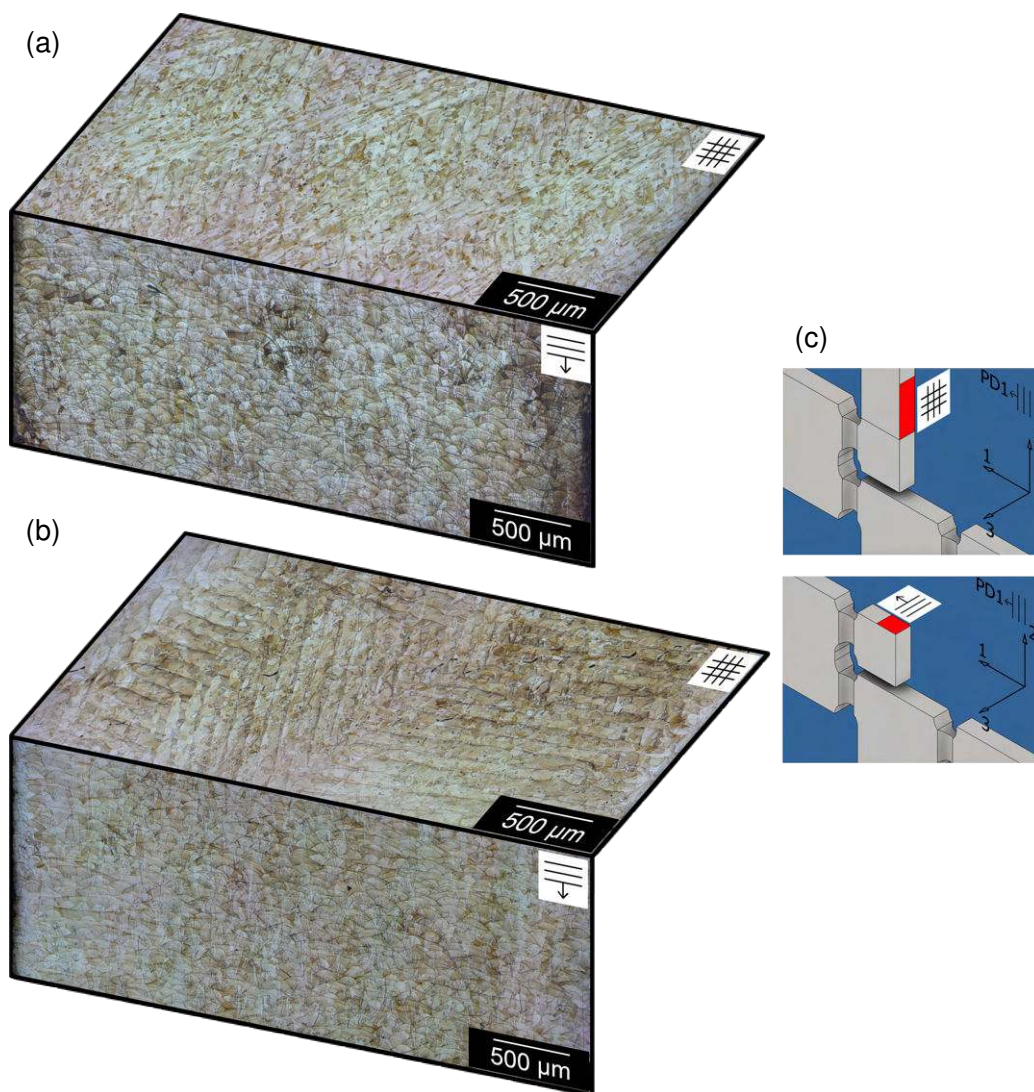


Figura 4.16: Esquema del material de bulk: caso 0/1 (a), 1/0 (b) y planos de corte (c).

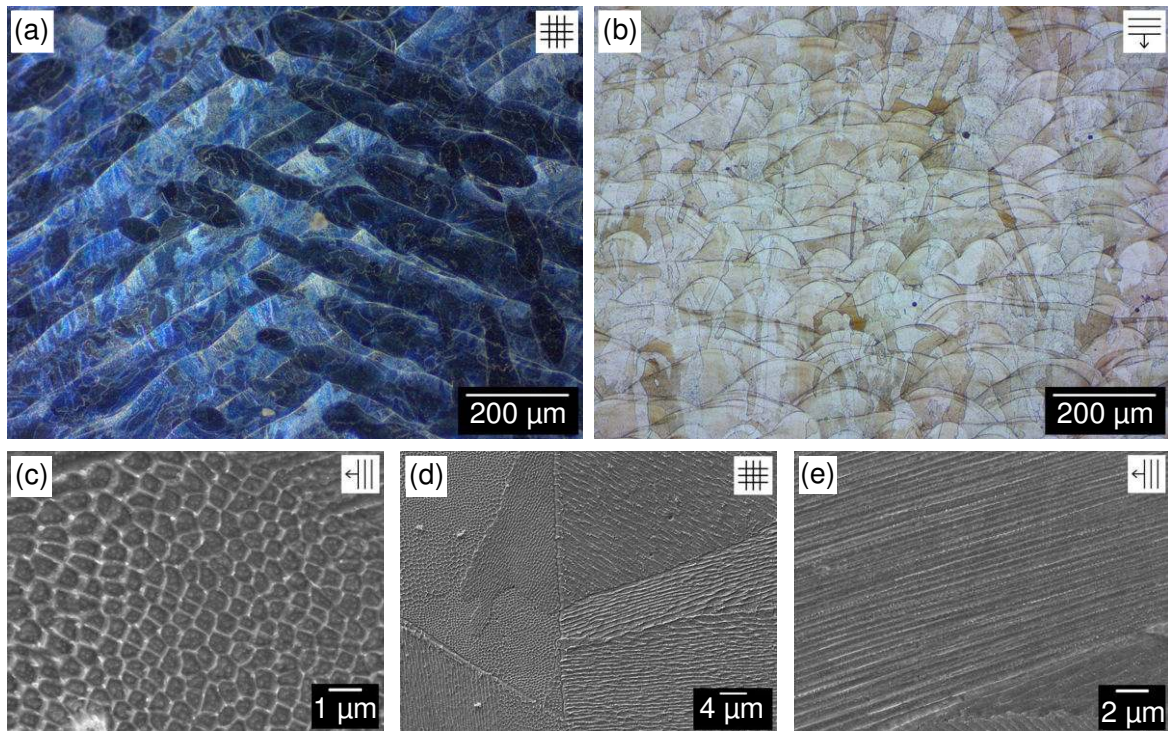


Figura 4.17: Micrografía óptica de estructura granular en vista perpendicular a la dirección de crecimiento en campo oscuro (a) y paralela a la dirección de crecimiento en campo claro (b) para el caso 1/0. Detalles SEM de estructura celular equiaxial (c), estructuras celulares en orientaciones mixtas formando colonias/granos (d) y estructura celular alargada (fibras) (e).

