

04.80.09

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1980

BOLETIN DE LA ACADEMIA NACIONAL DE CIENCIAS. CORDOBA, Argentino.
Tomo 54, entregas 1-4. Noviembre de 1980.

Bol. Acad. Nac. Cienc. Córdoba, Argent.
ISSN 0328-2051

FRACTURA EN ACEROS CONTENIENDO INCLUSIONES DE MORFOLOGIA ALTERADA POR TRATAMIENTOS A TEMPERATURAS ELEVADAS

Juan Pedro Alfredo Martín
J. P. ESPERÓN* y A. M. HEY*

SYNOPSIS

The present work shows the results obtained after treatment at high temperatures (1300°C - 1400°C) of steels SAE 1010 and 12 L 14 and the effects on the morphology and distribution of non-metallic inclusions. The influence of these changes upon the upper shelf energy levels obtained in impact testing has also been measured. The influence of the heating sequences on the distribution changes is shown and the possibility of changes of morphology without prior dissolution of particles is established.

SINOPSIS

En el presente trabajo se detallan los resultados obtenidos con tratamientos térmicos a altas temperaturas (1300°C - 1400°C) sobre aceros SAE 1010 y 12 L 14 y su influencia en la distribución y morfología de las inclusiones no metálicas, como así también el efecto que éstas ejercen sobre los niveles de energía absorbidos por impacto en el rango de fractura dúctil. Se demuestra la importancia de las secuencias de calentamiento sobre los factores mencionados y se pone de manifiesto que, algunas alteraciones morfológicas de las inclusiones son factibles sin disolución previa de los mismos.

INTRODUCCION

La influencia que ejercen las partículas de segundas fases sobre las propiedades mecánicas de los materiales metálicos es bien conocida. En el caso particular de las inclusiones no metálicas como sulfuros, óxidos, silicatos, etc., en aceros, la presencia de las mismas se manifiesta en una acentuada pérdida de ductilidad y tenacidad para contenidos crecientes de inclusiones. Varios son los factores que contribuyen a acentuar este efecto, en particular la forma y distribución de las partículas.

La forma de una inclusión está en primer lugar determinada por su mecanismo de formación durante la solidificación del acero. Valgan como ejemplo los distintos tipos de sulfuro de manganeso: globulares tipo I, filamentosos tipo II y facetados tipo III. GLADMAN (1) ha cuantificado recientemente la forma notable en que la morfología particular de los sulfuros tipo II acentúa la pérdida de ductilidad.

Una mayor deformabilidad de la inclusión con respecto a la matriz metálica introduce asimismo cambios de forma (2) durante los procesos de deformación en caliente. Este fenómeno ocasiona disminuciones de ductilidad en direcciones por ejemplo perpendiculares al plano de laminación, que se traducen en roturas y defectos en operaciones de fabricación, conformado, soldadura, etc.

* Comisión Nacional de Energía Atómica Argentina.

Otras alteraciones en la forma y distribución de inclusiones ocurren durante las etapas de calentamiento propias de diversos procesos o tratamientos. Las mismas se asocian en general a fenómenos de fusión de las partículas o, especialmente, a disolución y re-precipitación de las mismas. Esto da origen a los fenómenos de sobrecalentamiento y quemado en aceros que (3) son particularmente relevantes en procesos de tratamiento térmico, trabajado en caliente y soldadura. Se ven afectados no solamente el comportamiento del material durante el proceso sino también las propiedades mecánicas finales del producto.

El presente trabajo es ampliatorio de un trabajo anterior (4) y se enmarca dentro de un programa general tendiente a conocer la influencia de las inclusiones sobre las propiedades mecánicas de los aceros. Se pretende en particular esclarecer los mecanismos de alteración de morfología de inclusiones, particularmente sulfuros, a altas temperaturas y la manera en que las distribuciones resultantes afectan las características de fractura dúctil en frío y en caliente. Las alteraciones morfológicas se analizan en su influencia sobre la tenacidad a temperaturas cercanas a la ambiente, previniéndose asimismo analizar su influencia sobre ductilidad en caliente y sobre la aparición de defectos en soldaduras.

