

Efecto de segundas fases no metálicas sobre el comportamiento a fatiga de componentes de acero con elevadas sollicitaciones^(*)

L. González*, R. Elvira*, A. García de Andoin*, R. Pizarro* y C. Bertrand*

Resumen

Con objeto de evaluar la influencia de las inclusiones sobre la vida a fatiga, se ha realizado un estudio sobre componentes de acero de rodamientos 100Cr6 determinando, en cada caso, las causas del fallo por fatiga. El material, procedente de dos coladas fabricadas con distinto proceso, se forjó en caliente para obtener componentes finales en forma de anillo que, posteriormente, se ensayaron a fatiga de compresión-compresión. Tras analizar los fallos mediante microscopía electrónica SFEM (Scanning Field Emission Microscopy), se comprobó que la mayoría de los fallos, a altas cargas, fueron debidos a la presencia de MnS de pequeño tamaño (10-70 μm), mientras que nitruros y óxidos provocaron menos del 40% de los fallos debidos a inclusiones. Se ha comprobado que disminuyendo el número y tamaño de las inclusiones duras, se mitiga el efecto perjudicial de los óxidos y carbonitruros en la vida a fatiga. Sin embargo, en ese momento, inclusiones más blandas como los MnS, hasta ahora considerados como menos perjudiciales, juegan un papel cada vez más relevante como causa directa de fallo en fatiga, lo que en adelante, debiera tomarse en consideración a la hora de contrapesar maquinabilidad y vida a fatiga de los aceros para componentes mecánicos altamente sollicitados.

Palabras clave Fatiga. Inclusiones no metálicas. MnS. Acero de rodamientos. 100Cr6

Influence of non-metallic second phases on fatigue behaviour of high strength steel components

Abstract

To assess the real effect of the inclusion type on fatigue life of ultra clean high strength steels mechanical components made of 100Cr6 steel were fatigue tested and fracture surfaces analysed to determine the origin of fatigue cracks. Two heats proceeding from different steelmaking routes were taken for the tests. The material were forged into ring shape components which were fatigue tested under compression-compression loads. Failures were analysed by SFEM (Scanning Field Emission Microscopy), proving that most of failures at high loads were originated by manganese sulphides of small size (10-70 microns), while less than 40% of all fatigue cracks due to inclusions were caused by titanium carbonitrides and hard oxides. It has been demonstrated that once number and size of hard inclusions have been reduced, the hazardous effect of oxides and carbonitrides on the fatigue life decreases also. However, softer inclusions as manganese sulphides, currently considered as less hazardous, play a more relevant role as direct cause of fatigue failure and they should be taken into account in a deeper way in order to balance both machinability and fatigue life requirements in high strength steel components.

Keywords Fatigue. Non-metallic inclusions. MnS. Bearing steel. 100Cr6

1. INTRODUCCIÓN

A pesar de la irrupción de nuevos materiales en el mercado, el acero continua siendo el material más utilizado en, prácticamente todas las áreas de la técnica y, principalmente, en aquellas con sollicita-

ciones elevadas que por su volumen de producción requieran un balance entre peso, características mecánicas^[1] y coste.

Modernamente, es habitual contrastar la calidad de diferentes aceros y/o coladas mediante ensayos de fatiga, simulando así el comportamiento

(*) Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 9 de febrero de 2005.

(*) Departamento de Producto, SIDENOR I+D, S.A. Barrio Ugarte, s/n. Basauri 48970, España. Leire_gonzalez@sidenor.com

en servicio. En los aceros de rodamientos, este tipo de ensayo sirve para discriminar, tanto calidades como procesos de fabricación y actúa, por tanto, como indicador de mejora continua. De esta forma, el acerista, a partir de los resultados suministrados por el cliente final, es capaz de ir modificando su proceso y obtener así progresivamente un producto de mejor calidad, de acuerdo con un ciclo PDCA (Plan-Do-Check-Act), (Fig. 1).

Existen diferentes ensayos de fatiga para caracterizar estos aceros: fatiga de contacto rodante, fatiga compresión-compresión,...y, en todos ellos, las inclusiones son la causa principal de fallo. Con los actuales procesos de fabricación se ha conseguido el objetivo de reducir el número de inclusiones duras, así como su tamaño máximo, reduciendo, por tanto, su impacto sobre la vida a fatiga del componente final. La reducción de este tipo de inclusiones (óxidos y nitruros) como principal causa de fallo^[2-5] ha suscitado la aparición de otras fuentes de tensiones (antes enmascaradas por el contenido en inclusiones duras) como causa directa de fallo del material: suciedad, microestructuras heterogéneas, etc.

Entre estas nuevas causas de fallo directo se encuentran los sulfuros de manganeso que hasta la fecha se habían considerado como inclusiones poco peligrosas^[6 y 7] debido a su alta plasticidad y al bajo campo de tensiones generado en torno a ellos. Aunque los sulfuros de manganeso no generan tensiones en la matriz del acero durante el tratamiento térmico, tal como ocurre con las inclusiones duras^[8 y 9], éstos actúan como discontinuidades en la matriz, que llegan a actuar como fisuras que crecen y se propagan hasta provocar el fallo general del componente.