Cabe aclarar que se tomaron muestras del bulk de dos probetas diferentes para poder compararlas, ambas fabricadas en la dirección PD1. Al ser obtenidas de probetas que soportaron cargas de diferente tipo, resulta adecuado observar ambos conjuntos de muestras para verificar que no exista daño en ellas. Además, la consistencia de la manufactura aditiva es una problemática conocida, por lo que pueden existir variaciones entre lotes o piezas, aun si la región analizada es la misma.

En la imagen Fig. 4.17 se presentan figuras con mayores aumentos de los bulks mostrados anteriormente. En estas figuras es posible ver la estructura granular presente, que es afectada en gran medida por el método de manufactura utilizado. Las características generales de la microestructura parecen mantenerse entre las probetas del caso 0/1 y 1/0 para el material del bulk, aunque en determinadas zonas pueden observarse diferencias, que son analizadas en los párrafos siguientes. Los planos de corte siguen representándose como en el esquema dado en Fig. 4.16 (c).

La microestructura de este acero presenta ciertas particularidades por las que resulta útil

comprender, en primer lugar, el método de manufactura. En el proceso PBF/LB-M, el material es depositado en forma de polvo y fusionado por un láser que sigue un patrón de escaneo determinado. A excepción de la última capa de material depositado, cada grano formado es consecuencia de la refusión de capas solidificadas mientras es depositado nuevo material. Este proceso se ve reflejado, en primer lugar, en la posibilidad de observar las pasadas del láser (o piletas de fusión) en las micrografías del material, similares a pasadas de soldadura, cambiando en gran medida su aspecto según el ángulo en el que haya sido realizado el corte de la muestra. En un corte perfectamente perpendicular al vector de crecimiento de la pieza se podrán observar piletas de fusión como líneas rectas, paralelas y equiespaciadas, puesto que se estará viendo un plano paralelo a las capas de metal depositado. Al variar levemente el ángulo del corte, como puede pasar al cortar, lijar y pulir la muestra, pueden aparecer líneas de este mismo tipo apuntando en otras direcciones. Esto es producto de la estrategia de escaneo seleccionada, donde en cada capa se rota el vector de avance del láser en 60° . El resultado en la imagen es ver líneas de material con orientaciones que difieren entre sí en este mismo ángulo. Esto puede ser observado en detalle en Fig. 4.17 (a). En caso de que el corte haya sido realizado de forma paralela a la dirección de crecimiento, se estará observando un plano perpendicular a las capas de material, por lo que resultará visible la sección transversal de las piletas de fusión, identificables en la pieza por su aspecto similar a escamas. Esta vista evidencia la dirección de avance del proceso, por la forma redondeada que toma la parte inferior de cada piletta al formarse. Esto es mostrado en detalle en Fig. 4.17 (b). Estas dos figuras se corresponden al caso 1/0, pero exactamente las mismas estructuras fueron observadas en el caso 0/1. No existen mayores diferencias a estas escalas entre muestras.

Como se dijo anteriormente, la creación de una sola capa implica la fusión de material base en forma de polvo por el láser, así como de parte de la capa depositada previamente. Esto último, de hecho, es un requisito para asegurar la integridad de la pasada y del material en general, ya que aumenta la cohesión entre capas y reduce la porosidad. Luego, la capa depositada previamente actúa como sustrato para el crecimiento de los cristales de la capa posterior. Este proceso se denomina crecimiento epitaxial de los granos. A esta forma de nucleación, se le suma el particular gradiente térmico presente [18] [14] [25]. Durante la manufactura, el láser recorre toda la pieza, creando un gradiente térmico muy pronunciado y localizado. El reducido tamaño del láser en comparación a la magnitud del material depositado permite enfriamientos muy rápidos, mientras que el movimiento del láser desplaza constantemente la fuente de calor. Esto lleva a que los granos del material crezcan de forma muy heterogénea, en forma columnar y con su eje principal orientado según la dirección de crecimiento de la pieza o levemente inclinados, siguiendo el gradiente térmico que los originó. Su particular forma de nucleación permite que estos granos atraviesen los límites de

varias piletas de fusión, obteniendo relaciones de aspecto elevadas. Además, la nucleación heterogénea dentro de cada piletas de fusión puede llevar a la coexistencia de varios granos por piletas. La textura resultante es claramente visible en las micrografías presentadas, observándose cierto grado de equiaxialidad en Fig. 4.17 (a), que muestra la dirección paralela a las capas de material, mientras que en Fig. 4.17 (b) se observan granos alargados o columnares, ya que esta micrografía muestra la dirección de apilamiento de las capas. Puede observarse estructuras muy heterogéneas y la capacidad de los granos para ignorar los límites de las piletas de fusión en ambas direcciones.

El rápido proceso de fusión y las altas tasas de enfriamiento, junto con el fuerte flujo de calor dirigido, producen, además, características notables incluso a menores escalas. A mayores aumentos es posible notar que los granos están compuestos por colonias de sub-granos, Fig. 4.17 (c), (d) y (e). En la subfigura (c) se muestra una imagen de SEM del bulk en el caso 1/0 en la vista perpendicular al crecimiento. Aquí se observa una colonia de sub-granos relativamente equiaxiales de entre 0,5 y 1 μm de diámetro. Este tipo de formaciones se observan a lo largo de todas las muestras. En la subfigura (d), correspondiente al caso 0/1 y a un corte paralelo a una capa de material, puede apreciarse como estas células, al agruparse, forman granos. También se ve el límite de pasada como una línea en el borde inferior izquierdo de la imagen. Cada grano está formado por una colonia de células de una misma orientación, pudiendo llegar a dimensiones de varios cientos de micrómetros a lo largo de la dirección de crecimiento y varias decenas de micrómetros de ancho. Es posible apreciar, además, que las colonias de sub-granos o células pueden aparentar ser equiaxiales o alargadas en diferentes orientaciones, lo que da a entender que su geometría es alargada y que luego se obtienen vistas diferentes según su orientación respecto del corte realizado. Esta diferencia entre colonias surge probablemente de condiciones locales de nucleación y gradiente térmico [18] [14] [25]. Es interesante ver como en algunos casos las células de colonias particulares, al igual que los granos, son capaces de mantener su orientación más allá de los límites de la piletas de fusión, mientras que en otros casos, no. En esta imagen, el largo máximo observable de las células se encuentra entre 4 y 6 μm . A su vez, el ancho de estas células está entre 0,35 y 1 μm . Finalmente, en Fig. 4.17 (e), se observa una probeta del caso 1/0 donde es posible ver las mismas células ya explicadas, pero alargadas en varias decenas de micrómetros. Este tipo de crecimiento, de apariencia fibrosa, es el dominante en la probeta 1/0, lo que indica diferencias en el gradiente térmico entre una probeta y otra.

