

# ESTUDIO DE ACEROS AVANZADOS PARA APLICACIONES COMO MATERIAL ESTRUCTURAL EN FUSIÓN NUCLEAR

*I. Rufflanchas<sup>1,2</sup>, N. García-Rodríguez<sup>1</sup>, M. Roldán<sup>1</sup>, E. León-Gutiérrez<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Laboratorio Nacional de Fusión- CIEMAT. Avenida Complutense 40, 28040 Madrid

<sup>2</sup>Facultad de Ciencias. Universidad Autónoma de Madrid (UAM), 28049 Madrid

[ines.rufflanchas@gmail.com](mailto:ines.rufflanchas@gmail.com)

**Resumen:** La creciente demanda energética e importancia de descarbonizar el sistema incentivan la búsqueda de alternativas sostenibles. En este contexto, la fusión nuclear emerge como opción estratégica, proporcionando energía constante, segura y libre de CO<sub>2</sub>, aunque requiere superar desafíos tecnológicos, especialmente en el desarrollo de materiales estructurales capaces de soportar condiciones extremas de temperatura, radiación y carga mecánica. Entre las soluciones, los aceros ODS (Oxide Dispersion Strengthened) destacan por su resistencia y estabilidad. Este trabajo evalúa la viabilidad del proceso a escala semi-industrial mediante el proceso STARS<sup>©</sup>, caracterizando una plancha de acero ODS en dos estados: laminado en caliente (As-Rolled) y tras tratamiento térmico (Heat-Treated). Se aplicaron diversas técnicas de microscopía para analizar la microestructura y propiedades mecánicas, comparando con estudios a escala de laboratorio. Los resultados confirman la idoneidad del proceso contribuyendo al desarrollo de materiales avanzados para reactores de fusión, aportando a la estrategia europea hacia la energía descarbonizada.

**Palabras clave:** descarbonización, fusión nuclear, materiales estructurales, temperatura, radiación, carga mecánica, ODS, STARS<sup>©</sup>, As-Rolled, Heat-Treated, materiales avanzados.

## 1. INTRODUCCIÓN.

El acceso a fuentes de energía seguras, sostenibles y eficientes es uno de los principales retos del siglo XXI. El crecimiento del consumo energético global [1], el agotamiento de recursos fósiles y su impacto ambiental impulsan la transición hacia un modelo más limpio y resiliente.

Las energías renovables han crecido notablemente en la última década y son pilares de esta transformación [2], aunque su intermitencia y limitaciones exigen fuentes complementarias estables. La fusión nuclear se presenta como una alternativa prometedora a medio y largo plazo [3], ya que, a diferencia de la fisión, no genera residuos radiactivos de larga vida ni implica riesgos de proliferación, además de contar con combustible abundante y reproducible en el reactor [4]. Para ello, se requieren temperaturas extremas y sistemas de confinamiento, siendo el magnético el más avanzado [5].

Avances recientes, como los del reactor JET [6], confirman la viabilidad técnica de la fusión, aunque persisten retos asociados al confinamiento, la producción de tritio y el desarrollo de materiales resistentes a radiación, calor y esfuerzos mecánicos. Estos deben soportar neutrones de alta energía, altas temperaturas y ciclos de carga, evitando fenómenos de hinchamiento [7], fragilización [8-9] y degradación mecánica [10].

Entre los candidatos destacan los aceros ferríticos/martensíticos reforzados por óxidos (ODS), con nanopartículas estables de itrio o titanio, que actúan como

barreras frente a defectos de irradiación, ofreciendo alta resistencia a temperatura y buen desempeño nuclear [11-12]. CIEMAT y CEIT han desarrollado estos aceros mediante el proceso innovador STARS<sup>©</sup> [13], validando su fabricación a escala de laboratorio con resultados prometedores [14-15]. Sin embargo, su aplicación en reactores requiere escalar la producción y comprobar su reproducibilidad en condiciones semi-industriales.

El objetivo de este trabajo es caracterizar material ODS producido en una planta piloto semi-industrial, evaluando su viabilidad para fusión nuclear mediante estudios microestructurales y mecánicos, y comparándolo con el material obtenido a escala de laboratorio.

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS.

### 2.1. Material estudiado.

El material empleado fue un acero ferrítico endurecido por dispersión de óxidos (ODS) con composición nominal Fe-14Cr-2W-0.3Ti-0.3Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en peso, fabricado mediante el proceso STARS<sup>©</sup> [16]. Este método alternativo al aleado mecánico permite la formación in situ de nanopartículas sin recurrir a molienda de alta energía.

