

FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO EN ACEROS OBTENIDOS POR FABRICACIÓN ADITIVA: ANÁLISIS COMPARATIVO MEDIANTE ENSAYO SPT

G. Álvarez^{1*}, R. Rodríguez-Aparicio², S. Otero¹, V. Arniella², I.I. Cuesta², C. Rodríguez¹

¹ Grupo de Investigación SIMUMECAMAT, Universidad de Oviedo, C. Pedro Puig Adam, Edificio Departamental Oeste, 33203 Asturias, España.

² Grupo de Investigación Structural Integrity, Universidad de Burgos, Escuela Politécnica Superior. Av Cantabria s/n, 09006 Burgos, España.

* Persona de contacto: alvarezdguillermo@uniovi.es

RESUMEN

La interacción del hidrógeno con los aceros provoca una degradación de sus propiedades mecánicas, fenómeno conocido como fragilización por hidrógeno, cuya intensidad depende en gran medida de la microestructura del material. El desarrollo de técnicas avanzadas de fabricación, como la fabricación aditiva mediante Laser Powder Bed Fusion (LPBF), da lugar a microestructuras significativamente diferentes de las obtenidas por procesos convencionales, modificando los mecanismos de absorción, difusión y atrapamiento del hidrógeno y, en consecuencia, su efecto fragilizante.

En este trabajo se analiza y compara el comportamiento frente al hidrógeno de dos aceros inoxidables fabricados por métodos convencionales y mediante LPBF: un acero inoxidable austenítico AISI 316L y un acero inoxidable dúplex DSS2205. La evaluación de la fragilización por hidrógeno se ha llevado a cabo mediante ensayos Small Punch Test (SPT) in situ bajo carga electroquímica.

Los resultados muestran que el método de fabricación influye de forma significativa en la microestructura y, en determinados casos, en la susceptibilidad al hidrógeno de los aceros estudiados. Asimismo, se valida el ensayo SPT como una herramienta eficaz para la caracterización de la fragilización por hidrógeno en esta familia de aceros.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, SPT, aceros inoxidables, LPBF.

ABSTRACT

The interaction of hydrogen with steels leads to a degradation of their mechanical properties, a phenomenon known as hydrogen embrittlement, whose severity largely depends on the material's microstructure. The development of advanced manufacturing techniques, such as additive manufacturing by Laser Powder Bed Fusion (LPBF), produces microstructures that differ significantly from those obtained through conventional processes, thereby modifying the mechanisms of hydrogen absorption, diffusion, and trapping and, consequently, its embrittlement effect.

In this work, the hydrogen-related behavior of two stainless steels produced by conventional methods and by LPBF is analyzed and compared: an austenitic stainless steel AISI 316L and a duplex stainless steel DSS2205. Hydrogen embrittlement was evaluated using in situ Small Punch Test (SPT) under electrochemical charging conditions.

The results show that the manufacturing method significantly influences the microstructure and, in certain cases, the hydrogen susceptibility of the studied steels. In addition, the SPT test is validated as an effective tool for the characterization of hydrogen embrittlement in this family of steels.

KEYWORDS: Small Punch Test, hydrogen embrittlement, ferritic, martensitic and austenitic steels.

1. INTRODUCCIÓN

La creciente implantación del hidrógeno como vector energético en sectores estratégicos ha incrementado de forma notable el interés por comprender su interacción con los materiales estructurales. La exposición de los aceros a este elemento puede provocar una pérdida significativa de ductilidad y resistencia, fenómeno conocido como fragilización por hidrógeno (HE), que

constituye uno de los principales retos para la fiabilidad y seguridad de componentes metálicos en entornos ricos en hidrógeno. La severidad de este proceso está fuertemente condicionada por la microestructura, la cual controla los mecanismos de absorción, difusión y atrapamiento del hidrógeno y por tanto la susceptibilidad del correspondiente acero al fenómeno de HE. Entre todas las microestructuras analizadas en los últimos años, los aceros inoxidables austeníticos ocupan un papel

destacado debido a su buen comportamiento frente a este elemento, sin embargo, suelen mostrar un límite elástico relativamente bajo para aguantar las presiones a las que puede transportarse o almacenarse el hidrógeno. Esto da lugar a que el coste de ejecución con este material sea muy elevado al necesitar una mayor cantidad. Por ello, este tipo de acero suele utilizarse más en la fabricación de componentes específicos que en grandes infraestructuras.