METODO EXPERIMENTAL

A los efectos de lograr los ciclos térmicos apropiados sobre las muestras, se utilizó un sistema de calentamiento de muy baja inercia diseñado para ser usado en una máquina de torsión en caliente (5); en él las probetas son calefaccionadas por el pasaje de una corriente del orden de los 2000 Amperes. La figura 1 muestra el dispositivo empleado donde se destacan las mordazas desplazables, que absorben las dilataciones y contracciones térmicas, conectadas a la salida de un transformador cuya entrada se alimenta con un autotransformador variable, que permite la regulación de la temperatura sobre el espécimen.

Con el objeto de minimizar los efectos de oxidación sobre las probetas, éstas son dispuestas en el interior de una cámara de cuarzo presurizada levemente por encima de la presión atmosférica con un flujo constante de argón. La medida de la temperatura se efectúa por medio de termocuplas de Pt-Pt/Rh 10% de .5 mm de diámetro, que son unidas a las probetas mediante soldadura por resistencia; la señal del par termoeléctrico es registrada en un sistema potenciométrico de alta respuesta.

Los materiales fueron ensayados por tracción e impacto; para el primer tipo de ensayo las muestras se maquinaron en forma cilíndrica con un diámetro de 8 mm en la zona útil (Fig. 2); para las pruebas de impacto se emplearon probetas de sección cuadrada de 5 mm de lado; todos los ensayos fueron efectuados a una temperatura de 100°C y dirección longitudinal. A los efectos de homogeneizar la estructura de las muestras, antes de ensayarlas se las normalizó a una temperatura de 900°C y bajo atmósfera inerte.

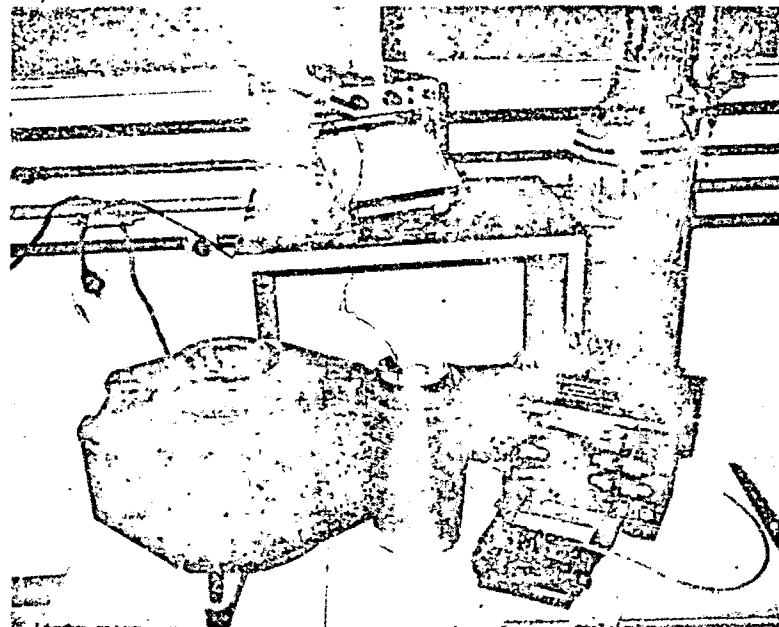


Fig. 1.

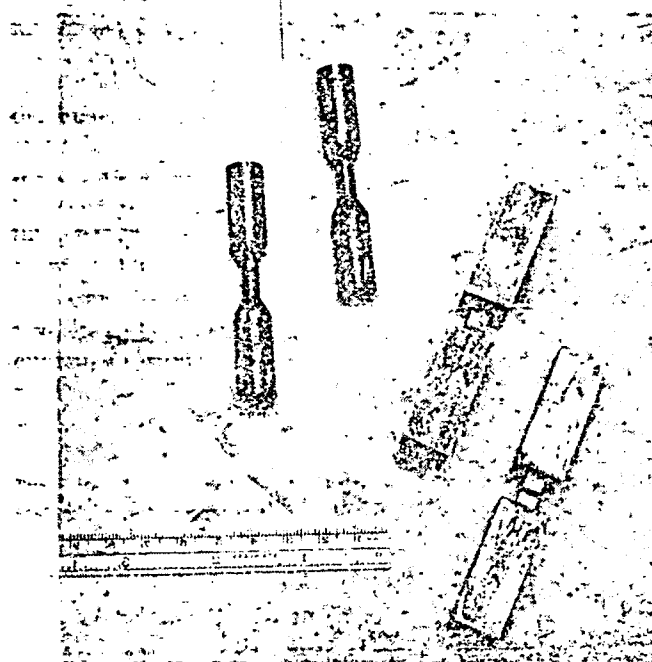


Fig. 2.