Con el fin de evaluar el efecto real de cada tipo de inclusión sobre la vida a fatiga en los aceros su-

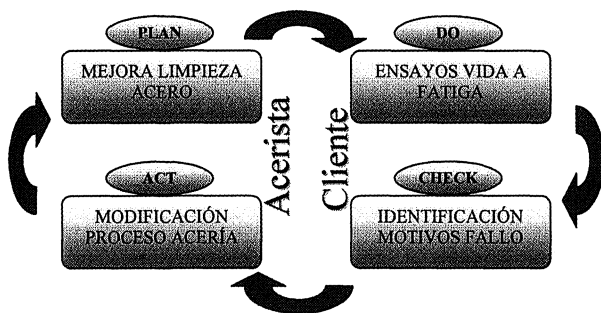


Figura 1. Plan de mejora continua PDCA para los aceros super limpios.

Figure 1. Continuous improving planning (PDCA) for superclean steels.

per-limpios de alta resistencia se ensayó la vida a fatiga^[10] de unos componentes mecánicos procedentes de dos coladas fabricadas con distinto proceso, analizando, posteriormente, las superficies de rotura con el fin de determinar el origen del fallo.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material de ensayo

Para la realización de este estudio se seleccionaron rótulas procedentes de dos coladas industriales (Colada 1 y Colada 2) de acero de rodamientos 100Cr6, fabricadas a partir de procesos diferentes. La principal diferencia entre ambos procesos de fabricación reside en la metalurgia secundaria, puesto que en el caso de la Colada 1 el proceso de desoxidación se realizó mediante VAD (Vacuum Arc Degassing) y en el caso de la Colada 2 se aplicó el proceso RH^[11] (Ruhrstaal - Heraeus).

2.2. Descripción del ensayo de fatiga

Actualmente, algunos componentes de rodamientos trabajan sometidos a fuerzas de compresión. Para simular estas condiciones de trabajo, se realizó el estudio sobre componentes reales.

Las piezas ensayadas, rótulas de dimensiones 30 mm de diámetro, 11 mm de ancho y 4 mm de espesor, se forjaron en caliente a partir de material laminado y, posteriormente, se trataron térmicamente, finalizando con una operación de rectificado. Estas rótulas o anillos se emplean en el montaje del trípode de transmisión que forma parte de los semiejes de transmisión del automóvil, tal y como se muestra en la figura 2.

Una vez obtenidas las rótulas y como paso previo a la realización del ensayo de fatiga se llevó a cabo una caracterización metalúrgica completa de las muestras a ensayar: composición química, evaluación microestructural, limpieza inclusionaria y medida de durezas.

Las muestras fueron ensayadas a compresión-compresión en una máquina servohidráulica de fatiga oligocíclica, colocando cada anillo entre las mordazas del equipo (superficies planas horizontales) con el eje de la muestra paralelo al plano de las mismas (ensayo de aplastamiento radial), según se muestra en la figura 3.

Para fijar los parámetros del ensayo de fatiga fue necesario determinar, previamente, la carga máxima de ensayo, para lo que se realizaron una serie de ensayos de compresión hasta rotura. Una vez

