

Resistencia al desgaste de aceros inoxidables austeníticos metaestables

M. Escolà, H. Méndez, R. Vilanova, G. Fargas

*Dept. Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica
Universitat Politècnica de Catalunya. Barcelona Tech*

Resumen

Los aceros inoxidables austeníticos metaestables se caracterizan por presentar transformación de fase de austenita a martensita por deformación. Este fenómeno comporta un aumento del límite elástico, de la resistencia mecánica así como de la dureza. El objetivo de este trabajo es evaluar el comportamiento al desgaste de este tipo de aceros, concretamente del acero EN 1.4318, comercialmente conocido como AISI 301LN. Se han estudiado dos condiciones diferentes: en estado recocido, en el que la microestructura está formada por granos austeníticos y laminado en frío, donde el contenido de martensita es del 38%. Los ensayos de desgaste por deslizamiento se han llevado a cabo a temperatura ambiente, sin lubricante a diferentes niveles de carga y distancia de recorrido. Los perfiles de desgaste se han analizado mediante perfilometría, difracción de rayos-X y microscopía electrónica de barrido. Los resultados ponen de manifiesto que el acero laminado en frío presenta una resistencia al desgaste menor que el acero en estado recocido. La presencia inicial de martensita provoca un incremento de la transformación martensítica durante el ensayo de desgaste así como un menor volumen de los apilamientos y una reducción de la capa endurecida. No existen diferencias significativas entre las dos condiciones del acero estudiadas por lo que refiere a los mecanismos que se desarrollan durante el ensayo de desgaste.

Palabras clave: Acero inoxidable austenítico metaestable, desgaste, martensita inducida por deformación.

Abstract

Metastable austenitic stainless steels present strain-induced martensitic transformation. This phenomenon leads to an increase of yield and ultimate tensile strength as well as hardness. The aim of this work is to evaluate the wear behavior of these steels, specifically for an EN 1.4318 (AISI 301 LN) steel grade. Two different material conditions were considered: annealed (totally austenitic microstructure) and cold rolled (with an initial martensite content of 38%). Wear tests were performed at room temperature, without lubricant at different loads and sliding distances. Wear profiles were analyzed by profilometry, X-ray diffraction and scanning electron microscopy. Results pointed out that cold rolled steel displayed lower wear resistance than annealed condition. The initial content of martensite caused an increase of martensitic transformation during the wear tests together with lower plowing volume and a reduction of the hardened layer. Both studied steel conditions developed similar wear mechanisms.

Keywords: Metastable austenitic stainless steel, wear, strain-induced martensite.

1. Introducción

En el sector transporte, el desarrollo de vehículos más ligeros continua siendo uno de los objetivos estratégicos que se persigue tanto para conseguir disminuir las emisiones de contaminantes como para reducir el consumo de carburantes. Al mismo tiempo, las normativas referentes a la mejora del comportamiento al impacto son cada vez más exigentes [1]. Los aceros inoxidables austeníticos se adaptan muy bien a la fabricación de piezas para automoción ya que tienen un bajo límite elástico y una buena conformabilidad. Además, el endurecimiento por deformación de la austenita hace que incrementen su resistencia mecánica tras ser deformados en frío. Así, tras el conformado por medio de procesos como la estampación, el hidroconformado o la laminación, los componentes alcanzan una elevada resistencia, necesaria para cumplir con las

normativas de seguridad frente a choques. En el caso particular de los inoxidables austeníticos metaestables, de los que el EN. 1.4318 (AISI 301) es el más conocido, la deformación plástica induce la transformación de austenita a martensita, factor que incrementa todavía más el coeficiente de endurecimiento, dando lugar a un material con una extraordinaria capacidad de absorber energía en situaciones de impacto [2]. Debido a estas características, el grado 301 es un material muy utilizado en la construcción de estructuras para trenes ligeros [3], chasis de autobuses [4], estructuras tipo panal de abeja (honeycomb) y se está extendiendo su empleo en la industria del automóvil para aquellos componentes de la carrocería susceptibles de soportar impactos, como por ejemplo el pilar o montante B [5].