El dispositivo experimental, junto con el diseño de probetas permite, gracias a la escasa inercia térmica, llegar a temperatura del orden de la fusión en tiempos sumamente cortos, acordes con los de los mecanismos estudiados. Las secuencias de calentamiento utilizadas (Figs. 3 y 4) implican calentamientos a altas velocidades; en la que muestra la Fig. 3 se llega directamente a la temperatura de ensayo (1310°C y 1380°C) mantenida durante 20' y luego se enfría a temperatura ambiente a una velocidad de $80^{\circ}\text{C}/\text{minuto}$, velocidad ésta que acentúa la precipitación y redistribución de las inclusiones estudiadas (6); en la Fig. 4 se muestra la otra secuencia de calentamiento que es escalonada, con un tratamiento previo por debajo de la temperatura de sobrecaleamiento y por encima de la de crecimiento de grano austenítico durante 20 m, luego se

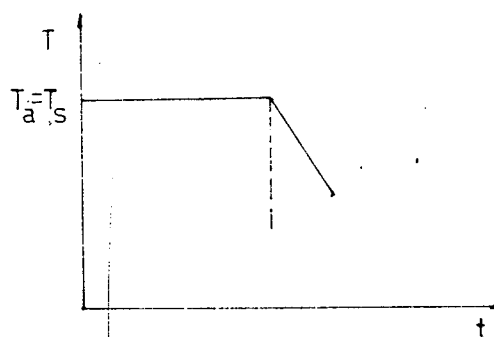


Fig. 3.

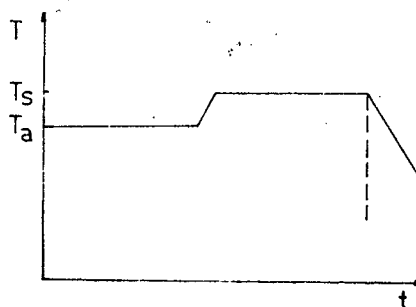


Fig. 4.

lleva a la temperatura máxima (1310°C y 1380°C) durante otros 20 m y posteriormente se enfría. La diferencia esencial entre ambos ciclos térmicos radica en que, en el de calentamiento directo, el crecimiento de grano austenítico es simultáneo con la eventual disolución o fusión de las inclusiones; en la secuencia escalonada hay un crecimiento de grano previo a la disolución o fusión de los sulfuros.

Luego de la fractura, las probetas son analizadas metalográficamente con microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido y microsonda electrónica.

Los materiales empleados fueron dos aceros de bajo carbono con distintos contenidos inclusionarios: un 12 L 14 y un 1010 cuyas composiciones específicas se dan en la Fig. 5.

Acero	Mn	Si	P	S	Pb	C
12L14	1.32	.24	.025	.26	.01	.25
1010	.74	.08	.016	.08		.15

Fig. 5.

RESULTADOS

Para poder simplificar y sintetizar la presentación de los resultados obtenidos, es conveniente mostrar previamente, las diferentes morfología y distribución de inclusiones encontradas, y luego sí, efectuar su correlación con los distintos ciclos térmicos y sus correspondientes valores de impacto.

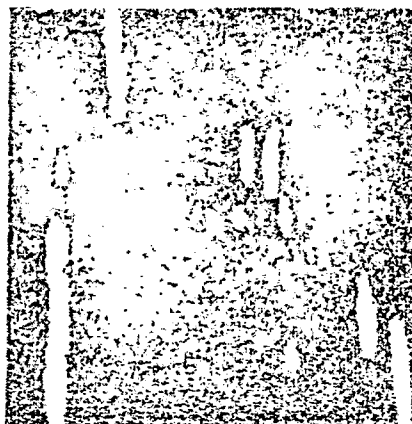
En la Fig. 6 se puede observar la distribución y morfología de las inclusiones de los materiales sin tratar, típicamente sulfuros



