REVISTA DE METALURGIA, 44 (5)
SEPTIEMBRE-OCTUBRE, 432-446, 2008
ISSN: 0034-8570
eISSN: 1988-4222
doi: 10.3989/revmetalm.0759

Influencia de los tratamientos realizados con diferentes ferroaleaciones de magnesio en la evolución de la calidad metalúrgica y los procesos de solidificación de las fundiciones esferoidales(•)

A. Loizaga*, J. Sertucha* y R. Suárez*

Resumen

En el presente trabajo se analizan las implicaciones metalúrgicas de efectuar tratamientos con ferroaleaciones de diferente contenido de magnesio para fabricar fundición esferoidal. Los procesos de solidificación del hierro son los responsables de las propiedades mecánicas y la funcionalidad de las piezas en su etapa de servicio. Por esta razón, la comparación de las características de las curvas de solidificación del metal y sus contenidos de oxígeno activo y azufre se han utilizado para cuantificar los efectos de los tratamientos realizados con distintas ferroaleaciones de magnesio comerciales. La adición de magnesio en el metal fundido supone la aparición de fuertes reacciones de desoxidación y desulfuración, por lo que la calidad del hierro tratado sufre degradaciones, que perjudican las características metalúrgicas del material. Por otra parte, se investiga la naturaleza de las escorias formadas y la evolución de las características del metal durante el tiempo de permanencia de éste en el dispositivo de colada. El contenido de magnesio en las ferroaleaciones es un parámetro que ha mostrado una importante influencia en la evolución de la calidad del metal tras finalizar el proceso de tratamiento.

Palabras clave Tratamiento de esferoidización; Ferroaleaciones de magnesio; Calidad metalúrgica; Fundición esferoidal.

Influence of treatments using different magnesium ferroalloys on the melt quality and the solidification processes of ductile irons

Abstract

In this work the metallurgical consequences of treatments applied on ductile irons using ferroalloys with different magnesium contents are analysed. The solidification processes have an important influence on the mechanical properties and the functionality of the iron castings along their service period. Consequently, the comparison of the characteristics of the cooling curves recorded from the melt and the active oxygen and sulphur contents have been used for quantifying the effects of treatments performed utilizing different types of commercial FeSiMg. The addition of magnesium into the melt strongly removes sulphur and oxygen contents and important degradations of the metallurgical quality are finally obtained as a consequence of them. On the other hand, the composition of the resulting slags and the evolution of the melt characteristics as a function of the remaining time into the pouring device is investigated. The magnesium content in ferroalloys becomes a critical parameter in the evolution of the melt quality of treated irons.

Keywords Spheroidizing treatment; Magnesium ferroalloys; Melt quality; Ductile iron.

1. INTRODUCCIÓN

La capacidad de los procesos de fundición para fabricar, de forma rentable, piezas que contienen formas complejas plantea problemas inherentes a la sanidad interna y las propiedades mecánicas del material utilizado. Teniendo en cuenta que estas características están ligadas a los fenómenos de solidificación, la aplicación de las técnicas de análisis térmico en los procesos de fundición ha sufrido un importante desarrollo en las últimas décadas. Como consecuencia de ello, se ha publicado un considerable número de trabajos que relacionan las características de las curvas de enfriamiento con diversas características del metal[1 y 2], permitiendo cuantificar su aptitud a la hora de ser utilizado en la fabricación de piezas. En

(•) Trabajo recibido el día 19 de octubre de 2007 y aceptado en su forma final el día 6 de junio de 2008.
* Ingeniería y Procesos de Fundición, AZTERLAN. Aliendalde auzunea nº 6, E-48200 Durango (Bizkaia). E-mail: *rsuarez@azterlan.es.*

este sentido y dentro de las fundiciones esferoidales, existen tres aspectos críticos a tener en cuenta: la densidad de nódulos o grafitos con forma esferoidal obtenida[3-6], la contracción del material[3 y 7-8] a lo largo de la transformación líquido-sólido y el tipo de estructura matricial en la fase metálica a la temperatura de trabajo[5]. Estos tres aspectos definen las características del material fabricado y condicionan en gran medida su validez de cara a una determinada aplicación tecnológica.

Los márgenes comerciales y las exigencias técnicas planteadas por los clientes de piezas de fundición son, cada vez, más restrictivos, incidiendo en aspectos tales como la homogeneidad interna y micro-estructural, la calidad superficial y la precisión dimensional. En consecuencia, se plantean nuevos retos que exigen estudios para determinar cuál es la influencia real de cada una de las etapas de fabricación en las características finales del material obtenido[1 y 9-10]. Por otra parte, este tipo de estudios permite aumentar el conocimiento sobre el grado de eficacia de los diferentes elementos industriales utilizados en los procesos de fabricación, proporcionando la posibilidad de modificar o adecuar su implantación y optimizar así la calidad del material que compone las piezas.

Una etapa crítica, dentro de los procesos industriales, para la fabricación de piezas de fundición esferoidal es el tratamiento del metal líquido con ferroaleaciones que contienen magnesio. Este elemento químico se utiliza, de forma habitual, con el fin de favorecer el crecimiento esferoidal de los grafitos a partir de los gérmenes presentes en el líquido en fase de solidificación. Sin embargo, las adiciones de magnesio al metal líquido, además de ser caras, son procesos muy reactivos que modifican las características químicas[11] de la aleación obtenida, pueden deteriorar la capacidad de nucleación de ésta e influyen de manera importante en los procesos de solidificación posteriores.

La optimización de la calidad del metal tratado con magnesio repercute, directamente, en la mejora tanto de las propiedades físicas de las piezas como en su sanidad interna. Por ello, el control de las condiciones en las que se llevan a cabo los aportes de magnesio debe realizarse de forma que el metal tratado resulte mínimamente perjudicado en este proceso, considerado básico, hoy en día, para garantizar la correcta esferoidización de los grafitos. Es necesario tener en cuenta que las aleaciones de hierro son sensibles, en su modelo de solidificación, a las variaciones de espesor, resultando, en muchos casos, prácticamente imposible la obtención de piezas exentas de discontinuidades sin efectuar modificaciones geométricas pactadas con el cliente o sin la aplicación masiva de mazarotas que minimicen la aparición de defectos de contracción con el consiguiente incremento en el coste económico.

En este trabajo, se analiza la influencia de diferentes productos comerciales utilizados para llevar a cabo los tratamientos con magnesio sobre las características del metal obtenido tras dicho proceso y su posterior evolución en la unidad de colada. Estas características metalúrgicas se centran, principalmente, en el poder de nucleación grafítica[3 y 5], la capacidad de contracción del material[3] y su contenido de oxígeno activo[11 y 12]. El tratamiento con magnesio implica fuertes desoxidaciones y desulfuraciones en el metal, generándose óxidos y sulfuros que actúan como gérmenes de nucleación para el crecimiento de los grafitos bajo la forma esferoidal[12 y 13] y participan en la formación de escorias[12, 14 y 15]. De este modo, el presente estudio supone una mejora en el conocimiento de las propiedades del metal en una etapa intermedia del proceso de fabricación y, por tanto, permite plantear la realización de modificaciones en el proceso previas a la colada de los moldes. Las mejoras obtenidas afectan tanto al número de núcleos grafíticos del material, ya sólido, como a su capacidad para formar defectos de contracción (rechupes y/o microrrechupes)[3 y 5].

2. PARTE EXPERIMENTAL

Todas las pruebas experimentales llevadas a cabo en este estudio se efectúan sobre muestras de metal líquido destinadas a la fabricación de piezas de fundición grafítica esferoidal, pertenecientes a calidades comprendidas entre la EN GJS 400-15U y la EN GJS 700-2U. Las muestras de metal tratado se obtienen a partir de una cuchara cilíndrica con capacidad para 2.000 kg y diseñada para realizar los tratamientos de esferoidización siguiendo la metodología *tundish-cover*. Posteriormente, el metal se desescoria convenientemente y se traslada a una unidad de colada presurizada con capacidad para 9 t (ref. ABB-CTO5), instalada junto a una línea de moldeo vertical Disamatic 230 en Betsaide, S.A.L. Las muestras de metal se extraen directamente de la bañera de colada (en la zona próxima al *stopper* o sistema de interrupción de la colada). Con el fin de conocer la evolución en las características del metal de colada, se toman muestras 2 min después del vertido en la unidad de colada del metal procedente de la cuchara de tratamiento (t = 0) y transcurridos otros 20 min a partir de ese instante.

