

Influencia del granallado en los aceros Inoxidables austeníticos metaestables

M. Sanmartí, A. Malet, G. Fargas

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

Resumen

En el presente trabajo se muestra el efecto del granallado sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero inoxidable austenítico metaestable EN 1.4318 (AISI 301LN). Se han considerado dos condiciones de partida distintas: recocido (microestructura totalmente austenítica) y laminado en frío (con un porcentaje inicial de martensita del 38%). La granalla utilizada es de acero inoxidable S300, proyectada a una velocidad de 65 m/s con factores de cobertura del 200 y 400%. El análisis microestructural se ha llevado a cabo por difracción de rayos-X, microscopía láser confocal (CLSM) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Para cada condición se han realizado ensayos de fatiga a alto número de ciclos. Los resultados ponen de manifiesto que el proceso de granallado permite aumentar en un 25% el límite a fatiga del acero laminado, mientras que no se observa ningún efecto sobre el acero recocido. Para esta condición, la creación de microgrietas en la superficie enmascara el efecto beneficioso del endurecimiento debido a la formación de martensita por deformación durante el proceso de granallado.

Palabras Clave: Acero inoxidable austenítico metaestable, proceso de granallado, martensita inducida por deformación, fatiga.

Abstract

The aim of this work is to study the microstructural changes and its effect on mechanical properties of a metastable austenitic stainless steel grade EN 1.4318 (AISI 301LN) subjected to shot peening process. Two different material conditions were considered: annealed (totally austenitic microstructure) and cold rolled (with an initial martensite content of 38%). Stainless steel shots type S300 impacted the surface at 65 m/s with two different coverage factors: 200 and 400%. Microstructural analysis was performed by x-ray diffraction, Confocal Laser Scanning Microscopy (CLSM) and Scanning Electron Microscopy (SEM). For each condition fatigue tests at high number of cycles were carried out. Results point out that only cold rolled samples displayed an improvement of 25% on the fatigue limit while no effect was detected for annealed steel. For this condition, the presence of surface microcracks was expected to offset the advantages introduced by the presence of deformation induced martensite formed during shot peening process.

Keywords: Metastable austenitic stainless steel, shot penning process, martensite induced by deformation, fatigue.

1. Introducción

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, después del 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 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 [1-5]. Este fenómeno es conocido como TRIP (TRansformation Induced Plasticity). El grado en que tiene lugar la transformación de fase por deformación depende principalmente de la composición química y de

las sollicitaciones mecánicas. Durante la deformación plástica se pueden formar dos tipos de martensita: martensita- ϵ (estructura hexagonal compacta) y martensita- α' (estructura cúbica centrada en el cuerpo). Estudios previos [1,2] han demostrado que la martensita- ϵ aparece al inicio de la deformación y va disminuyendo, llegando a ser inapreciable para valores de deformación plástica superiores al 20%. En cambio el porcentaje de martensita- α' va aumentando continuamente y pasa a ser el único tipo de martensita para valores elevados de deformación. La martensita- α' se forma en la interacción de bandas de deslizamiento o maclas [6].

En la literatura se encuentran diversos estudios [7,8] en los que se pone de manifiesto que el proceso de granallado en los aceros inoxidable austeníticos metaestables implica la formación de martensita en zonas próximas a la superficie. Este fenómeno conlleva un aumento de dureza y de resistencia a fatiga cuya magnitud varía en función de las condiciones en las que se lleva a cabo el granallado (velocidad de impacto, factor de cobertura, diámetro de la granalla...). El presente trabajo tiene como objetivo estudiar en qué medida afecta el proceso de granallado cuando se realiza sobre un acero austenítico metaestable que inicialmente ya presenta martensita en su microestructura. Para ello, se ha considerado un acero con dos condiciones de partida distintas: recocido (microestructura totalmente austenítica) y laminado en frío (con un porcentaje inicial de martensita del 38%).

