

Características de la microestructura del hierro fundido gris tixoconformado

Rodolfo López-Nadal
Hipólito D. Carvajal-Fals
Angel Sánchez-Roca
Eugênio José Zoqui

Resumen

Se diseñó y produjo una aleación de HFG (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi) específica para procesamiento semisólido, la cual fue sometida a ensayos de tixoconformación a 1 160 °C y 1 180 °C, con tiempos de permanencia de 0, 30, 60 y 90 s. Al analizar los cambios microestructurales provocados a la aleación por el tixoconformado se encontró que para los tiempos de permanencia utilizados el comportamiento de las fuerzas requeridas para el proceso, en especial para 1 180 °C, no fue significativo. El procesamiento semisólido cambia el tipo de grafito "A" a tipo "B" (o "E"), pero no afecta el espacio interdendrítico entre láminas de grafito. El incremento de la fracción líquida disminuye las fuerzas requeridas por el proceso de tixoconformación.

Palabras clave: tixoconformación; procesamiento semisólido; hierro fundido gris; análisis microestructural.

Thixoformed Grey Cast Iron Microstructure Characteristics

Abstract

A specific GCI (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi) alloy for semisolid processing was designed and produced. Thixoforming tests were performed on the alloy at temperatures of 1 160 °C and 1 180 °C with retention times of 0, 30, 60 and 90 s. The analysis of the changes in the alloy microstructures upon completion of the thixoforming test revealed that the behavior of the stress required by the process was not significant for the retention times applied, specifically at 1 180 °C. It was observed that graphite A changes to graphite B (or E) during the semisolid processing; however, it does not affect the interdendritic spacing between the graphite sheets. In addition, an increase in the liquid fraction decreases the stress required by the thixoforming process.

Keywords: thixoforming; Semi-solid processing; cast iron; microstructural analysis.

1. INTRODUCCIÓN

El moldeo de materiales metálicos en estado semisólido (MMSS) es relativamente nuevo (Spencer et al. 1972; Flemings 1976). Las diferentes variantes de esta tecnología permiten obtener componentes con bajo costo y buenas propiedades mecánicas. En sus inicios solo empleaban como materia prima aleaciones de bajo punto de fusión (Al, Cu, Mg, Pb, Sn, Zn). Posteriormente, se extendió a las aleaciones ferrosas; donde el hierro fundido (HF) fue considerado como un material con gran potencial por su amplio intervalo de solidificación y bajo costo. Sin embargo, el empleo de aleaciones de HF como materia prima en estas tecnologías se mantuvo poco estudiado. El trabajo más completo sobre el tema fue el presentado por Tsuchiya et al. (2003). Ellos emplearon el proceso llamado reofundición para estudiar desde la composición y características de la materia prima hasta las propiedades y eficiencia del componente producido. Con ello demostraron el gran potencial de estas aleaciones.

Entre las diferentes variantes del procesamiento de MMSS, la más simple desde el punto de vista operacional es la llamada tixoconformación. En esta el material previamente solidificado se calienta hasta la temperatura semisólida para luego ser conformado con una matriz. La tixoconformación comenzó a utilizarse en 198, por lo que es considerado relativamente nuevo en comparación con la fundición y la forja (Flemings 1991; Atkinson 2005; Lashkari y Ghomashchi 2007a,b).

Otros trabajos han abordado temas como la obtención de Hierro Fundido Dúctil (HFD) semisólido (Pahlevani et al. 2004) y la fluidez del HFG en estado semisólido (Ramadan y Nomura 2005). En el 2006, Ramadan et al. emplean una rampa de enfriamiento para evaluar el efecto del procesamiento semisólido en la microestructura y propiedades mecánicas del HFG. Años más tarde, con esta misma tecnología, se estudió la fluidez y las propiedades mecánicas del HFD (Ramadan et al. 2011).

Por su parte Heidarian et al. (2010) al emplear HFG y una rampa similar observan segregación de líquido durante el recalentamiento, buena fluidez y capacidad de llenado de la matriz (espesores de hasta un milímetro), concluyendo que la temperatura de la matriz y la velocidad de deformación son los parámetros más importantes para la tixoconformación de aleaciones de alto punto de fusión.

Roca et al. (2012) analizan el efecto del calentamiento al estado semisólido en la microestructura del HFG (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi). Esto

les permitió analizar la viscosidad del material semisólido. Zoqui et al. (2013) complementan el trabajo de Roca al presentar los cambios microestructurales provocados por la compresión entre placas paralelas. Sin embargo ninguno llega a tixoonformar el HFG (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi). En el presente trabajo se propone estudiar la influencia del proceso de tixoonformación del HFG (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi) en la microestructura resultante.

1.1 Características de la materia prima para tixoonformación

La materia prima empleada para el procesamiento de MMSS debe cumplir con determinados requisitos. Varios autores han elaborado criterios de selección basados mayormente en la composición química y en las transformaciones termodinámicas que ocurren durante la solidificación o fusión parcial. Los criterios más aceptados consideran que mientras mayor es el rango de solidificación mayor serán las posibilidades de tixoonformar la aleación (Robert y Cristofolini 2008).

Como la tixoonformación implica solidificación bajo compresión, el fenómeno de agrietamiento en caliente puede prevenirse, aunque Liu et al. (2005) recomiendan un intervalo de solidificación menor de 130 °C. Otro factor importante es la fracción líquida a temperatura eutéctica (fl). Tsuchiya et al. (2003), Liu et al. (2005) y Robert y Cristofolini (2008) coinciden que para aleaciones de HF la fl debe estar entre 30-50 % para evitar el agrietamiento por contracción y obtener buenas propiedades mecánicas. La sensibilidad térmica del material (df_l/dt) debe ser lo más baja posible, de lo contrario pequeños cambios en la temperatura corresponderían con grandes variaciones de la fracción líquida, lo que haría imposible el control del proceso.