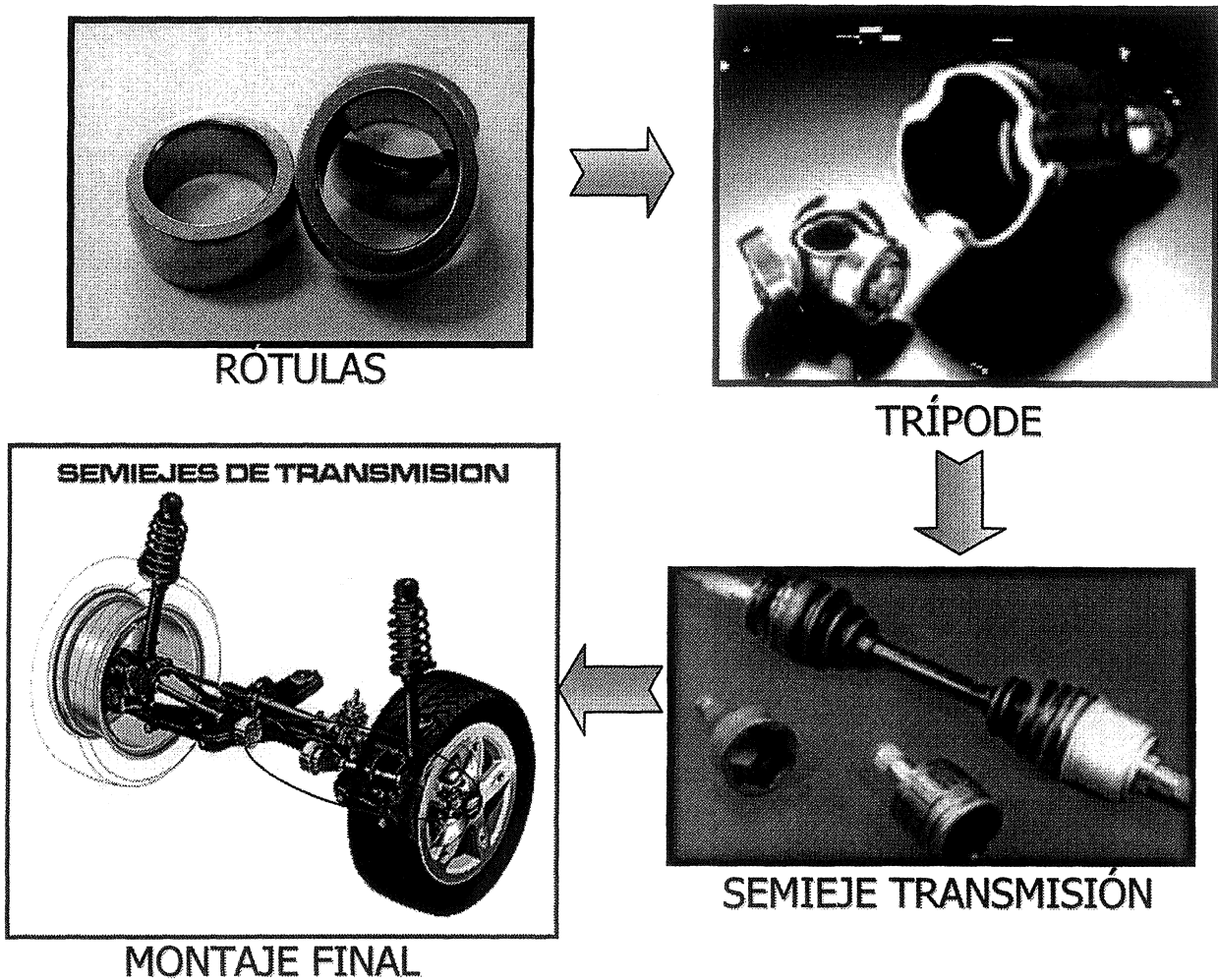


Figura 2. Secuencia de montaje del componente ensayado en el conjunto de la transmisión.

Figure 2. Tested samples situation on the transmission system.

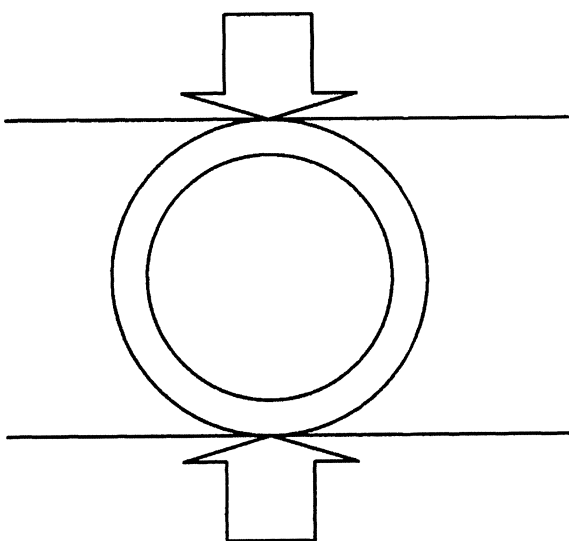


Figura 3. Disposición de la muestra entre dos superficies planas y dirección de la carga cíclica.

Figure 3. Set up of the sample between two plane surfaces and direction of the cyclic load.

Rev. Metal. Madrid 41 (2005) 45-52

determinada la carga de rotura, se fijó una carga mínima de compresión de $-1,0$ kN y una carga máxima, aproximadamente del 75 % de la carga de rotura, que fue reduciéndose progresivamente en intervalos de $1,0$ kN.

El umbral del límite de fatiga en este ensayo se estableció en $2 \cdot 10^6$ ciclos y la frecuencia empleada para el ensayo dinámico fue de 10 Hz.

El rango inicial de carga se fijó desde -1 kN a -12 kN reduciéndose progresivamente para determinar las causas de fallo en la fatiga a alto número de ciclos.

3. RESULTADOS

3.1. Caracterización metalográfica de las muestras a ensayar

Los componentes a ensayar, procedentes de las dos coladas industriales seleccionadas, fueron

caracterizados metalúrgicamente analizándose, en primer lugar, la composición química. Es de sobra conocido que uno de los aspectos más relevantes en la limpieza del acero es el contenido de oxígeno total en el mismo que, como puede verse en la tabla I, es inferior en el caso de la Colada 2, lo cual, normalmente, suele redundar en una mejor limpieza inclusionaria.

