

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO TEOR DE FeSi-Bi NA FORMAÇÃO DA GRAFITA CHUNKY EM FERRO FUNDIDO NODULAR FERRÍTICO.

Adams Franceschelli Gogoy¹, adamsgodoy@hotmail.com
Guilherme Ourique Verran², guilherme.verran@udesc.br

Eng. Metalúrgico, SCHULZ S/A, Mestrando do PGCEM/UDESC

² Dr. Eng. Metalúrgica, Prof. Titular DEM/PGCEM/UDESC

Resumo: O ferro fundido nodular tem se tornado um material muito usado nos últimos anos devido ao seu baixo custo e suas propriedades mecânicas, obtidas da microestrutura característica resultante da solidificação. Estas propriedades advêm do super-resfriamento da grafita e da austenita, principalmente nas classes FE38017 e ISO1083/JS/500-10. Objetivou-se com este estudo minimizar ou eliminar a formação de grafita chunky através do uso de FeSi-Bi como inoculante. Este defeito de nucleação pode ser encontrado em peças da indústria eólica (rotor) e automotiva (coletor de turbina). Foram criadas condições de solidificações especiais, alterando a cinética da solidificação, utilizando-se luvas exotérmicas com módulo de resfriamento de 1,5. O experimento consistiu em introduzir um termopar no centro térmico da luva, onde posteriormente ocorreu o vazamento do metal líquido. A cada vazamento, aumentou-se a quantidade do inoculante, sendo a solidificação monitorada por meio de um sistema de análise térmica. Foram avaliadas as microestruturas e propriedades mecânicas nas diferentes concentrações. Os resultados indicaram que existe um percentual ótimo para a utilização do Bi, a partir do qual a microestrutura, e conseqüentemente, as propriedades mecânicas acabam sendo prejudicadas.

Palavras-chave: Solidificação, grafita chunky, FeSi-Bi, Inoculante, Microestrutura.

1. INTRODUÇÃO

Para analisar a solidificação de uma liga de ferro fundido deve-se levar em consideração, o diagrama binário Fe-C, combinado com elementos das ligas comerciais, Si, Mn, entre outros, pois o metal líquido ao perder temperatura encontrará a linha liquidus e de acordo com a quantidade de carbono a solidificação será hipoeutética, eutética ou hipereutética. Neste artigo trabalhou-se com uma liga levemente hipereutética para análise da formação da grafita Chunky.

Os eventos de nucleação da austenita e da grafita acontecem de maneira divorciada, uma vez que o principal agente da nucleação da austenita é a temperatura, enquanto que a grafita necessita de um substrato para nuclear. Adicionalmente, que de acordo com a presença e a quantidade de elementos deletérios, as linhas dos eutéticos estável e metaestável deslocam-se para cima ou para baixo, interferindo no super-resfriamento e alterando as estruturas das células eutéticas remanescentes (Lacaze; Castro; Lesoult, 1998).

Ruff e Wallace (1976 *apud* Stefanescu, 1988) afirmam que a formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos atuam como substratos para a solidificação da austenita e elementos como Cério e Boro restringem o crescimento da célula eutética. Labrecque e Gagne (1998) concordam com esta afirmação, e complementam que alguns elementos como Ti, V e Al aumentam o número das dendritas da austenita. O inoculante é de extrema importância para a criação destes substratos que objetivam a formação de nódulos no ferro fundido (Campbell, 2009). Segundo Lacaze, Castro e Lesoult (1998) as dendritas de austenitas iniciam na linha liquidus e se desenvolvem até o início da temperatura da reação eutética e quando a encontra param de crescer.

Por sua vez a grafita nucleia e cresce seguindo padrões distintos de crescimento: na direção-C [0001], normal ao plano do hexágono, onde não há concentração de oxigênio e enxofre; na direção-A [1010] nas faces laterais do hexágono, quando ocorre concentração de oxigênio e enxofre (Stefanescu, 1988). Essa nodularização acontece devido à energia da interface da austenita com a grafita prismática ser maior do que a energia da interface da austenita com a grafita basal (McSwain e Bates *apud* Stefanescu, 2016).

Através da análise de MEV e EDS, Stefanescu et al (2016) observando a deposição de folhas de grafeno hexagonais, com base no trabalho de Muhmond (2014), demonstraram por meio de metalografias a presença de folhas hexagonais na construção das estruturas da grafita, permanecendo fiel a sua teoria de crescimento na direção-C para grafita nodular e direção-A para grafita lamelar. Em seus estudos, Stefanescu et al (2016) ainda justificaram as alterações da morfologia da grafita pela presença de elementos deletérios, dentre eles citando o O₂, S e N, além de analisarem a formação da grafita nodular, que com a adição de Mg e o aumento do super-resfriamento constitucional, gera um crescimento na direção-A de forma reduzida.