Tsuchiya et al. (2003) plantean que la cantidad de carbono debe ser la menor posible para evitar que disminuya el módulo de Young al precipitar el grafito. Por otro lado la adición de silicio produce un aumento en la dureza causado por el ferro-silicio; así como una disminución en la elongación relativa (ϵ) y la resistencia al impacto. Por tales razones el silicio debe ser inferior al 3 %. Además deben adicionarse ciertas cantidades de cromo y níquel para evitar el agrietamiento superficial y mejorar las propiedades mecánicas. Otro requerimiento importante es que el material, al llegar al estado semisólido, debe poseer una microestructura primaria globular rodeada por fase líquida.

2. METODOLOGÍA

La metodología general adoptada en el presente trabajo es la misma aplicada por Zoqui et al. (2004) y Roca et al. (2012), la cual implica la

simulación, producción y caracterización del material tanto en estado fundido como en estado semisólido. Esto permite mapear fases, estudiar los cambios morfológicos que ocurren durante la transición sólido-líquido y analizar el comportamiento reológico resultante.

2.1. Producción de la materia prima

Para garantizar las características de la materia prima se realizó una simulación termodinámica con el software Thermo-Calc®, para una composición química estimada de Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi.

Basado en este diseño se fundieron 1000 kg de hierro utilizando 200 kg de fundición en bruto, 650 kg de chatarra de fundición gris (GG 25) y 150 kg de chatarra de acero AISI 1020. El material fundido se estabilizó a 1 480 °C en un horno de inducción de 8 kHz y 350 kW. Se adicionó 3,5 kg de refinador de grano e inoculantes de silicato aluminio/calcio. La aleación fue vertida en moldes de arena con 35 mm de diámetro y 250 mm de alto (Roca et al. 2012). Las temperaturas inicial y final del vertido fueron respectivamente 1 415 °C y 1 380 °C (100 °C por encima de la temperatura de líquidos), el tiempo de enfriamiento antes del desmoldeo fue de 2 h.

Es importante señalar que en la producción de este material no se empleó ninguno de los métodos especiales de producción de materia prima para procesamiento semisólido, como la agitación electromagnética o mecánica, ni rampa de refrigerante. Los análisis de composición química de la aleación producida fueron realizados con un Espectrofotómetro IBM modelo 007.

2.2. Caracterización microestructural

Todas las muestras fueron embutidas en baquelita, lijadas con papeles abrasivos de tamaños 220, 320, 400, 600, 800, 1 200 y 1 500. Luego fueron pulidas con soluciones de diamante en suspensión de 6,1 y 0,3 μm , el acabado del pulimento se realizó con MASTERMET® 2 Coloidal Silica de 0,02 μm , seguido de un lavado con agua corriente y secado con alcohol. El ataque químico aplicado para revelar la estructura de la base metálica fue realizado con nital al 2%.

Las imágenes metalográficas capturadas a través de un microscopio óptico fueron analizadas con un software desarrollado en MATLAB® para este propósito. Dicho software basado en el método de los intersecciones de Heyn/Hilliard/Abrams según (ASTM E112 1996) cuantificó el grafito (G), teniendo en cuenta la longitud y ancho medio de las láminas, así como el espacio interdendrítico (EID) a través de la distancia entre láminas de

grafito. Además determinó las cantidades de ferrita ($Fe\ \alpha$) y perlita ($Fe\ \alpha + Fe_3C$). Para el análisis de datos se utilizó la prueba de normalidad, estadística descriptiva y anova, empleando en todos los casos un coeficiente de confiabilidad del 90%.

2.3. Instalación experimental

Para tixotropear el material las muestras se calentaron hasta el estado semisólido a $1\ 160\ ^\circ C$ y $1\ 180\ ^\circ C$, con un horno de inducción Norax de 8 kHz y 25 kW. En todos los ensayos se utilizó una tasa de calentamiento de $100\ ^\circ C - 110\ ^\circ C/min$.

Para la compresión de las muestras se empleó una prensa excéntrica marca Super Víctor con capacidad de hasta 25 t, que fue instrumentada con una célula de carga vía conjunto de strain gage, tipo S1-S40/10T, con carga máxima de 10t (98 kN), sensibilidad de 3 mV/V, y 0,05 % de precisión; la cual se colocó en el émbolo de la prensa. Además se colocó un sistema de monitoreo de avance del punzón con un sensor de desplazamiento inductivo micro Epsilon, LVDT VIP-200-ZA-2-SR7-I (con linealidad $\pm 0,2\ %$). Esto permitió registrar la deformación impuesta al material durante la compresión.

Las señales fueron capturadas a través de un sistema de adquisición de datos National Instruments modelo USB 6210. En la figura 1 se muestra el esquema de la instalación experimental.



Figura 1. Esquema de la instalación experimental.

2.4. Caracterización de la transición semisólida

Para determinar el rango de temperaturas en que el HFG producido alcanza el estado semisólido óptimo para la tixotropeación, se realizó una caracterización de la transición sólido-líquido durante el calentamiento de la aleación. Para ello se emplearon dos métodos:

- Escaneo diferencial calorimétrico (EDC) utilizando un termogravímetro Netzsch modelo STA 409C con tasas de calentamiento de 10, 15 y 20 °C/min.
- Simulación con el software *Thermo-Calc®*, empleando el modelo de Scheil para determinar la *fl* en función de la temperatura.

2.5. Tixoconformación

Los lingotes del HFG (Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi) fueron maquinados para obtener muestras de 27,5 mm de diámetro por 142 mm de largo, con aproximadamente 640 g. La matriz empleada fue calentada a 200 °C (mínimo). El producto tixoconformado resultante se seccionó para analizar su microestructura y propiedades.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Diseño, simulación y producción de la materia prima

La Figura 2 muestra el diagrama de fases probable según la simulación en Thermo-Calc®, considerando el efecto del silicio.