La evaluación estructural se realizó atacando las muestras con Nital observándose las estructuras recogidas en las figuras 4 y 5. La figura 4 muestra la estructura correspondiente a la Colada 1 (proceso VAD), en la que las zonas de diferente color (blanco/negro) indican la presencia de martensita de diferente tetragonalidad, sin embargo en el caso de la Colada 2 (proceso RH) la estructura observada es más homogénea (Fig. 5). Esta diferencia en la homogeneidad estructural se confirmó posteriormente mediante medidas de microdurezas (Tabla II). Por otro lado, se comprobó que la distribución de carburos en ambas muestras era aproximadamente similar, siendo incluso algo más fina en la Colada 1.

Para determinar la población inclusionaria de óxidos y óxidos más sulfuros, se aplicó el método K0 de la norma DIN 50602 (Tabla III). Los resultados obtenidos revelaron un mayor contenido de inclusiones en la Colada 2 hecho que sorprendió puesto que normalmente por el proceso de RH se suele obtener una población inclusionaria menor que con el proceso VAD. Para corroborar estos resultados se analizaron las mismas muestras mediante la técnica de análisis de imagen, cuyos resultados en forma de distribución de óxidos y sulfuros, según su rango de tamaños, se muestran en las figuras 6 y 7.

Comparando los diagramas de distribución, tanto de óxidos como de sulfuros se ve que, si bien es cierto que la Colada 1 presenta menor contenido de inclusiones a partir de $6\ \mu\text{m}$ (límite que coincide con el umbral de medición del método K0 de la Norma DIN 50602 y por tanto justifica el resultado anterior), para tamaños inferiores, la población inclusionaria de la Colada 2 es inferior a la

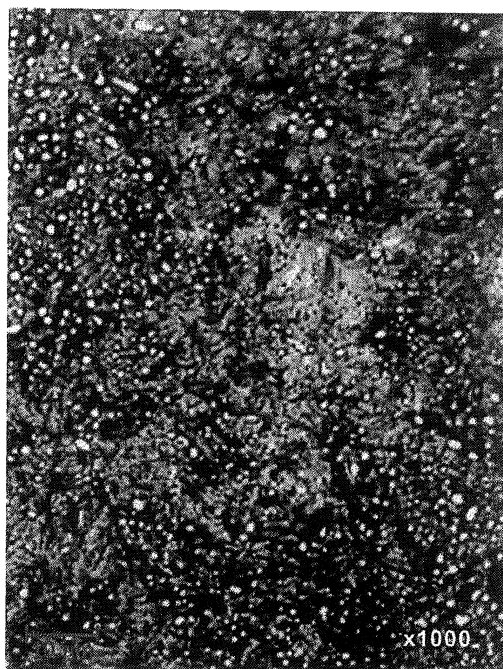


Figura 4. Microestructura de la Colada 1: Martensita con distribución globular de carburos.

Figure 4. Microstructure of Heat 1: Martensite with distributed globular carbides.

Tabla I. Composición química de las coladas analizadas (en %)

Table I. Chemical composition of analysed heats (%)

COLADA	C	Si	Mn	S	Cr	Al	Ti	N	O
Colada 1	0,97	0,25	0,33	0,009	1,50	0,016	0,003	0,0050	0,0010
Colada 2	0,96	0,27	0,37	0,009	1,47	0,013	0,003	0,0047	0,0008

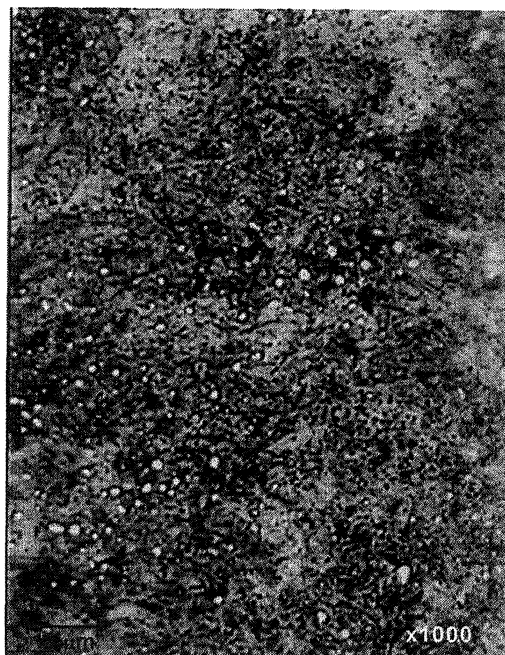
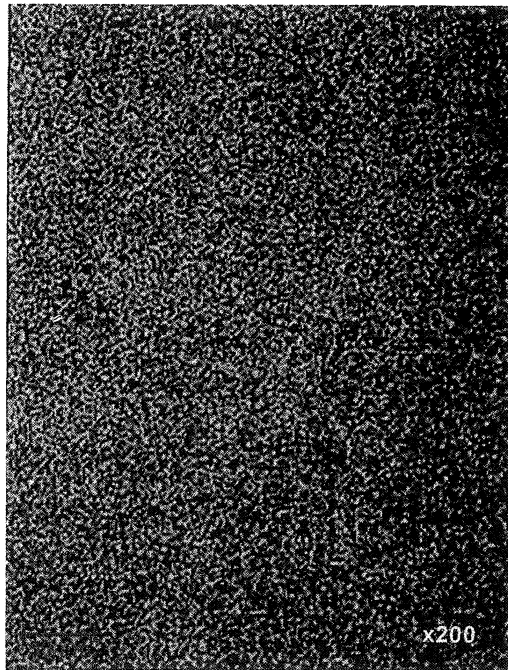


Figura 5. Microestructura de la Colada 2: Martensita con distribución globular de carburos.

