



Efecto de la carga en el comportamiento tribológico de los aceros inoxidables hiperdúplex

Irene Del Sol¹, Juan Manuel Vázquez Martínez¹, Jorge Niño¹, María Victoria Biezma-Moraleda²

¹ Departamento Ingeniería Mecánica y Diseño Industrial, Escuela Superior de Ingeniería, Universidad de Cádiz, irene.delsol@uca.es, juanmanuel.vazquez@uca.es, jorge.ninopicodecoana@alum.uca.es,

² Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales, Universidad de Cantabria, maria.biezma@unican.es

Los aceros inoxidables hiperdúplex (HDSS) destacan por su elevada resistencia mecánica y excelente resistencia a la corrosión, superando a los aceros inoxidables dúplex, lean dúplex y superdúplex. Tienen un extenso campo potencial de aplicación en sectores tan diversos como el petroquímico, marino y energético, gracias a su capacidad de operar en condiciones extremas, aumentando la durabilidad y sostenibilidad de estructuras y componentes, con el impacto económico que ello supone.

Su comportamiento tribológico está escasamente estudiado, y, por ello, este estudio preliminar presenta el efecto de la carga aplicada y el tiempo de ensayo de dos aceros inoxidable hiperdúplex de moldeo, de estructura ferrita-austenita. Para ello se han realizado ensayos tribológicos en seco siguiendo una configuración pin on flat recíprocante analizando el par de contacto HDSS (disco) contra WC-Co (pin). Los resultados muestran cómo las cargas elevadas (30 N) ofrecen un valor menor del coeficiente de fricción, observando grandes inestabilidades en los valores del mismo para bajas presiones de contacto (1 N). Sin embargo, el volumen de desgaste de material presenta tendencias contrarias, al incrementarse con la carga aplicada. Asimismo, se ha observado cómo el tiempo de aplicación de la carga influye en los valores del coeficiente de fricción y del desgaste, que experimentan un incremento progresivo ampliamente extendido, encontrando una zona de estabilización entre los 150 y 250 minutos. Estos resultados abren una nueva vía de estudio que permiten entender el efecto de las cargas aplicadas en materiales de elevada resistencia mecánica, con una microestructura mixta y gran densidad de límites de grano, y su posible impacto en la selección del material que redundará en la vida útil de piezas, reduciendo el deterioro y la necesidad de mantenimiento.

1. Introducción

En la actualidad, los aceros inoxidables dúplex (DSS) se han consolidado como una opción preferente en diversas industrias, gracias a sus destacadas propiedades de resistencia mecánica y a la corrosión localizada, en particular por picaduras, así como a su excelente soldabilidad [1]. Estas características los han convertido en materiales imprescindibles en sectores como el petroquímico, el marítimo, especialmente en aplicaciones de alta mar, la industria de desalinización y tratamiento de agua, e infraestructuras marinas [2,3].

La mejora en sus propiedades se debe a su meticulosa formulación química, que oferta una microestructura dúplex, compuesta por fases ferrita (BCC) y austenita (FCC) en proporciones similares, lo que permite aprovechar la alta resistencia de la ferrita y la ductilidad y tenacidad de la austenita [4,5]. En particular, los aceros hiperdúplex (HDSS) destacan por un incremento significativo en la resistencia a la corrosión por picaduras, alcanzando un número equivalente de resistencia a picaduras (PREN) superior a 48, gracias a su alto contenido en cromo (Cr), molibdeno (Mo) y nitrógeno (N) [6,7] obstante, el proceso de fabricación de los aceros HDSS requiere un control preciso de la composición química y de los tratamientos térmicos. En particular, el tratamiento de solubilización o hipertemple es crucial, ya que implica un mantenimiento isoterma en el rango de temperaturas bifásicas seguido de un enfriamiento rápido para evitar la precipitación de fases indeseadas. Los elevados contenidos de Cr y Mo y la prolongada exposición a altas temperaturas (superiores a 500 °C) pueden generar desequilibrios entre las fases y favorecer la formación de fases intermetálicas perjudiciales, como la fase sigma y la fase chi [8]. La fase sigma, en particular, debilita la estabilidad de las capas de pasivación, reduce la resistencia a la corrosión intergranular y afecta negativamente a las propiedades mecánicas del material en aceros dúplex (DSS) [9,10]. En los aceros HDSS, la aparición intergranular de la fase sigma, en los límites de grano ferrita/austenita principalmente, incrementa el número de dislocaciones, lo que genera concentradores de tensiones y puede provocar fractura frágil [11].

Asimismo, la microestructura de los HDSS puede influir directamente en las propiedades tribológicas del material. Rajkumar et al. [12] investigan el efecto de los tratamientos térmicos en los aceros HDSS y su influencia en el comportamiento tribológico del material, encontrando una alta influencia de la presencia de la fase sigma en los resultados obtenidos. En cuanto al desgaste, Wang et al. [13] encontraron que, a mayor frecuencia de contacto, se incrementa el desgaste y la estabilidad del material, debido a un desgaste adicional de las virutas y un ajuste más preciso de la morfología entre las muestras a lo largo del ensayo. Además, el acero dúplex mostró un mayor desgaste que el acero superdúplex bajo condiciones de ensayo similares.