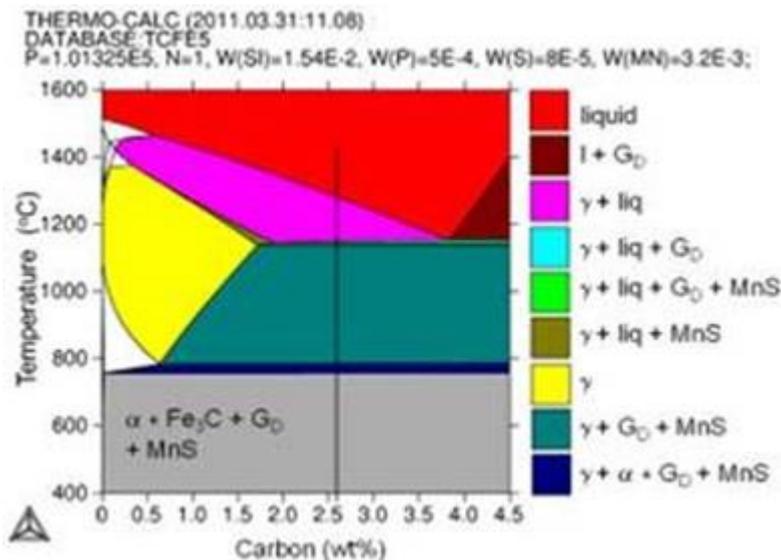


Figura 2. Diagrama de fases probable según software Thermo-Calc®.

El diagrama de simulación de esta aleación indica que al ser calentada al estado semisólido entre 758 °C y 786 °C (resaltado en azul oscuro) la perlita se transforma en austenita (Fe).

De 786 a 1 138 °C el material muestra la presencia de austenita más grafito y el precipitado de MnS (resaltado en verde olivo). Desde 1 138 hasta 1 144 °C (resaltado verde claro) el diagrama muestra la coexistencia de austenita, grafito y fase líquida con una composición casi eutéctica con MnS, que se disuelve por encima de 1 144 °C.

La composición entre 1 150 °C a 1 281 °C es consistente con una completa fusión del grafito donde se encuentra el hierro rico en carbono en fase líquida coexistiendo con la fase sólida austenita. La temperatura de líquidus se estima en 1 281 °C. Este se considera el rango ideal para el procesamiento semisólido (resaltado en violeta).

En este rango se espera un 40 % de fase líquida con una composición de Fe + 3,8 %wtC + 1,5 %wtSi y un 60 % de fase sólida (Fe) con composición Fe + 1,8 %wtC + 1,5 %wtSi.

3.2 Caracterización de la materia prima

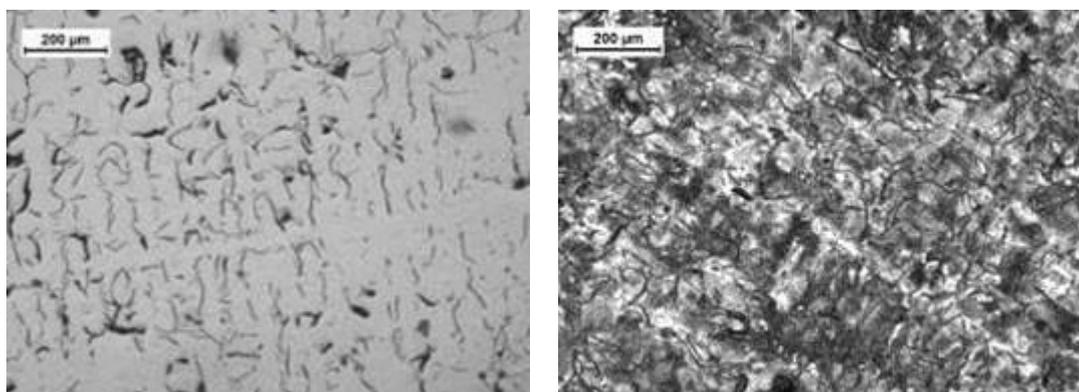
La tabla 1 muestra la composición química de la aleación producida. El material obtenido se encuentra dentro del rango de composiciones químicas señalado por Tsuchiya et al. (2003).

Tabla 1. Composición química del HFG producido (%wt)

Aleación	C	Si	Mn	P	S	Otros ^a
Diseñada	2,60 ±0,20	1,50 ±0,20	≤0,50	≤0,10	≤0,05	≤0,30
Producida	2,61	1,54	0,32	0,05	0,008	0,024

^aObs: Elementos residuales Ni, Cr, Cu, Mo. Carbono equivalente: 3.12%wtCE

En la figura 3 se muestra la microestructura del material obtenido por fundición en estado bruto.



a) Sin ataque químico

b) Atacada con Nital al 2%

Figura 3. Microestructura del HFG producido.

El análisis metalográfico del HFG producido reveló una base metálica perlítica con pocas y pequeñas áreas de ferrita libre (3–7 %) por el límite de granos. La perlita no es completamente homogénea, en algunas zonas presenta una distribución eutéctica muy fina y en otras zonas más aisladas una distribución más gruesa con un tamaño medio de 10 µm y láminas finas de cementita.

La estructura dendrítica rodeada por láminas de grafito del tipo "A" segregadas y alineadas entre los brazos dendríticos, aunque en algunas zonas aisladas no presenta ninguna orientación preferencial. Este tipo de grafito es el más deseable en un HFG, ya que determina sus mejores propiedades mecánicas. El contorno del grano no es claramente visible ya que la segregación del carbono durante el proceso de solidificación provoca que el grafito al agruparse alrededor de los brazos dendríticos y en los límites de grano impida su clara observación.