Logo, conclui-se que a grafita cresce a partir do plano com a menor energia interfacial, onde a direção do crescimento das ligas Fe-C-Mg será na direção-C e para as ligas Fe-C-S o crescimento ocorrerá na direção-A (Stefanescu et al, 2016).

Os nódulos da grafita nucleiam no líquido onde podem crescer livremente por um tempo, na medida em que a temperatura vai diminuindo, nucleiam a austenita, quer como dendrita ou como casca em torno da grafita. A deposição da grafita primária termina quando o metal atinge a temperatura do eutético estável. Nesta temperatura, a austenita instantaneamente encapsula os nódulos que crescem durante a solidificação primária, com um invólucro de espessura inicial. Quando estes dois processos (nucleação e encapsulamento) ocorrem de forma sincronizada, mesmo que independentes e sem a presença de elementos deletérios, encontrar-se-á uma boa morfologia e distribuição dos nódulos de grafita, caso contrário, a distribuição uniforme dos nódulos será prejudicada (Hecht e Margerie *apud* Lacaze, Castro e Lesoult, 1998).

A forma da grafita em ferro nodular não é perfeitamente esférica, pois depende da taxa de resfriamento e da composição química, desvios significativos destes parâmetros acarretam vários defeitos nos nódulos ou até mesmo a não formação deste.

A nucleação bidimensional é uma possível teoria que explica os defeitos da grafita, justificando que as placas acabam depositando-se de forma irregular na presença de impurezas. Quando existem impurezas reativas no metal líquido, como o enxofre que altera a energia de superfície, isso resulta na mudança de deposição das placas e, por conseguinte, na direção de crescimento da grafita. Somado a isto, a ocorrência de baixo super-resfriamento provoca defeitos morfológicos típicos como grafita *Chunky*, grafita degenerada, grafita compactada, etc (Minkoff e Lux *apud* Stefanescu, 1998).

Outra teoria relaciona a formação da grafita defeituosa com o super-resfriamento durante a solidificação (cinético relacionado ao nodularizante mais a constitucional relacionado ao inoculante). Cada morfologia da grafita terá uma taxa de super-resfriamento a ser atingida, ou seja, para super-resfriamentos rápidos os nódulos apresentam uma forma mais esférica à medida que a taxa do super-resfriamento vai diminuindo, vai degenerando a forma esférica da grafita, chegando até ao ponto da grafita permanecer lamelar (Minkoff *apud* Stefanescu, 1998).

Em ambas as teorias a utilização de inoculante é de extrema importância para a criação dos substratos necessários a formação de nódulos no ferro fundido. O resultado do tratamento do inoculante é um incremento na temperatura mínima eutética (Lacaze, Castro e Lesoult, 1998). Isto acontece, pois alguns elementos químicos interferem nas temperaturas de solidificação estável e metaestável. No caso do Si, Ni, Cu, Co estes elementos deslocam a linha da temperatura estável para cima e a temperatura metaestável para baixo (Zhou, 2009).

Ao possuir um intervalo maior de solidificação as reações de precipitações que acontecem neste intervalo terão mais tempo para ocorrerem, com isso as dendritas de austenita desaceleram e a grafita pode se aglomerar com tempo satisfatório. (Lacaze, Castro e Lesoult, 1998). No entanto, quando o teor de Mg for insuficiente para desoxidar o fundido adequadamente, durante um determinado tempo, a morfologia da grafita provavelmente seria do tipo vermicular e *Chunky*, de acordo com o descrito na literatura de Muhmond (2014). A diferença entre grafita *Chunky* e grafita vermicular está na quantidade de Mg e no super-resfriamento constitucional, onde a primeira tem em maior quantidade (Stefanescu et al, 2016). Hamberg, Björkegren e Sun (2005), também propuseram que a perda de acoplamento da austenita com o nódulo da grafita, relacionada com a taxa de super-resfriamento, propicia a formação da grafita *Chunky*.