El polvo metálico se obtuvo por atomización con gas a escala semi-industrial (75 kg), seleccionándose fracciones <75 μm para garantizar homogeneidad. Este se consolidó mediante prensado isostático en caliente (HIP) a 700°C bajo 140 MPa durante 3 horas, obteniéndose bloques compactos de 10 kg. Posteriormente se fabricaron planchas laminadas en caliente (reducción del 93 %), aplicando tratamientos térmicos intermedios a 1200 °C durante 7

minutos para mejorar ductilidad y eliminar defectos. De esta forma se obtuvieron planchas homogéneas sin presencia de defectos estructurales visibles de las que se seleccionó una de la que se extrajeron las muestras trabajadas.

### 2.2 Tratamiento térmico y corte de muestras.

Tras el laminado, se estudiaron dos condiciones: una sometida a tratamiento térmico a 1100°C durante 5 minutos en aire, para aliviar tensiones internas y favorecer la evolución de fases secundarias sin recristalización completa (muestra **HT**, *Heat-Treated*), y otra sin tratamiento posterior (muestra **AR**, *As-Rolled*), permitiendo comparaciones directas.

Las muestras metalográficas se obtuvieron mediante cortes longitudinales (paralelos a la dirección de laminación) y transversales (perpendiculares a la dirección de laminación), con el fin de evaluar anisotropías microestructurales y texturales. Los cortes se realizaron con tronzadora metalográfica refrigerada, evitando alteraciones térmicas en las superficies de interés.

### 2.3 Preparación metalográfica.

Las muestras se embutieron y se sometieron a un proceso de desbaste y pulido sucesivo con papeles de carburo de silicio, continuando con suspensiones diamantadas hasta 1 µm y acabado final con sílice coloidal de 0.25 µm obteniendo superficies con un acabado espejo libre de deformaciones subsuperficiales.

Para revelar la microestructura se aplicó el reactivo Vilella (compuesto por ácido pícrico, etanol y HCl), lo que permitió identificar bordes de grano, defectos asociados al proceso de laminación y fases secundarias.

### 2.4 Técnicas de caracterización.

Para el estudio microestructural y mecánico del material se emplearon tres técnicas principales: 1) Microscopía electrónica de barrido (SEM). Se utilizó un SEM de campo (Zeiss) para el análisis de la superficie pulida, obteniendo información sobre morfología, defectos asociados al laminado y distribución de partículas de refuerzo; 2) Difracción de electrones retrodispersados (EBSD). Integrada en el SEM, esta técnica permitió determinar la orientación cristalográfica de los granos, la textura global del material y la presencia de anisotropías derivadas del proceso de laminación. Asimismo, facilitó la identificación de fases secundarias basadas en óxidos de itrio y titanio; 3) Ensayo de microdureza Vickers (HV). Se realizaron indentaciones con una carga constante durante un tiempo determinado, generando así una huella sobre la muestra. Al ser la punta en forma de pirámide de base cuadrada se pudieron medir sus diagonales. La determinación de la dureza Vickers  $d$  (HV) se realiza mediante la ecuación 1.

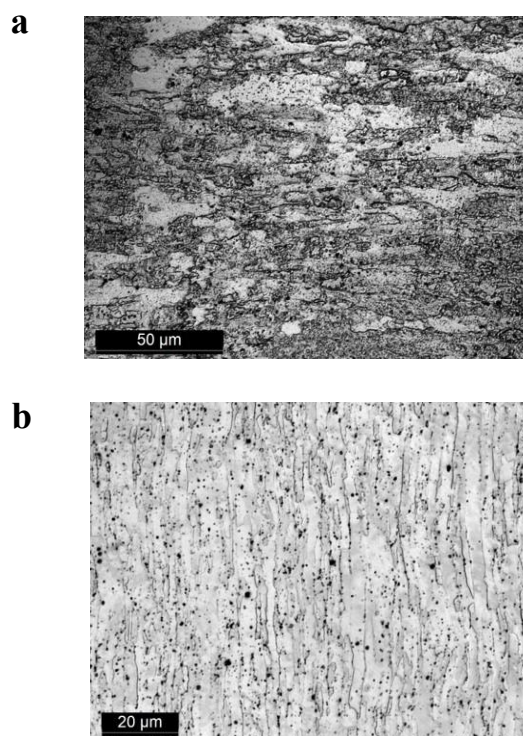
$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (\text{Ec. 1})$$