El metal líquido utilizado en este trabajo se preparó con ayuda de tres hornos de inducción de media frecuencia (250 Hz), con capacidad para 10 t y 500 kW de potencia. La carga metálica utilizada estaba

constituida por el 40 % de paquete de acero procedente del sector de automoción, 10 % de lingote y el 50 % de retornos clasificados en base a su composición química. Tras el proceso de fusión de la carga, se analizaron los contenidos de carbono y silicio con el fin de realizar los ajustes oportunos en base a las especificaciones establecidas para las piezas. El metal líquido finalmente obtenido se preacondicionó mediante la adición del 0,10 % de un FeSi comercial (% Si = 74,4 y % Al = 1,78) con el fin de obtener una calidad metalúrgica de partida similar en todos los hornos preparados para realizar este trabajo.

Antes del vertido del metal líquido desde los hornos de fusión, las diferentes ferroaleaciones de magnesio (FeSiMg) se introdujeron, con ayuda de un tubo direccionador, en el interior de una cámara de reacción situada en la parte inferior de la cuchara de tratamiento. Como material cubriente se utilizó recortes de acero (tamaño 5-15 mm) obtenidos a partir de procesos de estampación. Este material de cobertura se emplea para retrasar el inicio de la reacción entre el metal y el magnesio cuando se produce el llenado de la cuchara de tratamiento. La tabla I incluye la composición química de los diferentes productos utilizados en este estudio. En todos los casos, los tratamientos del metal base se efectuaron cuando la temperatura de éste se encontraba en el intervalo 1.470-1.490 °C. Con el fin de lograr la mayor homogeneidad posible en el metal preparado, con cada ferroaleación de magnesio se estableció un período de utilización previo a la realización de todos los ensayos experimentales incluidos en este trabajo.

Para cada una de las ferroaleaciones de magnesio incluidas en la tabla I se realizaron 8 series de ensayos sobre el metal tratado y de colada a lo largo de diferentes días (en el caso de las ferroaleaciones de más alto contenido en magnesio se efectuaron 4 series de ensayos para minimizar las interferencias en el proceso normal de fabricación de la planta). Estas series incluyen la caracterización química y térmica del metal y la determinación de la actividad de oxígeno.

Tanto en las muestras de metal recién tratado como en las de colada, la caracterización química se efectuó a través de las correspondientes medallas, las cuales fueron analizadas, posteriormente, por espectroscopía de emisión por chispa (OBLF QS750), con el fin de determinar los contenidos de magnesio. Con el fin de determinar la concentración de carbono y azufre, se utilizó un analizador de combustión (Leco CS 244). En el caso de los contenidos de silicio, se emplearon procedimientos gravimétricos.

En todos los casos, se cuelan muestras de metal en el interior de tazas comerciales (Quik-cup®) que contienen un termopar, tipo k, en su interior. El estudio térmico del metal perteneciente a cada uno de los ensayos se realizó sin adición previa de inoculante en la taza. Este hecho responde a la necesidad de analizar las características del proceso de solidificación del metal tratado con magnesio, sin que haya influencia de productos nucleadores del grafito. La recogida y posterior tratamiento de los datos obtenidos en estos ensayos de análisis térmico se realizó con ayuda del sistema de gestión metalúrgica Thermolan®. La caracterización de las curvas registradas y la determinación de los parámetros más importantes se efectuó con ayuda de un software especialmente diseñado para tal efecto e integrado en este sistema de gestión metalúrgica[3].

La figura 1 muestra los parámetros de la curva de enfriamiento/solidificación utilizados en la caracterización de los procesos de solidificación. La estimación de la densidad de grafitos esferoidales por mm^2

Tabla I. Composiciones químicas de las ferroaleaciones de magnesio (% en peso)

Table I. Chemical compositions of the magnesium ferroalloys (wt. %)

Ferroaleación	Si	Mg	Ca	Ce	La	TR*	Ba
FeSiMg1	45,8	4,0	1,6	0,9	—	1,9	—
FeSiMg2	44,4	5,3	1,5	1,0	—	2,1	—
FeSiMg3	43,6	4,1	1,3	0,9	1,0	1,9	2,1
FeSiMg4	40,7	8,6	3,2	3,0	—	—	—
FeSiMg5	41,1	9,4	3,1	3,3	—	—	—

*Otros elementos de las tierras raras.

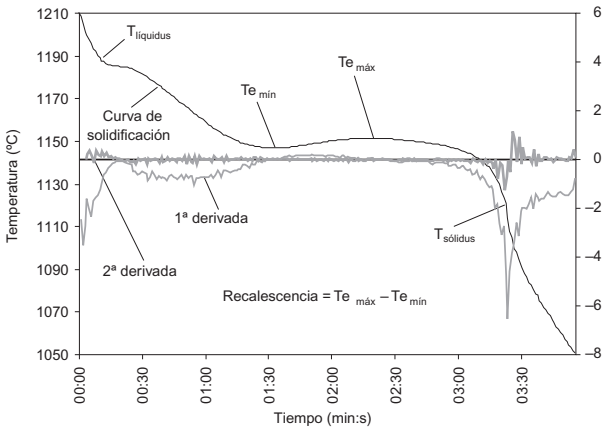

Figura 1. Temperaturas características para el estudio de las curvas de solidificación.

Figure 1. Characteristic temperatures for studying the cooling curves.

de superficie de material (N) y su tendencia a la formación de defectos de contracción a lo largo del proceso de solidificación (k) se calculan, directamente, a partir de estos parámetros de curva, utilizando el sistema Thermolan®. En cada caso, el valor del parámetro N se comparó con la densidad de esferoides obtenida a partir de la inspección metalográfica de las muestras utilizadas para registrar las curvas de solidificación. La caracterización metalográfica se efectuó utilizando un sistema de análisis de imagen Leica (se consideraron únicamente grafitos esferoidales aquellas partículas con un diámetro mayor a 5 µm) en la zona central de las muestras, donde se localiza el termopar. Los valores finales de la densidad de nódulos se obtuvieron como la media de las inspecciones realizadas en tres campos diferentes. Como resultado de este análisis comparativo, se obtuvo una diferencia máxima de 39 nódulos/mm^2, con respecto a los valores del parámetro N. En el caso del factor k, se ha comprobado que el metal posee la menor tendencia a la formación de microrrechupes cuando su valor se aproxima a 1,00 [3].

El intervalo de temperatura seleccionado para registrar las curvas de solidificación de las muestras metálicas fue 1.210-1.050 °C. En esta zona se detecta la transición eutéctica, en todos los casos. Con objeto de lograr una caracterización térmica efectiva es necesario llenar correctamente las tazas (aproximadamente 310-330 g de metal) y mantener el sistema en condiciones estables durante el período de recogida de datos por parte del termopar.

La determinación de la actividad de oxígeno en el metal se llevó a cabo, directamente, en el metal contenido en los hornos de fusión, en la cuchara de tratamiento (una vez que éste ha finalizado) y en la bañera de colada perteneciente a las unidades de colada presurizadas. Para ello, se introdujo una sonda CELOX-FOUNDRY en el metal líquido, con el fin de determinar la temperatura y concentración de oxígeno activo con ayuda del sistema MULTI-LAB III V3.0. Los valores de la actividad de oxígeno están asociados a la temperatura del metal y a la generación de una corriente electromagnética (CEM) entre el metal fundido y un material de referencia contenido en la sonda (Ec. (1))[11-12]. En todo momento, se debe garantizar un correcto grado de agitación en la zona de contacto entre el metal líquido y la sonda con el fin de que se generen adecuadamente las señales eléctricas de temperatura y actividad de oxígeno.

$$CEM = \frac{RT}{nF} \cdot \ln \frac{P_{O_{metal}}}{P_{O_{ref}}} \qquad (1)$$

Con el fin de determinar el tipo de escorias generadas en los tratamientos, al finalizar éstos, se extrajo una muestra a partir de la superficie del metal contenido en la cuchara. Para cada tipo de FeSiMg, se tomaron muestras de escoria a partir de cuatro tratamientos seleccionados al azar y antes de efectuar las labores de desescoriado. Estas muestras se molieron hasta obtener un tamaño de partícula inferior a 0,15 mm; posteriormente, se efectuó una fusión alcalina con $LiBO_2$ y se determinan los contenidos de calcio, silicio, aluminio y magnesio por espectrometría de emisión por plasma (Optima 3300 RL).