Existen numerosos estudios dedicados a estudiar el efecto de la transformación martensítica en la respuesta mecánica de los aceros inoxidables austeníticos metaestables [6,7,8,9,10], sin embargo hay muy poca información relativa a su comportamiento al desgaste. En este sentido, el trabajo que se presenta tiene como objetivo determinar en qué grado influye la transformación de fase de austenita a martensita a la resistencia al desgaste de este tipo de aceros. Por este motivo, se ha estudiado el acero EN. 1.4318 en la condición de recocido, formada mayoritariamente por fase austenítica, y comparado con la condición de laminado en frío, en la que la microestructura es bifásica, compuesta por austenita y martensita.

2. Procedimiento experimental

El acero recocido (designado como R) estudiado pertenece al grado EN. 1.4318 (también conocido como AISI 301 LN). Ha sido suministrado por la empresa Outokumpu (Finlandia) en forma de chapas de 1.5 mm de espesor. Presenta una microestructura austenítica (<3 % de martensita) con un tamaño de grano promedio de $11.7 \pm 4.1 \mu\text{m}$, una dureza de $246 \pm 8 \text{HV}_{10}$ y una resistencia máxima a tracción de $902 \pm 15 \text{MPa}$. En la Tabla 1 se muestra su composición química.

Tabla 1. Composición química del acero R (en % en peso)

%C	%Cr	%Ni	%Si	%Mn	%Mo	%N
0,029	17,45	7,08	0,52	1,27	0,15	0,1

El acero laminado (designado como L) estudiado corresponde a la misma calidad y espesor que el acero R pero con una microestructura formada por granos de austenita y martensita, con un porcentaje de ésta última del $38 \pm 5 \%$. Ha sido suministrado por Arcelor-Mittal R&D Industry en Gante (Bélgica). Presenta una dureza de $440 \pm 8 \text{HV}_{10}$ y la resistencia a tracción de $1173 \pm 19 \text{MPa}$. En la Tabla 2 se muestra su composición química.

Tabla 2. Composición química del acero L (en % en peso)

%C	%Cr	%Ni	%Si	%Mn	%Mo	%N
0,015	17,36	7,18	0,55	1,68	0,23	0,1

Para los ensayos de desgaste, las muestras se han pulido hasta conseguir una rugosidad menor a $R_a = 0.7 \mu\text{m}$, tal y como se especifica en la normativa ASTM G99 [11]. Los ensayos se han llevado a cabo mediante la técnica de bola sobre disco en un tribómetro TRM-1000 de Wazau GmbH, utilizando una bola de 10 mm de diámetro de dureza de 1600 HV₁₀. El desgaste se ha realizado mediante deslizamiento sin lubricante a una carga constante de 10 y 80 N y a una

velocidad lineal media de 0.048 m/s para diferentes distancias de recorrido: 100, 200, 300, 500 y 1000 m. Antes y después de cada ensayo de desgaste, la bola y la muestra se han limpiado mediante ultrasonidos, secado y pesado utilizando una balanza electrónica de precisión con una resolución de ± 0.1 mg. El volumen desgastado se ha determinado a partir de las medidas de pérdida de peso y del método del perfil de las huellas de desgaste. En este último caso, el volumen desgastado se ha obtenido mediante la medida del área de la sección transversal cada 20 μm con un perfilómetro Veeco Dektak 150 y el software Vision 3.60.