Aunque estos aceros presentan propiedades excepcionales, la caracterización de las superficies desgastadas y los mecanismos de desgaste involucrados no se han estudiado ampliamente. Por ello, este trabajo aborda un estudio preliminar que permite la caracterización del efecto de la presión de contacto al variar la carga aplicada y de la distancia de deslizamiento en el comportamiento tribológico de dos HDSS, en particular el HDSS 7A sin y con presencia de fase sigma.

2. Metodología

En este trabajo se ha realizado un estudio del comportamiento del par tribológico HDSS (disco) WC-Co (pin) utilizando la técnica de pin sobre plano con deslizamiento lineal oscilatorio, descrito en la norma ASTM G133-22 [14]. Inicialmente se prepararon las muestras de unos cupones de moldeo de HDSS, diferenciando según la presencia de fase sigma en HDSS1 y HDSS2, sin y con fase sigma en su microestructura. La composición química del acero HDSS se detalla en la Tabla 1. En esta preparación se aseguró una calidad superficial inferior a 0,4 Sa y se midió la microdureza de las muestras en un microdurómetro Shimadzu HVM aplicando una carga de 5 N durante 10 s (HV0.5). Las probetas de 20x20 mm se prepararon metalográficamente mediante desbaste, empleando lija de carburo de silicio, desde #200 hasta #12000, con pulido posterior con pasta de alúmina de hasta 0,3 µm, y se empleó el reactivo Murakami modificado para revelar su microestructura, empleando diferentes tiempos para las diferentes probetas 1 y 2. Se observaron en microscopio óptico, MO, y electrónico de barrido, MEB.

Tabla 1: Composición química del acero HDSS 7A(%wt) Fe.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	B	Fe
0,027	1,15	0,027	0,004	0,5	26,47	6,98	3,58	0,37	0,76	3,56	3,58	bal

Posteriormente, se realizaron los ensayos tribológicos siguiendo una configuración de deslizamiento lineal oscilatorio. Para ello se ha empleado un tribómetro multifunción Rtec MTF-5000 manteniendo como parámetros constantes la distancia de deslizamiento (5 mm) y la velocidad de deslizamiento (0,1 m/s). El procedimiento experimental se dividió en dos fases, en la primera fase se mantuvo constante la distancia recorrida en 250 m y se modificó la carga aplicada durante el ensayo utilizando los valores indicados en la Tabla 2 para cada material.

Asimismo, en dicha tabla se muestran los valores correspondientes de presión media por contacto hertziano (CH) calculados según la ecuación 1.

Tabla 2: Condiciones empleadas en la fase I.

	Distancia de deslizamiento (mm)	Velocidad de deslizamiento (m/s)	Distancia recorrida (m)	Carga (N)	Contacto hertziano presión media (GPa)
F I.1	5	0,1	250	1	0,98
F I.2	5	0,1	250	4	1,55
F I.3	5	0,1	250	9	2,03
F I.4	5	0,1	250	17	2,51
F I.5	5	0,1	250	30	3,03

$$CH = \frac{F}{\pi a^2} \quad (1)$$

Donde F es la fuerza aplicada en N y a el radio de contacto hertziano en m, que se calcula en función de la ecuación 2.

$$a = \left[\frac{3}{8} * F * \left(\frac{1-\nu_{bola}^2}{E_{bola}} + \frac{1-\nu_{superficie}^2}{E_{superficie}} \right) * d_{bola} \right]^{1/3} \quad (2)$$

Donde ν_{bola} es el coeficiente de Poisson de la bola en m²/s, E_{bola} es el módulo de elasticidad de la bola en Pa, $\nu_{superficie}$ es el coeficiente de Poisson de la superficie en m²/s, $E_{superficie}$ es el módulo de elasticidad de la superficie en Pa y d_{bola} es el diámetro de la bola en m.

En la segunda fase, en base a los resultados, se seleccionó la carga de 9N (1,5 GPa) y se realizó un estudio de evolución del desgaste en función de la distancia recorrida empleando las condiciones incluidas en la Tabla 3 para cada material.

Tabla 3: Condiciones empleadas en la fase II.