A menudo estos componentes muestran una geometría compleja dificultando su fabricación. Por esta razón, la fabricación aditiva ha introducido nuevas posibilidades de diseño y producción, pero también ha generado interrogantes acerca del comportamiento en servicio de los materiales obtenidos mediante estas tecnologías. En particular, la fabricación aditiva por fusión selectiva por láser (LPBF) produce microestructuras altamente refinadas, anisotrópicas y con distribuciones de defectos características, significativamente distintas de las generadas mediante rutas de fabricación convencionales. Estas diferencias microestructurales pueden modificar de manera sustancial la interacción del hidrógeno con el material y, por tanto, su susceptibilidad a la fragilización.

En este contexto, el presente trabajo analiza comparativamente el comportamiento frente al hidrógeno de dos aceros inoxidables representativos, un acero austenítico AISI 316L y un acero dúplex DSS2205, fabricados, ambos, tanto por métodos convencionales como mediante LPBF. La evaluación de la fragilización por hidrógeno se lleva a cabo mediante ensayos Small Punch Test (SPT) in situ bajo carga electroquímica, lo que permite caracterizar la degradación mecánica asociada a la presencia de hidrógeno con un volumen reducido de material. Los resultados obtenidos ponen de manifiesto la influencia del método de fabricación en la microestructura y, en determinados casos, en la susceptibilidad al hidrógeno de los aceros estudiados, además de validar el ensayo SPT como una herramienta eficaz para la caracterización de la fragilización por hidrógeno en esta familia de materiales.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiales

Los aceros utilizados en este trabajo han sido: un acero inoxidable austenítico 316L y un acero Duplex 2205. En ambos casos se han analizado tanto los aceros producidos por fabricación convencional (provenientes de distribuidores oficiales) como por fabricación aditiva mediante fusión de capa de polvo por laser (LBPF).

El acero 316L fabricado por procesos convencionales (CM-316L) fue suministrado como chapa de 25 mm. de espesor tras un tratamiento de recocido. El mismo acero, pero obtenido por LPBF (AM-316L), fue impreso en bloques rectangulares de 20×20×75 mm utilizando polvo 316L suministrado por la misma empresa fabricante de la impresora (Renishaw) y perteneciente al laboratorio de

investigación de la armada estadounidense. Los parámetros utilizados en la impresión fueron: potencia de 195W, velocidad de 750 mm/s y altura de capa de 0.05 mm parámetros recomendados por la empresa. Se utilizó Argón como gas de cobertura.

El acero dúplex fabricado por procesos convencionales (CM-DSS2205) fue suministrado como chapa de 110 mm de espesor y con un tratamiento de 1100°C durante 16 minutos y enfriamiento en agua. El obtenido por LPBF (AM-DSS2205) fue fabricado con polvo duplex atomizado, utilizando una impresora ALBA 300, con una potencia de láser de 175.4 W, una velocidad de 639 mm/s, una altura de capa de 0.12 mm. Con estas condiciones de procesado, el material resultante presenta un alto límite elástico y una baja ductilidad. De hecho, en estado *as-built*, su microestructura está compuesta predominantemente por ferrita, por lo que se ha realizado un tratamiento térmico de temple con el fin de obtener propiedades equivalentes a las de un acero dúplex convencional. Al objeto de obtener el tratamiento óptimo se evaluaron distintos ciclos de recocido y temple, hasta encontrar el óptimo, que consistió en un recocido a 1000 °C durante 2 horas seguido de un temple en agua [1].

La Tabla 1 recoge los valores medios de las propiedades mecánicas a tracción de todos los aceros objeto de estudio. Como puede observarse, el acero austenítico CM-316L es el que muestra un límite elástico, σ_{ys} , más bajo con 325 MPa, mientras que en el resto anda en torno a 525 MPa. Respecto a la tensión última, σ_{uts} , los dos aceros austeníticos muestran valores en torno a 650 MPa mientras que los dúplex en torno a 800 MPa. En términos de ductilidad, cabe destacar que el acero austenítico obtenido por fabricación aditiva, AM-316L, muestra un valor relativamente bajo de reducción de área, *RA*, en torno al 58%.