La técnica de difracción de rayos X se ha utilizado para cuantificar el porcentaje de martensita inducida durante el ensayo de desgaste, usando una radiación de cobre ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154$ nm) y el método RIR (Reference Intensity Ratio) según ASTM E975 [10], que consiste en la aplicación de la ecuación (1),

$$\frac{X_{\alpha'}}{X_{\gamma}} = \frac{RIR_{\gamma}}{RIR_{\alpha'}} \times \frac{I_{\alpha', \text{observada}}}{I_{\gamma, \text{observada}}} \times \frac{I_{\gamma, \text{referencia}}}{I_{\alpha', \text{referencia}}} \quad (1)$$

donde “ $X_{\alpha'}$ ” y “ X_{γ} ” son las fracciones en masa de α' -martensita y γ -austenita, respectivamente; “ RIR_{γ} ” y “ $RIR_{\alpha'}$ ” son los ratios de intensidad de referencias; mientras que “ $I_{\text{observada}}$ ” e “ $I_{\text{referencia}}$ ” son las intensidades observadas y de referencia [11].

La observación de las huellas de desgaste se ha llevado a cabo mediante microscopía confocal láser (Confocal Laser Scanning Microscopy-CLSM) y microscopía electrónica de barrido (MEB) y espectroscopía de dispersión de energía de rayos-X (Energy-Dispersive X-ray spectroscopy-EDX).

Con el fin de determinar el grado de endurecimiento subsuperficial del acero debido a la acción continuada de la bola durante el ensayo de desgaste, se ha realizado un perfil de durezas en la sección transversal de las muestras ensayadas. Los ensayos de dureza Vickers se han llevado a cabo a 0.1 Kg de carga desde la superficie hasta la mitad del espesor de la muestra. Para cada profundidad analizada se han hecho cuatro medidas separadas entre sí a una distancia dos veces el diámetro de la huella.

3. Resultados y discusión

En la Figura 1 se representa la velocidad de desgaste para cada una de las condiciones del acero estudiadas en función de las diferentes distancias de recorrido ensayadas. Como se puede observar, la presencia inicial de martensita (acero laminado en frío, L) presenta una velocidad de desgaste muy superior a la obtenida para el acero con microestructura formada mayoritariamente por granos austeníticos (acero R). En ambos casos, a medida que la distancia de recorrido es más larga la velocidad de desgaste disminuye gradualmente de manera que al cabo de 1000 metros la velocidad de corrosión para el acero L es aproximadamente tres veces superior al acero R.

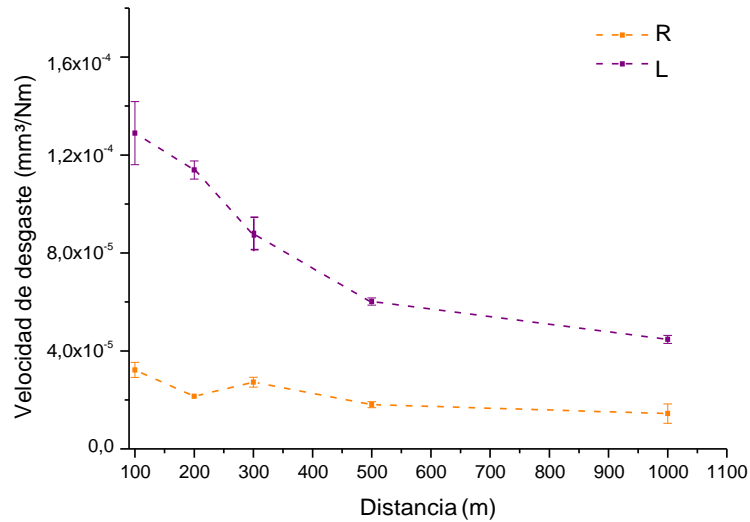


Figura 1. Velocidad de desgaste de las dos condiciones de acero estudiadas.