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 totalmente austenítica con un tamaño de grano promedio de $15,2 \pm 8,0 \mu\text{m}$, una dureza de 210 HV10 y una resistencia máxima a tracción de 900 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%. Ha sido suministrado por Arcelor-Mittal R&D Industry en Gante (Bélgica). El tamaño de grano promedio es de $8,5 \pm 4,7 \mu\text{m}$, siendo su dureza de 380 HV10 y la resistencia a tracción de 1113 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 el proceso de granallado se ha utilizado una granalla de acero inoxidable, cuya composición se muestra en la Tabla 3, con un diámetro de 0.3 mm (conocido comercialmente como S300). La granalla se ha proyectado a una velocidad de 65 m/s con dos factores de cobertura diferentes: 200 y 400%. En la Tabla 4 se muestra la designación utilizada en el presente trabajo para cada una de las condiciones estudiadas.

Tabla 3. Composición química de la granalla (en % en peso)

%Al	%Si	%Cr	%Mn	%Ni	%Mo
1,36	3,40	17,40	1,14	9,20	1,96

Tabla 4. Nomenclatura empleada para cada una de las condiciones estudiadas

Acero	Factor de cobertura (%)	Designación
Recocido	200	R200
	400	R400
Laminado	200	L200
	400	L400

La rugosidad de las superficies granalladas se ha evaluado mediante un rugosímetro bidimensional de contacto SurfTest SV-500 (Mitutoyo) con una resolución mínima de 0.1 μm . Las medidas se han llevado a cabo siguiendo las especificaciones de la norma DIN-EN-ISO4287 [9].

La técnica de difracción de rayos X se ha utilizado para cuantificar el porcentaje de martensita inducida durante el proceso de granallado, usando una radiación de cobre ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154 \text{ nm}$) y el método RIR (Reference Intensity Ratio) según ASTM E975 [10], que consiste 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 respectivos 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 la superficie tras el proceso de granallado se ha llevado a cabo mediante microscopía confocal láser (Confocal Laser Scanning Microscopy-CLSM) y microscopía electrónica de barrido (MEB). Los ensayos de fatiga se han realizado aplicando un cociente de tensiones (R) de 0.8 en una máquina de ensayos de fatiga por resonancia Rumul Mikroton bajo control de carga a frecuencias de 150 Hz. Las probetas se han mecanizado de acuerdo con la normativa ASTM E 466-96 [12] y ensayado haciendo coincidir el eje de carga con la dirección de la laminación. La carga inicial con la que se han empezado los ensayos corresponde al 50% de la tensión máxima del acero en un ensayo monotónico, es decir 450 and 550 MPa para el acero recocido y laminado respectivamente hasta un máximo de 10^6 ciclos.

3. Resultados y discusión

En la Figura 1 se muestran los valores de rugosidad (R_a) para cada una de las condiciones estudiadas. Como se puede observar, el acero recocido presenta una rugosidad superior al acero laminado, debido principalmente a las diferencias de dureza entre ambas condiciones, i.e. el impacto de la granalla provoca una mayor deformación plástica cuando la dureza del material es menor. El factor de cobertura no resulta tener un efecto determinante, ya que no existen diferencias significativas en las rugosidades de R200 a R400 ni de L200 a L400, respectivamente.

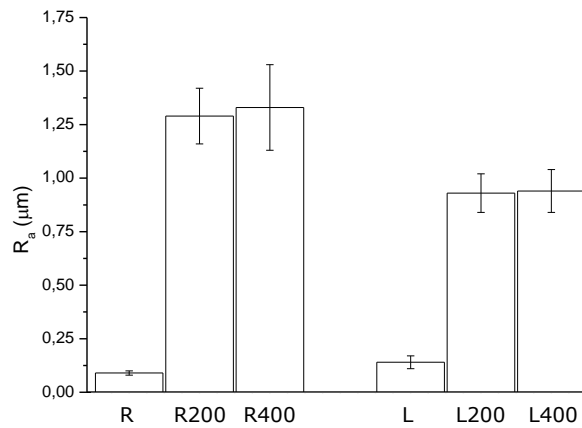


Figura 1. Rugosidades medidas después del proceso de granallado.