Figure 5. Microstructure of Heat 2: Martensite with distributed globular carbides.

de la Colada 1, siendo su población total de óxidos y sulfuros un 40 % inferior. Esta diferencia, por otro lado esperable, es debida al diferente proceso de fabricación de ambas coladas, aunque la forma de la distribución de inclusiones es similar en ambos casos y el tamaño medio inclusionario es inferior en el caso de la Colada 1.

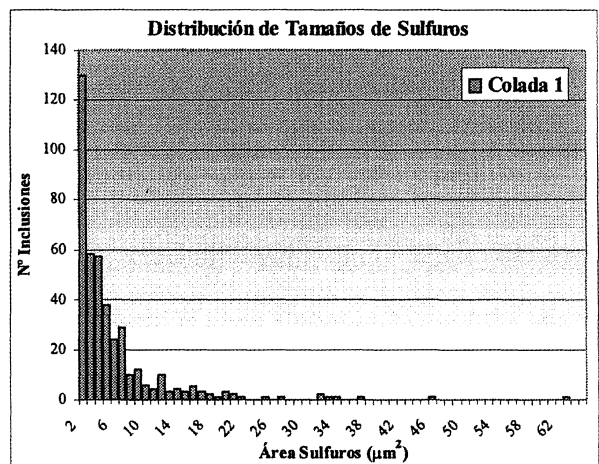
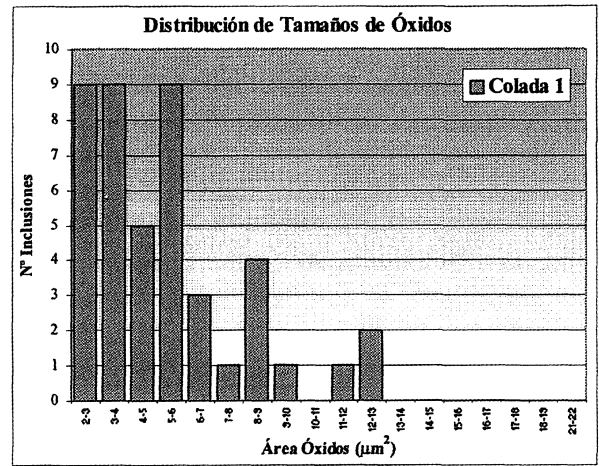


Figura 6. Distribución del tamaño de inclusiones, óxidos y sulfuros, en la Colada 1 (area examinada: 25 mm²).

Figure 6. Distribution of inclusion size for oxides and sulphides in the Heat 1 (examined area: 25 mm²).

3.2. Resultados de fatiga

Tal y como se ha comentado en el apartado 2.1 de descripción del ensayo, antes de fijar la carga máxima de ensayo, se realizó un ensayo de compresión hasta rotura sobre algunas de las muestras. Estos ensayos preliminares revelaron que la resistencia a compresión de la Colada 2 (proceso RH) era un 20 % superior a la de la Colada 1, como puede comprobarse en los datos recogidos en la tabla IV. Esta diferencia puede ser debido, probablemente, a que la estructura de la Colada 2 era más homogénea.

Los resultados de los ensayos de fatiga se han plasmado en las figuras 8 y 9 en las que se muestra la vida a fatiga de cada componente en función de la carga, así como el origen del fallo en cada caso (microestructura o tipo de inclusión: MnS, TiCN, Al₂O₃,...). Es de destacar que casi todas las roturas

Tabla II. Dureza Vickers HV500 (media y desviación estándar)

Table II. Vickers hardness HV500 (average and Standard deviation)

RESULTADOS	Colada 1 (HV 500 g)				Colada 2 (HV 500 g)	
	Muestra 1	Muestra 2	Muestra 3	Muestra 4	Muestra 1	Muestra 2
Media	667,5	717,3	712,0	724,0	684,9	672,6
Desviación std.	20,0	50,8	21,6	13,2	41,0	38,4