Tal y como sucede en la mayoría de los materiales dúctiles, durante el ensayo de desgaste se va acumulando material en los bordes de la huella, formando lo que se conoce como apilamientos. En la Figura 2, se representa el valor promedio de los volúmenes de los apilamientos obtenidos a lado y lado de la huella de desgaste en función de la distancia de recorrido. Como se puede observar, no existen diferencias significativas a distancias cortas (100-200 m), a partir de 300 m el acero recocido, que inicialmente presenta una mayor ductilidad, presenta un volumen que resulta ser más del doble que el del acero laminado. Cabe destacar que para 500 y 1000 m, aunque esta característica se mantiene, para ambas condiciones se observa una disminución gradual de los apilamientos. Este fenómeno puede explicarse considerando que a medida que las distancias de recorrido son más largas, el acero se va endureciendo de manera que progresivamente se va limitando la capacidad de deformar plásticamente del acero.

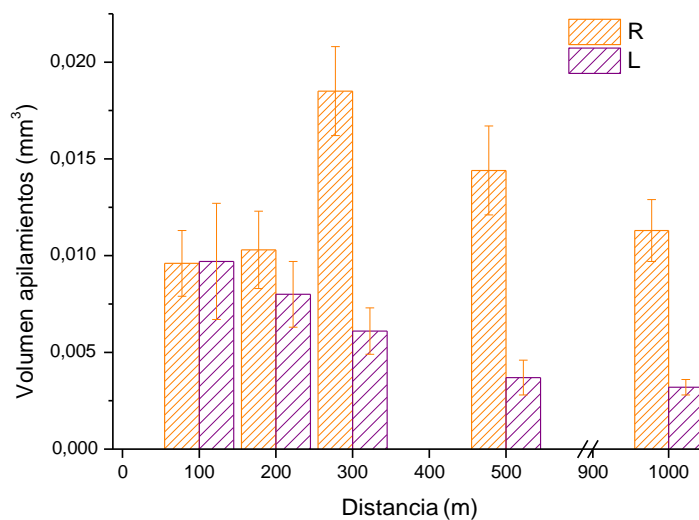


Figura 2. Volumen de los apilamientos en función de la distancia de recorrido de las dos condiciones de acero estudiadas.

Las medidas del porcentaje de martensita realizadas en las huellas de desgaste mediante rayos-X, Tabla 3, ponen de manifiesto que la presencia inicial de martensita en el acero juega un papel determinante por lo que refiere al desarrollo de la transformación de fase durante el ensayo de desgaste. En este sentido, si se compara el porcentaje de martensita inicial y al cabo de 1000 m de recorrido, el acero recocido experimenta un incremento que no supera el 7% mientras que para el acero laminado llega a ser del 25 %. Las diferencias existentes en las propiedades mecánicas entre ambas condiciones del acero favorecen la deformación plástica frente a la transformación de austenita a martensita en el caso del acero R contrariamente a lo que sucede para el acero L.

Tabla 3. Porcentaje de martensita en la huella de desgaste en función de la distancia de recorrido para las dos condiciones del acero estudiadas

Distancia (m)	% martensita	
	Acero R	Acero L
0	< 3±	38±5
100	9.7±1	63.2±3
200	8.7±1.3	62.8±2
300	7.3±0.9	60.4±1
500	9.8±0.5	59.8±2
1000	8.8±1	62.6±1.5

En la Figura 3, se muestra el perfil de durezas después de un ensayo de rayado realizado a 80 N durante 500 m. Como se puede observar, para ambas condiciones del acero estudiadas, la tendencia es muy similar; existe un incremento de dureza en las zonas cercanas a la superficie debido a la deformación de los granos austeníticos, causada por la acción continuada de la bola durante el ensayo de desgaste. Sin embargo, es importante resaltar que el acero recocido presenta una mayor zona endurecida si se compara con el laminado en frío. Esta diferencia puede asociarse a la mayor resistencia a la deformación que presenta el acero con un contenido inicial martensita, acero L, el cual endurece el material y limita el grado de deformación plástica que pueda presentar.