El índice de basicidad de una muestra de escoria representa la relación entre los componentes básicos y ácidos presentes en dicho material. En la bibliografía[14 y 15] es posible encontrar dos posibles expresiones para evaluar este parámetro (Ecs (2) y (3)).

$$\text{Índice de Basicidad 1 (IB1)} = \frac{[CaO]+[MgO]+[BaO]}{[SiO_2]+[Al_2O_3]} \qquad (2)$$

$$\text{Índice de Basicidad 2 (IB2)} = \frac{[CaO]}{[SiO_2]} \qquad (3)$$

Habitualmente, una basicidad baja se relaciona con la mayor presencia, en el metal, de materiales de carácter ácido y con bajo punto de fusión (posible formación de inclusiones durante la posterior solidificación, puesto que estos materiales son difíciles de eliminar en el proceso de desescoriado). Por el contrario, las escorias de gran basicidad pueden originar problemas si, por ejemplo, el material refractario de las cucharas y/o unidades de colada poseen características ácidas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este apartado se presentan y discuten todos los resultados obtenidos a partir de las diferentes caracterizaciones llevadas a cabo sobre el metal base contenido en los hornos de fusión, el metal recién tratado en la cuchara y una vez que éste es trasladado a la unidad de colada. Teniendo en cuenta que este dispositivo de colada contiene un pie de baño de, aproximadamente 4500 kg., antes de iniciar los ensayos utilizando una determinada ferroaleación de magnesio para efectuar los tratamientos es necesario introducir, en dicho dispositivo, al menos, dos cucharas de 2 000 kg de metal tratados con la ferroaleación

seleccionada. Con el fin de renovar todo el metal contenido en la unidad de colada, los ensayos se inician a partir de la tercera cuchara tratada en estas condiciones.

Por otra parte y con objeto de garantizar la homogeneidad del metal contenido en la unidad de colada, tras la introducción de una nueva cuchara se esperan 2 min antes de extraer las correspondientes muestras de la bañera situada en la parte superior de la línea de moldes.

3.1. Metal base

Tras finalizar los procesos de fusión de las cargas metálicas y los ajustes posteriores en la composición química, el metal base se calienta hasta alcanzar los 1.485-1.500 °C, antes de ser trasvasado a la cuchara de tratamiento. Las caracterizaciones del metal base se realizan tras finalizar esta última etapa de calentamiento en los hornos. La tabla II muestra los resultados de estos ensayos, donde se determina la temperatura del metal antes de la aplicación de los tratamientos, su actividad de oxígeno y los contenidos de carbono, silicio y azufre.

El metal base preparado mostró contenidos de azufre similares, en todos los casos (0,008-0,013%). De este modo, se minimiza la influencia de este elemento a la hora de efectuar los tratamientos con magnesio. En relación a la actividad de oxígeno, los controles realizados proporcionaron concentraciones en el intervalo 2-3 ppm. No se detectaron diferencias, en las características del metal base, que puedan ser atribuibles al horno de fusión utilizado en cada caso.

3.2. Metal tratado con las ferroaleaciones de magnesio

Una vez finalizado cada uno de los tratamientos analizados en este trabajo, se tomó una medalla de composición química a partir del metal líquido contenido en la propia cuchara. La tabla III incluye las adiciones realizadas en todos los tratamientos, utilizando cada una de las ferroaleaciones, además de los contenidos de carbono, silicio, azufre y magnesio en el metal tratado, la temperatura del metal tras el tratamiento y los rendimientos de magnesio obtenidos en cada caso. Aunque el metal contenido en el horno de fusión se prepara con un contenido de carbono de 3,80-3,90 %, los tratamientos aplicados producen una decarburación estimada en la pérdida de un 0,1 % de este elemento en el metal. Este proceso se debe a la oxidación parcial del carbono durante el tratamiento.

Tabla II. Temperaturas, actividades de oxígeno y composiciones químicas del metal base (% en peso)

Table II. Temperatures, oxygen activities and chemical compositions of the base metal (wt. %)

Ensayo	T_{metal}	Análisis químico (%)			a_o
	(°C)	C	Si	S	(ppm)
1 2 3	1.496	3,86	2,12	0,012	2,80
4 5 6	1.503	3,83	2,10	0,013	2,99
7 8	1.469	3,81	1,99	0,013	2,45
9 10 11	1.495	3,83	1,95	0,009	2,74
12 13	1.487	3,86	2,42	0,011	2,45
14 15 16	1.489	3,80	2,74	0,010	2,58
17 18 19	1.507	3,81	1,98	0,008	2,94
20 21 22	1.492	3,84	2,20	0,012	2,44
23 24	1.457	3,85	2,33	0,013	2,07
25 26	1.464	3,82	2,35	0,010	2,32
27 28	1.461	3,82	2,29	0,012	2,18
29 30	1.465	3,78	2,25	0,009	1,75
31 32	1488	3,87	2,62	0,011	2,57

Tabla III. Adiciones de FeSiMg en cada tratamiento, temperatura y composición química del metal tratado y rendimiento de magnesio obtenido

Table III. FeSiMg additions for each treatment, temperature and chemical composition of the treated melt and magnesium yields

Ensayo	Aleación	Adición (kg)*	T_{metal} (°C)	Análisis químico (%)				R_{Mg} (%)
				C	Si	S	Mg	
1	FeSiMg1	32	1.435	3,74	2,65	0,004	0,036	54,9
2		32	1.443	3,70	2,70	0,003	0,040	61,0
3		32	1.433	3,65	2,60	0,003	0,030	45,7
4		32	1.450	3,71	2,65	<0,002	0,039	59,5
5		32	1.434	3,72	3,03	0,003	0,043	65,6
6		32	1.453	3,79	2,82	0,002	0,038	57,9
7		32	1.458	3,69	2,54	0,005	0,032	48,8
8		32	1.456	3,77	2,84	<0,002	0,036	54,9
9	FeSiMg2	23	1.448	3,69	2,32	0,003	0,036	55,9
10		23	1.451	3,71	2,38	0,006	0,039	60,6
11		23	1.445	3,73	2,46	0,004	0,039	60,6
12		23	1.442	3,75	2,82	0,003	0,039	60,6
13		23	1.442	3,69	3,06	0,004	0,044	68,3
14		25	1.450	3,69	3,13	0,005	0,041	58,6
15		25	1.436	3,66	2,79	0,003	0,040	57,1
16		25	1.447	3,65	2,90	0,003	0,039	55,7
17	FeSiMg3	26	1.443	3,70	2,39	0,004	0,034	63,8
18		26	1.439	3,74	2,65	0,002	0,038	71,3
19		26	1.445	3,74	2,62	<0,002	0,036	67,5
20		28	1.420	3,72	2,67	<0,002	0,040	69,7
21		30	1.438	3,78	2,77	0,003	0,042	68,3
22		30	1.432	3,74	2,85	0,002	0,043	69,9
23		30	1.455	3,75	2,79	0,003	0,046	74,8
24		30	1.452	3,74	2,82	<0,002	0,048	78,1
25	FeSiMg4	18	1.448	3,71	2,60	0,002	0,051	60,3
26		18	1.439	3,75	2,52	<0,002	0,050	59,1
27		18	1.454	3,69	2,56	<0,002	0,051	60,3
28		18	1.449	3,79	2,73	0,003	0,055	65,0
29	FeSiMg5	20	1.448	3,60	2,58	0,003	0,063	63,9
30		18	1.442	3,64	2,75	0,003	0,053	71,0
31		18	1.452	3,76	2,93	0,002	0,052	69,6
32		18	1.444	3,66	2,86	0,003	0,055	73,6

*Todos los tratamientos se realizan sobre 2.000 kg de metal.