	Distancia de deslizamiento (mm)	Velocidad de deslizamiento (m/s)	Distancia recorrida (m)	Carga (N)	Contacto hertziano presión medio (GPa)
F II.1	5	0,1	50	9	2,03
F II.2	5	0,1	150	9	2,03
F II.3	5	0,1	250	9	2,03
F II.4	5	0,1	350	9	2,03

La caracterización tribológica del material se ha realizado mediante el análisis de los datos obtenidos durante la monitorización del ensayo en los cuales se ha medido el coeficiente de fricción. Posteriormente se ha analizado el desgaste producido en el disco estudiando la geometría de la huella generada. Para ello se ha empleado un microscopio de foco variable ALICONA IF G5+, y el software *MountainsMap*® para el análisis de las topografías mediante la obtención del volumen de desgaste. Asimismo, se ha llevado a cabo la inspección mediante técnicas de microscopía óptica, empleando un Microscopio metalográfico Nikon Epiphot 200 para una mejor comprensión de los mecanismos de desgaste producidos durante el ensayo. Del mismo modo, tras la realización de cada ensayo se han realizado macrografías del pin con un microscopio estereoscópico Leica S9i para su caracterización cualitativa.

3. Resultados y discusión

3.1. Caracterización inicial del material

La microestructura muestra una estructura muy diferente, según se estime la presencia de fase sigma. Así, para el acero HDSS1 se observó una estructura dentrítica de ambas fases, y una presencia de 51% austenita, γ , y 49 % de ferrita, α , Figura 1, mientras que en el HDSS 2 aparece identificada la fase sigma, σ , (zonas claras), con una presencia de 40% en una matriz de 50% austenita con un resto de 10% ferrita, ya que la fase sigma se forma a expensas de ésta [15]. En ellas se aprecia una diferencia significativa en la presencia de la fase sigma en las muestras de HDSS2 como se aprecia en la Figura 1.

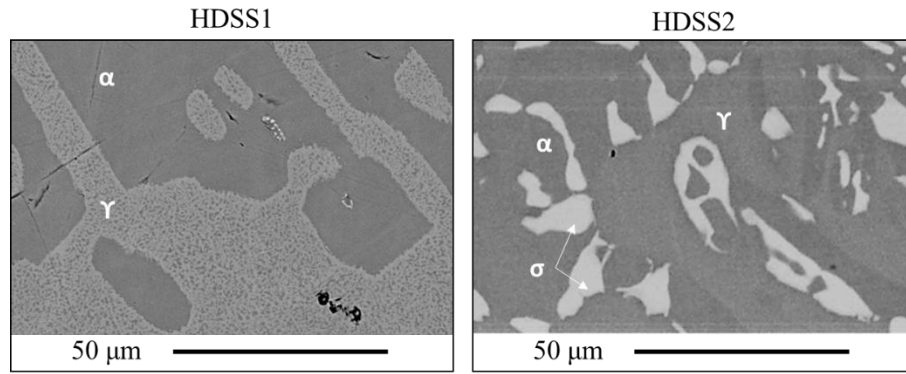


Figura 1: Microestructura de los aceros HDSS1 (izquierda) y HDSS2 (derecha) (MEB)x1000.

La Figura 2 revela detalle comparativo de ambas microestructuras. La microdureza obtenida de las muestras es de 327,67 HV para HDSS1 y de 563,33 HV para HDSS2 obteniendo una desviación estándar entre los resultados obtenidos inferior al 5% con valores de 14,57 y 23,71 respectivamente. Este hecho denota que la presencia de la fase sigma incrementa en un 72% la dureza de la muestra, confirmando resultados similares a los obtenidos por Rajkumar et al. [12].

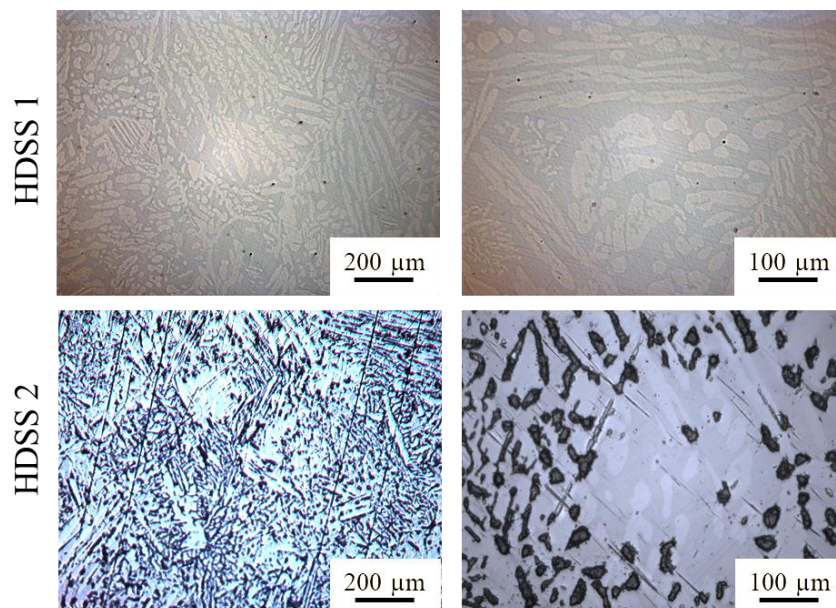


Figura 2: Microestructura de los aceros HDSS1 y HDSS2 tras revelado químico diferentes aumentos x100 y x200 (MO).