En todas estas imágenes resulta evidente que la morfología granular de los aceros producidos por manufactura aditiva es muy diferente a la morfología equiaxial comúnmente observada en el acero AISI 316L forjado o laminado. A modo de ejemplo, se presenta la figura

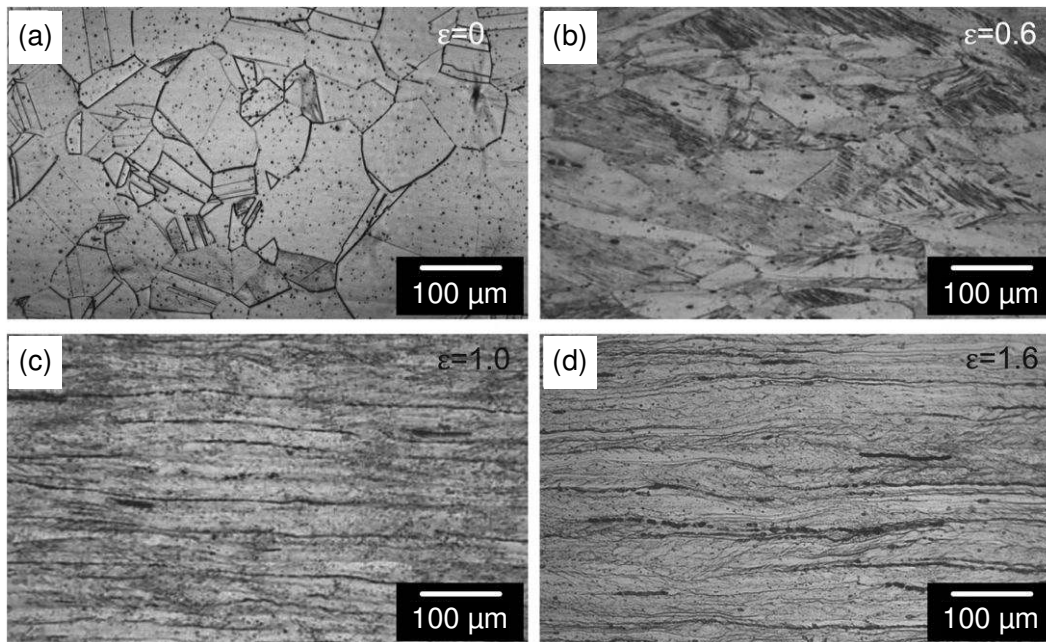


Figura 4.18: Micrografías ópticas de AISI 316L comercial: recocido (a), laminado $\varepsilon = 0,6$ (b), laminado $\varepsilon = 1,0$ (c), y laminado $\varepsilon = 1,6$ (d). Reproducido de [19].

Fig. 4.18, reproducida de [19], donde se muestra la microestructura de una placa de acero AISI 316L obtenida comercialmente y sometida a recocido para ser posteriormente laminada. Aquí es posible ver que, tras el recocido, la microestructura evidencia granos equiaxiales de aproximadamente $100 \mu m$ de diámetro, que luego se alargan según la deformación aplicada.

Adicionalmente, mediante estas técnicas de microscopía se identificaron diversos defectos típicos de la manufactura aditiva por fusión en lecho de polvo (PBF). Los más comunes [26] [14] incluyen:

- **Poros por gas atrapado:** De morfología esférica y tamaño reducido, se originan por gases residuales del proceso de atomización del polvo o por gases intersticiales como el hidrógeno durante la solidificación, en analogía con procesos de soldadura.
- **Falta de fusión:** Se manifiesta como defectos irregulares y de gran tamaño, actuando como concentradores de tensión. Pueden deberse a parámetros de proceso inadecuados o a factores aleatorios como salpicaduras.
- **Inestabilidades de la piletta de fusión:** Incluyen poros tipo “agujero de cerradura”, generados por altas potencias láser y bajas velocidades, y defectos de final de pasada, asociados al patrón de escaneo y a la dinámica térmica local.
- **Inclusiones no metálicas:** Aunque no exclusivas del proceso PBF, pueden surgir por

contaminación del polvo, reacciones químicas durante la fusión o impurezas en el gas protector. Estos defectos son los más importantes a la hora de analizar el proceso de falla dúctil, por lo que se da mas información sobre los mismos en la Sección 4.3.2.

Las imágenes de Fig. 4.19 ejemplifican los defectos observados con mayor frecuencia en las muestras, correspondientes a los casos 0/1 ((a), (b) y (c)) y 1/0 ((d), (e) y (f)): inclusiones esféricas (a, b), poros de gran tamaño (c), por falta de fusión (d) e intergranulares (e), y otros defectos de difícil clasificación (f).

En las muestras analizadas, la cantidad y tamaño de defectos fue, en general, baja, lo que pone en evidencia nuevamente la excelente calidad del material y/o proceso respecto de lo observado en otros trabajos. Adicionalmente, si bien la distribución de defectos es similar entre muestras de ambas probetas, fue posible observar una menor presencia de inclusiones en las muestras del caso 1/0.

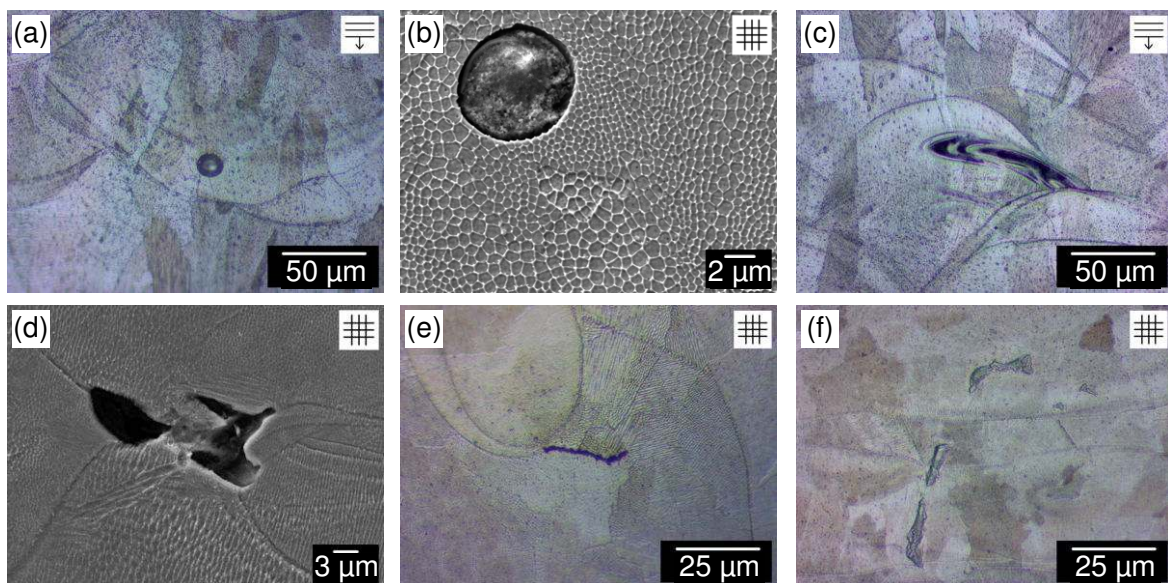


Figura 4.19: Recopilación de defectos observados: inclusiones esféricas ((a) y (b)) y porosidades de diferentes tipos ((c), (d), (e) y (f)).