En todos los casos, la cantidad de ferroaleación de magnesio adicionada en la cuchara se realizó en base a los requerimientos establecidos en la planta, es decir, el contenido de magnesio residual en el metal tratado debe situarse en el intervalo 0,035-0,045 %. Teniendo en cuenta que los rendimientos de este elemento se sitúan en la gran mayoría de los casos entre el 55 y el 75 %, ha sido necesario reducir las adiciones de FeSiMg en los tratamientos a medida que aumentaba el contenido de magnesio en dicho producto, tal y como se muestra en la figura 2. Por otra parte, en esta figura, se observa una evolución similar entre las adiciones de magnesio efectuadas en la cámara de reacción y los contenidos de magnesio residual obtenidos en el metal recién tratado.

En cuanto a la violencia de la reacción entre el metal líquido y el magnesio, se observó un incremento en la luminiscencia y la emisión de vapores fuera del sistema cuchara-tapa al utilizar las ferroaleaciones FeSiMg4 (% Mg = 8,6) y FeSiMg5 (% Mg = 9,4).

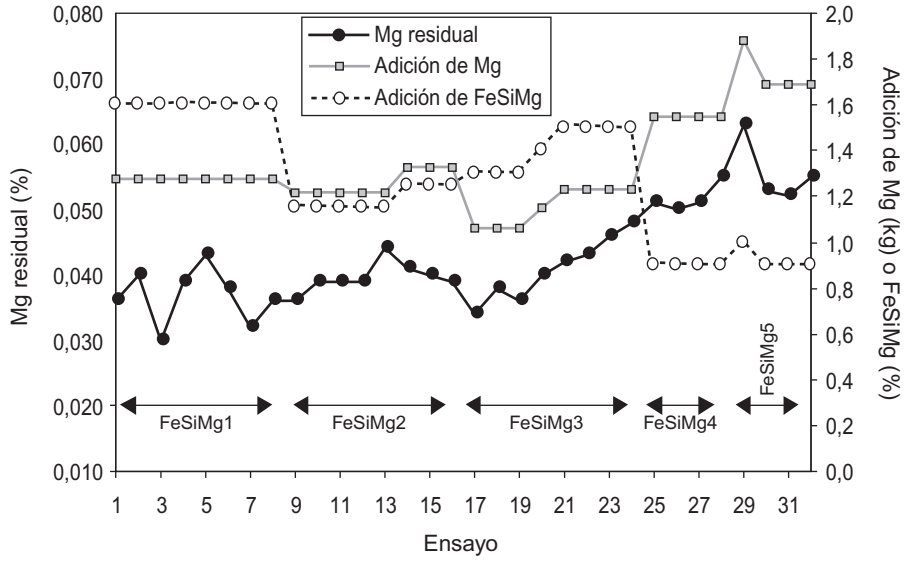

Figura 2. Adiciones de magnesio y FeSiMg en la cuchara de tratamiento y contenidos de magnesio residual en el metal tratado.

Figure 2. Additions of Mg and FeSiMg into the ladle and magnesium contents in the treated iron.

Sin embargo, en el caso de estos dos productos y a pesar de que las adiciones fueron inferiores al 1,0 %, la adición de magnesio en la cuchara fue más elevada y se obtuvieron las mayores concentraciones residuales de este elemento en el metal tratado (Fig. 2). Este hecho permite no sólo reducir aún más las adiciones necesarias en los tratamientos del metal base sino que facilita esta operación debido a que se favorece la eficacia del material cubriente, retardando el comienzo de la reacción con el metal líquido.

Aunque la evolución en los rendimientos de magnesio no muestra una relación claramente definida con el contenido de este elemento en la ferroaleación utilizada, sí se observa un aumento de este parámetro cuando se emplean los productos FeSiMg3 (% Mg = 4,1), FeSiMg4 (% Mg = 8,6) y FeSiMg5 (% Mg = 9,4). Es decir, la utilización de las ferroaleaciones de elevado contenido de magnesio parece favorecer la incorporación de este elemento en el metal líquido. En el caso del FeSiMg3, este aspecto puede estar relacionado con la presencia de lantano y bario en su composición química. También, es necesario tener en cuenta que, a pesar de la estandarización realizada en las condiciones de ensayo, la evolución de los rendimientos de magnesio depende en gran medida de parámetros de proceso como la temperatura del metal líquido a tratar, el estado de limpieza de la cuchara y/o la cámara de reacción, el contenido de azufre en el metal base y su nivel de oxidación.

De forma paralela, se realizaron las medidas de actividad de oxígeno, directamente, sobre el metal recién tratado y se tomaron muestras de éste, con el fin de caracterizar las curvas de solidificación, utilizando el sistema de control metalúrgico Thermolan®. Previamente y con fines comparativos, estos mismos ensayos se efectuaron sobre el metal contenido en el horno de fusión utilizado para cada tratamiento. La figura 3 muestra la evolución de la actividad de oxígeno y la temperatura eutéctica mínima ($Te_{mín}$) en el metal al ser tratado con las ferroaleaciones sometidas a estudio.

Además del proceso de decarburación, el tratamiento de esferoidización reduce, drásticamente, la cantidad de oxígeno y azufre disuelta en el metal fundido. Este comportamiento es consecuencia de la reacción química del oxígeno y el azufre presentes en el metal con el magnesio procedente de la ferroaleación utilizada. De este modo, los tratamientos de esferoidización están asociados a fuertes procesos de desoxidación y desulfuración, reduciendo, en este último caso, los contenidos de azufre hasta alcanzar un máximo de 50 ppm (Tabla III). Como consecuencia de estos procesos, en el seno del metal líquido existe una menor capacidad para la formación de óxidos y sulfuros, los cuales ejercen de precursores para el crecimiento de los grafitos durante la etapa de solidificación[13 y 16]. En la figura 3 se observa que todos los tratamientos disminuyen la actividad de oxígeno desde los 2-3 ppm obtenidos en el metal base hasta alcanzar valores en el intervalo 0,2-0,8 ppm. De este modo, las diferentes ferroaleaciones analizadas en este trabajo muestran un efecto desoxidante similar. Este

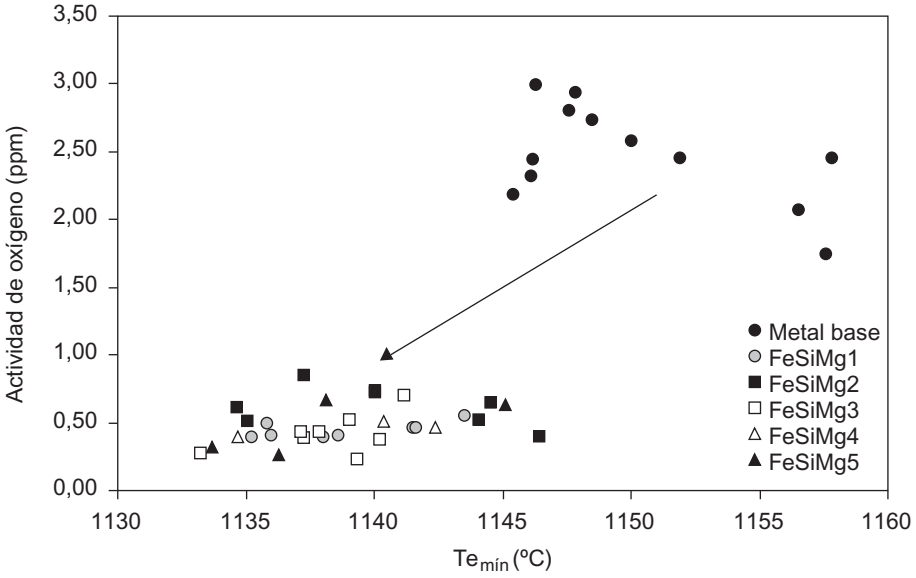

Figura 3. Evolución de la $Te_{mín}$ y la actividad de oxígeno en los tratamientos del metal con diferentes FeSiMg.

Figure 3. Evolution of the Te_{min} and the oxygen activity in the melt using different FeSiMg.

comportamiento puede estar relacionado con el hecho de que las adiciones de aquellos productos con menor contenido de magnesio son, comparativamente, mayores, por lo que el poder desoxidante de éstos se compensa en relación a las ferroaleaciones más ricas en este elemento.