Tabla III. Limpieza DIN 50602 de las Coladas 1 y 2

Table III. DIN 50602 cleanliness assessment of Heat 1 and 2

COLADA	K0 (O)	K0 (O+S)
Colada 1	0,60	1,81
Colada 2	0,71	3,57

Tabla IV. Carga de rotura a compresión de las coladas 1 y 2

Table IV. Compressive break load of heats 1 and 2

CARGA	Colada 1	Colada 2
Carga de rotura a compresión	16,1 kN	19,7 kN

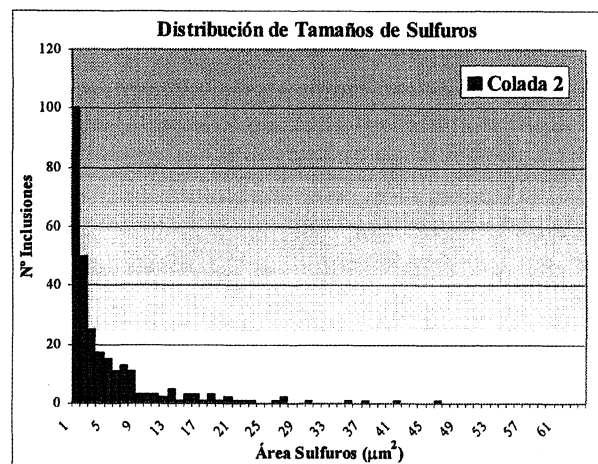
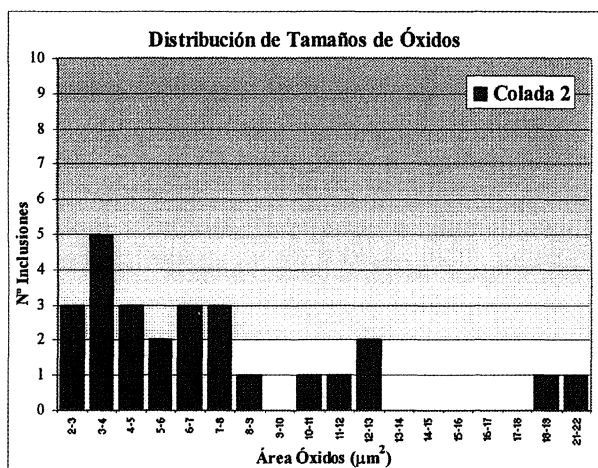


Figura 7. Distribución del tamaño de inclusiones, óxidos y sulfuros, en la Colada 2 (área examinada: 25 mm²).

Figure 7. Distribution of inclusion size for oxides and sulphides in the Heat 2 (examined area: 25 mm²).

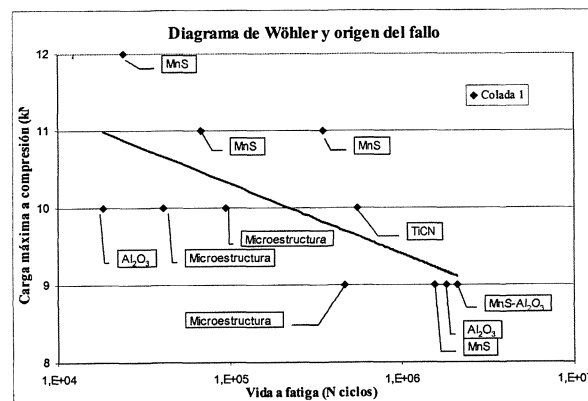


Figura 8. Diagrama de Wöhler (carga máxima de compresión frente a la vida a fatiga) y la causa directa del fallo a fatiga para cada muestra de la Colada 1.

Figure 8. Diagram of Wöhler (maximum compressive load versus fatigue life) and direct cause of the fatigue failure for each simple of the Heat 1.

se localizaron en el plano diametral vertical de las muestras muy cerca de la superficie exterior.

La mayoría de los fallos, a cualquier nivel de carga, fueron causados por sulfuros de manganeso. Cuando se considera el dominio de vida a fatiga elevada, los nitruros y óxidos parecen tener más relevancia en los fallos (bajos niveles de carga). Sin embargo, en el dominio de bajo número de ciclos, cuando el comportamiento elastoplástico es más importante, la microestructura parece ser más importante que las inclusiones duras.

Los sulfuros de manganeso aparecen como puntos de inicio de grieta a cualquier valor de carga máxima de compresión. Algunos MnS de tamaño inferior a 20 µm se han mostrado suficientemente

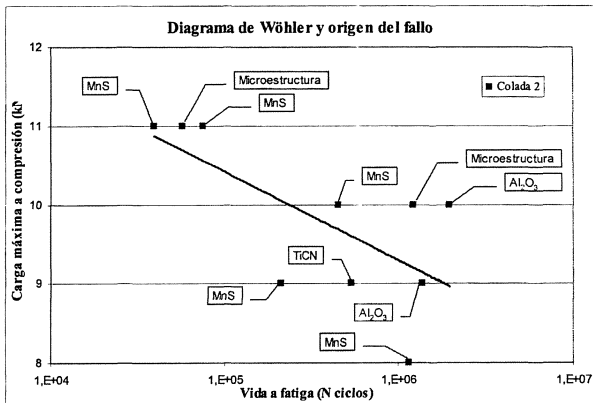


Figura 9. Diagrama de Wöhler (carga máxima de compresión frente a la vida a fatiga) y la causa directa del fallo a fatiga para cada muestra de la Colada 2.