La observación de la superficie ha puesto de manifiesto que el proceso de granallado provoca la aparición de zonas con microgrietas en el caso de las muestras recocidas y que éstas aparecen en mayor proporción para el factor de cobertura menor, 200% (Figura 2). En el acero laminado tan solo son visibles defectos producidos por el arrastramiento de material debido al impacto de la granalla (Figura 3).

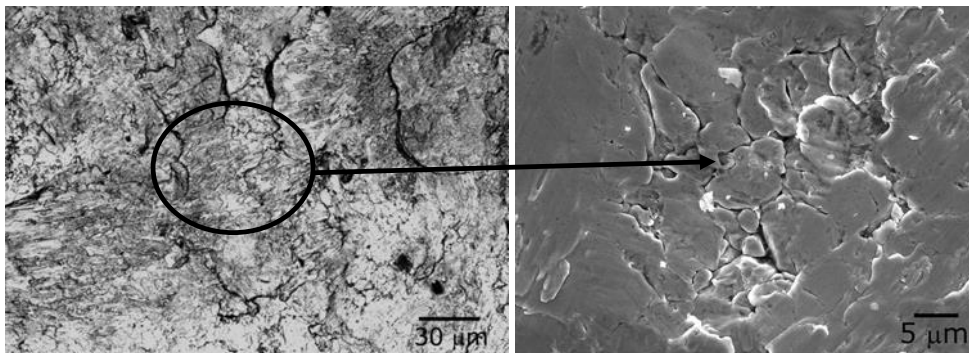


Figura 2. Aspecto de la superficie para la condición R200 mediante: a) CLSM y b) MEB.

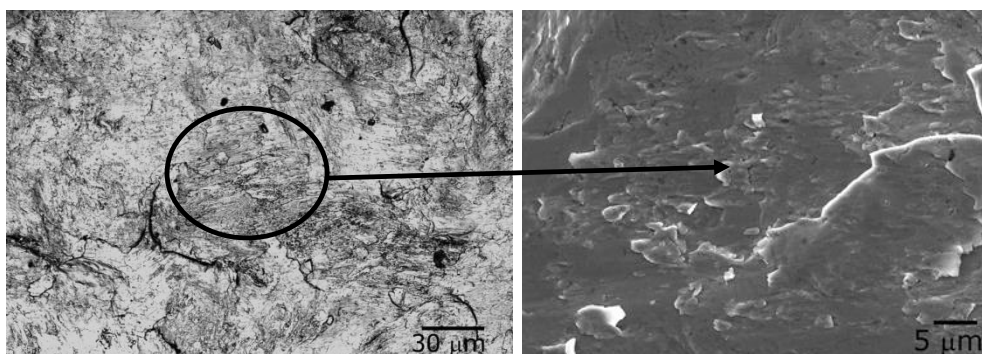


Figura 3. Aspecto de la superficie para la condición L200 mediante: a) CLSM y b) MEB.

En la tabla 5 se muestran los porcentajes de martensita obtenidos por difracción de rayos-X para las distintas condiciones estudiadas. En ninguno de los patrones de difracción analizados se ha detectado la presencia de martensita-ε. Es importante resaltar que para las muestras recocidas el incremento de martensita es como mínimo del 26%, mientras que para el acero laminado esta proporción se ve fuertemente reducida a valores por debajo del 10%, si se compara con el acero sin granallar. Estos resultados son concordantes con las rugosidades anteriormente comentadas. El proceso de granallado provoca una mayor deformación plástica en el acero con una dureza menor, el R, hecho que se traduce en que la transformación de fase austenita-martensita se desarrolla en mayor grado. Por otra parte, se observa que la transformación de fase se ve más favorecida para valores del factor de cobertura más elevados, 400%, tanto para el acero R como L.