3.2. Evaluación del coeficiente de fricción

Respecto a los resultados del coeficiente de fricción (CF) frente a la carga aplicada, se presentan valores contrarios a los esperados. En la Figura 3 se aprecia una tendencia decreciente del CF con el aumento de la presión de contacto, especialmente significativa para el valor de 30N (3 GPa) en las muestras de HDSS1. En concreto, la diferencia observada en los ensayos de 4 a 17 N parece estabilizarse en 0,45 y se mantienen valores similares en cuanto a la variación del coeficiente de fricción durante el ensayo. Los ensayos realizados a 1 N presentan los valores más altos y grandes inestabilidades en los resultados durante el ensayo. Esta tendencia no tiene una gran influencia en los resultados obtenidos de desgaste y adhesión que siguen tendencias crecientes frente a la aplicación de la carga, como se explica en las secciones posteriores. La diferencia de valores obtenidos en ambos materiales no es significativa, especialmente para valores intermedios de presión de contacto, donde el aumento de dureza de las muestras de HDSS2 no tiene un impacto directo en los resultados.

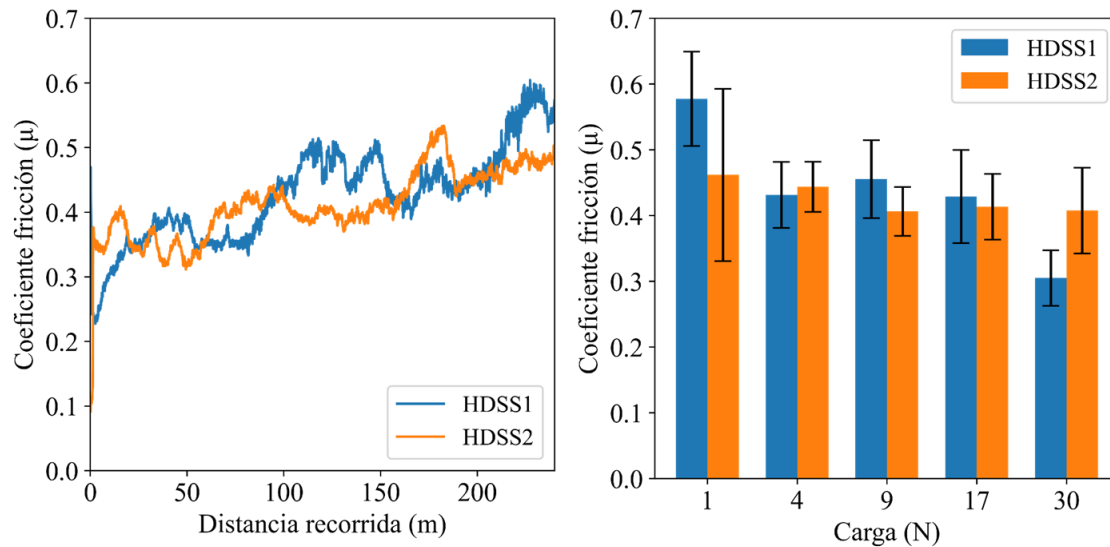


Figura 3: Izquierda, evolución del coeficiente de fricción para una carga aplicada de 17 N. Derecha, valores medios del coeficiente de fricción y dispersión durante el ensayo en función de la carga aplicada.

En el análisis del efecto de la distancia de deslizamiento, las curvas evaluadas presentan una alta dispersión de los resultados y un continuo incremento del coeficiente de fricción a lo largo de la distancia recorrida como se aprecia en la Figura 4. Asimismo, es destacable una fuerte variación de los resultados con oscilaciones de grandes periodos en subida ascendente. Cabe destacar, el hecho de que el coeficiente de fricción no llegue a estabilizarse en ninguno de los ensayos realizados mostrando siempre una tendencia creciente. En cuanto a la aparición de la fase sigma, esta no influye en los resultados obtenidos en el coeficiente de fricción. Las medias de los ensayos son similares cuando se consideran las desviaciones dentro de un mismo ensayo.