Tabla 1. Propiedades mecánicas a tracción.

Material	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)	RA (%)
CM-316L	325	640	83
AM-316L	520	675	58
CM-DSS2205	524	787	81
AM-DSS2205	525	806	82

2.2. Small Punch Tests

Los ensayos SPT se llevaron a cabo utilizando un utillaje estándar, aunque con ligeras modificaciones para la realización de ensayos con hidrógeno in-situ, mediante reacciones electroquímicas (Figura 1.a). El punzón, situado en la parte inferior dispone de una cabeza semiesférica, un diámetro de 2.5 mm. La matriz, con un agujero de 4 mm de diámetro, se sitúa en la parte superior, conteniendo un electrolito salino (3.5% NaCl) y un contra-electrodo de Platino (Pt).

Para generar la reacción electroquímica en la superficie de la muestra ensayada se ha aplicado una densidad de

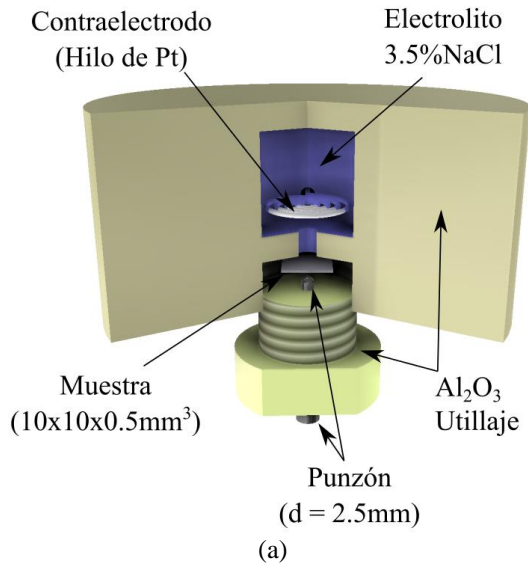


Figura 1. Ensayo SPT. (a) Esquema del dispositivo de ensayo SPT adaptado para ensayos de hidrógeno in-situ; (b) Curvas carga-desplazamiento SPT para materiales dúctiles y frágiles.

corriente (0.5 mA/cm^2) mediante una fuente externa que cierra el circuito entre el electrodo de Pt y el punzón. Todas las partes del dispositivo que se encuentran en contacto con el electrolito se fabricaron de alúmina (Al_2O_3) para asegurar la densidad de corriente deseada en la superficie de la muestra durante el ensayo. El dispositivo se sitúa en una máquina de ensayos de 5 kN de capacidad de carga y se mide el desplazamiento del punzón con un extensómetro tipo COD.

Las probetas SPT fueron mecanizadas con una sección cuadrada de $10 \times 10 \text{ mm}^2$ y 0.50 mm de espesor nominal. Para el cálculo de las propiedades mecánicas a tracción a través de los parámetros SPT se han utilizado las siguientes expresiones:

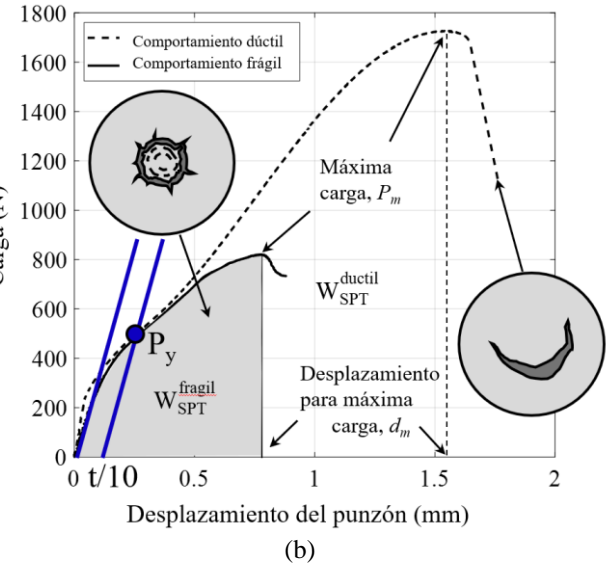
$$\sigma_{YS} = \alpha \cdot \frac{P_y}{t^2} \quad (1)$$