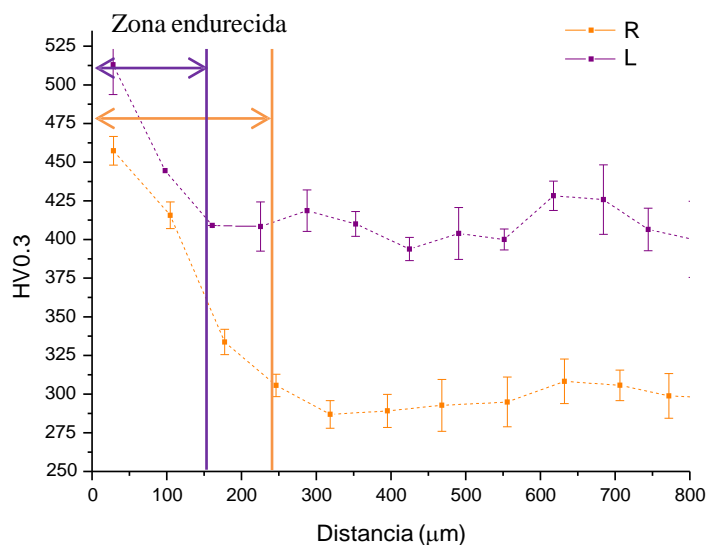


Figura 3. Perfil de durezas para las dos condiciones del acero estudiadas después de realizar un ensayo de desgaste a 80 N durante 500 m.

El análisis de las huellas de desgaste mediante CLSM y MEB pone de relieve que no existen diferencias significativas en los mecanismos de desgaste que se desarrollan en ambos tipos de acero durante el ensayo de desgaste. En este sentido, para distancias cortas de recorrido (100-200 m) el mecanismo de desgaste predominante es el de abrasión. En las micrografías, se observan claramente grietas alineadas en la misma dirección en la que tiene lugar el ensayo de desgaste, Figura 4a. A medida que las distancias de recorrido aumentan (200-1000 m) el porcentaje de óxido que aparece en la huella se va incrementando. Las micrografías en estos casos responden a las características típicas que presenta el mecanismo de tribocorrosión, es decir, presencia de dos zonas: una más oscura correspondiente a un proceso de corrosión del acero y una más brillante, que pertenece a zonas en las que el óxido ha sido arrancado de la superficie por la acción de la bola sobre la superficie quedando de nuevo el acero en contacto directo con el medio, Figura 4b.

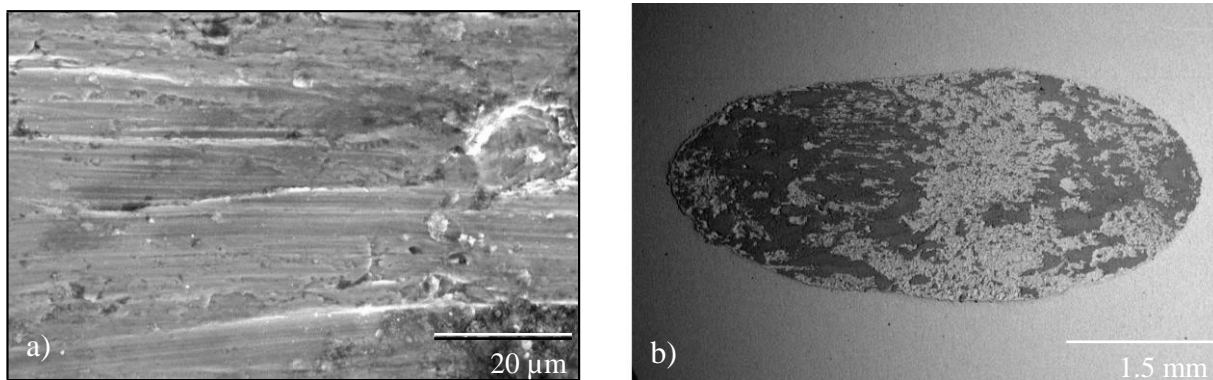


Figura 4. Aspecto de las huellas de desgaste para el acero R después de un ensayo de desgaste a 10 N durante: a) 100 m and b) 1000m.