Segundo Karsay et al. (1976 *apud* Källbom, R.; Hamberg, K.; Björkegren, 2005), os elementos (Ce, Ca, Ni, Si, Al, Cu, RE) são promotores da grafita *Chunky*, enquanto que os elementos (As, Bi, B, Sb, Sn, Pb, Cu) são neutralizadores da grafita *Chunky*. Aprofundando seus estudos, Liu et al. (1983 *apud* Campbell, 2009) encontraram evidências de que a grafita *Chunky* cresce ao longo da direção-C, sendo uma degeneração da forma da grafita nodular, apresentando uma morfologia visivelmente irregular e ramificada. Essa segregação de impurezas no ferro nodular acarreta efeitos prejudiciais na estrutura, não promovendo a uniformidade das propriedades mecânicas. Os elementos como Si, Cu, Ni, Co e Al possuem segregação negativa, reduzindo a solubilidade do carbono e são segregados preferencialmente na austenita.

Kallbom et al. (2006 *apud* Campbell, 2009) concluíram que uma colaboração entre Mg, S, e O é importante para a formação da grafita *Chunky*, porque as partículas que estão em suspensão, disponível por longos tempos flutuando no centro da seção espessa onde a grafita *Chunky* é comumente encontrada, não irá contar com a presença de uma casca de austenita. Nesta região a temperatura é mais elevada, ocorrendo um aumento da segregação, de modo que o mecanismo de crescimento parece ser assimétrico (Campbell, 2009).

No início da solidificação se o teor de oxigênio é alto, tem-se uma maior possibilidade de formação da grafita *Chunky*. A morfologia do crescimento da grafita pode facilmente tornar-se grafita *Chunky* ou grafita vermicular, embora o conteúdo de S possa ser muito baixo no início. Isto ocorre quando os inoculantes não são fortemente desoxidantes e o tratamento com Mg não é eficaz ou ainda quando o teor de Mg é insuficiente para desoxidar o fundido adequadamente. (Muhmond, 2014).

Um exame mais detalhado revela que as plaquetas folhadas crescem na direção-A em comprimento e largura, e então parecem girar em torno do eixo-C. O mecanismo proposto enfatiza que todos os agregados da grafita são feitos de plaquetas da grafita, crescendo a partir de um núcleo. A forma do agregado final depende do empilhamento durante

o crescimento e das dendritas. Com o aumento do super-resfriamento constitucional, para a grafita vermicular e *Chunky*, o empilhamento das plaquetas é cada vez mais dominante ao longo do eixo-C, favorecendo o crescimento na direção-C (Stefanescu et al, 2016).

De acordo com Karsay et al. (1976 *apud* Källbom, R.;Hamberg, K.;Björkegren, 2005), o bismuto é um dos elementos que altera a morfologia da grafita *Chunky*, posto que tem baixo coeficiente de partição, atuando como neutralizador da mesma, aumentando as ramificações dendríticas.

Liang, Erjun e Changlog (2014), em seus experimentos, optaram pelo uso do bismuto metálico (0,005; 0,008; 0,011 e 0,014%) como neutralizador, pois este possui como propriedades físicas baixo ponto de fusão (271°C) e baixa solubilidade, já que seus átomos são pequenos e sua dispersão é maior na interface do ferro líquido, atuando como substrato de nucleação que suprime ou reduz a formação da grafita *Chunky*. A adição de Bi pode aumentar o número de nódulos reduzindo a segregação, formando nódulos com tamanho médio de 20µm, fazendo com que a segregação na região intercelular seja muito pequena (Zhou, 2010).

Nesse cenário, objetivou-se com o presente trabalho avaliar a influência da adição de FeSi-Bi sobre a alteração da morfologia da grafita em condições especiais de solidificação, usando o vazamento do metal líquido em luvas exotérmicas, de modo a aprofundar os conhecimentos das teorias supra mencionadas.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para a realização dos experimentos que serviram de apoio para este estudo, utilizou-se metal líquido na produção de ferro nodular base, o qual foi preparado com uma carga padrão (ferro gusa, carburante, carbetto de silício, sucata de aço de baixa liga e retorno), em um forno de indução de 12 ton. de média frequência (9000kw). Ao atingir a temperatura inicial de 1.400°C retirou-se uma amostra para avaliar a composição química, enquanto era executada a remoção da escória do forno. Após o resultado da análise, realizada em um espectrômetro de emissão óptica de 21 elementos químicos, foram feitas correções nas quantidades de silício e carbono. Em seguida, o metal líquido foi aquecido a uma temperatura de 1.500°C, sinalizando o início do processo de nodularização.