Tabla 5. Porcentaje de martensita presente para las diferentes condiciones estudiadas.

	<i>% martensita</i>		<i>% martensita</i>
R	0	L	38±4
R200	26±4	L200	42±5
R400	35±6	L400	48±4

A partir de los resultados de los ensayos de fatiga, Tabla 6, se puede observar que para el acero recocido no se consigue incrementar el límite a fatiga mediante el proceso de granallado estudiado. El incremento de fase martensítica observado, debido a la transformación de fase de la austenita durante la deformación provocada por la granalla, pierde efecto en frente a la presencia de microgrietas generadas en la superficie durante el proceso de granallado las cuales actúan como concentradores de tensión provocando la fractura a niveles de tensión similares al material sin tratar. Por el contrario, el tratamiento superficial demuestra ser eficiente en el caso del acero laminado. En este caso, para las condiciones de granallado estudiadas se observa un incremento del límite a fatiga que aumenta cuando el factor de cobertura es mayor, pasándose a ser del orden de un 25% superior al acero sin tratar.

	R	R200	R400	L	L200	L400
Límite a fatiga (MPa)	495	495	495	860	957	1158

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%.

Los resultados han puesto de manifiesto que las diferencias en el valor inicial de dureza de ambas condiciones determinan el comportamiento del acero en el proceso de granallado. Para el caso del acero recocido, con valores de dureza menores, se observa una mayor deformación plástica en la

superficie, hecho que conlleva un mayor incremento en la rugosidad y además favorece la transformación de austenita a martensita en mayor grado que en el caso del acero laminado.

Para una misma velocidad de impacto, se ha observado que un aumento en el factor de cobertura del 200 al 400 % no comporta diferencias significativas en la rugosidad. La transformación de fase de austenita a martensita y el tamaño de la capa endurecida es ligeramente superior para el factor del 400%.

El proceso de granallado no comporta ninguna mejora en el límite a fatiga del acero recocido debido principalmente a la formación de grietas causadas por el efecto de la granalla en la superficie. Por el contrario, para el acero laminado se consigue incrementar el límite a fatiga, llegando a ser del 25% cuando el factor de cobertura es del 400%.

5. 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 y a la empresa J. Clapé por llevar a cabo el proceso de granallado.

6. Referencias

1. Mangonon P.L. and Thomas G., *Met. Trans.*, **Vol. 1**, p. 1587, (1970)
2. Seetharaman V. and Krishnan R., *J. Mater.Sci.*, **Vol. 16**, p. 523, (1981)
3. Tavares S.S.M., Fruchart D. and Miraglia S., *J. Alloys Comp.*, **Vol. 307**, p.213, (2000).
4. Hedström, P. Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301. Licentiate Thesis, Luleå (Sweden), (2007).
5. Mertinger, V., Nagy, E., Tranta, F., Sólyom, *Mat. Sci. Eng. A*, p. 481, (2008).
6. Gey, N., Petit, B. and Humbert, M., *Metall. Mat. Trans. A.*, **Vol. 36A**, p.3291, (2005).
7. Tosha K., Tokyo, Conf Proc: ICSP-10, Tokyo (Japan), (2008).
8. Kleber X. And Pirfo Barroso S., *Mat. Sci. Eng. A*, **Vol. 527**, p. 6046, (2010).
9. DIN-EN-ISO4287 DIN 4768: Surface Texture: Profile Method. Terms, definitions and surface texture parameter, (1999).
10. ASTM E 975-03. Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. ASTM Internacional, (2003).
11. Beese, A. M. Quantification of Phase Transformation in Stainless Steel 301LN Sheets. Ms. C. Thesis, p. 107, Massachusetts, United States, (2008).
12. ASTM E 466-96 ASTM E 466-96. Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Test of Metallic Materials. ASTM Internacional, 2006.