400 X

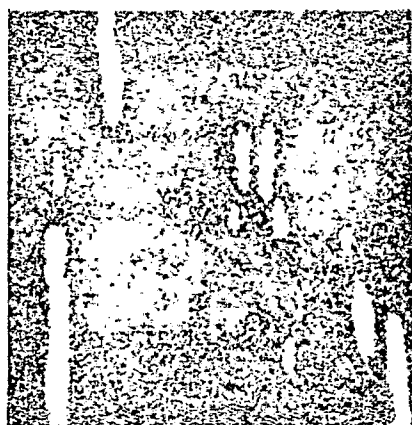
Fig. 6.

tipo I deformados por laminación; el análisis de microsonda revela la presencia de S (Fig. 7), Mn (Fig. 8), encontrándose además Pb en el acero 12 L 14 y silicatos en el acero 1010. La fractografía de la Figura 9 revela el aspecto de la fractura del acero 1010 sin tratamiento alguno. Otra morfología que aparece bajo ciertas con-



400 X

Fig. 7.



400 X

Fig. 8.

diciones de calentamiento es la denominada "globulización in situ" que se ve en la Fig. 10; ésto se produce por la globulización de los sulfuros por estrangulamientos sucesivos (Fig. 11) dando a la fractura el aspecto que se observa en la Fig. 12; en el análisis por microsonda se revela la presencia de S (Fig. 13) y Mn. Variando el ciclo térmico en forma adecuada, se observa la morfología y distribución características del sobrecalentamiento, esto es, luego de la globulización y reducción de tamaño de los sulfuros éstos se redistribuyen en los límites de grano austenítico (Fig. 14) dando a la fractura el aspecto facetado característico de este defecto (Fig. 15). En forma aislada, y sin tener aparentemente correlación con las variables de los ensayos efectuados, fue posible detectar la presencia de sulfuros tipo II (Fig. 16) que sobre la fractura presentan la forma clásica de "helechos" (Fig. 17); la observación por microsonda arrojó la presencia de S (Fig. 18) y Mn (Fig. 19). Es de hacer notar que no se encontró en este tipo de morfología la



2300 X

Fig. 9.



400 X

Fig. 10a.

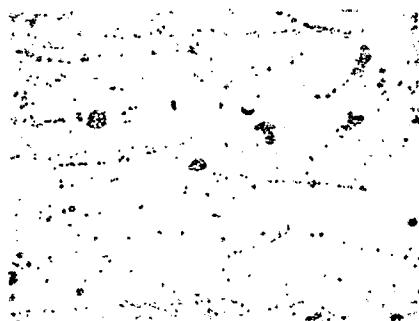
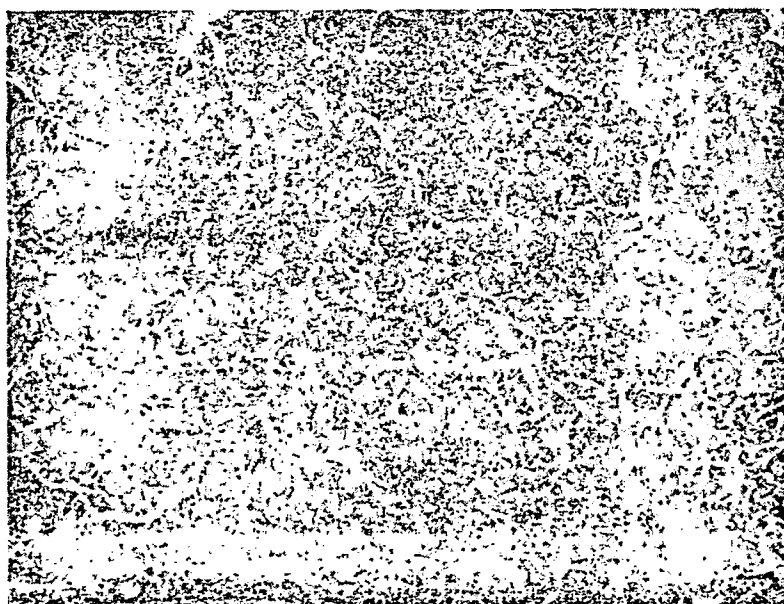


Fig. 10h.