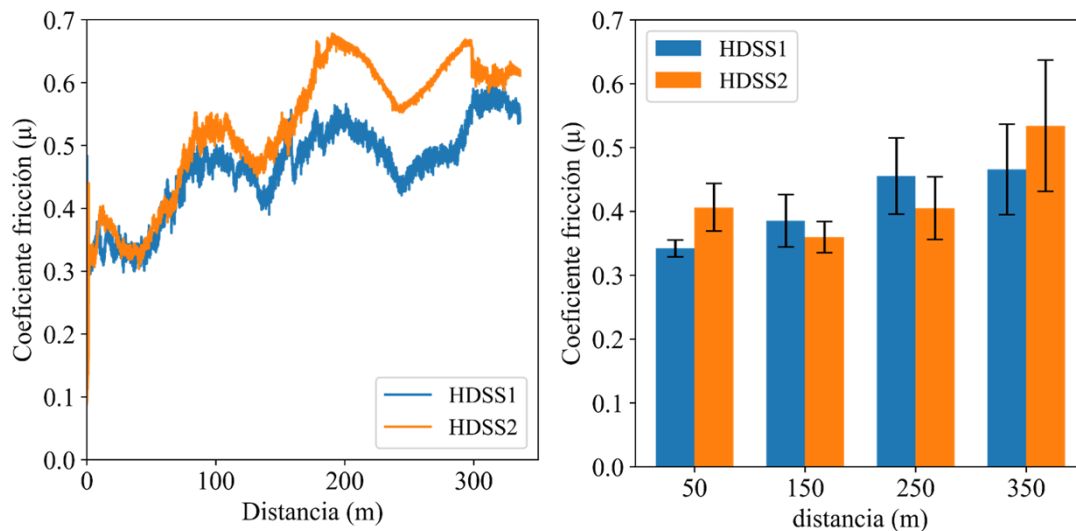


Figura 4: Izquierda, evolución de los ensayos a 9N con respecto al tiempo. Derecha, valores medios del coeficiente de fricción y dispersión durante el ensayo en función de la distancia recorrida.

3.3. Análisis de huella de desgaste

Los análisis de la huella de desgaste generada durante los ensayos han proporcionado topografías de la superficie desgastada, así como los valores de volumen de desgaste para cada material analizado.

En la Figura 5 se aprecia una subida del volumen de desgaste con respecto a la carga aplicada. La aplicación de una mayor presión de contacto produce que las fuerzas que intervienen en los procesos abrasivos aumenten, incrementando el volumen de desgaste generado[16]. En cuanto a la variación de comportamiento de los materiales estudiados, en todos los casos se presentan valores y tendencias similares, no resaltándose diferencias significativas.

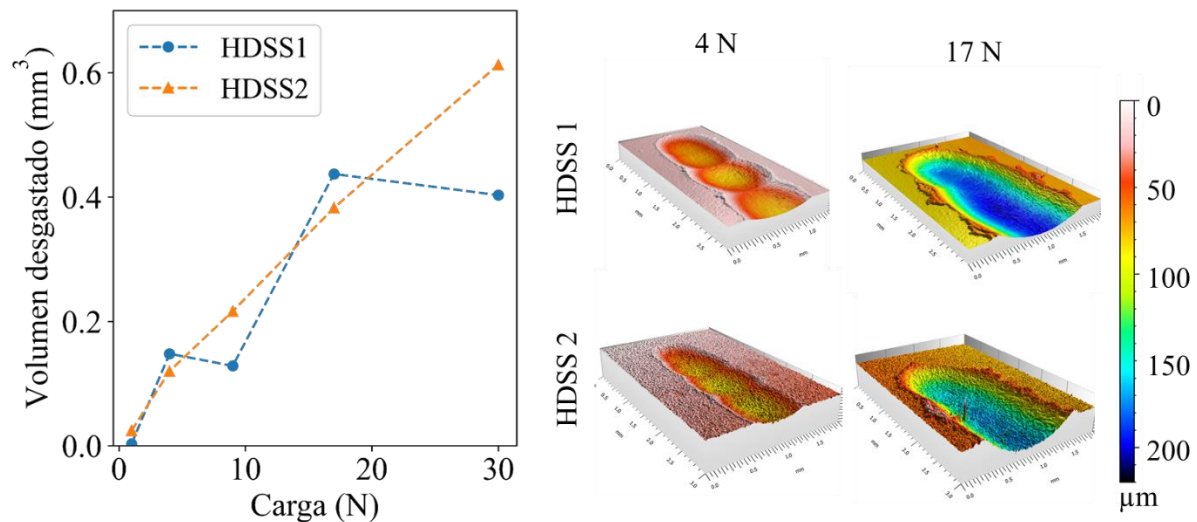


Figura 5: Evolución del volumen desgastado en función de la carga aplicada y topografías de HDSS1 y HDSS2 ensayados a 4 N y 17 N.

Por otro lado, el surco de desgaste generado para ensayos de incremento de distancia de deslizamiento resulta en una tendencia creciente para el HDSS1 con una leve estabilización entre los 150 m y los 250 m (Figura 6). Esto es debido a que, al aumentar el número de pasadas, la cantidad de material desprendido por mecanismos de abrasión se incrementa. Por el contrario, HDSS2 se estabiliza a partir de los 250 m, describiendo un descenso del valor de volumen desgastado obtenido.