$$\sigma_{UT} = \beta \cdot \frac{P_m}{(t \cdot d_m)} \quad (2)$$

donde t es el espesor inicial, y α y β dos constantes con un valor de 0.346 y 0.277, respectivamente, de acuerdo con García et al. [2]. Por su parte, P_y es el valor de la carga obtenida en el punto de intersección de la curva carga-desplazamiento con una línea de pendiente igual al tramo inicial desplazada un valor $t/10$ [2], y P_m y d_m los valores de carga y desplazamiento correspondientes al punto de carga máxima del ensayo (Figura 1.b).

Las muestras SPT de los aceros en estado de recepción (Aire), se ensayaron en condiciones ambientales de laboratorio a una velocidad de desplazamiento estándar de 0.20 mm/min. Por su parte, los ensayos realizados en ambiente electroquímico de hidrógeno se han llevado a cabo a una velocidad 10 veces más lenta (0.02 mm/min) de acuerdo a resultados obtenidos en estudios previos [3].

Concluidos los ensayos SPT, se calcula el índice de fragilización por hidrógeno, HEI , comparando los



parámetros obtenidos al aire (X_{Air}) con los dados en hidrógeno (X_H) de acuerdo a la siguiente expresión:

$$HEI (\%) = \frac{X_{Air} - X_H}{X_{Air}} \cdot 100 \quad (3)$$

En este caso el parámetro SPT seleccionado para el análisis de la fragilización, ha sido, en base a estudios previos [3], la energía del ensayo SPT normalizada por el espesor de la muestra al cuadrado, W_{SPT}/t^2 . El valor W_{SPT} se calcula como el área encerrada bajo la curva carga-desplazamiento hasta el punto de carga máxima (Figura 1.b).

3. RESULTADOS

3.1 Comportamiento mecánico en los ensayos SPT al aire: Influencia del método de fabricación.

La Figura 2 muestra las curvas carga-desplazamiento de los distintos aceros ensayados al aire. Como puede observarse, las curvas SPT del acero austenítico (Figura 2.a) son muy distintas cuando el método de fabricación es el convencional o se utiliza fabricación aditiva. En el caso de los dúplex, sin embargo, las curvas obtenidas son muy semejantes, independientemente del método de fabricación utilizado (Figura 2.b). La Tabla 2 muestra los valores medios de los parámetros SPT característicos de los distintos materiales, así como las propiedades mecánicas a tracción obtenidas mediante las expresiones (1) y (2). Comparando los valores obtenidos y los valores mostrados en la Tabla 1 se puede observar que el SPT ha mostrado una buena correlación con los ensayos estándar independientemente del método de fabricación. La tabla 2 también recoge el valor de $\frac{W_m}{t^2}$, parámetro relacionado con la tenacidad a la fractura [3] y que posteriormente, nos permitirá analizar la susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno de los distintos materiales.