Fig. 11



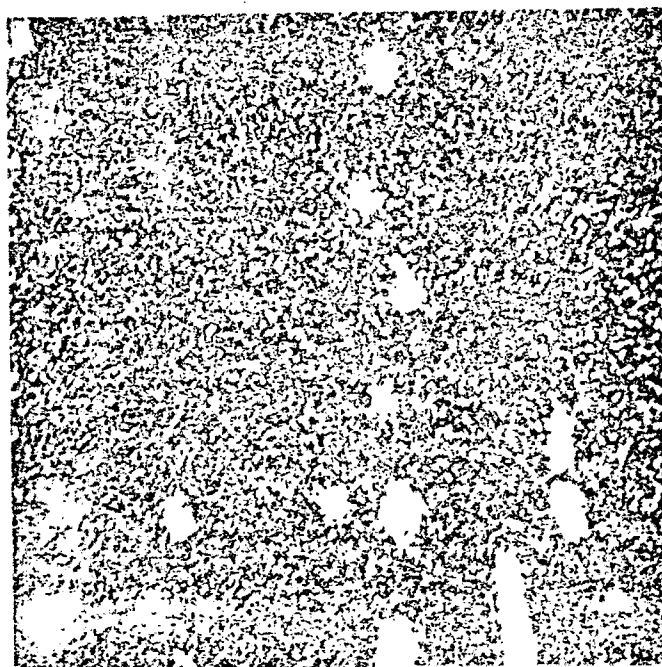
400 X

Fig. 12a.



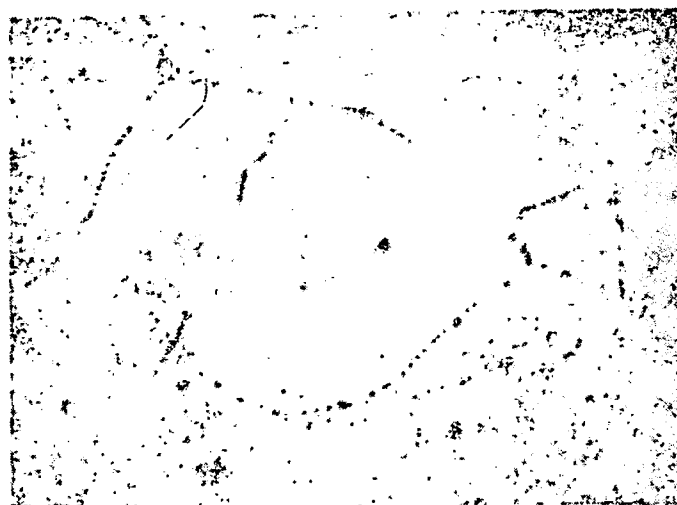
3100 X

Fig. 12b.



400 X

Fig. 13.



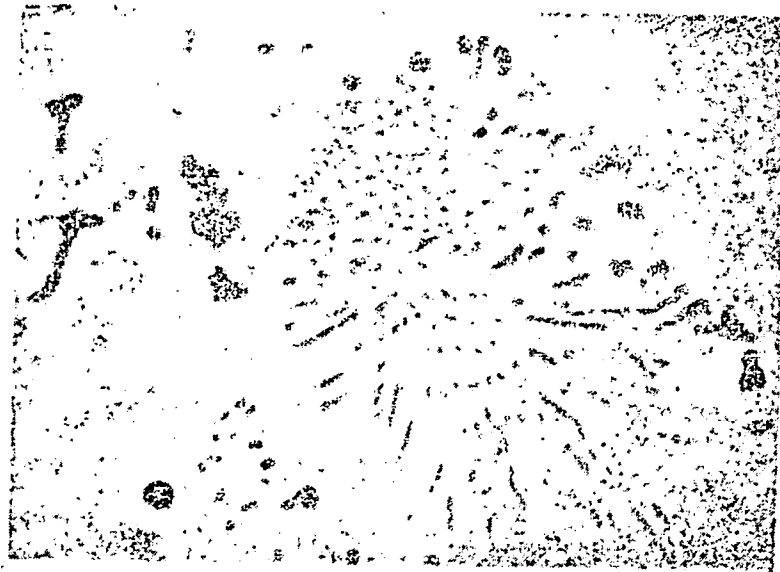
400 ×

Fig. 14.



1700 ×

Fig. 15.



400 X

Fig. 16.