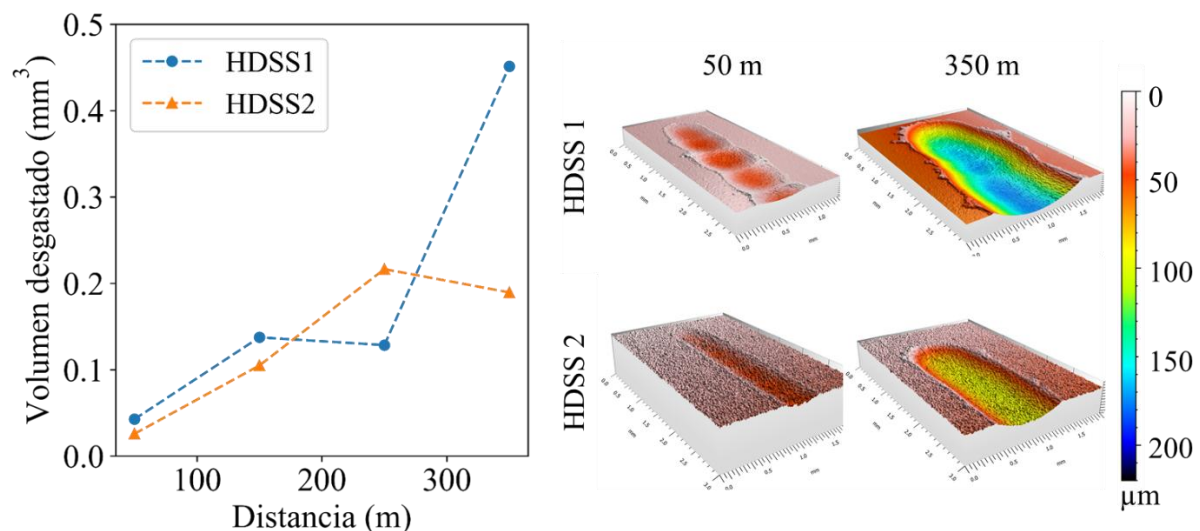


Figura 6: Evolución del volumen desgastado en función de la distancia de deslizamiento y topografías de HDSS1 y HDSS2 ensayados a 50 m y 350 m.

Estas huellas se han producido por la acción de distintos mecanismos de desgaste indicados la Figura 7. Se detecta deformación plástica en los bordes de los surcos de desgaste generados a mayores cargas, abrasión dentro del surco probablemente relacionada con el desprendimiento de partículas de intermetálicos con mayor dureza y desprendimientos puntuales de partículas en algunos puntos relacionados con la aparición de fase sigma [12]. Cabe destacar que como se aprecia en las topografías existe una mayor deformación plástica en los bordes de la huella de las muestras de HDSS1 debido a la mayor ductilidad del material al no tener fase sigma [11]. Asimismo, se observan, en los ensayos realizados a 1 N y 4 N, patrones cíclicos en la huella de denotan continuos saltos del pin que justifican la amplia variabilidad de los resultados de fricción en ambos materiales. La aparición de fase sigma como precipitado, que puede aparecer en el acero HDSS debido a una mala praxis en el proceso de colada y/o durante los diferentes tratamientos térmicos, afecta negativamente a los resultados de fricción produciendo una mayor abrasión en los surcos por el arrastre de partículas y una mayor irregularidad en los resultados obtenidos.



Figura 7: Mecanismos de desgaste identificados en la muestra de HDSS2 ensayada a 17N de carga. (A) Detalle del surco de desgaste x5 (MO), (B) Ampliación zona del filo x10(MO), (C) Ampliación zona interior x10(MO).

3.4. Estudio de desgaste en el pin

El análisis de los efectos desarrollados sobre la superficie del pin demuestra que, durante los ensayos de desgaste, gran parte del material desalojado se ha desprendido de las muestras en forma de partículas, evacuado como restos del proceso. Sin embargo, debido a los mecanismos mecánicos involucrados en el proceso de fricción, parte del material desalojado se ha adherido al pin de WC-Co como se muestra en las Figuras 8 y 9. La cantidad de material adherido se ve incrementada tanto con la carga aplicada (Figura 8) como con la distancia recorrida (Figura 9), obteniendo resultados similares para ambos materiales bajo las mismas condiciones de ensayo. Sin embargo, las huellas obtenidas son ligeramente menores en las muestras de HDSS2, probablemente debido a la mayor dureza de este material, lo que resulta en una menor plasticidad local y, por ende, en una menor adhesión de las partículas eliminadas por abrasión de la superficie de contacto.

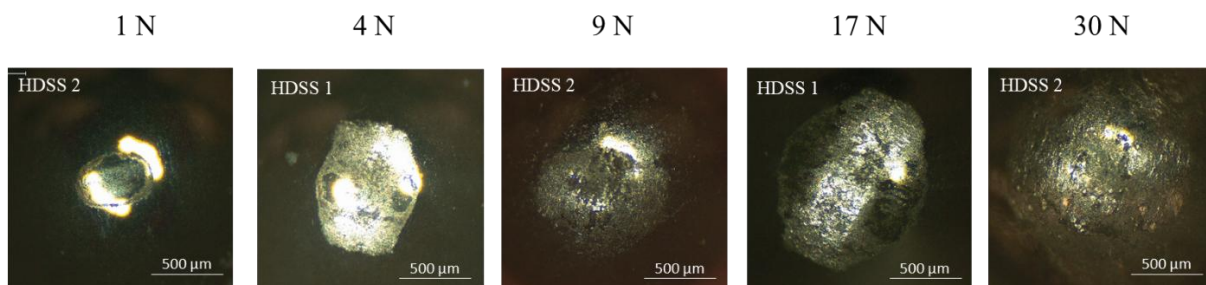


Figura 8: Superficie de los pines tras ensayos de desgaste, en función de la carga aplicada.