A pesar de que no se empleó ninguna de las técnicas especiales para la producción de materia prima para procesamiento semisólido, este HFG presenta una microestructura similar a la obtenida por Ramadan et al. (2006). Es importante señalar que el empleo de la instalación con rampa de enfriamiento utilizada por Ramadan produjo un material más adecuado para tixotomación debido a la presencia de una fase primaria globular más marcada.

3.3 Transición semisólida

La Figura 4 muestra la transición sólido-líquido de la aleación producida y la sensibilidad de la fracción líquida. Ambas técnicas muestran una flexión en las curvas de transición aproximadamente a los 1150 °C indicando el inicio del proceso de licuefacción de la fase eutéctica. Según el Thermo-Calc® la disolución de la fase eutéctica es menos sensible a los cambios de temperatura que con el EDC.

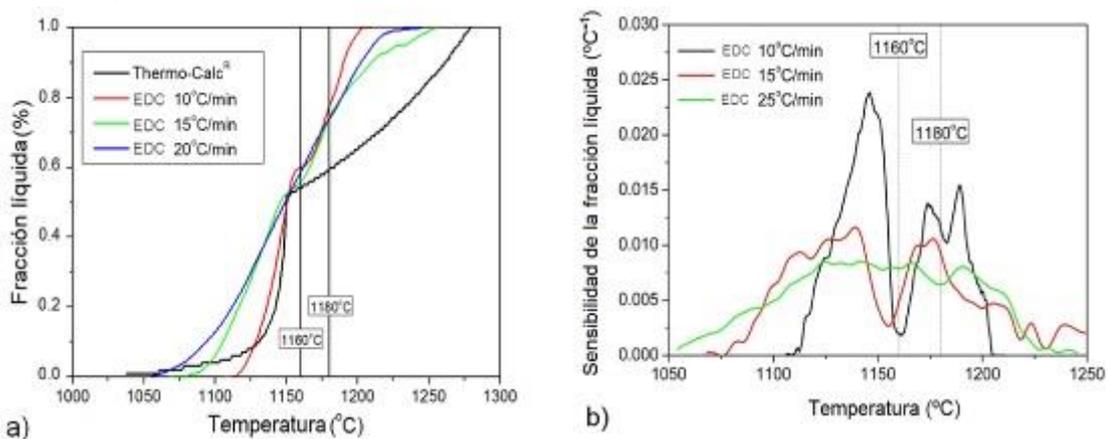


Figura 4 a) Transición sólido-líquido de la aleación producida. b) Sensibilidad de la fracción líquida.

El HFG producido muestra muy baja sensibilidad; cambios de ± 10 °C sólo generarán aproximadamente $\pm 2,5$ % de fase sólida según Thermo-Calc® y $\pm 6,3$ % (promedio) según el EDC. Como la estabilidad del proceso es altamente dependiente de la sensibilidad térmica del material, el HFG producido es muy estable en el intervalo semisólido estudiado lo que

facilita su procesamiento. En el rango de temperaturas de 1 160 °C -1 180 °C el Thermo-Calc® predice entre un 54-59 % de fl respectivamente, mientras que según el EDC predice entre un 58-75 %. Las dos técnicas están próximas para 1 160 °C, pero muestran una diferencia significativa para 1 180 °C.

El EDC muestra una cantidad mayor de fase líquida lo que inevitablemente conduce a diferencias en el comportamiento semisólido debido a la formación de una mayor cantidad de fl. Por otro lado el EDC no mostró cambios durante la transformación eutéctica, mientras que el Thermo-Calc® si los detectó. Esto puede deberse a que este último emplea temperaturas de calentamiento <1 °C/min y está más próximo de la condición de equilibrio; estos resultados coinciden con los obtenidos por Roca et al. (2012).

La baja sensibilidad térmica del material (Figura 4b) sugiere cambios de menor importancia, de 0,00058 (como mínimo) a 0,0126 °C⁻¹ (como máximo) de acuerdo con el EDC.

Con base en estos valores de sensibilidad, la necesidad de tener una fracción líquida entre el 40-60 % y teniendo en cuenta que desde el punto de vista industrial se necesita un rango de temperaturas controlable (<=±10 °C), se decidió escoger el rango de temperaturas entre 1 160 °C -1 180 °C para la tixoconformación del material producido.

3.4. Tixoconformación

La Figura 5 muestra el comportamiento de las fuerzas y desplazamiento durante el proceso de tixoconformación en estado semisólido del Fe-2,6 %wtC 1,5 %wtSi para las temperaturas y tiempos de permanencia estudiados. En la (figura 5 b) se puede notar que a 1 180 °C se obtuvo un comportamiento más homogéneo de las curvas durante la tixoconformación, independientemente de los tiempos de permanencia ensayados. Desde el punto de vista del procedimiento industrial esta temperatura pudiera ser la más adecuada para la tixoconformación. Para las temperaturas de 1 160 °C se observa un ligero aumento de la dispersión en los datos.