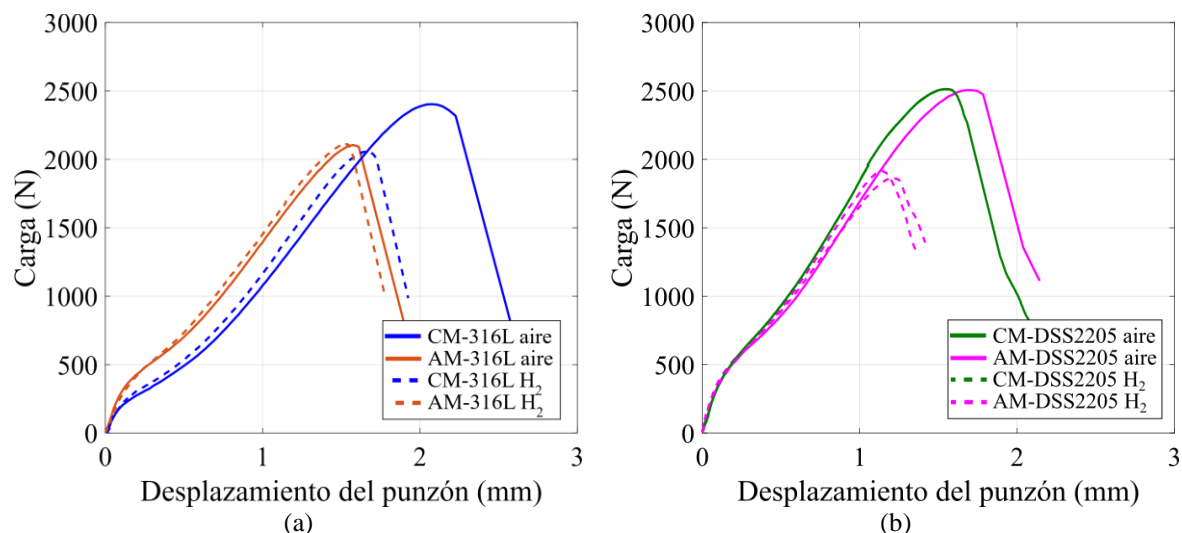


Figura 2. Curvas carga-desplazamiento de los ensayos SPT con y sin hidrógeno. (a) 316L; (b) DSS2205.

Tabla 2. Ensayos SPT al aire: parámetros característicos y propiedades mecánicas a través de las ecuaciones. (1) y (2).

Material	$\frac{P_y}{t^2}$ (MPa)	$\frac{P_m}{t \cdot d_m}$ (MPa)	$\frac{W_m}{t^2}$ (N/mm)	σ_{YS} (1) (MPa)	σ_{UTS} (2) (MPa)
CM-316L	995	2123	10028	344	588
AM-316L	1582	2458	7051	547	680
CM-DSS2205	1792	2745	9598	620	760
AM-DSS2205	1864	3170	9433	645	878

3.2 Comportamiento mecánico en presencia de hidrógeno

En la Figura 2 se recogen, a modo de comparación, las curvas SPT de los distintos aceros obtenidas al aire y en ambiente electroquímico de hidrógeno. Como se puede observar, en la mayoría de los casos, la presencia de hidrógeno produce una disminución de los valores de carga máxima y, por tanto, de la energía de fractura, W_m , lo que supone una clara fragilización. La única excepción la presenta el acero austenítico obtenido por fabricación

aditiva, AM-316L, para el que la fragilización es inexistente (Figura 2.a).

Además, cabe destacar que los dos aceros dúplex muestran una fragilización similar, independientemente de que en su fabricación se hayan utilizado métodos convencionales o fabricación aditiva. En líneas generales parece que el método de fabricación no influye en el comportamiento ante hidrógeno en el caso del acero dúplex, pero tiene un peso importante en el caso de los austeníticos. Con el fin de cuantificar la susceptibilidad al hidrógeno de los distintos aceros, la Tabla 3 recoge los valores W_m/t^2 obtenidos con el SPT en condiciones de hidrógeno, así como el valor del índice de fragilización por hidrógeno, HEI, para los distintos aceros.

Tabla 3. Ensayos SPT en ambiente de hidrógeno: parámetro característico y HEI.

Material	W_m/t^2 (N/mm)	HEI (%)
CM-316L	6785	33
AM-316L	7316	1
CM-DSS2205	5062	47
AM-DSS2205	4374	54