Figure 9. Diagram of Wöhler (maximum compressive load versus fatigue life) and direct cause of the fatigue failure for each sample of the Heat 2.

perjudiciales como para generar el inicio de grieta que derive en un fallo catastrófico del componente mecánico. Es de destacar que, en el caso de los MnS, los distintos métodos de metalurgia secundaria empleados en la fabricación del acero no tienen una influencia particular sobre el efecto de los mismos en la vida a fatiga.

Las superficies de rotura fueron examinadas mediante microscopía electrónica de emisión de campo (SFEM: Scanning Field Emisión Microscopy), analizándose la composición química de las inclusiones por detección EDX (Energy Dispersion X-Ray). Las figuras 10, 11 y 12 muestran algunas

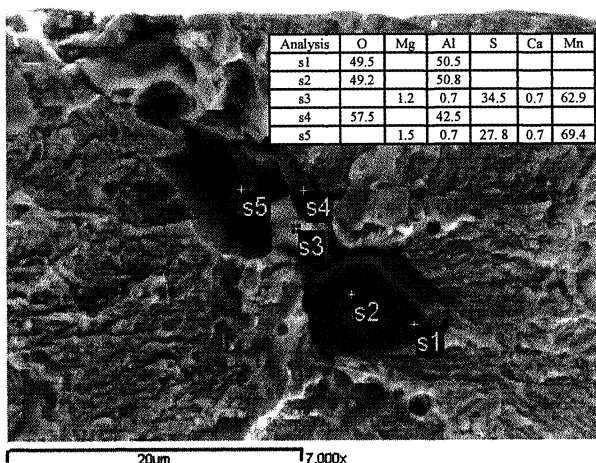


Figura 10. Alúmina de 20 micras de longitud al inicio del fallo a fatiga en la Colada 1 a -10 kN. Se encuentra en la superficie del componente siendo la causa del fallo prematuro de la muestra.

Figure 10. Alumina 20 microns long at the origin of the fatigue failure of Heat 1 at -10 KN. It reaches the surface of the component causing a very premature sample fail.

Rev. Metal. Madrid 41 (2005) 45-52

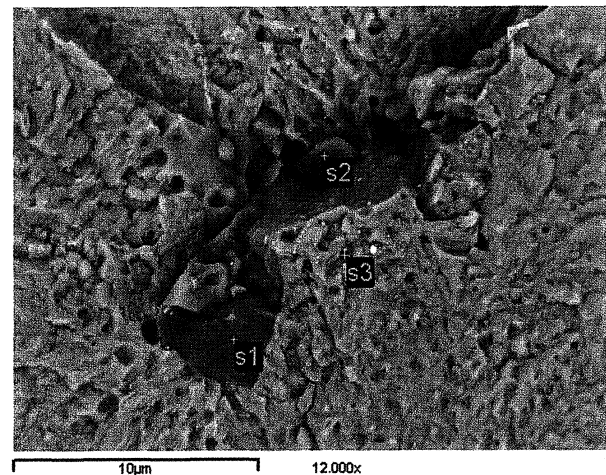
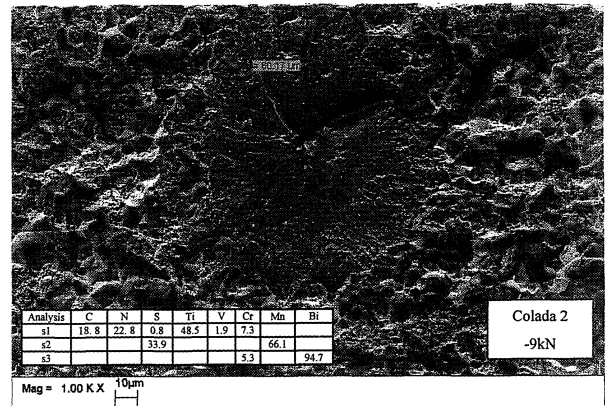


Figura 11. Carbonitruro de titanio (4,6 micras) localizado a 60 micras de la superficie y causa del fallo a fatiga de la Colada 2 ensayada a baja carga (-9 kN).

Figure 11. Titanium carbonitride (4,6 microns size) located at 60 microns from the surface as the starting point of a fatigue failure of Heat 2 at low load (-9 kN).

de las roturas provocadas por la presencia de inclusiones.

3. CONCLUSIONES

Teniendo en cuenta los resultados experimentales de los ensayos de fatiga realizados se pueden sacar las siguientes conclusiones:

- En los aceros ultra-limpios, una vez que se ha controlado la población y tamaño de los óxidos y nitruros mediante una ingeniería inclusionaria específica desarrollada durante la metalurgia secundaria, los MnS empiezan a ser cada vez más relevantes como puntos de inicio de grieta en los fallos a fatiga.
- Los MnS producen fallos a fatiga a cualquier nivel de carga, independientemente del proceso de fabricación empleado, para el acero de