4.4.2. Comentarios complementarios de interés: material deformado

Si bien un análisis de la microestructura deformada no forma parte del estudio de los mecanismos de falla dúctil, es posible aplicar con facilidad las técnicas experimentales desarrolladas hasta el momento para observar ciertos aspectos interesantes.

En primer lugar, se muestra la sección transversal de una entalla correspondiente al caso 0/1 en Fig. 4.20, con una vista general de toda la muestra en Fig. 4.20 (a). Esta micrografía

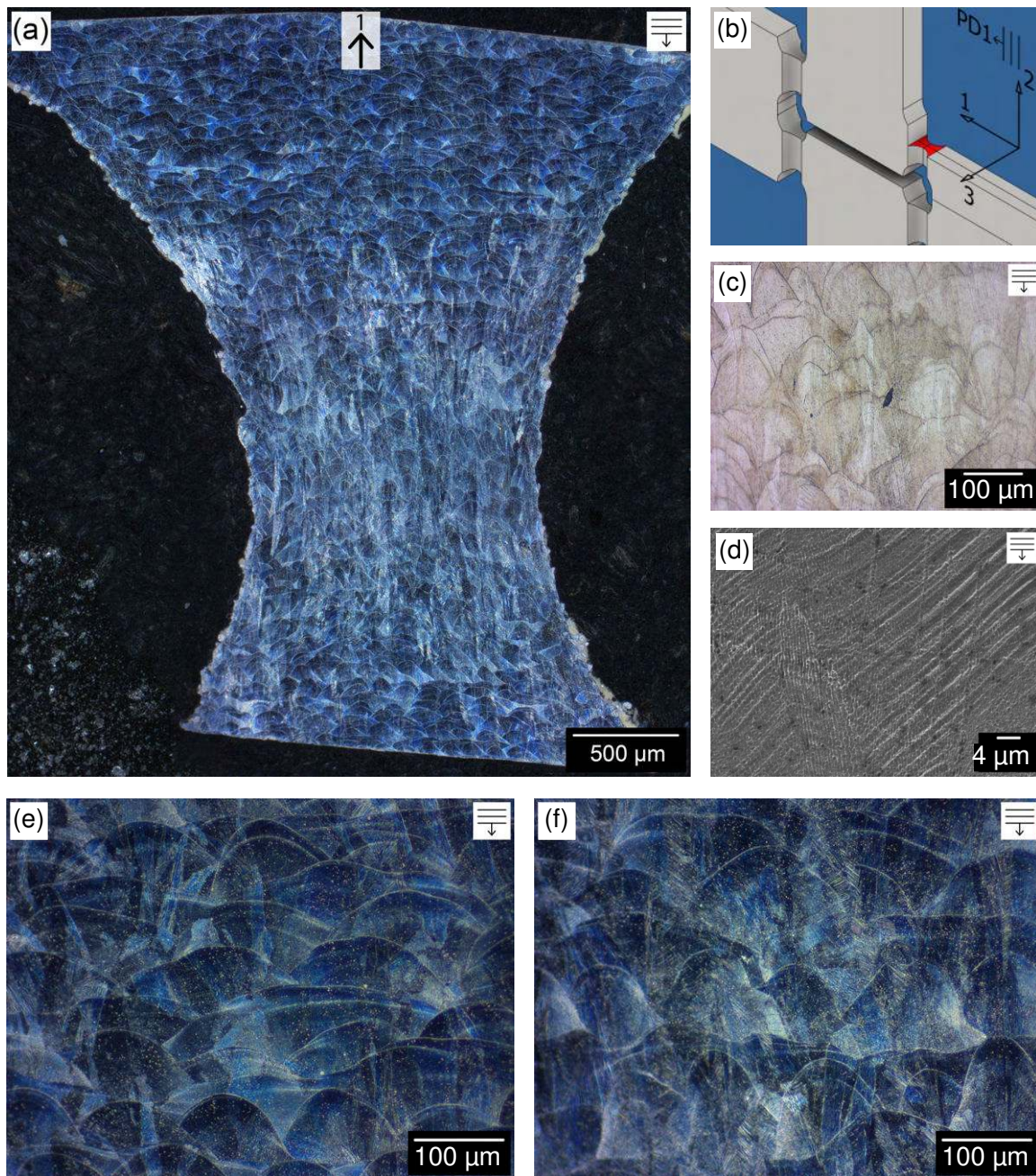


Figura 4.20: Entalla deformada, caso 0/1: vista general de la muestra (a), zona del corte marcada en rojo (b), piletas de fusión y poro distorsionados (c), imagen SEM de maclas (d), microestructura alejada de la entalla, (e), sin daño visible y microestructura en el centro de la entalla, (f), con visible maclado.

óptica ilustra, en campo oscuro, una de las entallas deformadas que no llegó a fracturar. Las imágenes fueron tomadas, al igual que todas las mostradas en este trabajo, de las mismas probetas utilizadas anteriormente para describir el bulk. La carga fue aplicada según el eje 1