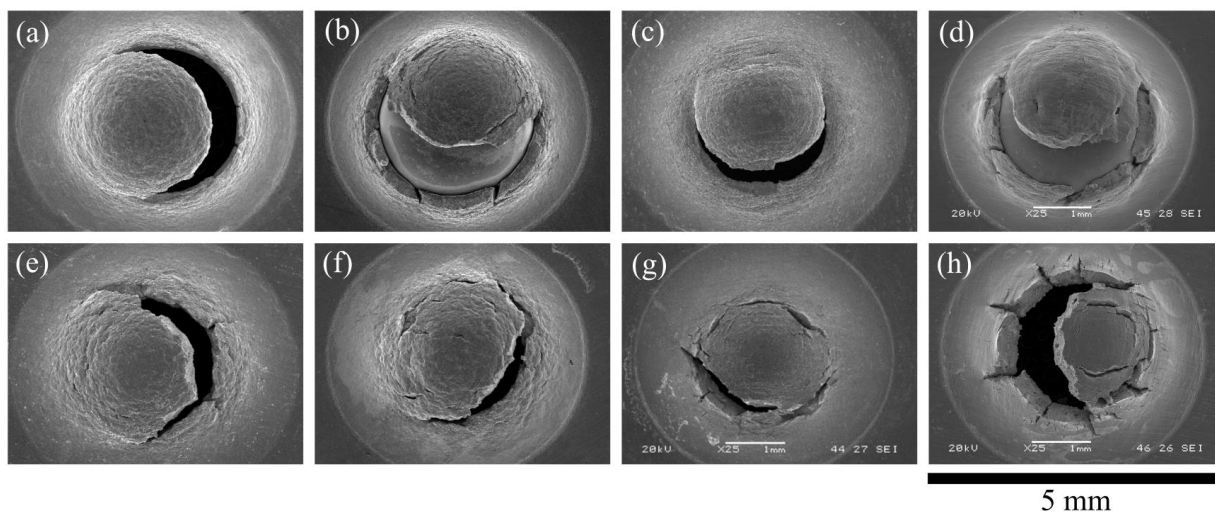


Figura 3. Fractografías de las muestras SPT. (a)-(d) Ensayos al aire; (e)-(h) Ensayos con hidrógeno; (a), (e) CM-316L; (b), (h) CM-316L; (c), (g) CM-DSS2205; (d), (h) AM-DSS2205.

Como puede observarse, la susceptibilidad al hidrógeno de los aceros austeníticos es inferior a los dúplex, llegando a ser incluso nula en el caso del acero obtenido por fabricación aditiva. Por su parte, los aceros dúplex, muestran un HEI semejante independientemente del método de fabricación utilizado (Figura 2.b).

La Figura 3 muestra las superficies de fractura características de todos los materiales en las distintas condiciones de ensayo. Como se puede observar, los ensayos realizados al aire (Figuras 3.a-d) muestran, en su mayoría, la típica rotura en forma de sonrisa, propia de un comportamiento dúctil. En el caso del acero austenítico obtenido por fabricación aditiva (Figura 3.b) también se aprecia la presencia de múltiples grietas secundarias en la superficie, consecuencia, probablemente del método de fabricación. En el caso del acero dúplex obtenido por fabricación aditiva (Figura 4.d) sucede algo similar, mostrándose una superficie más rugosa en comparación con su homólogo obtenido por fabricación convencional (Figura 3.c). No obstante, el micromecanismo de fratura al aire de todos los materiales ha sido coalescencia de microhuecos.

En el caso de los aceros ensayados en condiciones de hidrógeno (Figuras 3.e-h), se observa como el acero austenítico CM-316L (Figura 4.e) muestra signos de fragilización, con la presencia de grietas radiales que parten de la rotura en forma de semicírculo. El AM-316L (Figura 3.f) también parece mostrar una ligerísima fragilización, aunque es tan tenue que a nivel mecánico no se percibe. Los aceros dúplex (Figuras 4.g,h) por su parte, muestran claros signos de fragilización, con multitud de grietas radiales en todo el contorno de contacto del punzón, sobre todo en el caso del AM-DSS2205. Este acero, además, muestra grietas secundarias, en la zona de máxima tensión que va desplazándose hacia el centro de la probeta en etapas previas a la rotura.

4. DISCUSIÓN

Como se ha podido observar en el caso del acero dúplex AM-DSS2205, la utilización de técnicas de fabricación aditiva puede dar lugar a materiales con propiedades similares a los obtenidos por procedimientos convencionales. El que esto no haya podido conseguirse en el caso de acero austenítico AM-316L se debe a que los parámetros de impresión no fueron ajustados, dando lugar a propiedades mecánicas diferentes a su homólogo convencional, aun teniendo ambos una microestructura plenamente austenítica.

Con el fin de comparar los resultados obtenidos con los correspondientes a otros materiales, se ha utilizado el diagrama de fragilización mostrado en la Figura 4, y que recoge la variación del HEI con el límite elástico de distintas familias de aceros. Los resultados mostrados corresponden a los obtenidos en trabajos paralelos y utilizando las mismas condiciones de ensayo que en este trabajo (electrolito salino 3.5% NaCl y velocidades de desplazamiento en ambiente de hidrógeno de 0.02 mm/min).