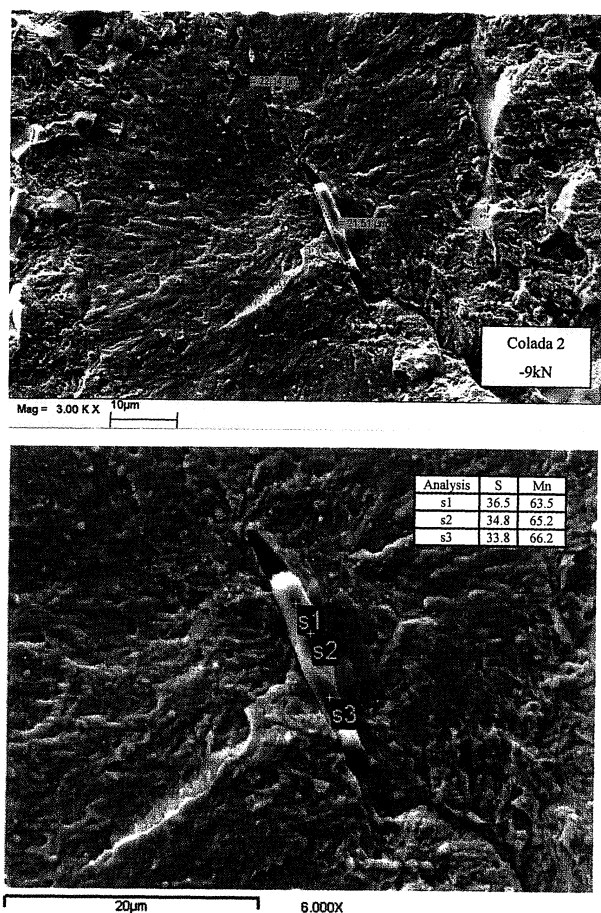


Figura 12. Sulfuro de manganeso de 20 micras de longitud, localizado a 20 micras de la superficie y detectado como punto de inicio de grieta a baja carga. Su localización próxima a la superficie provocó el fallo prematuro del componente.

Figure 12. Manganese sulphide 20 microns long, situated at 20 microns from the surface, as a crack initiation point at low load. Its location near the surface provoked a fast component fail.

rodamientos 100Cr6. Si se considera el dominio de vidas largas a bajas cargas de compresión, las inclusiones duras, tales como óxidos de aluminio y carbonitruros de titanio, provocan la mayoría de los fallos a fatiga, aunque los MnS también aparecen como puntos importantes de inicio de grietas.

- Es importante remarcar que el modo de generación de grietas en ambas coladas es análogo, aunque la Colada 2 (proceso RH) presentó una vida a fatiga ligeramente superior. Este compor-

tamiento similar parece estar relacionado con el modelo de distribución de inclusiones de las coladas analizadas que fue parecido en ambos casos, mientras que el inferior número de inclusiones encontradas en la Colada 2 podría explicar el hecho de que ésta presentara una vida a fatiga superior a la de la Colada 1 (VAD).

- Por tanto, una vez reducida la presencia de inclusiones duras, tanto en número como en tamaño, evitando así su efecto perjudicial sobre la vida a fatiga de los componentes de acero de alta resistencia, parece que la mejora en limpieza debería centrarse en reducir la población de MnS.
- Normalmente, se añaden pequeñas cantidades de azufre para mejorar la maquinabilidad del acero. En contra de lo que se pensaba hasta ahora, los MnS pueden llegar a ser suficientemente perjudiciales para el comportamiento a fatiga, tanto como para tenerlos en cuenta como posibles puntos de nucleación.
- En cada aplicación específica deberá evaluarse el posible efecto de los MnS sobre la vida a fatiga del componente con respecto a la mejora de maquinabilidad que estos aportan antes de definir el contenido final de azufre en el acero.

REFERENCIAS

- [1] A. MAMMERI, F.J. BELZUNCE, C. RODRÍGUEZ, M. TORRE, S. POVEDA Y J. GARCÍA, *Rev. Metal. Madrid*. 39 (2003) 107-113.
- [2] D. BROOKSBANK Y K.W. ANDREWS, *JISI* (1970) 584-586.
- [3] D. BROOKSBANK Y K.W. ANDREWS, *JISI*, (1972) 186-198.
- [4] R. KIESSLING, *Non-metallic inclusions in steel*, The Metals Society, 2nd ed., London (UK), 1978.
- [5] R. TRICOT, *Rev. Metall. Paris* (1971) 655-662.
- [6] C.M. LYNE Y A. KASAK, *Trans. ASM* 61 (1968) 10-13.
- [7] J. MONNOT, J.Y. COGNE Y B. HÉRITIER, *Rev. Metall. Paris* (1986) 761-770.
- [8] D. BROOKSBANK Y K.W. ANDREWS, *JISI* (1968) 595-599.
- [9] D. BROOKSBANK Y K.W. ANDREWS, *JISI* (1970) 495-499.
- [10] A. GABELLI, S. IOANNIDES, J. BESWICK, G. DE WIT, H. KROCK, B. KORENHOF Y A. KERRIGAN, *Bearing Steel Technology*, Phoenix (USA), 2002, pp. 509-526.
- [11] C.J. TREADGOLD, *Sixth International Conference on Clean Steel*, Balatonfüred Hungría, 2002, pp. 154-164.