No momento da nodularização, posicionou-se uma panela para receber o material líquido na frente do forno de fusão, utilizando-se do método *Tundish Cover*, no qual foi utilizada a liga de magnésio FeSi-Mg com 8 a 10% Mg em peso, que deposita-se no fundo da panela, ficando coberta por chapas finas de aço com o objetivo de retardar a reação.

Posteriormente, a panela foi enviada ao forno vazador onde ficou pressurizada sob uma atmosfera de N₂ até o vazamento. Para atendimento da linha de produção, este processo foi repetido, a cada 5 minutos, com o intuito de manter o forno abastecido. As amostras foram retiradas em regime de produção, sem interferir na cadeia produtiva e de abastecimento da empresa. A tabela a seguir demonstra a composição química do metal na bica do forno vazador na hora da coleta da amostra.

Tabela 1. Composição química do forno vazador.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Cu	Ti	Pb
3,5841	2,2788	0,2125	0,0365	0,0045	0,0227	0,0088	0,0150	0,0206	0,0010
Sn	Mg	Bi	Ca	Ce	Sn+Cu/10	Ceq.	Mo	Ni	Nb
0,0063	0,0400	0,0061	0,0000	0,0030	0,0078	4,3559	0,0020	0,0041	0,0030
W	V	B	Co	Zn	As	Zr	La	Fe	
0,0100	0,0010	0,0010	0,0025	0,0829	0,0120	0,0020	0,0072	93,6588	

As amostras foram retiradas da bica do forno vazador usando-se um coletor de fibra cerâmica. O tipo de luva exotérmica utilizado foi o Feedex®, com a inserção de um termopar conforme é mostrado na Fig. (1), que gerou uma curva de análise térmica por amostra, capturando as variações que ocorrem no interior da mesma.

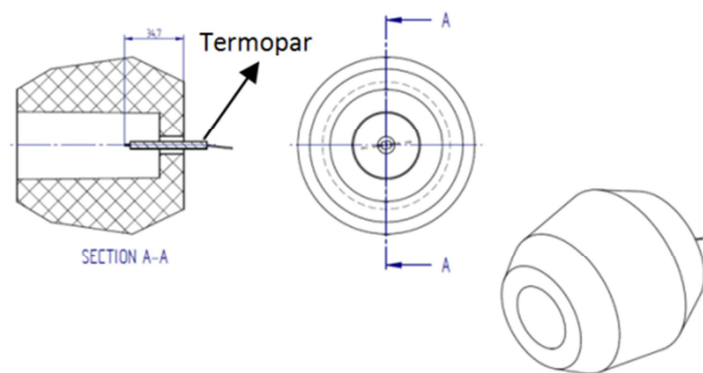


Figura 1. Esquema da montagem do experimento entre a luva HP 100 e o termopar tipo K, módulo 1,5 cm.

Para acompanhamento da variação da temperatura foi utilizado um termopar tipo K (Alumel-Chomel) com isolador cerâmico e sua ponta (junção) pintada com uma tinta à base de zirconita, evitando o rompimento do mesmo na coleta dos dados. O inoculante foi medido com balança de precisão em laboratório em ambiente controlado.

O objetivo do experimento foi provocar o surgimento da grafita chunky, alterando-se o resfriamento termodinâmico e incorporando inoculante para aumentar o super-resfriamento constitucional, a fim de simular o que acontece em peças com espessura elevada, onde ocorre a alteração da morfologia da grafita.

Iniciaram-se as amostras com o vazamento de uma luva sem inoculação e subsequentemente adicionou-se inoculante em pequenas quantidades, aumentando-se gradativamente, conforme Tab. (2). Cabe ressaltar que a quantidade de inoculante é um percentual do peso de uma luva previamente preenchida. O intuito foi avaliar a quantidade de inoculante necessária para eliminar o defeito. Para este fim foram obtidas 6 amostras. Como moldes dos corpos de prova, foram utilizadas as luvas exotérmicas comerciais. (HP100 com módulo de 1,5). Como inoculante utilizou-se uma liga comercial chamada INOFROG 46®; cuja composição química é Silício 68-75%; Bismuto 0,3-0,8%; Cálcio 1,20-2,00%; Terras raras 0,1- 0,50 %; Alumínio 0,70-1,50 %; Bário 0,10-0,60% (fonte: boletim técnico 07/08/2014 revisão 00), onde a granulometria foi reduzida para facilitar a dissolução devido ao volume reduzido da luva.

Tabela 2. Percentual em massa de inoculante utilizado para Luva Exotérmica de Módulo 1,5 cm.