## 3. RESULTADOS.

### 3.1 Muestra *As-Rolled* (AR).

#### 3.1.1 Análisis microestructural.

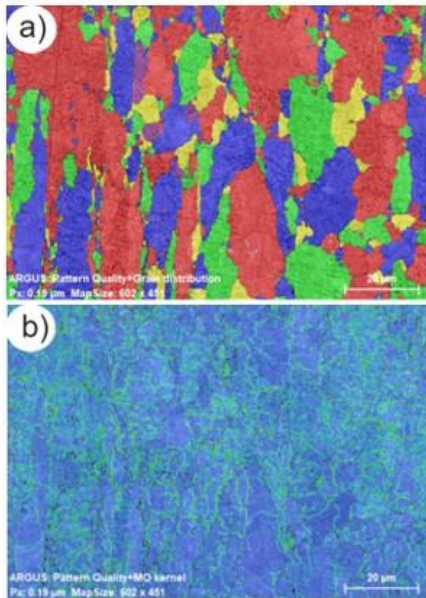
La *Figura 2a* micrografía longitudinal de la condición AR muestra granos alargados en la dirección de laminación (RD), reflejo de la deformación plástica inducida.



**Figura 2.** Micrografía confocal de la muestra (AR) longitudinal (a) y transversal (b).

En corte transversal (*Figura 2b*) se observa una morfología irregular y heterogénea, con granos alargados y fragmentados, sin evidencias claras de recristalización. Esta disposición confirma que no se han formado nuevos granos estables, lo que indica ausencia de tratamiento térmico posterior.

Por otra parte, la microestructura presenta partículas oscuras de pequeño tamaño distribuidas irregularmente, correspondientes a fases secundarias (óxidos Y-Ti-O) dispersas en la matriz. Estas partículas actúan como barreras al movimiento de dislocaciones y al crecimiento de grano, contribuyendo a la estabilidad microestructural. Si nos fijamos en los mapas EBSD se puede ver una microestructura caracterizada por una red de granos alargados y finos, típicamente orientados según la dirección de laminación. Gracias a los análisis de orientación cristalográfica (*Figura 3a*) podemos observar la deformación acumulada: muestran una orientación preferencial de los granos alineados con la dirección de laminación, elevada densidad de dislocaciones y ausencia de recristalización completa. Además, El análisis KAM (*Figura 3b*) revela fuertes gradientes de deformación interna, lo que confirma la acumulación de tensiones en el material bajo esta condición.



**Figura 3.** a) Mapa de calidad del patrón EBSD de la muestra (AR) y b) Patrón KAM combinado con la calidad del patrón EBSD en la muestra (AR)

### 3.1.2. Dureza Vickers.

Se realizaron medidas de dureza Vickers en cortes longitudinales y transversales, aplicando una carga de 200 gramos-fuerza.

Para la muestra AR los valores oscilaron entre 204 y 211 HV, con ligeras diferencias entre cortes longitudinales y transversales. La dureza fue superior en dirección transversal, atribuida a la acumulación de defectos y mayor densidad de dislocaciones por el trabajo mecánico. Por otra parte, fijándonos en los resultados para la muestra HT los valores disminuyeron hasta 188–194 HV, reflejando una menor densidad de dislocaciones tras el tratamiento térmico a 1100 °C.

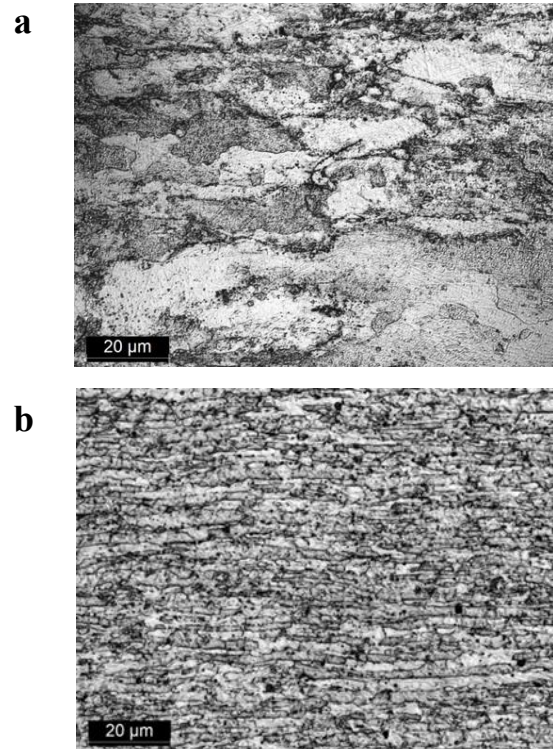
En conjunto, los mapas de distribución de dureza (*Figuras 6a-7b*) mostraron mayor homogeneidad en HT, aunque sin eliminación completa de heterogeneidades locales. La reducción de dureza respecto al estado AR confirma que el tratamiento térmico favoreció procesos de recuperación estructural, aliviando tensiones internas sin inducir recristalización completa.