Por otra parte, todos los tratamientos realizados dieron lugar a metales con menor capacidad de nucleación grafítica en relación al metal base, debido a la destrucción de algunos de los gérmenes durante la reacción del metal líquido con el magnesio. No se detectaron grandes diferencias atribuibles al tipo de ferroaleación utilizado (Fig. 3). Esta pérdida en la capacidad de formación de gérmenes se relaciona con la disminución de la actividad de oxígeno en el metal[12] y con la reducción de los valores de la temperatura eutéctica mínima ($Te_{mín}$) en las curvas de solidificación registradas[3].

Cuando se realizan las predicciones de la densidad de esferoides basadas en las curvas de las muestras tratadas (Tabla IV), se obtienen valores del parámetro N inferiores a los obtenidos a partir de curvas registradas sobre muestras de hierro esferoidal a las que se le ha añadido el 0,20 % de un inoculante[3 y 5]. En tal caso, la inoculación aporta gérmenes al metal líquido y proporciona valores de N que superan claramente los 220 ó 230 nódulos/mm^2. Al comparar las muestras tratadas con diferentes ferroaleaciones de magnesio y sin inoculación, los intervalos de variación del parámetro N no muestran grandes diferencias (145-228 nódulos/mm^2 para el FeSiMg1, 153-226 nódulos/mm^2 para el FeSiMg2, 121-228 nódulos/mm^2 para el FeSiMg3, 119-242 nódulos/mm^2 para el FeSiMg4 y 140-194 nódulos/mm^2 para el FeSiMg5). Este hecho indica que los diferentes productos nodulizantes seleccionados pueden degradar de forma parecida el poder de nucleación del metal recién tratado.

Los análisis metalográficos efectuados sobre todas las muestras de metal tratado confirman los valores calculados para el parámetro N. La figura 4 muestra las micrografías obtenidas a partir de las muestras de metal tratado en los ensayos n° 12 (N = 226 nódulos/mm^2) y n° 28 (N = 119 nódulos/mm^2).

En relación a la tendencia del metal tratado para generar defectos provocados por la contracción durante la solidificación, la mayoría de los tratamientos originan valores similares del parámetro k (0,75-0,84) y ligeramente inferiores a los correspondientes al metal base (0,78-0,85). Estos valores corresponden a metales con una baja capacidad de contracción y, por tanto, poca tendencia a la formación de microrrechupes. Dicho comportamiento hay que atribuirlo a la utilización de productos acondicionadores del metal en la etapa previa al tratamiento con magnesio.

Sin embargo, los valores más bajos de k (Tabla IV) se obtienen en el metal tratado con las ferroaleaciones de mayor contenido de magnesio (FeSiMg4 y FeSiMg5). Aunque este hecho puede estar relacionado con la mayor intensidad de la reacción entre el metal y estos productos (los gérmenes existentes en el metal se degradan y se descompensa el balance

Tabla IV. Parámetros y temperaturas características de las curvas de enfriamiento del metal tratado con magnesio

Table IV. Parameters and characteristic temperatures of Mg-treated melt

Ensayo	Aleación	$T_{líquidus}$ (°C)	$Te_{mín}$ (°C)	R (°C)	$T_{solidus}$ (°C)	N (esf/mm^2)	k
1	FeSiMg1	1.149,6	1.141,6	6,7	1.095,1	195	0,81
2		1.142,5	1.135,9	8,6	1.080,9	145	0,79
3		1.142,8	1.136,1	9,5	1.091,9	167	0,80
4		1.146,1	1.135,3	9,2	1.091,0	147	0,79
5		1.153,0	1.141,7	0,1	1.088,4	228	0,72
6		1.148,6	1.143,6	3,7	1.090,1	195	0,80
7		1.145,1	1.138,1	5,9	1.081,5	171	0,78
8		1.145,8	1.138,7	4,3	1.074,8	166	0,79
9	FeSiMg2	1.143,1	1.137,2	2,1	1.080,1	188	0,75
10		1.142,8	1.135,0	5,8	1.085,2	159	0,77
11		1.140,2	1.134,6	7,7	1.090,1	153	0,75
12		1.153,2	1.146,4	2,1	1.088,2	226	0,80
13		1.152,3	1.144,5	3,2	1.085,6	208	0,80
14		1.154,7	1.144,0	3,4	1.085,4	211	0,79
15		1.145,1	1.140,0	6,1	1.081,9	180	0,77
16		1.146,7	1.140,0	4,8	1.087,4	187	0,78
17	FeSiMg3	1.146,0	1.139,0	2,3	1.080,8	215	0,84
18		1.141,4	1.133,2	7,5	1.090,5	121	0,77
19		1.147,4	1.137,2	7,8	1.094,6	157	0,81
20		1.145,5	1.139,3	6,4	1.094,1	177	0,80
21		1.154,9	1.141,1	0,3	1.086,3	228	0,77
22		1.145,7	1.140,2	3,9	1.097,0	195	0,79
23		1.143,8	1.137,8	6,1	1.081,8	158	0,80
24		1.146,3	1.137,1	5,3	1.087,5	169	0,81
25	FeSiMg4	1.147,0	1.143,7	4,5	1.093,9	213	0,75
26		1.145,6	1.140,5	6,7	1.081,9	178	0,77
27		1.151,8	1.142,5	1,5	1.100,4	242	0,76
28		1.147,4	1.134,8	11,4	1.091,5	119	0,72
29	FeSiMg5	1.142,7	1.138,2	3,0	1.076,7	171	0,74
30		1.139,6	1.133,8	3,2	1.085,5	140	0,71
31		1.147,8	1.145,2	1,5	1.084,2	194	0,79
32		1.143,3	1.136,4	6,2	1.091,7	160	0,76

expansión-contracción durante la transición líquido-sólido), es necesario tener en cuenta que los contenidos de magnesio residual obtenidos en estos dos casos son mayores (Fig. 2) y este elemento actúa como un agente carburígeno.

Otro aspecto a tener en cuenta es la existencia de contenidos más elevados de calcio en las dos ferroaleaciones con alta concentración de magnesio. Determinados autores[17 y 18] consideran que el calcio reduce la volatilidad del magnesio, actúa como retardador de la reacción y, de este modo, reduce la degradación del metal en los tratamientos. En este estudio no se ha detectado este comportamiento, debido, posiblemente, a los mayores contenidos de magnesio residual, obtenidos tras efectuar los tratamientos con los productos FeSiMg4 y FeSiMg5.

Con el fin de comprobar este hecho en tratamientos efectuados utilizando mayores cantidades de magnesio, se prepararon dos cucharas en las que se adicionó el 1,2 % del producto FeSiMg4 o FeSiMg5. Al introducir el metal base en estas cucharas, se observaron tratamientos muy intensos, en ambos casos, y numerosas proyecciones de metal fuera del sistema constituido por la cuchara y la tapa. En estos dos tratamientos, se observaron importantes reducciones en los valores de los parámetros N (65-105 nódulos/mm^2) y k (0,55-0,65), obtenidos sobre el metal tratado. La inspección metalográfica de las dos

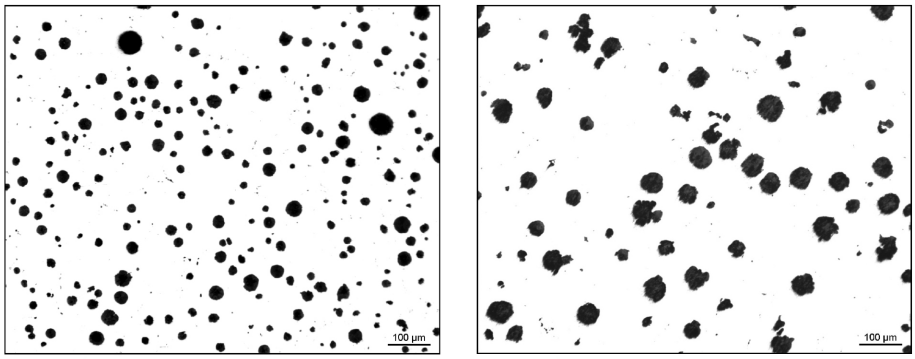

Figura 4. Distribución grafítica en el metal tratado: (a) ensayo n° 12 y (b) ensayo n° 28.