Como puede observarse, el acero CM-316L, con un límite elástico relativamente bajo, muestra fragilizaciones considerablemente altas en comparación con su homólogo y el resto de los materiales austeníticos representados en este diagrama. Este comportamiento ha sido estudiado en otros trabajos [4,5] en los que se ha demostrado que esta alta fragilización se debe al fenómeno conocido como martensita inducida por deformación. Así, en el trabajo [4] se realizaron medidas del grado de transformación martensítica sufrido por ambos aceros cuando se aplicaban diferentes grados de deformación en frío. A través del uso de un ferritoscopio y difracción de rayos X se encontró una mayor cantidad de martensita en el material CM-316L que en el AM-316L, lo que se atribuyó, principalmente, al menor contenido de níquel del CM-316L lo que provocaba una menor estabilidad de la austenita. Este hecho fue estudiado también por otros investigadores [4], señalando que el proceso de fabricación aditiva mejora las propiedades frente al hidrógeno debido a sus estructuras celulares de dislocaciones y menor cantidad de martensita. No obstante, e independientemente de este hecho, se aprecia como el acero CM-316L muestra una fragilización estándar (posición cercana a la línea de ajuste en la Figura 4) comparable a la presentada por el resto de las diferentes familias microestructurales.

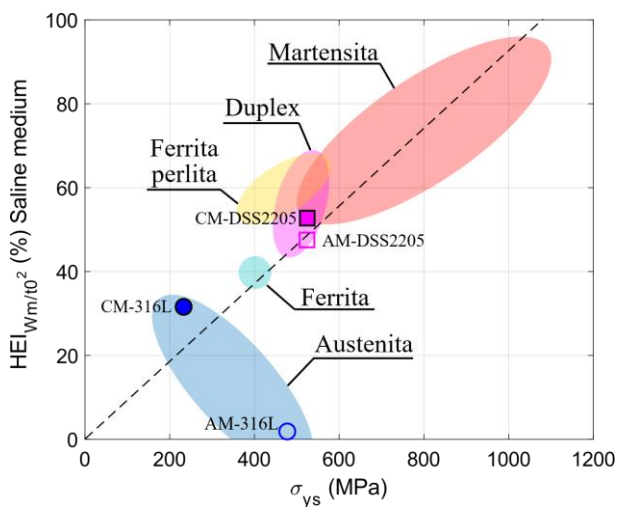


Figura 4. Mapa de fragilización.

Por su parte, los aceros dúplex analizados se encuentran dentro de la zona estándar de fragilización de este tipo de aceros, independientemente del método de fabricación utilizado. Además, ambos aceros muestran una posición próxima a la característica del resto de microestructuras, situándose prácticamente sobre la línea de ajuste.

El comportamiento en presencia de hidrógeno de los aceros dúplex ha sido evaluado por diferentes autores, así como en trabajos previos del grupo de investigación SIMUMECAMAT [6,7]. En el caso concreto de los aquí analizados, CM-DSS2205 y el AM-DSS2205, los resultados obtenidos tras someterlos a ensayos standard de fractura, muestran un comportamiento muy similar. El análisis microestructural realizado, recoge una microestructura bifásica con valores aproximadamente

iguales de austenita y ferrita (50/50). La única diferencia microestructural apreciable entre ambos materiales radica en la morfología y distribución espacial de las fases. En el caso del CM-DSS2205, las bandas alternadas de austenita y ferrita se encontraban claramente alineadas y orientadas siguiendo la dirección de procesado, mostrando una disposición laminar bien definida. Por el contrario, el AM-DSS2205 presentaba una distribución más heterogénea y aleatoria de ambas fases, sin una orientación preferente claramente identificable.

Asimismo, Arniella et al. [6], mediante análisis EBSD, identificaron que el principal modo de fallo en este material se localiza en la intercara ferrita-austenita, lo que pone de manifiesto el papel crítico de dichas intercaras en los mecanismos de iniciación y propagación de la fractura. Este comportamiento resulta coherente con la diferente respuesta de ambas fases, que puede generar concentraciones locales de tensiones y favorecer la acumulación de hidrógeno en la vecindad de la intercara.