y coincidente con la dirección de manufactura, tal como se muestra en la imagen. Siguiendo la notación de Fig. 2.2, la sección mostrada corresponde a la zona central de la entalla deformada sobre el plano 1-3 y se muestra en rojo su ubicación en la probeta en Fig. 4.20 (b). Las subfiguras (c), (d), (e) y (f) presentan detalles a mayores aumentos. La primera observación de relevancia es que, alejados del centro de la entalla (subfigura (e)), se observa una microestructura sin daño evidente y análoga a la del bulk, mientras que sobre la zona central (subfigura (f)) son visibles marcas alargadas, reminiscentes de los granos del material. Dentro de ellas, a mayores aumentos, se observan patrones de líneas paralelas apiladas. Se trata de maclas por deformación (subfigura (d)) [23] [10]. El maclado es un mecanismo de deformación en cristales que implica la formación de una región simétrica respecto a un plano específico, conocido como plano de macla. A diferencia del deslizamiento, en el que los átomos se desplazan de manera gradual a lo largo de un plano de deslizamiento, el maclado provoca un reordenamiento atómico abrupto, creando una nueva orientación cristalina que es un reflejo de la original a través del plano de macla. Este proceso se activa bajo condiciones de deformación severa, cuando el deslizamiento convencional es insuficiente para acomodar la deformación. El maclado puede fortalecer el material al generar más barreras al movimiento de dislocaciones. Además, puede influir en la textura cristalográfica del material, afectando sus propiedades mecánicas y de deformación. En el caso de la figura, es visible como las líneas producidas por este mecanismo quedan confinadas dentro de los límites de los granos, coherente con la observación de que cada grano está compuesto de células en una misma orientación. Además, se observa que estas líneas no son perfectamente rectas, si no que presentan cierta curvatura. Esto implica que la deformación plástica continuó posteriormente a su formación y que, por lo tanto, siguió habiendo movimiento de dislocaciones a través de ellas. A su vez, las líneas observadas dentro de los granos tienden a tener la misma inclinación, es decir, todas parecen estar inclinadas alrededor de 30° respecto de la horizontal, mostrando la existencia de planos de maclado preferenciales. El maclado parece estar asociado a la estricción, puesto que la mayor concentración de maclas se encuentra a lo largo de una banda de aproximadamente $1,5 \text{ mm}$ sobre el centro de la entalla, mientras que en su periferia la concentración disminuye hasta que desaparecen. Esta ubicación coincide con lo observado en los resultados de DIC, Fig. 4.10, donde se ve que la deformación se concentra en una banda uniforme sobre la zona más delgada de la entalla. Por otro lado, la coincidencia de la orientación de los granos con la dirección de carga puede jugar un rol relevante en el maclado. Valdría la pena evaluar probetas en diferentes direcciones de manufactura, pero no se disponía de ellas a la hora de tomar las fotografías. Además del maclado, puede observarse que las piletas de fusión se encuentran alargadas sobre el centro de la entalla, mientras que en los extremos presentan una forma más plana, lo que evidencia nuevamente la deformación

plástica aplicada. También puede verse el efecto de la deformación plástica en las porosidades de la muestra (subfigura (c)). Es de destacar que no puede observarse ningún tipo de decohesión entre las capas y el número de porosidades es muy reducido, lo que refleja, de nuevo, una excelente calidad de impresión.

En Fig. 4.21 se presenta una entalla deformada y fracturada correspondiente al caso 1/0. En Fig. 4.21 (a) se presenta la vista general en campo oscuro de la muestra, con su fractura ubicada en la parte superior de la imagen. La carga se aplicó según el eje 2, como se muestra en la figura, paralela a las capas del material. La sección en cuestión se encuentra en el plano 1 – 2, según la notación de Fig. 2.2, y se muestra en rojo su ubicación en la probeta en Fig. 4.21 (b). Las observaciones resultan similares al caso anterior, aunque esta vez, la mayor deformación experimentada por la probeta resulta en una microestructura más alterada que en el caso 0/1. También la silueta de la entalla es visiblemente más afectada, claramente deformada hacia la derecha en forma de ola, siguiendo la dirección de la carga. La concentración de la deformación alrededor de la fractura es aun más notable que en las imágenes anteriores, siendo evidente por la concentración de manchas claras sobre la parte superior de la muestra. En Fig. 4.21 (c) se muestra la microestructura alejada de la entalla en campo claro, donde se ve el mismo tipo de crecimiento granular analizado en el bulk asociado. En Fig. 4.21 (d) se observa la microestructura cercana a la fractura, visiblemente distorsionada y alterada. Al comparar estas dos últimas imágenes, es evidente la distorsión del material en la zona de la fractura, pudiendo verse el cambio en la geometría de las piletas de fusión y el gran estiramiento de los granos. Tanto en la vista general como en la última imagen, se observa que la deformación está concentrada en bandas que siguen la forma de la silueta general de la entalla deformada. Es posible notar en granos individuales, así como en las bandas mencionadas anteriormente, patrones de líneas reminiscentes del maclado visto en el caso 0/1, pero mucho más complejos, en muchas direcciones y generando una textura más “sucía” que en el caso anterior. Esto evidencia la mayor deformación experimentada por la probeta sometida a corte puro respecto de la sometida a tensión pura, lo que llevó a un maclado mucho más agresivo, afectado por la dirección de la carga y la distorsión de la probeta. Adicionalmente, no se observan poros de gran tamaño ni decohesión entre las capas de material.

Queda en evidencia entonces la preponderancia del proceso de maclado en la deformación plástica del acero AISI 316L producido aditivamente, la existencia de una relación entre su desarrollo y el tipo de carga aplicada y, nuevamente, la buena calidad del material en relación a inclusiones y porosidades.