Figure 4. Graphite distribution in treated melt: (a) test No. 12 and (b) test No. 28.

muestras utilizadas para registrar las correspondientes curvas de solidificación confirmó la existencia de densidades de nódulos bajas en el material y la existencia de cementita en la matriz metálica. En la figura 5 se presentan las micrografías pertenecientes a la muestra de metal obtenida a partir del tratamiento realizado con el FeSiMg5. Tanto la formación de cementita como la obtención de bajas densidades de grafitos esferoidales debe relacionarse con el poder carburígeno del magnesio.

3.3. Análisis de escorias generadas en los tratamientos

Como consecuencia de las reacciones de desoxidación y desulfuración del metal durante la etapa de tratamiento con magnesio, se generan óxidos que acaban formando agregados de escorias. En general, la formación de estos materiales dificulta el proceso de tratamiento del metal, puesto que es necesario limpiarlo, posteriormente, de forma eficaz, antes de trasladarlo a la unidad de colada. Adicionalmente, las escorias deterioran el revestimiento de las cucharas y/o unidades de colada, en función de su viscosidad y su capacidad de adherencia. Otro aspecto a tener en cuenta es que su proceso de formación no finaliza completamente con el tratamiento, sino que puede continuar de forma más o menos intensa hasta finalizar la solidificación del metal.

En la tabla V se incluyen los resultados de los análisis químicos efectuados sobre las muestras de escoria obtenidas para cada tipo de FeSiMg, los puntos de fusión de los óxidos determinados y los índices de basicidad. Los porcentajes de cada óxido corresponden al valor medio de las cuatro muestras tomadas para cada una de las ferroaleaciones seleccionadas

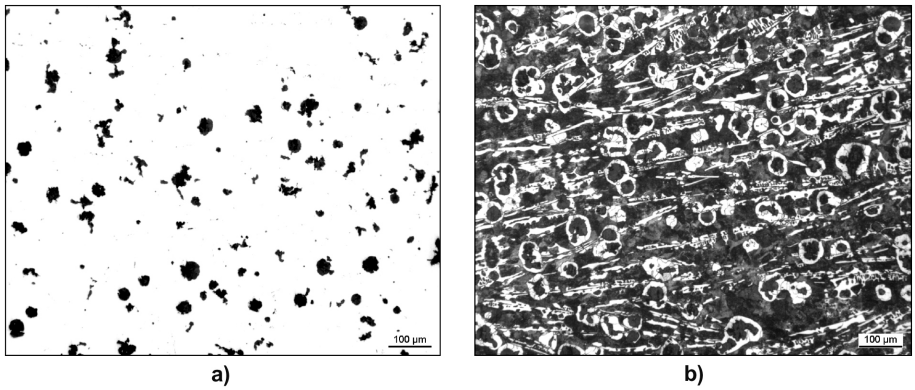

Figura 5. Metal tratado con el 1,2% de la aleación FeSiMg5: (a) morfología de los grafitos y (b) estructura matricial.

Figure 5. Melt treated using 1.2% of the FeSiMg5 alloy: (a) graphite morphology and (b) structure.

Tabla V. Composiciones químicas e índices de basicidad de las escorias (% en peso). El resto de la composición está constituida por Fe_2O_3 y cantidades minoritarias de óxidos de manganeso (<0,5 %) y TiO_2 (<0,2 %)

Table V. Chemical compositions and basicity of the slags (wt. %). The rest of the components are Fe_2O_3 and minor amounts of manganese oxides (<0.5 %) and TiO_2 (<0.2 %)

Ferroaleación	Composición (%)					IB1	IB2
	CaO	MgO	SiO_2	Al_2O_3	BaO		
P. fusión (°C)	2.570	2.852	1.703*	2.072	1.918	—	—
FeSiMg1	4,4	5,5	45,4	7,7	—	—	—
FeSiMg2	25,9	26,9	16,9	2,9	—	2,67	1,53
FeSiMg3	34,1	12,4	9,0	2,4	4,4	4,48	3,79
FeSiMg4	20,6	22,2	13,9	5,8	—	2,17	1,48
FeSiMg5	19,5	22,8	11,2	5,0	—	2,61	1,74

*Tridimita.

(el resto de las composiciones está constituido por Fe_2O_3 y cantidades minoritarias de óxidos de manganeso y titanio).

En el caso de las escorias pertenecientes al producto FeSiMg1, se han detectado contaminaciones cuyo origen se atribuye al material que conforma el revestimiento de la cuchara de tratamiento. Este hecho explica el elevado contenido de SiO_2 obtenido en tres de las cuatro muestras de escoria tomadas en la planta. Por tanto, los índices de basicidad obtenidos en este caso no deben ser tenidos en cuenta. Aunque es posible que exista cierto grado de contaminación procedente del revestimiento, en el resto de muestras analizadas, ésta se ha considerado minoritaria.

Es necesario hacer constar que las tres ferroaleaciones con menor contenido de magnesio generaron cantidades inferiores de escoria en la superficie del metal contenido en la cuchara de tratamiento. Este comportamiento supone que el contenido de magnesio en el FeSiMg y, por tanto, la violencia de la reacción de tratamiento, condiciona la cantidad de escoria formada tras finalizar los tratamientos. Al observar los índices de basicidad incluidos en la tabla V, elementos como el propio magnesio, el calcio y/o el cerio no muestran una influencia decisiva sobre la cantidad de escorias formadas. Este hecho se comprueba al verificar que las aleaciones FeSiMg2, FeSiMg4 y FeSiMg5 presentan basicidades similares.

Por otra parte, la aleación FeSiMg3 destaca sobre las demás por el elevado índice de basicidad obtenido. En este caso, la causa de este comportamiento no debe buscarse en la presencia de elementos de tierras raras, los cuales no han originado diferencias entre el carácter básico del FeSiMg2 y el mostrado por las aleaciones FeSiMg4 y FeSiMg5. Por ello, la singularidad del FeSiMg3 radica en la existencia de bario en su composición, el cual fomenta el carácter básico de las escorias formadas en los tratamientos.

Con el fin de evaluar los efectos derivados de la utilización del FeSiMg3 y las escorias asociadas al mismo, la fundición Betsaide, S. A. L. acordó la utilización continuada de esta ferroaleación en condiciones industriales de fabricación. Al cabo de varios días, el producto FeSiMg3 tuvo que ser sustituido por el FeSiMg2, debido a un aumento en la degradación de los revestimientos de las cucharas y especialmente en las unidades de colada. Sin embargo, el efecto más palpable se observó en las piezas fabricadas en este período, donde comenzaron a aparecer inclusiones de escoria en áreas internas del material. Este comportamiento se ha asignado a la naturaleza de las escorias formadas en los tratamientos con el FeSiMg3. Se trata de materiales con alta basicidad que originan una mayor interacción química con los revestimientos ácidos utilizados en las cucharas y las unidades de colada. Por otra parte, la presencia de óxido de bario con un bajo punto de fusión, en la composición de estas escorias (Tabla V), dificulta su eliminación en las operaciones de desescoriado y facilita su transporte junto con el metal hasta la colada.

3.4. Metal de colada

En este apartado se incluyen los resultados de la caracterización del metal de colada y su evolución desde la etapa de tratamiento con magnesio. La figura 6 muestra la evolución de la capacidad de nucleación grafítica del

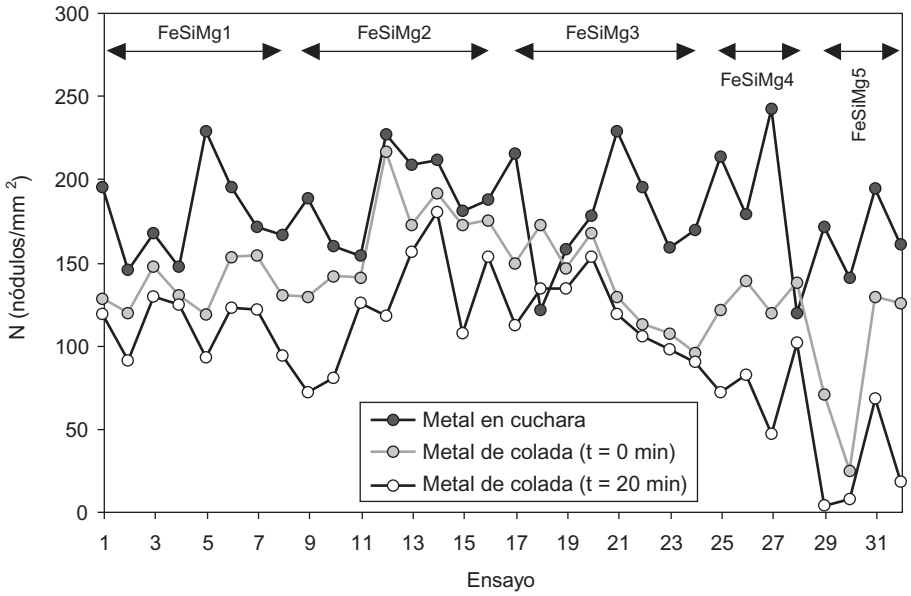

Figura 6. Evolución en el poder de nucleación del metal tratado y el contenido en la unidad de colada presurizada.