En general, un aumento de la carga aplicada implica un aumento de los fenómenos de adhesión, ya que al aumentar la presión de contacto, se genera una mayor deformación [16]. Se ha detectado una excepción para los valores de carga aplicados de 4 N y 9 N, cuyos resultados son similares. Sin embargo, en los casos de 17 N y 30 N, el área de contacto final durante el ensayo aumenta considerablemente, a pesar de que la presión de contacto se reduzca debido al volumen de desgaste generado. Este fenómeno puede encontrarse influido por la temperatura alcanzada de la zona de fricción, favoreciendo los efectos de la adhesión al incrementarse la temperatura.

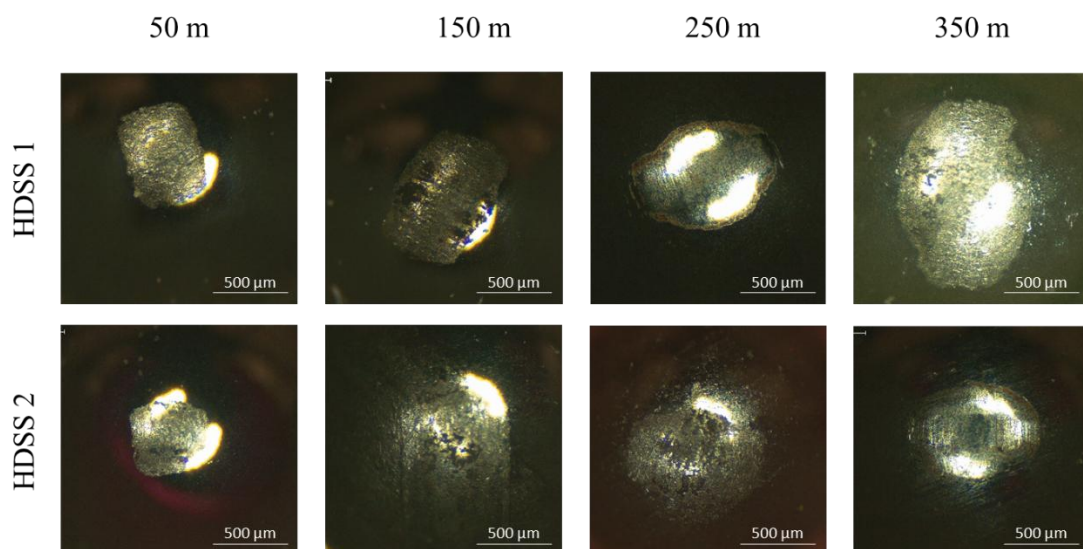


Figura 9: Superficie de los pines tras ensayos de desgaste, en función de la distancia de deslizamiento.

En la Figura 9 se aprecia cómo la cantidad de material adherido aumenta al aumentar el tiempo de interacción entre las superficies, generando una mayor transferencia mecánica de HDSS en el pin que se ve potenciada debido a un mayor número de ciclos de contacto de deslizamiento que generan un desgaste acumulativo, que a su vez se ve favorecida por el cambio de par de contacto a HDSS/HDSS en la zona con adhesión, con una mayor plasticidad local que el par tribológico de base (HDSS/WC-Co). Este fenómeno se estabiliza entre los 50 y 250 m de deslizamiento incrementando severamente para los 350 m especialmente en HDSS1.

4. Conclusiones

En la presente investigación, se ha llevado a cabo el estudio del efecto del tiempo de la presión de contacto, mediante variaciones de la carga aplicada y de la distancia de deslizamiento, en dos HDSS con diferentes porcentajes de fases ferrita y sigma, manteniendo muy análoga la presencia de fase ausentita en ambas, extrayendo las siguientes conclusiones:

- La presencia de la fase sigma en las muestras de HDSS2, afecta notoriamente a sus propiedades mecánicas, en particular, ofrecen un incremento del 72% en su microdureza respecto al HDSS1. Esta diferencia también afecta la plasticidad local del material, pero no así al coeficiente de fricción.
- Los resultados del coeficiente de fricción muestran una tendencia decreciente con el aumento de la presión de contacto, siendo más notable para cargas de 30 N en las muestras de HDSS1. En los ensayos realizados a 1 N, se observaron inestabilidades significativas y los valores más altos de fricción, lo que está relacionado con patrones cíclicos en la huella de desgaste debido a los saltos del pin. El coeficiente de fricción no se estabiliza en ninguno de los ensayos realizados, mostrando una tendencia creciente a lo largo de la distancia de deslizamiento, con oscilaciones significativas.
- Las huellas de desgaste en HDSS1 presentan mayor deformación plástica en los bordes debido a su mayor ductilidad, mientras que en HDSS2 los surcos muestran mayor abrasión, atribuible a la presencia de fase sigma y en cantidades muy significativas (40%).
- La cantidad de material adherido al pin aumenta con la carga aplicada y la distancia recorrida, siendo ligeramente menor en el caso de HDSS2 debido a su mayor dureza y menor plasticidad local.