Amostra	Percentual do inoculante INOFROG 46 (%)	Massa de INOFROG para a HP100(g)
Sem inoculante	0	0
Amostra I	0,23	1,53
Amostra II	0,4	2,65
Amostra III	0,67	4,44
Amostra IV	0,79	5,24
Amostra V	1,19	7,89

O inoculante foi medido em uma balança de precisão, marca Marte modelo AY220, com capacidade máxima de 220g e mínima de 0,01g, em ambiente de laboratório, com precisão de 0,0001g, devidamente calibrada. Estas quantidades de inoculação foram inseridas durante o vazamento do metal líquido, simulando o efeito da inoculação no jato.

Após a solidificação os corpos de provas foram cortados e divididos em duas partes, a primeira metade foi destinada à análise das propriedades mecânicas, usinadas em um torno CNC, evitando entalhes no corpo, posteriormente ensaiadas em uma máquina universal de ensaios mecânicos, da marca Panantec, Modelo 20TU750, ano 1987. Os resultados encontrados estão descritos a seguir na Tab. (3).

A segunda metade foi destinada às análises metalográficas, onde foram preparadas segundo as técnicas convencionais de lixamento e polimento. Posteriormente as amostras foram analisadas em um microscópio óptico, da marca Olympus, modelo BX51M, com aumento de 50x a 1000x. As análises das grafitas foram realizadas pelo software de imagem Stream Essentials 1.6, ano 2011, desenvolvido pela Olympus com base na norma ISO 945-1: 2008 (E). A metodologia adotada foi dividir a amostra em oito regiões diferentes, onde de cada região foram retiradas cinco

imagens, analisadas com o auxílio do referido software. Os valores finais representam os valores médios destas medições para cada diferente condição do experimento.

3. RESULTADO E DISCUSSÕES

A Tabela (3) apresenta os resultados dos ensaios mecânicos realizados nas amostras com diferentes percentuais de FeSi-Bi.

Tabela 3. Propriedades mecânicas encontradas nas amostras com Módulo 1,5 cm.

Amostra	Amostras Inoculadas com FeSi-Bi (%)	Dureza (HB)	Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Ruptura (MPa)	Alongamento (%)
Sem inoculante	0	181	317	373	2,7
Amostra I	0,23	168	326	425	4,7
Amostra II	0,4	173	358	488	6,5
Amostra III	0,67	163	352	477	10,2
Amostra IV	0,79	160	332	454	8,6
Amostra V	1,19	158	349	441	6,7

Ao analisar a Tab.(3) observa-se que a tensão de escoamento e a tensão de ruptura apresentaram pequeno intervalo entre o máximo e mínimo, ocorrendo variações significativas no alongamento; foco deste estudo. Ao constatar que o alongamento inicia com 2,7% na amostra sem inoculação e atinge o ponto máximo de 10,2% na amostra III e posteriormente este decai, sugere um ponto de inflexão da curva ou ponto de saturação de inoculante, o que é corroborado por Liang, Erjun e Changlog (2014) que afirmaram que a grafita *Chunky* não altera as propriedades mecânicas de tensão de escoamento e de ruptura do material, modificando apenas o seu alongamento.

A Tabela (4) apresenta os resultados das análises metalográficas quantitativas realizadas nas diferentes amostras obtidas.

Tabela 4. Análise metalografia quantitativa dos corpos da Luva Exotérmica com Módulo 1,5 cm.

Amostra	% Grafita Chunky	Grafita Nodular	Número de Nódulos/mm ²	% Grafita Vermicular (degenerada)
Sem inoculante	64,88 ±3,56	13,84 ±2,53	24,53 ±2,26	21,26 ±1,58
Amostra I	38,20 ±3,59	31,38 ±3,56	49,72 ±6,84	30,40 ±1,97
Amostra II	26,11 ±3,59	43,89 ±4,26	101,64 ±11,6	30,00 ±2,38
Amostra III	0	69,84 ±6,48	206,38 ±16,52	27,66 ±5,01
Amostra IV	0	54,58 ±3,78	162,46 ±12,03	45,43 ±3,78
Amostra V	0	52,78 ±5,00	152,38 ±18,46	47,28 ±5,01

Na Tabela (4), até a amostra III, observa-se que com o aumento progressivo do inoculante, há também um acréscimo no número de nódulos e na quantidade das grafitas nodulares bem formadas. A grafita vermicular cresce de maneira lenta e a grafita *chunky* diminui progressivamente até o seu desaparecimento. Ao ultrapassar a quantidade de 0,67% de inoculante é possível observar-se, por meio das amostras IV e V, que ocorreu uma inversão do fenômeno anteriormente descrito, onde o contínuo incremento de inoculante diminui o número de nódulos e a quantidades das grafitas bem formadas, em contrapartida, ocorreu o aumento da formação de grafitas degeneradas, originando o que parecem ser grafitas vermiculares com pontas arredondadas.