4. Conclusiones

En el presente trabajo se ha estudiado el efecto del proceso de granallado en un acero inoxidable austenítico metaestable EN 1.4318 (AISI 301LN) considerando dos condiciones distintas que difieren en el porcentaje inicial de martensita: para la condición de recocido la presencia de esta fase es despreciable, mientras que para la condición de laminado en frío el porcentaje pasa a ser del 38%. A continuación se muestra los resultados más relevantes:

- La presencia de martensita inicial provoca una disminución de la resistencia al desgaste. La velocidad de desgaste es mayor en el acero laminado en frío en comparación con el acero en estado de recocido.
- La transformación martensítica durante el ensayo de desgaste tiene lugar en mayor grado en el acero laminado debido al contenido inicial de martensita el cual, endurece el material y limita su capacidad de deformar plásticamente. Como consecuencia, para esta condición, el volumen de los apilamientos en las huellas de desgaste y el espesor de la capa endurecida es menor.
- Ambas condiciones del acero desarrollan mecanismos de desgaste similares; entre los 100-200 m, se observan las características típicas del mecanismo de abrasión, mientras que para mayores distancias de recorrido el mecanismo predominante es el de tribocorrosión.

6. Agradecimientos

El trabajo se ha desarrollado en el marco del proyecto MAT09-14461, financiado por el Ministerio de Ciencia e Innovación. Se agradece el apoyo de la “Direcció General de Recerca del Comissionat per a Universitats i Recerca” de la Generalitat de Catalunya al reconocer al CIEFMA como Grupo de Investigación Consolidado (2009SGR), a las empresas Outokumpu y Arcelor&Mittal por el suministro de los aceros estudiados.

7. Referencias

1. Ohkubo N., Miyakusu K., Uematsu Y., Kimura H., *ISIJ Int.*, **Vol. 34(9)**, p. 764, (1994).
2. Eskandari M., Najafizadeh A., Kermaunpur A., Karimi M., *Mater&Design*, **Vol. 30**, p. 3869 (2009).
3. Gales, A., Sirén, M., Säynäjäkangas, J., Akdut, N., van Hoecke, D. and Sánchez, R., Development of lightweight train and metro cars by using ultra high strength stainless steels. Official Publications European Communities, Technical Steel Research, Report EUR 22837, Luxemburgo (2007).
4. Kyröläinen, A., Sánchez, R., Santacreu, P.-O., Picozzin, V. and Gales, A., Stainless steels in bus contructions. Official Publications of the European Communities, Technical Steel Research, Special and Alloy Steels, Report EUR 20884, Luxemburgo (2003).
5. M. Siren, N. de Wispelaere, L. Rizzo, T. Pauly, A. Kosmac, T. Taulavuori, R. Sanchez, R. Vliegen, B. Van Hecke, J. Säynevirt, H. Hänninen, Innovative Stainless Steel Applications in Transport Vehicles, Official Publications of the European Communities, Technical Steel Research, Report EUR 24218. Luxemburgo (2010).
6. M. Karimi, A. Najafizadeh, A. Kermanpur and M. Eskandari, *Mater. Charact.*, **Vol. 60**, p. 1220 (2009).
7. M.C. Somani, L.P. Karjalainen, A. Kyröläinen and T. Taulavuori, *Mater. Sci. Forum*, **Vol. 539-543**, p. 4875 (2007).
8. S. Rajasekhara, L.P. Karjalainen, A. Kyröläinen and P.J. Ferreira, *Mater. Sci. Eng. A*, **Vol. 527**, p. 1986 (2010).
9. A. Di Schino, J.M. Kenny, *Mater. Lett.*, **Vol. 57**, p. 3182 (2003).
10. A.S. Hamada, L.P. Karjalainen and M.C. Somani, *Mater. Sci. Eng. A*, **Vol. 431**, p. 211 (2006).
11. ASTM G99-04 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, 2004.