Figure 6. Evolution of the nucleation ability in the treated melt and the corresponding metal into the presspour.

metal líquido representada por el parámetro N, desde la etapa de tratamiento hasta la colada. El traslado del metal a la unidad de colada se realiza en 1-2 min y origina reducciones en el parámetro N, exceptuando aquellos casos en los que el tratamiento con magnesio reduce en gran medida el poder de nucleación del metal contenido en la cuchara (ensayos n° 18 y 28). En estos dos casos, el trasvase y mezclado del metal recién tratado con el pie de baño existente en la unidad de colada produce una mejora significativa de la capacidad de nucleación y, en consecuencia, aumenta el parámetro N. Este incremento puede estar relacionado con el mayor grado de oxidación y capacidad de nucleación del pie de baño, con respecto al metal recién tratado en los ensayos n° 18 y 28 y cuya capacidad de nucleación es especialmente baja.

El metal introducido en la unidad de colada también se degrada a lo largo del tiempo que permanece en su interior. Transcurridos 20 min, en todos los ensayos se detectan disminuciones en el parámetro N, como consecuencia de la pérdida de los gérmenes de nucleación en el metal contenido en la unidad de colada presurizada. Al analizar el metal tratado con cada una de las ferroaleaciones de magnesio, la elección de cualquier producto con bajo contenido de magnesio no parece tener influencia destacable en esta degradación del metal. Sin embargo, en el caso del FeSiMg4 y FeSiMg5, el descenso en el parámetro N es, claramente, más acusado tanto en la operación de trasvase del metal tratado a la unidad de colada como en el período de permanencia de éste en su interior.

La utilización de ferroaleaciones con elevado contenido en magnesio aumenta la intensidad de la reacción en el tratamiento y, en consecuencia, es posible destruir un mayor número de gérmenes de nucleación grafítica. Este efecto no es claramente visible en los primeros momentos tras el tratamiento, pero sí se pone de manifiesto a medida que transcurre el tiempo y el metal continúa en el estado líquido. En estas condiciones, la inoculación del metal antes de afrontar la colada de los moldes se convierte en un proceso imprescindible.

Al analizar la evolución del parámetro k (Fig. 7) se observa un comportamiento similar al descrito anteriormente. El trasvase del metal tratado a la unidad de colada provoca una reducción de este parámetro. Sin embargo, transcurridos los 20 min en la unidad de colada, en numerosos casos, el metal muestra disminuciones importantes en k (0,45-0,60). Este hecho se relaciona con una considerable reducción en la capacidad de formación de grafitos durante la solidificación, lo que provoca una limitación en la expansión grafítica respecto a la contracción austenítica. De este modo, el metal sufre una mayor contracción neta, aumenta notablemente el riesgo de formación de microrrechupes en las piezas fabricadas y disminuye el parámetro k.

Si se compara la evolución del parámetro k en el metal tratado con diferentes ferroaleaciones, se observa

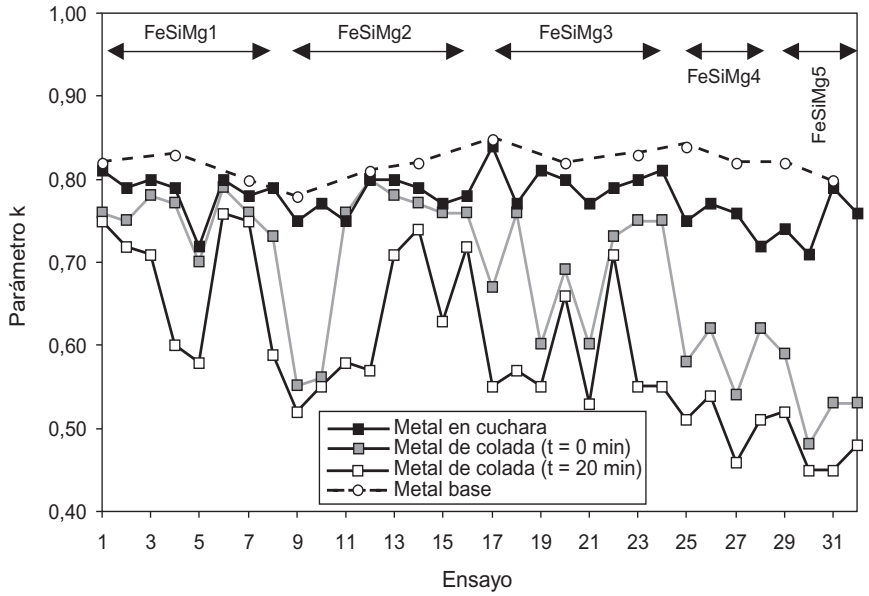

Figura 7. Evolución de la tendencia a la formación de defectos de contracción en el metal base, metal tratado y el contenido en la unidad de colada presurizada.

Figure 7. Evolution of the microshrinkage tendency in the base melt, the corresponding treated melt and that transferred into the presspour.

el peor comportamiento en el caso de los productos FeSiMg4 y FeSiMg5, es decir, aquellos que contienen mayores cantidades de magnesio y originan contenidos más elevados de magnesio residual en el metal tratado. En este caso, la utilización de estos productos afecta negativamente a la calidad del metal de colada, observándose peores resultados a medida que aumenta el tiempo en que dicho metal permanece en el estado líquido. Aunque se trata de propiedades metalúrgicas diferentes, los resultados de este estudio indican que la tendencia a la formación de defectos provocados por la contracción del metal está relacionada con su capacidad de nucleación y con el contenido de magnesio residual. En consecuencia, el hecho de trabajar con el menor contenido de este elemento, garantizando la correcta esferoidización de los grafitos en todo el período de colada de los moldes, se convierte en un requerimiento a la hora de optimizar la calidad del metal.

La evolución de la actividad de oxígeno en el metal, cuando éste permanece en la unidad de colada, está asociada con la presencia de escorias sobrenadantes, escorias adheridas en el revestimiento y el desvanecimiento de magnesio[12]. A pesar de que el interior de este dispositivo está presurizado con nitrógeno gas con el fin de minimizar oxidaciones del metal líquido, se produce un descenso gradual en el contenido de magnesio residual. Sin embargo, la actividad de oxígeno se mantiene aproximadamente estable a lo largo de todos los períodos de tiempo analizados (valor máximo detectado: 0,65 ppm). Este comportamiento se atribuye al hecho de que el oxígeno introducido de forma gradual (principalmente, a través de los movimientos del metal procedente de la bañera de colada) reacciona con el magnesio disuelto, generando escorias y manteniendo, así, el bajo nivel de la actividad de oxígeno en el metal líquido[12]. Una comprobación de este hecho consiste en estudiar la evolución de la actividad de oxígeno y el contenido de magnesio residual en el pie de baño cuando se produce una parada prolongada en la línea de fabricación. En estas condiciones, llega un momento en que el desvanecimiento de magnesio reduce el contenido de este elemento hasta alcanzar concentraciones inferiores al 0,005 %. Se ha constatado que la actividad de oxígeno en el pie de baño aumenta cuando se alcanzan valores muy bajos de magnesio residual. En este sentido, Mampaey *et al.*[12] encontraron relación entre la evolución, en el tiempo, de los contenidos de oxígeno activo en metales tratados con magnesio, el índice de esferoidización en el material sólido y sus propiedades mecánicas. En esos casos, los contenidos de oxígeno activo son menores a los obtenidos en el presente trabajo, debido a la intensidad de los tratamientos de esferoidización aplicados. Sin embargo, cuando los tiempos de permanencia del metal tratado en el dispositivo de mantenimiento son elevados, la actividad de oxígeno sufre incrementos más acusados, el grado de esferoidización grafítica disminuye y se resienten las

características mecánicas del material obtenido tras la solidificación.