Por meio da Tab. (4) é possível verificar ainda que, na amostra sem inoculação, foram encontrados 64,88% de grafita *Chunky* com um desvio padrão de 3,56% e 24,53 nódulos por mm² com um desvio de 2,26. Campbell (2009) presume que tal fenômeno de ramificação nas grafitas vermicular, coral e *chunky* ocorre na nucleação inicial. Quanto mais finas e sem interrupção forem as morfologias destas grafitas (vermicular, coral e *chunky*), mais semelhantes serão entre si, no sentido que todas parecem ser acopladas na mesma forma de crescimento, pois avançam junto com a

austenita, razão pela qual se encontra tamanha ambiguidade e imprecisões na literatura a respeito do ferro fundido. (Campbell, 2009).

As Figuras (2) e (3) mostram de forma detalhada os resultados das análises quantitativas para uma amostra sem a adição de inoculante e para uma amostra com a adição de 0,67% em peso de FeSi-Bi.

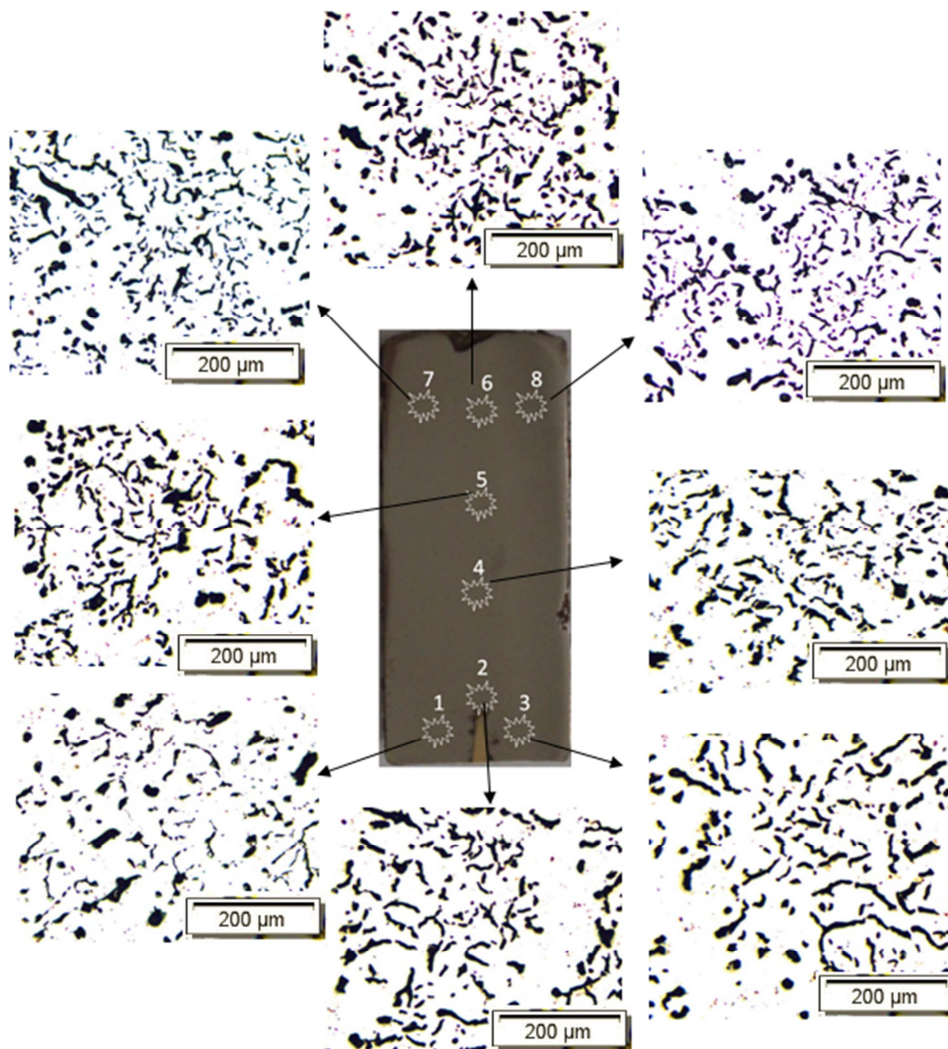


Figura 2. Amostra sem inoculação da luva exotérmica HP 100 Módulo 1,5, cm aumento de 50X.