### 3.2. Muestra *Heat-Treated* (HT).

Las micrografías longitudinales y transversales (*Figuras 4a y 4b*) para la muestra HT muestran granos más homogéneos y definidos que en el estado AR, aunque todavía con cierta deformación residual. El tratamiento a 1100 °C durante 5 minutos favoreció una relajación parcial de tensiones internas, observándose una microestructura más equilibrada en forma y tamaño de grano. Sin embargo, no se alcanzó una recristalización completa debido al corto tiempo de tratamiento.

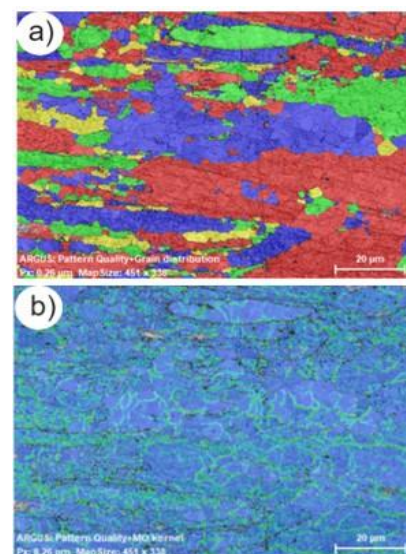
Se identificaron partículas secundarias dispersas (óxidos Y–Ti–O), que contribuyen a estabilizar la microestructura al actuar como barreras frente al crecimiento de grano y al movimiento de dislocaciones. Estas partículas resultan

críticas para mantener la resistencia mecánica del material en condiciones de servicio.



**Figura 4.** Micrografía confocal de la muestra (HT) longitudinal (a) y transversal (b).

En la *Figura 5a* se pueden ver los mapas EBSD que confirman una reducción en la anisotropía con respecto a la muestra AR, mostrando una orientación de grano menos marcada hacia la dirección de laminación. Los granos presentan mayor equiaxialidad, aunque persisten regiones alargadas. El análisis KAM mostrado en la *Figura 5b* revela una disminución en la densidad de dislocaciones y tensiones internas, lo que indica que el tratamiento térmico favoreció procesos de recuperación estructural.



**Figura 5.** a) Mapa de calidad del patrón EBSD de la muestra (AR) y b) Patrón KAM combinado con la calidad del patrón EBSD en la muestra (AR)

#### 4. DISCUSIÓN.

El análisis microestructural confirma que la condición AR presenta una microestructura deformada, con granos alargados y anisotropía marcada, mientras que en la condición HT se observa una recuperación parcial de tensiones y reducción de dislocaciones, aunque sin recristalización completa. Estas diferencias concuerdan con lo descrito en la bibliografía sobre aceros ODS, donde la estabilización de fases secundarias (Y-Ti-O) juega un papel esencial en la resistencia mecánica y en la limitación del crecimiento de grano [17].

Desde un punto de vista comparativo, los resultados obtenidos en la producción semi-industrial muestran un comportamiento similar al observado en escala de laboratorio [15], pero con algunas diferencias relevantes.

En escala laboratorio, los materiales presentaban durezas más altas (~240 HV) y mayor homogeneidad microestructural tras tratamientos a 1200 °C, debido a condiciones más controladas y tiempos de procesado más largos. En comparación, para la producción semiindustrial (upscale), los valores de dureza fueron ligeramente inferiores (~200 HV en AR y ~190 HV en HT), reflejando un menor grado de recristalización y la persistencia de heterogeneidades locales. Sin embargo, la tendencia general (disminución de dureza tras HT, alivio de tensiones internas y estabilización parcial de la matriz) fue consistente con lo observado a pequeña escala.