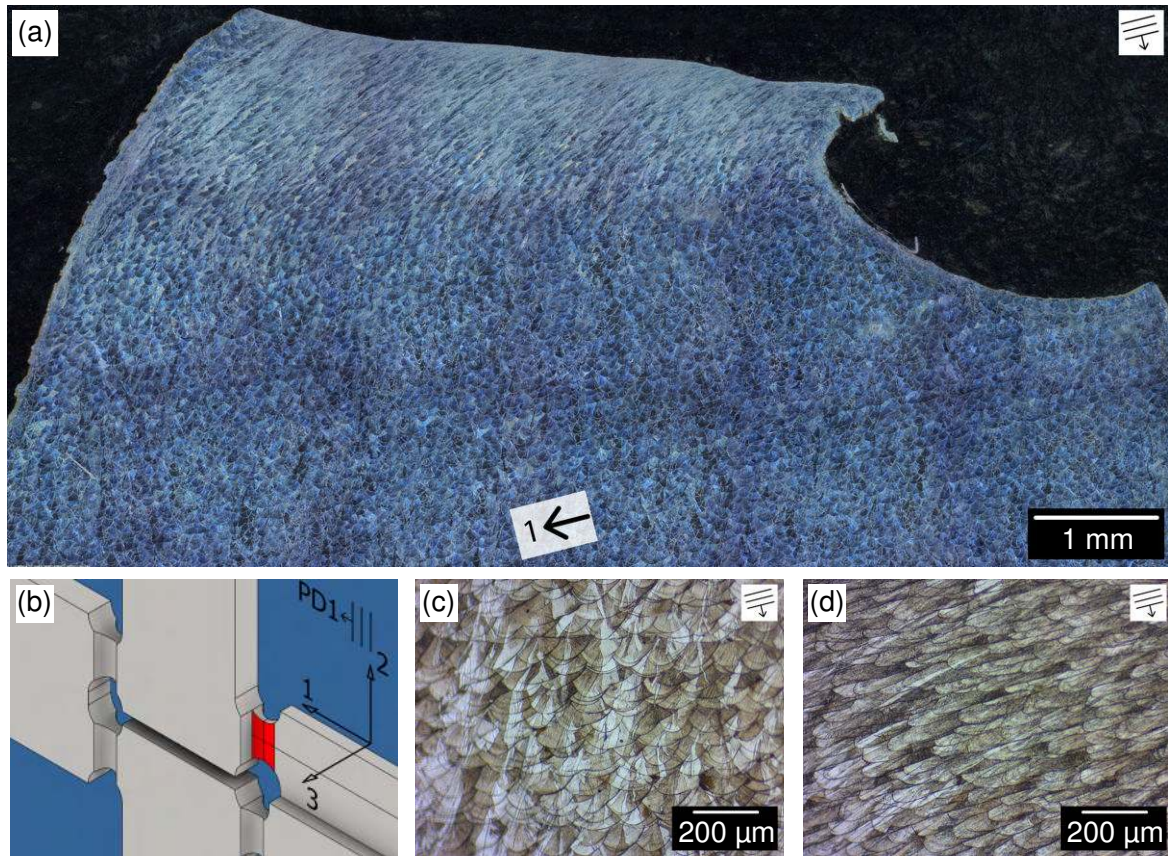


Figura 4.21: Entalla fracturada, caso 1/0: vista general de la muestra (a), zona del corte marcada en rojo (b), microestructura alejada de la entalla, (c), sin daño visible y microestructura cerca de la fractura, (d), con visible maclado.

4.5. Mediciones de dureza

En las Tablas 4.6 y 4.7 se resumen los valores de macro y microdureza obtenidos. A modo de referencia, la dureza típica del acero 316L laminado en caliente se encuentra entre los 140 y 180 HB aproximadamente (142-180 HV).

Como primera observación de los resultados, vemos que la dureza macro es prácticamente la misma para ambas muestras. Estas fueron tomadas a partir de probetas iguales producidas bajo las mismas condiciones, únicamente cambió el tipo de carga aplicada posteriormente, por lo que la similitud observada indica consistencia en el proceso de manufactura. Además, los resultados muestran que, sin deformación previa, el material obtenido por PBF-LB/M posee una dureza sustancialmente superior respecto del mismo acero obtenido por laminación en caliente, lo que se puede relacionar al alto refinamiento de grano obtenido.

En cuanto a la microdureza, se distinguen tres zonas diferentes para informarla: material de bulk, material deformado sin maclas y maclas. Se aclara que cada valor mostrado es un

promedio de un mínimo de tres mediciones, que fueron tomadas sobre las muestras de las probetas utilizadas para micrografía. En la Tabla correspondiente vemos que, en general, los valores obtenidos para las dos probetas resultan muy cercanos entre sí; a niveles de deformación similares se obtienen valores de dureza similares. En el bulk, los valores de microdureza resultan comparables a los de la macro, lo que confirma la homogeneidad microestructural del material. Esta uniformidad es coherente con el control alcanzado en el proceso de manufactura y con la ausencia de fases distintas de la austenita en la composición. Luego, en zonas que sufrieron deformación sin maclado puede notarse un aumento moderado de la dureza. Los mayores valores se dan para las zonas con alta concentración de maclas, como lo son las cercanas a las fracturas o la zona central de los concentradores de tensión. Estos valores reflejan el efecto del maclado y el refinamiento local de la microestructura.

Los resultados reportados permiten identificar de manera clara las zonas afectadas por deformación plástica intensa, sin que la dureza constituya un parámetro central en el análisis de falla, sino un complemento útil para caracterizar la microestructura.

Tabla 4.6: Valores de dureza macro - 30 kg

F_2/F_1	Dureza [HV]						Promedio
0/1	222	220	216	222	214	214	218
1/0	218	220	222	218	218	222	219,7

Tabla 4.7: Valores de dureza micro - 2,98 N

F_2/F_1	Dureza [HV]		
	Bulk	Deformado sin maclas	Maclas
0/1	223,9	286,0	369,9
1/0	220,55	287,1	360,6

5 Conclusión

El presente trabajo ha abordado de manera integral la caracterización de los mecanismos de fractura y falla dúctil en el acero inoxidable AISI 316L fabricado mediante el proceso de fusión por lecho de polvo con láser (PBF-LB/M) bajo una amplia gama de condiciones de carga. De esta manera, ha sido posible estudiar el comportamiento complejo de este material, que difiere significativamente de sus contrapartes obtenidas por métodos de manufactura convencionales. A continuación, se presentan las conclusiones obtenidas:

- **Contribución metodológica y experimental:**

Se ha demostrado la eficacia de las probetas-H para la investigación del comportamiento de fractura dúctil en metales fabricados aditivamente. Se destaca que no fue necesaria la utilización de métodos de mecanizado adicional para las muestras, pudiendo ser ensayadas en la condición en la que salen de la impresora, sin requerir post-procesado adicional. Su diseño permite generar una amplia gama de estados tensionales en la región de la entalla, caracterizados por los parámetros de triaxialidad (η) y el de Lode (ω) (y/o las componentes desviadora e hidrostática del tensor de tensiones), lo cual es crucial para comprender el comportamiento dúctil del material.

La combinación de ensayos mecánicos con simulaciones de elementos finitos y el uso de técnicas como la correlación digital de imágenes, junto con el análisis detallado de superficies de fractura mediante microscopía electrónica de barrido y otras técnicas experimentales, ha proporcionado una comprensión detallada de los mecanismos de falla dúctil en el acero AISI 316L producido aditivamente.

- **Dependencia del estado tensional en la fractura dúctil:**

Se ha confirmado que el comportamiento de la fractura dúctil del acero inoxidable AISI 316L fabricado aditivamente es fuertemente dependiente del estado tensional aplicado. Esta dependencia se manifestó claramente a través de variaciones en los mecanismos de falla dúctil observadas bajo diversas combinaciones de triaxialidad y parámetro de Lode. Estos resultados muestran que el mecanismo de falla es definido por el estado tensional aplicado. Además, se observó que el mecanismo de falla dúctil no es influenciado significativamente por la naturaleza del material. Es decir, el proceso de

manufactura aditiva no alteró de manera considerable los procesos típicos que caracterizan la falla dúctil respecto de un metal fabricado convencionalmente (nucleación, crecimiento y coalescencia de micro-huecos).

- **Particularidades del acero inoxidable 316L fabricado aditivamente:**

Se observó que el proceso PBF-LB/M confiere al acero 316L una microestructura distintiva. Esta es influenciada fuertemente por el particular gradiente térmico impuesto por el láser que funde el material, junto al rápido enfriamiento asociado, produciendo una textura muy heterogénea. Esta se caracteriza por una fina estructura celular y la presencia de granos columnares que crecen epitaxialmente según el gradiente térmico. Se destaca la aparición de maclado a altas deformaciones.