Na Figura (2) a amostra sem inoculação demonstra a formação de grandes quantidades de grafita *chunky*, este comportamento está relacionado com o fato da luva ser exotérmica, condicionando o sistema a um resfriamento restrito, ou seja, o resfriamento é governado apenas pelo contato entre o metal líquido e a superfície interna da luva. Estas condições são suficientes para criar as primeiras dendritas de austenita, posteriormente o sistema encontra uma inércia térmica e as dendritas de austenita não irão mais progredir ou formar os braços secundários e terciários que efetivamente encapsulam a grafita. Algumas grafitas são encapsuladas pelo choque com as dendritas, formando uma casca, que em sua maioria não gera super-resfriamento suficiente para a criação dos braços ou ramificações secundários e terciários.

Quando não ocorrer o super-resfriamento suficiente para que as dendritas de austenita cresçam de maneira satisfatória e encapsulem os nódulos da grafita, acontecerá a degeneração da grafita ou grafita *Chunky*. As dendritas de austenita não conseguem encapsular as grafitas adequadamente, necessitando de um super-resfriamento na interface liquidus/austenita para que ela possa nuclear. Ao tornar os nódulos menores e em maiores quantidade haverá uma redistribuição da energia e o crescimento da austenita acontecerá de maneira mais acelerada devido ao super-resfriamento provocado pela presença do inoculante e da grafita na interface. (Muhmond, 2014).

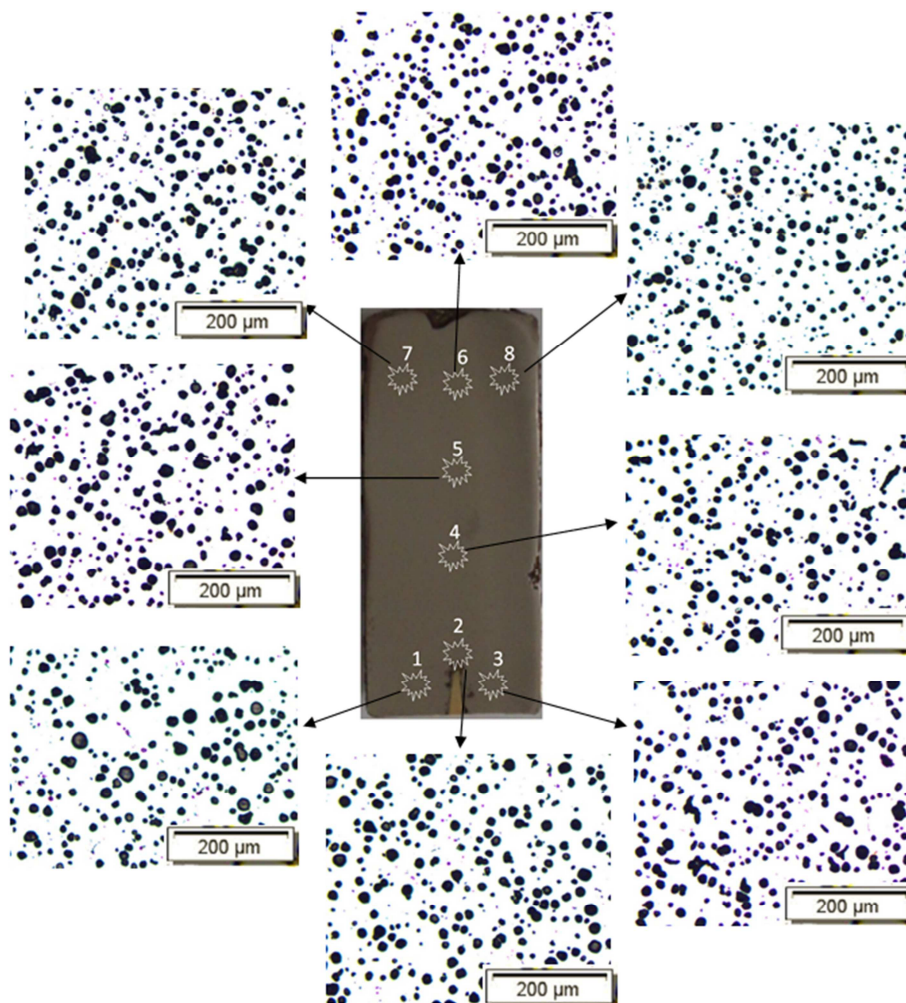


Figura 3. Amostra com inoculação de 0,67% FeSi-Bi, aumento de 50X.