Este contraste evidencia que la ruta STARS© es escalable, pero que en condiciones semi-industriales aparecen limitaciones derivadas de la historia térmica y mecánica del procesado, así como de la homogeneidad alcanzada. Aun así, los resultados demuestran que el material conserva propiedades competitivas y que la transición hacia producciones a mayor escala es viable, siempre que se optimicen los parámetros de tratamiento térmico y laminación.

#### 5. CONCLUSIONES.

Las observaciones microestructurales (SEM y EBSD) mostraron que en ambas condiciones persisten granos alargados con orientación preferente, sin evidencias de recristalización completa. El tratamiento térmico favoreció una ligera reorganización subestructural y reducción de dislocaciones, confirmada por los mapas KAM, mientras que las partículas Y-Ti-O permanecieron homogéneamente distribuidas, contribuyendo a la estabilidad microestructural.

En cuanto a dureza, se obtuvieron valores similares en ambas condiciones (~200 HV en AR y ~183 HV en HT). La principal diferencia fue la menor anisotropía en HT, lo que indica un efecto de relajación interna más que un cambio sustancial en la resistencia.

Comparados con estudios a escala de laboratorio, los resultados a gran escala reproducen las propiedades del estado HT, aunque con un endurecimiento adicional en AR debido al laminado más severo.

En conjunto, se demuestra que el proceso STARS© permite fabricar aceros ODS homogéneos y estables a escala semi-industrial, validando su potencial como material estructural para futuros reactores de fusión nuclear.

#### 6. REFERENCIAS.

- [1] U.S. Energy Information Administration. (2023). International Energy Outlook 2023: Narrative.
- [2] Zhou, Q., & Ye, M. (2024). *Renewable Energy Focus*, 45, 100545.
- [3] López, E., & Rodríguez, M. (2024). *Sustainability*, 16(10), 4089.
- [4] Strikwerda, S., Staniec, P.A., Jong, M., Wakeling, B., Reynolds, S., Castillo, I., Suppiah, S., Boniface, H., Ryland, D.K., Whitehorn, T., Abraham, K., Wheeler, S., Brennan, D., & Lawless, R. (2023). *Fusion Science and Technology*, 80 (3-4), 607-615.
- [5] EUROfusion & Nordlund, K.H. (2018). European research roadmap to the realisation of fusion energy (74 p.). EUROfusion.
- [6] Maggi, C.F., Tala, T., Hakola, A., Järvinen, A., Karhunen, J., Kirjasuo, A., Likonen, J., Salmi, A., et al. (2024). *Nuclear Fusion*, 64(11), Article 112012.
- [7] Loomis, B.A., & Chung, H.M. (1984). *Journal of Nuclear Materials*, 122(1), 121-125.
- [8] Yan, Y., Chen, Y., Liu, Y., Wu, Y., Zhang, J., & Ouyang, J. (2025). *Nature Communications*, 16, 58042.
- [9] Odette, G.R., Alinger, M. J., & Wirth, B.D. (2005). *Journal of Nuclear Materials*, 307-311, 1091-1099.
- [10] Tanno, T., Yutani, T., & Komai, M. (1979). *Journal of Nuclear Materials*, 85-86, 913-916.
- [11] Hsiung, L.L., Fluss, M.J., Tumej, S.J., Choi, B.W., Serruys, Y., Willaime, F., & Kimura, A. (2010). *Physical Review B*, 82(18), 184103.
- [12] Zhang, Y., Liu, B., Zhang, R., Liu, H., Cao, Y., Li, J., Fang, Q., & Liu, Y. (2023). *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 1386-1396.
- [13] Garcia Ferré, F., Hernandez-Mayoral, M., Serrano, M., Sanz, J., & Baluc, N. (2018). *Nuclear Materials and Energy*, 15, 190-200.
- [14] E.Leon-Gutierrez, M. Roldán, F. Canillas, N. Garcia, M. Ruiz-Iglesias, N.Ordás. *Materials Science and Engineering: A*. (En revisión).
- [15] E. Leon-Gutiérrez. PRD-5.ADVM.ODS-T001D002. EUROfusion Report (2022). EFDA\_D\_2PEF4H.
- [16] CEIT. (s.f.). Technology-Atomization Pilot Plant. <https://atomizer.ceit.es/technology> Raabe, D. (2003). *Steel Research International*, 74(5), 327-337.
- [17] Carlan, Y., Malaplate, J., & Garcia Ferré, F. (2020). *Nuclear Materials and Energy*, 25, 100785. <https://doi.org/10.1016/j.nme.2020.100758>