A pesar de las diferencias en la microestructura observada respecto del material convencional, el proceso de falla no se vió alterado de manera apreciable. Adicionalmente, la manufactura aditiva de metales suele ser asociada a un elevado número de defectos, pero este no fue el caso en el presente trabajo. El número de defectos observado fue bajo, demostrando una elevada calidad del material y/o proceso utilizados.

- **Perspectivas futuras:**

La metodología y los resultados obtenidos sientan las bases para el desarrollo y la validación de modelos constitutivos más precisos que puedan predecir, de manera robusta, el comportamiento de la fractura dúctil de aceros fabricados aditivamente. Este trabajo presenta un vistazo inicial sobre los mecanismos de falla del acero AISI 316L manufacturado aditivamente y, como tal, deja abierta la puerta a investigaciones de mayor profundidad. En el futuro, sería de gran interés profundizar en la calibración y validación de modelos de daño que incorporen explícitamente la anisotropía del material, no analizada en profundidad en este trabajo. Asimismo, puede considerarse el desarrollo de nuevas geometrías de probeta que aprovechen las posibilidades que presenta la manufactura aditiva, puesto que la probeta-H fue pensada para obtenerse por medio de métodos de mecanizado convencionales.

Bibliografía

- [1] T. L. Anderson. *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications, Second edition*. USA: CRC Press, 1995, págs. 267-268.
- [2] Yuanli Bai y Tomasz Wierzbicki. «A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence». en. En: *International Journal of Plasticity* 24.6 (jun. de 2008), págs. 1071-1096. ISSN: 07496419. DOI: [10.1016/j.ijplas.2007.09.004](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2007.09.004). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0749641907001246> (visitado 09-06-2025).
- [3] F. Barlat y J. Lian. «Mechanical APDL Element Reference». en. En: (), pág. 28.
- [4] M. Brünig, S. Koirala y S. Gerke. «Analysis of Damage and Failure in Anisotropic Ductile Metals Based on Biaxial Experiments with the H-Specimen». en. En: *Experimental Mechanics* 62.2 (feb. de 2022), págs. 183-197. ISSN: 0014-4851, 1741-2765. DOI: [10.1007/s11340-021-00774-x](https://doi.org/10.1007/s11340-021-00774-x). URL: <https://link.springer.com/10.1007/s11340-021-00774-x> (visitado 09-06-2025).
- [5] Qi Chao, Victor Cruz, Sebastian Thomas, Nick Birbilis, Paul Collins, Adam Taylor, Peter D. Hodgson y Daniel Fabijanic. «On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel». En: *Scripta Materialia* 141 (2017), págs. 94-98. ISSN: 1359-6462. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.037>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646217304542>.
- [6] André Luiz Vasconcellos da Costa e Silva. «Non-metallic inclusions in steels – origin and control». En: *Journal of Materials Research and Technology* 7.3 (2018), págs. 283-299. ISSN: 2238-7854. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.003>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785418300280>.
- [7] K. Danas y P. Ponte Castañeda. «Influence of the Lode parameter and the stress triaxiality on the failure of elasto-plastic porous materials». en. En: *International Journal of Solids and Structures* 49.11-12 (jun. de 2012), págs. 1325-1342. ISSN: 00207683. DOI: [10.1016/j.ijsolstr.2012.02.006](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2012.02.006). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0020768312000467> (visitado 09-06-2025).
- [8] Pu Deng, Mallikarjun Karadge, Raul B. Rebak, Vipul K. Gupta, Barton C. Prorok y Xiaoyuan Lou. «The origin and formation of oxygen inclusions in austenitic stainless steels manufactured by laser powder bed fusion». En: *Additive Manufacturing* 35 (2020), pág. 101334. ISSN: 2214-8604. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma>.

- 2020.101334. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420307065>.
- [9] Steffen Gerke, Preawpan Adulyasak y Michael Brünig. «New biaxially loaded specimens for the analysis of damage and fracture in sheet metals». en. En: *International Journal of Solids and Structures* 110-111 (abr. de 2017), págs. 209-218. ISSN: 00207683. DOI: [10.1016/j.ijsolstr.2017.01.027](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.01.027). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0020768317300288> (visitado 09-06-2025).
- [10] G. Gershteyn, N. Shevchenko, M. Diekamp, A. Brosius, M. Schaper y Fr.-W. Bach. «Features of austenitic steels' microstructure following plastic deformation». en. En: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 43.3 (mar. de 2012), págs. 262-267. ISSN: 0933-5137, 1521-4052. DOI: [10.1002/mawe.201200853](https://doi.org/10.1002/mawe.201200853). URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/mawe.201200853> (visitado 09-06-2025).
- [11] LIMESS GmbH. «Q400 DIC - System for Full field Deformation and Strain Measurement». en. En: (2025). Accedido: 25 de agosto de 2025. URL: <https://www.limess.com/en/products/q400-digital-image-correlation>.
- [12] Carlos Felipe Guzman. «About the Lode angle influence in ductile fracture». en. En: (2013).
- [13] Nima Haghdadi, Majid Laleh, Maxwell Moyle y Sophie Primig. «Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges». En: *Journal of Materials Science* 56.1 (ene. de 2021), págs. 64-107. ISSN: 1573-4803. DOI: [10.1007/s10853-020-05109-0](https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0). URL: <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.
- [14] Gao Huang, Kaiwen Wei, Jinfeng Deng, Mengna Liu y Xiaoyan Zeng. «High-power laser powder bed fusion of 316L stainless steel: Defects, microstructure, and mechanical properties». en. En: *Journal of Manufacturing Processes* 83 (nov. de 2022), págs. 235-245. ISSN: 15266125. DOI: [10.1016/j.jmapro.2022.08.066](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.08.066). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1526612522006156> (visitado 09-06-2025).
- [15] Decheng Kong, Chaofang Dong, Xiaoqing Ni, Liang Zhang, Jizheng Yao, Cheng Man, Xuequn Cheng, Kui Xiao y Xiaogang Li. «Mechanical properties and corrosion behavior of selective laser melted 316L stainless steel after different heat treatment processes». En: *Journal of Materials Science and Technology* 35.7 (2019), págs. 1499-1507. ISSN: 1005-0302. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.003>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030219300453>.
- [16] Tomasz Kurzynowski, Konrad Gruber, Wojciech Stopyra, B. Kuznicka y Edward Chlebus. «Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting». En: *Materials Science and Engineering: A* 718 (2018), págs. 64-73. ISSN: 0921-5093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.088>.