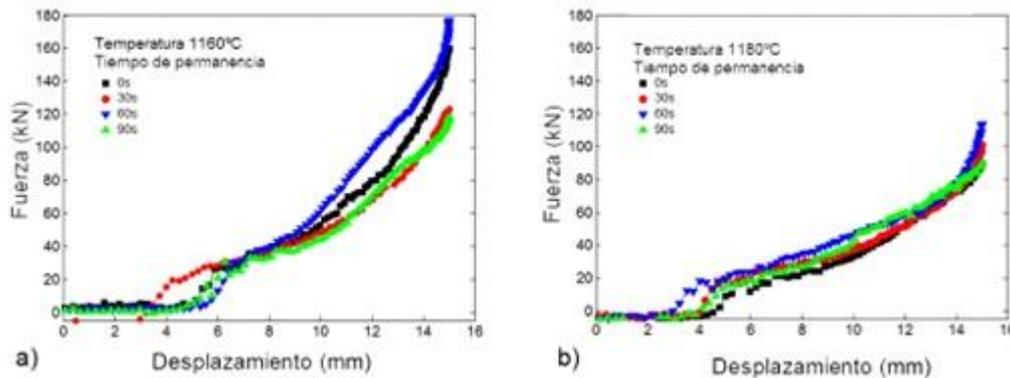


Figura 5. Fuerzas demandadas durante la tixoconformación.

Esto sugiere que a esta temperatura el proceso de tixoconformación es menos estable y debería ser evitado. Ello pudiera deberse a que la temperatura de 1 160 °C está muy próxima al límite eutéctico, por lo que pequeños cambios en la temperatura de la muestra antes de la tixoconformación, como las pérdidas de calor por radiación y manipulación, pueden provocar que la temperatura en algunas regiones de la muestra sean inferiores a 1 160 °C y se eleve la fracción sólida.

Como se observa en la figura 6 las fuerzas máximas demandadas durante la tixoconformación son más dependientes de la temperatura que del tiempo de permanencia. El valor de las fuerzas decrece en un 30 % cuando se emplea la temperatura más alta (1 180 °C). Para el tiempo de permanencia de 90 s los valores de fuerza disminuyeron para ambas temperaturas. Esto puede estar asociado con el aumento de la fracción líquida, la globulización de la fase primaria y los fenómenos de coalescencia.

La máxima fuerza demandada fue 178 kN para la condición de 1 160 °C a 60 s, que representan 29,7 MPa (teniendo en cuenta el área proyectada de la pieza 40 mm x 150 mm). Este valor es muy bajo comparado con la forja en caliente de aleaciones ferrosas, que demandan entre 60 y 400 MPa, dependiendo del material (Yeon et al. 2005; Jorge y Balancin 2005). La variación de las fuerzas a 1 180 °C está en el entorno de los 24 kN, esto muestra un comportamiento semisolido más homogéneo y controlable que para 1 160 °C.

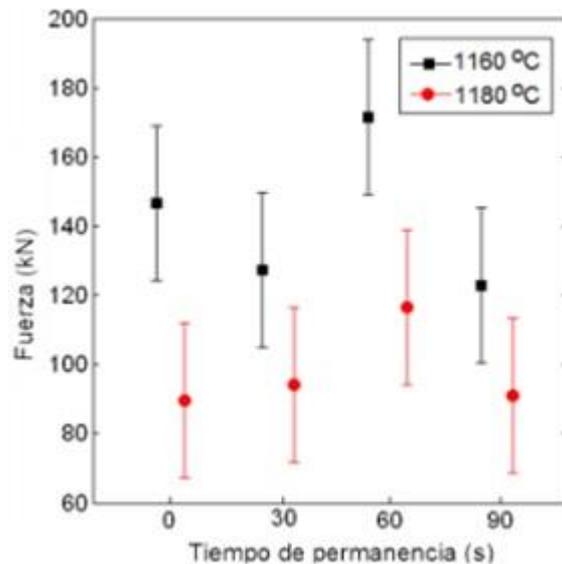


Figura 6. Fuerzas máximas demandadas durante la tixotrofia.

Ambos datos, las fuerzas máximas durante la tixotrofia (figura 6) y la transición semisólida (Figura 4), parecen indicar que el proceso es más estable y controlable a 1 180 °C. Este mismo comportamiento fue observado en los ensayos de compresión realizados por Roca et al. (2012) en los que con una deformación del 80 % e igual velocidad de deformación obtuvieron que el máximo esfuerzo requerido fue de 35 y 22 MPa para 1 160 y 1 180 °C, respectivamente.

Es importante señalar que la velocidad de compresión de la prensa excéntrica alcanza los 250 mm/s; en tal sentido Flemings (1991) señala que el esfuerzo y la viscosidad del material semisólido disminuyen cuando la tasa de deformación aumenta. Estos dos resultados coinciden con esa hipótesis.

La Figura 7 ilustra las muestras obtenidas como resultado de la tixotrofia en estado semisólido del HFG (Fe_{2,6} %wtC 1,5 %wtSi). Como se puede observar, parte de la fracción líquida fue expulsada durante la compresión.



a) 1 160 °C; 0 s

b) 1 180 °C; 0 s

Figura 7. Muestras tixotrofiadas

3.5. Análisis metalográfico

Después del proceso de tixoconformación se realizó un análisis microestructural para comparar la microestructura, en términos de proporción de las fases perlita y ferrita; así como del tipo, cantidad, tamaño y dispersión del grafito. Las Figuras 8 y 9 muestran las microestructuras de las diferentes condiciones ensayadas sin ataque químico y con éste, respectivamente.

En la figura 8 se observa un cambio significativo en el tipo de grafito, cambiando de tipo "A" en estado fundido a tipo "E" al ser tixoconformado. En realidad es un grafito tipo "E" modificado ya que no presenta la clásica estructura interdendrítica, pero es típica de glóbulos como las encontradas en la mayoría de las estructuras tixoconformadas. Además no hay presencia del esqueleto dendrítico observado en la clásica estructura tipo "E".

Las láminas de grafito que rodean los glóbulos son muy finas y compactas comparadas con el típico grafito usualmente observado en las microestructuras tipo "E". En este caso el grafito está distribuido en pequeñas celdas alrededor del contorno de los glóbulos en todas las condiciones ensayadas, caracterizando la segregación interdendrítica, pero sin orientación preferencial. Como se reporta en trabajos anteriores (Roca et al. 2012 y Zoqui et al. 2013) la cantidad de fase líquida formada incluso con la temperatura inferior, es suficiente para promover un alto grado de globularización. Se observó que la microestructura tixoconformada presenta buena estabilidad morfológica ya que no hay cambios significativos en el tamaño y la forma de las fases perlita y ferrita, ni en la estructura del grafito.