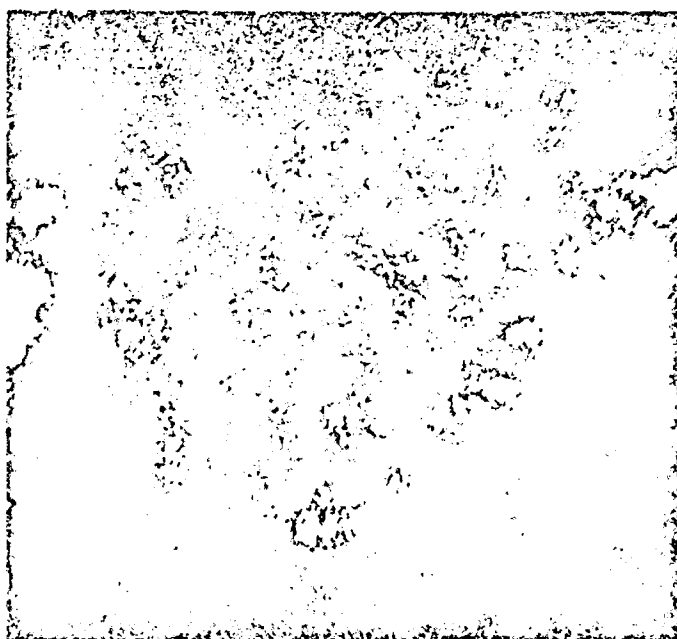
500 X

Fig. 17.



400 X

Fig. 18.



400 X

Fig. 19.



12000. X

Fig. 20.

presencia de fósforo. Por último, también en forma aislada, se encontraron sulfuros tipo III (Fig. 20); esta presencia no pudo ser correlacionada tampoco con las variables de los ensayos.

Una vez presentadas las distintas morfologías y distribuciones de inclusiones encontradas, podemos sintetizar los resultados, tal como se efectuó en la Fig. 21. En la Tabla allí mostrada se detallan los distintos ensayos, tipos de acero, ciclo térmico y temperatura máxima, distribución y tipo de inclusiones predominantes, tipo de inclusiones que se encontraron en menor proporción, como así también los resultados de los ensayos de impacto.

DISCUSION

Los resultados obtenidos confirman los anticipados previamente (3) y agregan nuevos elementos de juicio a las objeciones que se formulan a los mecanismos generalmente aceptados como responsables del cambio de morfología.

Se ha observado así, en calentamientos directos a altas temperaturas, la aparición de las morfologías típicas del sobrecalentamiento, esto es, inclusiones globulares en límites de grano austenítico (Figs. 14 y 15) responsables de fracturas facetadas intergranulares.

El proceso de esferoidización in situ, infrecuentemente mencionado en la literatura (7) ocurre fácilmente en fase sólida y sin necesidad de disolución previa y reprecipitación de los sulfuros. Cuando la movilidad de los límites de grano austenítico a las temperaturas de sobrecalentamiento es disminuida a través de un

Probeta	Acero	Ciclo térmico	Distribución de inclusiones	Tipo predominante	Impacto pie-lib.
A ₁	1010	1310	Parcialmente globulizadas.	SMn tipo I	17
A ₂	1010	1310 / 1200'	Parcialmente globulizadas "in-situ".	SMn tipo I	18
A ₃	1010	1380	Intergranular.	SMn tipo I SMn tipo III	6
A ₄	1010	1380 / 1200'	Globulizadas "in-situ".	SMn tipo I	9
A ₅	1010		Laminar homogénea.	SMn tipo I	18

Fig. 21.

Probeta	Acero	Ciclo térmico	Distribución de inclusiones	Tipo predominante	Impacto pie-lib.
E ₁	12L14	$\frac{1310}{1200}$	Parcialmente globulizadas. Intergranular.	SMn tipo I SMn tipo III	6
E ₂	12L14	$\frac{1310}{1200}$	Parcialmente globulizadas "in-situ".	SMn tipo I	10
E ₃	12L14	$\frac{1380}{1200}$	Intergranular.	SMn tipo I SMn tipo II SMn tipo III	1
E ₄	12L14	$\frac{1380}{1200}$	Globulizadas "in-situ".	SMn tipo I SMn tipo II	10
E ₅	12L14		Distribución homogénea. Forma cilíndrica.	SMn tipo I	11

Fig. 21 k.