5. Referencias

- [1] Verma J., Taiwade R.V., "Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review", *Journal of Manufacturing Processes* **25**, 134–152 (2017) <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2016.11.003>.
- [2] Kivisäkk U.H., Herrdin M., "Hyperduplex Stainless Steel, UNS S33207, For Raw Seawater Injection", (2011). <https://dx.doi.org/> (accessed January 29, 2025).
- [3] Francis R., Byrne G., "Duplex Stainless Steels—Alloys for the 21st Century", *Metals* **11**, 836 (2021). <https://doi.org/10.3390/MET11050836>.
- [4] Afzali N., Jabour G., Stranghöner N., Langenberg P., "A comparative study into the fracture toughness properties of duplex stainless steels", *Journal of Constructional Steel Research* **212**, 108283 (2024) <https://doi.org/10.1016/J.JCSR.2023.108283>.
- [5] Zhang D., Liu A., Yin B., Wen P., "Additive manufacturing of duplex stainless steels - A critical review", *Journal of Manufacturing Processes* **73**, 496–517 (2022) <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2021.11.036>.
- [6] Tahchieva A.B., Llorca-Isern N., Cabrera J.M., "Duplex and Superduplex Stainless Steels: Microstructure and Property Evolution by Surface Modification Processes", *Metals* **9**, 347 (2019).
- [7] Tavares S.S.M., Pardal J.M., Almeida B.B., Mendes M.T., Freire J.L.F., Vidal A.C., "Failure of superduplex stainless steel flange due to inadequate microstructure and fabrication process", *Engineering Failure Analysis* **84**, 1–10 (2018). <https://doi.org/10.1016/J.ENGFAILANAL.2017.10.007>.
- [8] Acuna A., Riffel K.C., Ramirez A., "A Comparison of Sigma Phase Formation in Solubilized Hyper Duplex Stainless Steel and Super Duplex Stainless Steel Filler Metals", *Metallurgical and Materials Transactions A* **55**, 2881–2896 (2024) <https://doi.org/10.1007/S11661-024-07442-4/FIGURES/9>.
- [9] Zhao H., Zhang Z., Zhang H., Hu J., Li J., "Effect of aging time on intergranular corrosion behavior of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel", *Journal of Alloys and Compounds* **672**, 147–154 (2016) <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2016.02.101>.

- [10] Jeon S.H., Kim S.T., Lee I.S., Kim J.S., Kim K.T., Park Y.S., “Effects of Cu on the precipitation of intermetallic compounds and the intergranular corrosion of hyper duplex stainless steels”, *Corrosion Science* **66**, 217–224 (2013) <https://doi.org/10.1016/J.CORSCI.2012.09.023>.
- [11] Wang J., Chen W.L., Meng H.J., Cui Y.S., Zhang C.L., Han P.D., “Influence of sigma phase on corrosion and mechanical properties of 2707 hyper-duplex stainless steel aged for short periods”, *Journal of Iron and Steel Research International* **26**, 452–461 (2019) <https://doi.org/10.1007/S42243-018-0175-3/FIGURES/17>.
- [12] Rajkumar M., Babu S.P.K., Nagaraj T.A., “Tribology study on 27Cr-7Ni-Mo-W-N cast hyper duplex stainless steel (7A) at room temperature”, *Materials Research Express* **6**, 076545 (2019) <https://doi.org/10.1088/2053-1591/AB15A0>.
- [13] Wang Z., Ye R., Singh S.S.K., Wu S., Zhao X., “Modelling and fatigue reliability investigation on wear prediction of piston/cylinder pair based on friction fatigue mechanism”, *Tribology International* **194**, 109485 (2024) <https://doi.org/10.1016/J.TRIBOINT.2024.109485>.
- [14] ASTM International, "Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear," ASTM G133-22, West Conshohocken, PA, 2022.
- [15] Llorca-Isern N., López-Luque H., López-Jiménez I., Biezma M.V., "Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels", *Materials Characterization* **112**, 20–29 (2016). <https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2015.12.004>.
- [16] Nithinraj P., Sivadas N., Sekar K., Joseph M.A., “Experimental investigation on dry sliding wear resistance of recently developed hyper-duplex stainless steel”, *Materials Today: Proceedings* **22**, 2172–2178 (2020) <https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2020.03.292>.