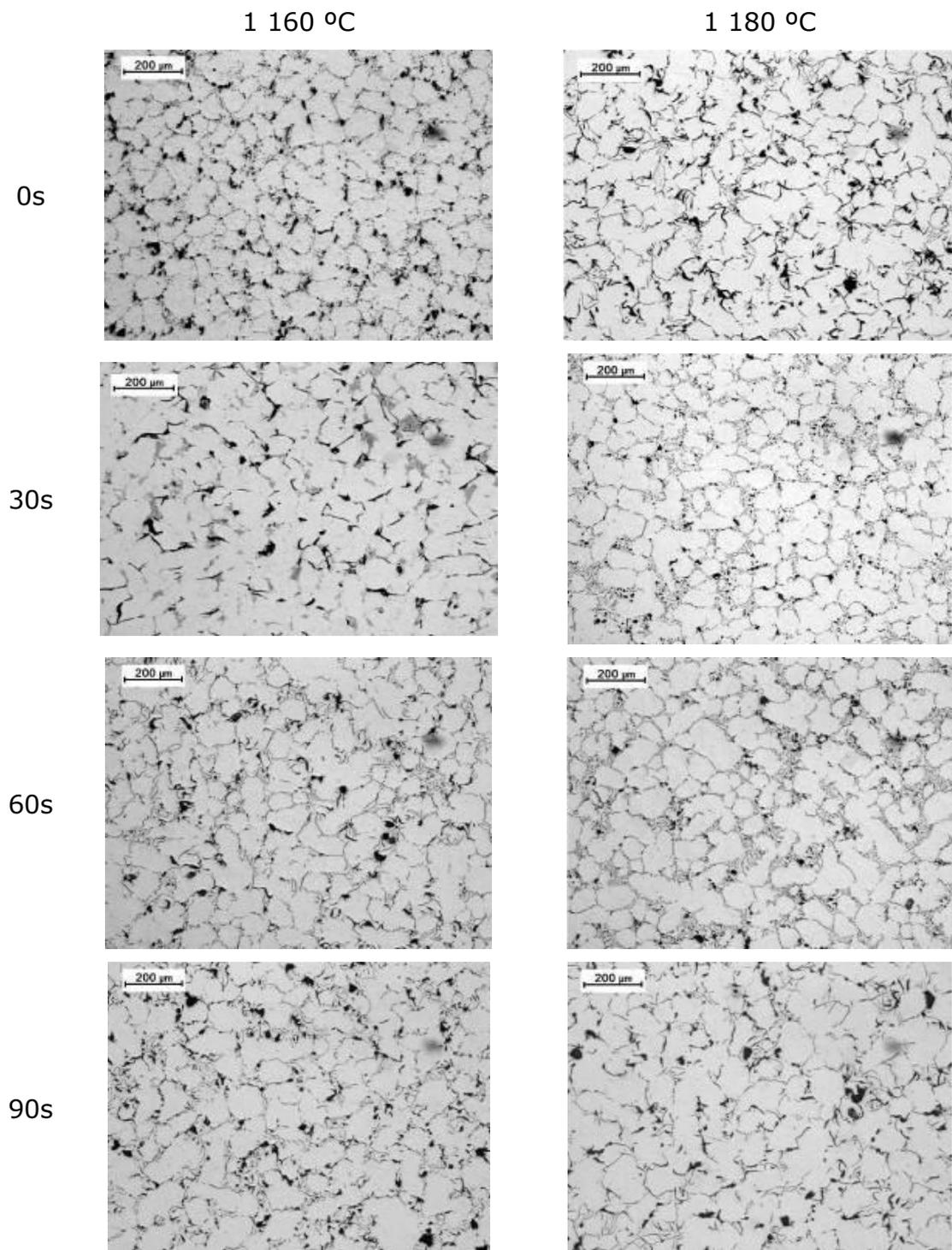


Figura 8. Microestructura del Fe 2,6 wt%C 1,5 wt%Si tixoconformado a 1 160 °C y 1 180 °C con tiempos de permanencia de 0, 30, 60 y 90 s, sin ataque químico.