A la vez que se realizan los ensayos de actividad de oxígeno y análisis térmico sobre el metal de colada a t = 0 y 20 min, se toman las correspondientes medallas de composición química con el fin de determinar la evolución en el contenido de magnesio residual. De este modo, para cada serie de ensayos, es posible calcular un valor medio del desvanecimiento de magnesio en el período establecido de 20 min. En todos los casos, este parámetro se sitúa en el intervalo 0,2-1,4 ppm/min, sin que se haya detectado relación alguna del mismo con el tipo de ferroaleación de magnesio utilizado para llevar a cabo los tratamientos del metal.

4. CONCLUSIONES

Los tratamientos del metal líquido con ferroaleaciones de magnesio están asociados a fenómenos de decarburación, junto con fuertes desoxidaciones y desulfuraciones que son consecuencia de las reacciones químicas entre el magnesio y el oxígeno y/o el azufre disueltos en el metal base. Aunque este hecho permite generar crecimientos grafíticos bajo la forma esferoidal, los tratamientos con magnesio disminuyen el poder de nucleación grafítica y aumentan la capacidad de contracción del metal durante la transición liquido-sólido. Por otro lado, se comprueba que estas pérdidas en el potencial de nucleación del metal tratado están asociadas a reducciones en la actividad de oxígeno.

No se ha encontrado una relación entre los contenidos de magnesio en las ferroaleaciones nodulizantes y el nivel de degradación del metal recién tratado. Sin embargo, esta degradación sí se acentúa, al igual que la intensidad de la reacción, cuando se incrementan de manera importante las cantidades de magnesio adicionadas en los tratamientos (especialmente si para este fin se utilizan los FeSiMg con mayor concentración de magnesio). Este hecho provoca que los contenidos de magnesio residual sean más elevados y el metal muestra mayor capacidad de degradación.

La composición química de estas aleaciones esferoidizantes juega un papel importante en el carácter ácido-base de las escorias generadas en los tratamientos. Este aspecto resulta de gran importancia a la hora de evaluar la facilidad del metal tratado para ser desescoriado y su influencia en la vida útil del revestimiento utilizado tanto en las cucharas como en las unidades de colada. Los productos nodulizantes analizados en este trabajo muestran un carácter básico. La presencia de bario en el FeSiMg3 aumenta, en gran medida, la basicidad de las escorias formadas, origina importantes degradaciones en los revestimientos y está relacionado con la aparición de inclusiones de escoria en las piezas fabricadas.

El trasvase del metal tratado a la unidad de colada supone, en la mayoría de los casos, una pérdida en las características del metal, es decir, disminuye su poder de nucleación (medido a través del parámetro N) y aumenta su tendencia a la contracción (parámetro k). Un efecto similar de degradación se observa a medida que el metal permanece en el interior de la unidad de colada. En este caso, el tipo de ferroaleación de magnesio empleado para llevar a cabo los tratamientos sí muestra una influencia importante. Aquellos productos con mayores concentraciones de magnesio (FeSiMg4 y FeSiMg5) originan reacciones más violentas con el metal y originan mayores degradaciones en los gérmenes de crecimiento grafítico, aspecto que se acentúa, especialmente, cuando el metal permanece largos períodos de tiempo en estado líquido. Por otra parte, la destrucción de estos gérmenes limita el crecimiento de los esferoides grafíticos durante la solidificación, minimiza la expansión asociada a esa fase cristalina, aumenta así la contracción neta del material y se fomenta la formación de microrrechupes en las piezas fabricadas.

Estas degradaciones en la calidad del metal de colada no pueden ser detectadas analizando la evolución de la actividad de oxígeno. Este parámetro presenta una evolución aproximadamente estable, debido a las reacciones entre el magnesio residual y el oxígeno que va siendo incorporado gradualmente en el interior de la unidad de colada. Como consecuencia de ello, se produce un desvanecimiento de magnesio que no muestra dependencia con el tipo de ferroaleación utilizado para realizar los tratamientos. Por otra parte, se forman escorias en el interior de la unidad de colada que deben ser eliminadas periódicamente con el fin de reducir, entre otros aspectos, el riesgo de aparición de inclusiones en las piezas.

Aunque las degradaciones del metal contenido en la unidad de colada se corrigen, de manera habitual, adicionando un inoculante, ocasionalmente, la efectividad del proceso de inoculación puede sufrir alteraciones debido a las variaciones del proceso. Como consecuencia, las piezas fabricadas pueden mostrar defectos que motivan su rechazo. En este sentido, cuanto mayor sea el poder de nucleación del metal recién tratado y menor su degradación en el tiempo que permanece en los dispositivos de colada, más se minimizan las consecuencias negativas derivadas de dichas alteraciones en la efectividad de la inoculación.

Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en este estudio, es posible establecer una serie de aspectos con el fin de optimizar los tratamientos de

esferoidización y obtener mejores características metalúrgicas en las piezas. Los principales son:

— Realización de los tratamientos de esferoidización empleando aleaciones FeSiMg con 4-5 % de magnesio. Los períodos de utilización de los productos de mayor concentración de este elemento nodulizante deben reducirse al máximo.
— Minimizar las adiciones de FeSiMg en la cuchara, de forma que se aporte al metal aquellos contenidos de magnesio residual aptos para garantizar el crecimiento esferoidal de los grafitos durante la solidificación de las piezas.
— Evitar la utilización de aleaciones esferoidizantes que contengan importantes contenidos de bario en su composición (especialmente si se trabaja con revestimientos de carácter ácido).
— Teniendo en cuenta la degradación progresiva del metal, se deben minimizar aquellos procesos de fabricación que impliquen largos períodos de tiempo de permanencia del metal tratado en los dispositivos de colada.

REFERENCIAS

[1] C. Labrecque y M. Gagné, *AFS Trans*. 106 (1998) 83-90.
[2] G. L. Rivera, R. E. Boeri y J. A. Sikora, *AFS Trans*. 111 (2003) paper 03-159.
[3] P. Larrañaga, J. M. Gutiérrez, A. Loizaga, J. Sertucha y R. Suárez, trabajo aceptado para su publicación en *AFS Trans*. (2008).
[4] I. G. Chen y D. M. Stefanescu, *AFS Trans*. 92 (1984) 947-964.
[5] J. Sertucha, R. Suárez, J. Izaga, L. A. Hurtado y J. Legazpi, *Int. J. Cast Met. Res*. 19 (2006) 315-322.
[6] R. Monroe y C. E. Bates, *AFS Trans*. 90 (1982) 307-311.
[7] R. Ruxanda, L. Beltrán-Sánchez, J. Massone y D. M. Stefanescu, *AFS Trans*. 109 (2001) paper 01-066.
[8] F. J. Bradley y C. A. Fung, *Can. Metall. Q*. 30 (1991) 251-260.
[9] G. R. Strong, *AFS Trans*. 91 (1983) 151-156.
[10] A. Louvo, E. Pellikka, J. Alhainen y P. Eklung, *AFS Trans*. 99 (1991) 237-244.
[11] F. Mampaey y K. Beghyn, *AFS Trans*. 114 (2006) paper 06-115.
[12] F. Mampaey, D. Habets, J. Plessers y F. Seutens, *Proc. WFO Technical Forum*, Düsseldorf, 2007.
[13] T. Skaland y O. Grong, *AFS Trans*. 99 (1991) 153-157.
[14] E. Bauné, C. Bonnet y S. Liu, *Weld. J*. 44 (2000) 57-65.
[15] V. Sahajwalla, A. S. Mehta y R. Khanna, *Metall Mater. Trans. B* 35 (2004) 75-83.
[16] T. Skaland, *Int. J. Cast Met. Res*. 16 (2003) 11-16.
[17] S. I. Karsay, *Ductile Iron I Production*, Ed. QIT-Fer et Titane Inc., Canada, 1992, pp. 95-96.
[18] W. A. Henning y J. Mercer, *Ductile Iron Handbook*, Ed. AFS, Des Plaines, USA, 1992, pp. 87.