- 1016/j.msea.2018.01.103. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509318301473>.
- [17] Majid Laleh, Anthony E. Hughes, Wei Xu, Pavel Cizek y Mike Yongjun Tan. «Unanticipated drastic decline in pitting corrosion resistance of additively manufactured 316L stainless steel after high-temperature post-processing». En: *Corrosion Science* 165 (2020), pág. 108412. ISSN: 0010-938X. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108412>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X19320876>.
- [18] A Leicht. «Laser powder bed fusion of 316L stainless steel - Microstructure and mechanical properties as a function of process parameters, design and productivity». en. En: (2020).
- [19] Q.Y. Long, J.X. Lu y T.H. Fang. «Microstructure and mechanical properties of AISI 316L steel with an inverse gradient nanostructure fabricated by electro-magnetic induction heating». en. En: *Materials Science and Engineering: A* 751 (mar. de 2019), págs. 42-50. ISSN: 09215093. DOI: [10.1016/j.msea.2019.02.061](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.02.061). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509319302291> (visitado 17-06-2025).
- [20] Oerlikon Metco. «Material Product Data Sheet: Type 316L Austenitic Stainless Steel Powders for Additive Manufacturing». en. En: (2022).
- [21] John F. Moxnes y Oyvind Froyland. «Mathematical relations related to the Lode parameter for studies of ductility». en. En: *Advanced Studies in Theoretical Physics* 10 (2016), págs. 113-124. ISSN: 13147609. DOI: [10.12988/astp.2016.512110](https://doi.org/10.12988/astp.2016.512110). URL: <http://www.m-hikari.com/astp/astp2016/astp1-4-2016/512110.html> (visitado 09-06-2025).
- [22] Jian Peng, Peishuang Zhou, Ying Wang, Qiao Dai, David Knowles y Mahmoud Mostafavi. «Stress Triaxiality and Lode Angle Parameter Characterization of Flat Metal Specimen with Inclined Notch». en. En: *Metals* 11.10 (oct. de 2021), pág. 1627. ISSN: 2075-4701. DOI: [10.3390/met11101627](https://doi.org/10.3390/met11101627). URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/11/10/1627> (visitado 09-06-2025).
- [23] M.S. Pham, B. Dovgyy y P.A. Hooper. «Twinning induced plasticity in austenitic stainless steel 316L made by additive manufacturing». en. En: *Materials Science and Engineering: A* 704 (sep. de 2017), págs. 102-111. ISSN: 09215093. DOI: [10.1016/j.msea.2017.07.082](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.07.082). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509317309899> (visitado 09-06-2025).
- [24] Dmitri Riabov, Masoud Rashidi, Eduard Hryha y Sven Bengtsson. «Effect of the powder feedstock on the oxide dispersion strengthening of 316L stainless steel produced by laser powder bed fusion». En: *Materials Characterization* 169 (2020), pág. 110582.

- ISSN: 1044-5803. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110582>.
URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580320320532>.
- [25] Md. Shamsujjoha, Sean R. Agnew, James M. Fitz-Gerald, William R. Moore y Tabitha A. Newman. «High Strength and Ductility of Additively Manufactured 316L Stainless Steel Explained». en. En: *Metallurgical and Materials Transactions A* 49.7 (jul. de 2018), págs. 3011-3027. ISSN: 1073-5623, 1543-1940. DOI: [10.1007/s11661-018-4607-2](https://doi.org/10.1007/s11661-018-4607-2). URL: <https://link.springer.com/10.1007/s11661-018-4607-2> (visitado 09-06-2025).
- [26] Zackary Snow, Abdalla R. Nassar y Edward W. Reutzel. «Invited Review Article: Review of the formation and impact of flaws in powder bed fusion additive manufacturing». en. En: *Additive Manufacturing* 36 (dic. de 2020), pág. 101457. ISSN: 22148604. DOI: [10.1016/j.addma.2020.101457](https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101457). URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214860420308290> (visitado 09-06-2025).
- [27] Aliakbar Taghipour, Yousef Mazaheri, Jascha McDavid, Shahram Sheikhi, Moritz Braun, Junjun Shen, Benjamin Klusemann y Sören Ehlers. «Strengthening Mechanisms and Strain Hardening Behavior of 316L Stainless Steel Manufactured by Laser-Based Powder Bed Fusion». en. En: *Advanced Engineering Materials* 25.4 (feb. de 2023), pág. 2201230. ISSN: 1438-1656, 1527-2648. DOI: [10.1002/adem.202201230](https://doi.org/10.1002/adem.202201230). URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/10.1002/adem.202201230> (visitado 21-08-2025).
- [28] S. Tanhaei, Kh. Gheisari y S. R. Alavi Zaree. «Effect of cold rolling on the microstructural, magnetic, mechanical, and corrosion properties of AISI 316L austenitic stainless steel». en. En: *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials* 25.6 (jun. de 2018), págs. 630-640. ISSN: 1674-4799, 1869-103X. DOI: [10.1007/s12613-018-1610-y](https://doi.org/10.1007/s12613-018-1610-y). URL: <http://link.springer.com/10.1007/s12613-018-1610-y> (visitado 21-08-2025).
- [29] Wakshum M. Tucho, Vidar H. Lysne, Hakon Austbo, Atle Sjolyst-Kverneland y Vidar Hansen. «Investigation of effects of process parameters on microstructure and hardness of SLM manufactured SS316L». En: *Journal of Alloys and Compounds* 740 (2018), págs. 910-925. ISSN: 0925-8388. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.098>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838818300999>.
- [30] V.B. Vukkum y R.K. Gupta. «Review on corrosion performance of laser powder-bed fusion printed 316L stainless steel: Effect of processing parameters, manufacturing defects, post-processing, feedstock, and microstructure». En: *Materials and Design* 221 (2022), pág. 110874. ISSN: 0264-1275. DOI: <https://doi.org/10.1016/>

- j.matdes.2022.110874. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127522004968>.
- [31] Guoqing Wang, Qi Liu, Han Rao, Huicong Liu y Chunlei Qiu. «Influence of porosity and microstructure on mechanical and corrosion properties of a selectively laser melted stainless steel». En: *Journal of Alloys and Compounds* 831 (2020), pág. 154815. ISSN: 0925-8388. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154815>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838820311786>.
- [32] Wikipedia. «Superficie de fluencia». es. En: (2025). Accedido: 12 de septiembre de 2025. URL: https://es.wikipedia.org/w/index.php?title=Superficie_de_fluencia&oldid=165219800.
- [33] Yuan Zhong, Leifeng Liu, Stefan Wikman, Daqing Cui y Zhijian Shen. «Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting». En: *Journal of Nuclear Materials* 470 (2016), págs. 170-178. ISSN: 0022-3115. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.12.034>. URL: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311515304037>.