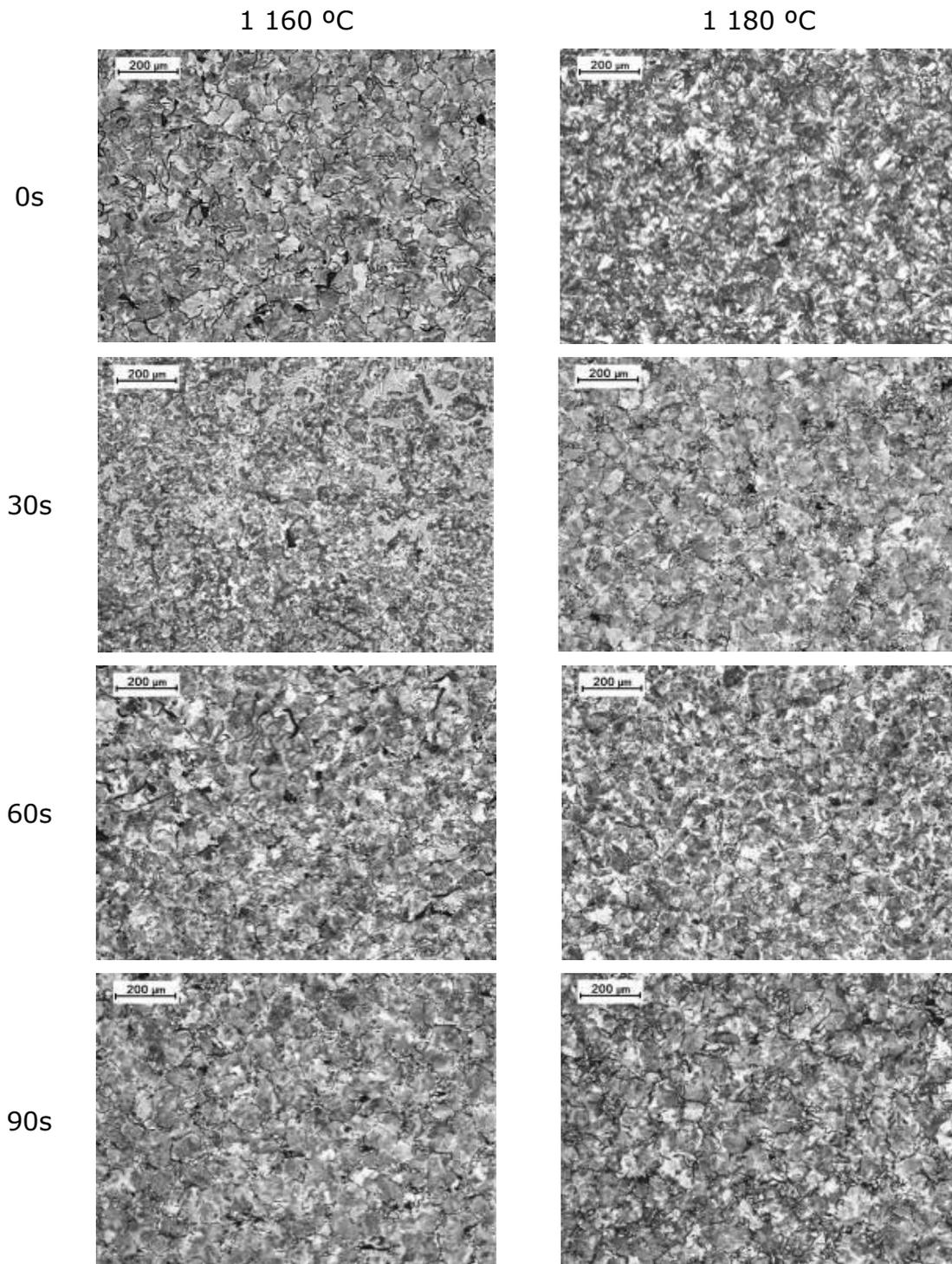


Figura 9. Microestructura del Fe 2,6 wt%C 1,5 wt%Si tixocnformado a 1 160 °C y 1 180 °C con tiempos de permanencia de 0, 30, 60 y 90 s con ataque químico.

La microestructura muestra que en este material, incluso a cero segundo de permanencia, las partículas de austenita tienden a desaglomerarse, lo que disminuye las fuerzas necesarias para deformar el material.

Sin embargo, en algunas condiciones se observa cierto grado de aglomeración después de la tixotrofia, formando estructuras tales como las mostradas en la figura 8 (condición 1 160 °C-30 s o 1 180 °C-90 s). Esto difiere de trabajos anteriores como el de Zoqui et al. (2013), donde el aumento del tiempo de permanencia parece favorecer la aglomeración de la austenita.

A medida que aumenta el tiempo de permanencia hay un aumento de fase líquida y los mecanismos de difusión favorecen la humectabilidad de la fase primaria, promoviendo aún más la formación de glóbulos, particularmente en las condiciones de 60 s y 90 s a 1 160 °C y de 30 s a 90 s para 1 180 °C, lo que corrobora que a mayores temperaturas la globulización es más marcada.

La figura 10 muestra el análisis cuantitativo realizado con los datos obtenidos al procesar las imágenes metalográficas con el programa desarrollado en *MATLAB*®.

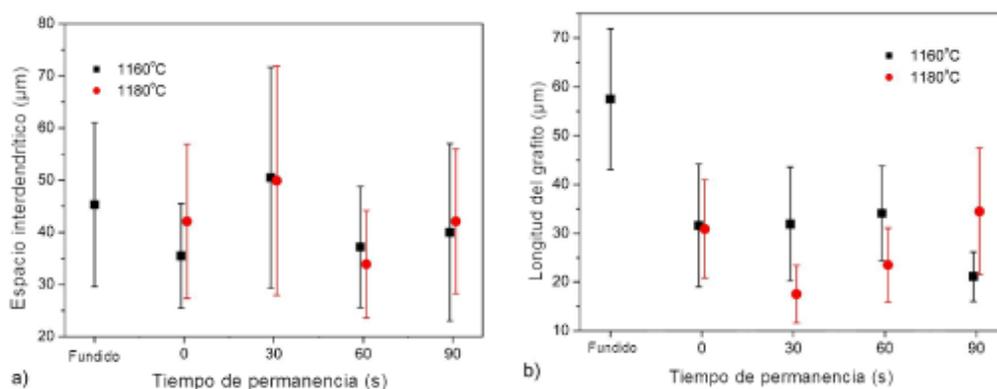


Figura 10. Caracterización cuantitativa del Fe-2,6%wtC-1,5%wtSi tixotrofiado; a) EID; b) Longitud del grafito.

En la figura 10 a) no se observan variaciones significativas en el EID. Este comportamiento indica que no hay un crecimiento significativo del tamaño de grano de austenita durante el calentamiento al estado semisólido. Sin embargo la longitud media de las láminas de grafito (figura 10 b) disminuye con la tixotrofia, probablemente debido al efecto del rápido enfriamiento y la deformación impuesta.