calentamiento escalonado con crecimiento de grano previo, es posible obtener esferoidización in situ generalizada (Fig. 10 b). Esto demuestra que el aumento de concentración de MnS en límite de grano austenítico característico del sobrecalentamiento no sucede por difusión del S desde las inclusiones disueltas hacia dichos límites de grano. Cálculos sencillos basados en los datos de difusión disponibles (8) así parecerían confirmarlo. Se muestra que la migración de SMn es resultado de un efecto de arrastre del mismo por los límites de grano austenítico que crece coincidentemente con el proceso de disolución. En materiales con alto contenido de azufre, con altas temperaturas de solubilización, subsiste la posibilidad de que al arrastre de soluto se sume el de partículas masivas de baja viscosidad, según el mecanismo demostrado por McLEAN (9).

Cualquiera sea el mecanismo, se abre la interesante posibilidad tecnológica de eliminar los efectos morfológicos de sobrecalentamiento a través de un calentamiento escalonado con crecimiento previo de grano.

Mayor información se requiere para esclarecer los mecanismos de formación de los sulfuros tipo II o helechos y, particularmente, de los facetados tipo III por cuanto su aparición en las condiciones particulares de estos ensayos contraría las ideas generalmente aceptadas respecto a su formación (10).

Los resultados de los ensayos de impacto confirman las presunciones que pueden hacerse a partir de la morfología de las inclusiones. La caída en los valores de energía absorbida en el material sobrecalentado es extremadamente notoria. Se confirma asimismo la efectividad del calentamiento escalonado en minimizar los efectos negativos del sobrecalentamiento. En efecto, los valores de energía absorbida por el material así tratado son prácticamente similares a los del material original. Teniendo en cuenta que los ensayos se hicieron en dirección longitudinal es de prever que este tipo de tratamiento, al reducir la anisotropía, debiera mejorar las propiedades de impacto en direcciones transversales a las de laminación.

CONCLUSIONES

El tratamiento de aceros a alta temperatura produce alteraciones de diverso tipo en la morfología de las inclusiones que tienen serios efectos sobre la tenacidad, cuando el crecimiento de grano austenítico es coincidente con los fenómenos que ocasionan dichas alteraciones.

Si bien los procesos de disolución y reprecipitación son responsables de buena parte de dichas modificaciones, es factible que algunas alteraciones en la morfología y posición de las inclusiones sucedan sin disolución previa.

Un calentamiento escalonado, con una etapa previa de crecimiento de grano austenítico, elimina en buena medida la migración de SMn a los límites de grano y evita la disminución de tenacidad característica del sobrecalentamiento.

AGRADECIMIENTOS

Para el presente trabajo se ha contado con el apoyo del I.A.S., P.A.M. (O.E.A. - C.N.E.A.), C.I.C. y SENID. Se agradece la colaboración de los señores O. Carpineta y B. Kurebart y del personal de la División Técnicas Especiales del Departamento de Materiales de la C.N.E.A.

BIBLIOGRAFIA

1. T. M. BANKS y T. GLADMAN, "Sulphide shape control", *Metals Technology*, March 1979, Vol. 6, part 3.
2. F. B. PICKERING, "Some effects of mechanical working on the deformation of non-metallic inclusions", *JISI*, June 1958, Vol. 189, p. 148.
3. I. S. BRAMAR, *JISI*, Sept. 1963, p. 752.
4. A. M. HEY y J. P. ESPERÓN, "Modificaciones en la morfología de inclusiones por calentamiento", *Siderurgia*, Mayo-Junio 1979, Vol. 5, Nº 20.
5. A. M. HEY, J. RUZZANTE y J. P. ESPERÓN, 6º Seminario de Laminación, I.A.S., Dic. 1976.
6. R. H. PHILLIPS y M. F. JORDAN, *Met. Tech.*, Dec. 1976, 3, p. 571 y Aug. 1977, 4, p. 396.
7. D. R. GLUE et al., *Met. Tech.*, Sept. 1975, 2, p. 416.
8. J. E. RUZZANTE y F. DYMENT, Comunicación privada.
9. M. McLEAN, *Met. Sci.*, March 1978, 12, p. 113.
10. T. J. BAKER y J. A. CHARLES, "Morphology of MnS in steel", *JISI*, Sept. 1972, vol. 210, p. 702.