En consecuencia, considerando que los resultados del presente estudio muestran un grado de fragilización comparable en ambos materiales pese a sus diferencias morfológicas, puede establecerse que el factor determinante no es tanto la fracción volumétrica y distribución de austenita o ferrita, sino la densidad y características de las intercaras ferrita-austenita presentes en la microestructura. En este sentido, una mayor densidad de intercaras podría incrementar los sitios potenciales de acumulación de hidrógeno y de nucleación de daño, condicionando de manera más significativa el comportamiento frente a la fragilización que el simple balance de fases.

5. CONCLUSIONES

Los ensayos Small Punch Test (SPT) realizados bajo carga electroquímica de hidrógeno in-situ, han permitido evaluar la fragilización por hidrógeno en aceros 316L y DSS2205 fabricados tanto por rutas convencionales como por fabricación aditiva LPBF. Los resultados muestran que:

- El acero CM-316L presenta fragilización significativa (HEI ~33%), asociada a martensita inducida por deformación y menor estabilidad de la austenita. En cambio, el acero AM-316L muestra susceptibilidad prácticamente nula (HEI ~1%) gracias a su microestructura austenítica más estable.
- Los aceros dúplex presentan fragilizaciones similares (HEI ~50%) y dentro de los rangos esperados para esta microestructura independientemente del método de fabricación utilizado. La distribución de fases y la densidad de intercara ferrita-austenita controlan el micromecanismo de rotura, siendo la LPBF equivalente a los procesos convencionales tras tratamiento térmico.
- El micromecanismo de fractura de todos los aceros ensayados al aire es dúctil (coalescencia de

microhuecos), mientras que la exposición a hidrógeno genera grietas radiales y secundarias, especialmente en DSS2205.

- La fabricación aditiva no introduce efectos negativos en el comportamiento de los materiales en presencia de hidrógeno
- El SPT es una herramienta eficaz en el análisis de la susceptibilidad al hidrógeno de las distintas familias de acero.

Como líneas futuras se propone estudiar diferentes velocidades de ensayo SPT, ensayos con muestras precargadas y el diseño de microestructuras dúplex optimizadas para limitar la difusión de hidrógeno.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación del Ministerio de Economía, Industria y Competitividad a través de los proyectos PID2021-124768OB-C22 y PID2024-15917OB-C21, incluida la ayuda FPI concedida a Sara Otero (PRE2022-103206). Asimismo, agradecemos al Principado de Asturias por la ayuda (SEK-25-GRU-GIC-24-016) y al IUTA por la (SV-24-GIJON-1-08). También nuestro agradecimiento a los Servicios Científico-Técnicos de la Universidad de Oviedo por el acceso al microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-5600.

REFERENCIAS

- [1] N. Mayoral, et al., Process Parameter Optimisation in Laser Powder Bed Fusion of Duplex Stainless Steel 2205, *Applied Sciences (Switzerland)* 14 (2024).
- [2] T.E. García et al., Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test. *J Alloys Compd* (2014) 582:708–17.
- [3] G. Álvarez et al., Study of the influence of current density and displacement rate on hydrogen embrittlement using small punch tests, *Theoretical and App. Fract. Mech.* 125 (2023) 103838.
- [4] G. Álvarez, et al., Hydrogen embrittlement susceptibility of additively manufactured 316L stainless steel: Influence of post-processing, printing direction, temperature and pre-straining, *Addit Manuf* 78 (2023).
- [5] S.W. Baek, et al., Hydrogen embrittlement of 3-d printing manufactured austenitic stainless steel part for hydrogen service, *Scr. Mater.* 130 (2017) 87–90.
- [6] V. Arniella, et. al, Influence of the direction of ferrite-austenite banding on hydrogen embrittlement of 2205 duplex stainless steel, *Mater Charact* 215 (2024).
- [7] L. Claeys et al., Hydrogen-assisted cracking in 2205 duplex stainless steel: Initiation, propagation and interaction with deformation-induced martensite, *Materials Science and Engineering:A* 797 (2020).