4. CONCLUSIONES

- La aleación de hierro fundido Fe-2,6 wt%C-1,5 wt%Si diseñada especialmente para esta investigación, muestra un resultado satisfactorio como un material tixotrofiado.
- El incremento de la fracción líquida disminuye las fuerzas requeridas para el proceso de tixotrofia.

- Los tiempos de permanencia estudiados no mostraron un efecto significativo en el comportamiento de las fuerzas necesarias para el proceso, en especial para la condición de 1180°C. Esto es muy importante para la aplicación industrial de este procesamiento.
- Las microestructuras resultantes después de la tixotroconformación a las temperaturas y tiempos ensayados presentan buena estabilidad sin cambios importantes en el espacio entre las láminas de grafitos.
- El calentamiento al estado semisólido y las operaciones de tixotroconformación cambian la morfología del material, en términos del tipo de grafito (pasando de tipo "A", a tipo "E") y disminuye la longitud de las láminas de grafito.

5. AGRADECIMIENTOS.

Los autores agradecen al Sr. José María Marquiori de la empresa Venturoso, Valentini & Cia Ltda, que produce la materia prima utilizada en esta investigación. También estamos en deuda con el organismo de financiación de investigación brasileño CAPES y CNPq, por su apoyo técnico y financiero.

6. REFERENCIAS

- ASTM INTERNATIONAL. 1996: Standards Test Methods for equiaxed, single-phase structures grain size. ASTM E 112.
- ATKINSON, H. V. 2005: Modelling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science* 50(3): 341-412.
- FLEMINGS, M. C.; RIEK, R. G. & YOUNG, K. P. 1976: Rheocasting processes. *AFS International Cast Metals Journal* 1(3): 11-22.
- FLEMINGS, M. C. 1991: Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State. *Metallurgical Transactions B* 22(3): 269-293.
- HEIDARIAN, B.; NLILI-AHMADABADI, M. & MORADI, M. 2010: Mechanical properties of thixo-formed austempered ductile iron. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20: 798-804.
- JORGE JR.; A. M. & BALANCIN, O. 2005: Prediction of steel flow stresses under hot working conditions. *Materials research* 8(3): 309-315.
- LASHKARI, O. & GHOMASHCHI, R. 2007a: The implication of rheology in semi-solid metal processes: An overview. *Journal of materials processing technology* 182(1): 229-240.
- LASHKARI, O. & GHOMASHCHI, R. 2007b: Rheological behavior of semi-solid Al-Si alloys: Effect of morphology. *Materials Science and Engineering: A*, 454: 30-36.

- LIU, D.; ATKINSON, H. V. & JONES, H. 2005: Thermodynamic prediction of thixoformability in alloys based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg systems. *Acta Materialia* 53(14): 3 807-3 819.
- PAHLEVANI, F. & NILI-AHMADABADI, M. 2004: Development of semi-solid ductile cast iron. *International Journal of Cast Metals Research* 17(3): 157-161.
- RAMADAN, M. & NOMURA, H. 2005: Flow analysis of semi solid processing for grey cast iron. *International Journal of Cast Metals Research* 18(5): 266-272.
- RAMADAN, M.; EL-BAGOURY, N.; FATHY, N.; WALY, M. A. & NOFAL, A. A. 2011: Microstructure, fluidity, and mechanical properties of semi-solid processed ductile iron. *Journal of materials science* 46(11): 4 013-4 019.
- RAMADAN, M.; TAKITA, M. & NOMURA, H. 2006: Effect of semi-solid processing on solidification microstructure and mechanical properties of gray iron. *Materials Science and Engineering: A*, 417(1): 166-173.
- ROBERT, M. H. & CRISTOFOLINI, R. 2008: Analysis of the thixoability of ASTM A536 ductile iron. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 2(28): 115-122.
- ROCA, A. S.; FALS, H. D. C.; PEDRON, J. A. & ZOQUI, E. J. 2012: Thixoformability of hypoeutectic gray cast iron. *Journal of Materials Processing Technology* 212(6): 1 225-1 235.
- SPENCER, D. B.; MEHRABIAN, R. & FLEMINGS, M. C. 1972: Rheological behavior of Sn-15 Pct Pb in the crystallization range. *Metallurgical Transactions* 3(7): 1 925-1 932.
- TSUCHIYA, M.; UENO, H. & TAKAGI, I. 2003: Research of semisolid casting of iron. *JSAE* 24(2): 205-214.
- YOO, Y. C.; KIM, S. I.; BYON, S. M. & LEE, Y. S. 2005: Prediction of flow stress and microstructural evolution during hot forging of three microalloyed medium carbon steels. *Materials Science Forum* 475(January): 169-174.
- ZOQUI, E. J.; PAES, M. & ROBERT, M. H. 2004: Effect of macrostructure and microstructure on the viscosity of the A356 alloy in the semi-solid state. *Journal of materials processing technology* 153: 300-306.
- ZOQUI, E.; ROCA, A. & CARVAJAL, H. 2013: Microstructure of thixoformable hypoeutectic cast iron. *Solid State Phenomena* 192-193(January): 219-224.

Rodolfo López-Nadal rlopez@dmm.uo.edu.cu

Master en Ciencias Técnicas Profesor asistente. Universidad de Oriente, Cuba.

Hipólito D. Carvajal-Fals carvajal@rect.uo.edu.cu

Doctor en Ciencias Técnicas Profesor titular Universidad de Oriente, Cuba.

Angel Sánchez-Roca roca@rect.uo.edu.cu

Doctor en Ciencias Técnicas Profesor titular Universidad de Oriente, Cuba.

Eugênio José Zoqui zoqui@fem.unicamp.br

Departamento de Ingeniería de Manufactura y Materiales
Universidad Estadual de Campinas (UNICAMP), Brasil