A Figura (3) apresenta micrografias da amostra III, sendo a condição que proveu as melhores propriedades mecânicas, conforme mostrado na Tab. (2). O número de nódulos aumentou para 206,38mm² com um desvio de padrão de 16,52 e a quantidade de grafitas mal formadas apresentou índice na ordem de 27,66%. Estes valores sugerem que o índice de 0,67% pode ser reduzido levemente para este módulo. Ao ultrapassar a faixa de 0,67%, pode-se constatar que a grafita começa a alinhar-se de forma irregular, quase formando uma grafita vermicular.

O excesso de inoculante deve ser controlado e evitado, de acordo com a velocidade de resfriamento, para não prejudicar as propriedades mecânicas da peça. Com o aumento de inoculante, o número de nódulos chega a um ponto máximo e decai posteriormente para um número relativamente constante, causando outro tipo de defeito, reconhecido como uma grafita similar a grafita vermicular. Em outras palavras a grafita começa a crescer na direção-A.

A diferença do tamanho dos nódulos está diretamente relacionada com os processos de solidificação e inoculação, bem como, com a quantidade de oxigênio e enxofre que enriquecerem o líquido restante. Na interface sólido/líquido, o inoculante, o oxigênio e o enxofre remanescentes propiciarão os limites de concentração requeridos para uma nucleação uniforme, o que resultará em novas partículas de óxido/sulfeto. (Muhmond, 2014).

A ação do inoculante na cinética de solidificação foi analisada por meio das curvas de análise térmica, conforme mostra a Fig. (4). Os resultados demonstram uma redução significativa do tempo de solidificação quando houve o aumento na quantidade de inoculante. Na curva sem inoculação observou-se uma recalescência e o maior tempo de solidificação, com incidência de grafita *Chunky*. As demais curvas apresentaram platôs lineares, sem recalescência, com tempos de solidificação inferiores, com exceção da curva quatro que apresentou falha na conexão, não sendo possível obter os resultados para análise térmica.

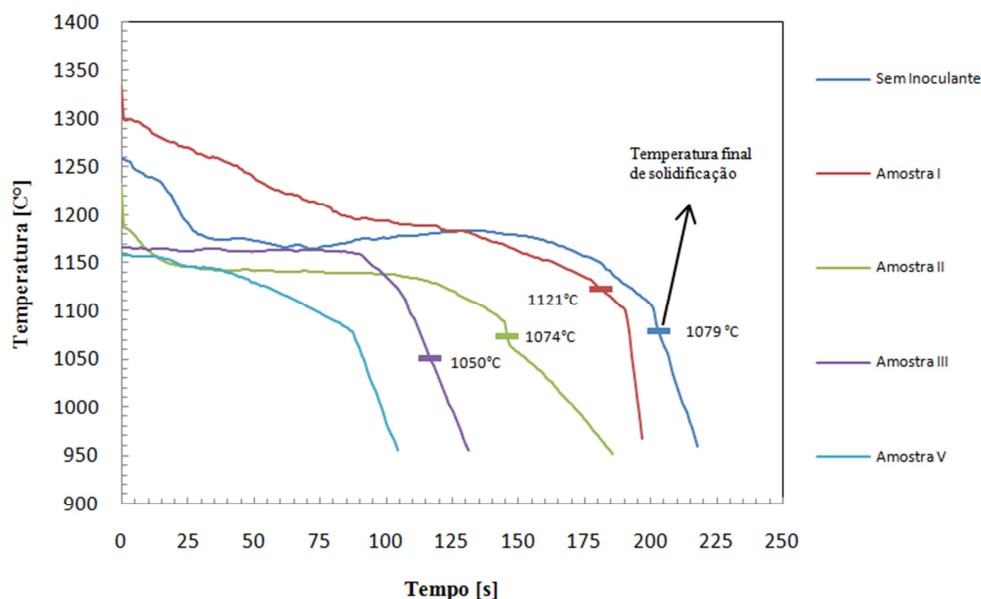


Figura 4. Gráfico da análise térmica, mostrando a influência do teor de inoculante FeSi-Bi sobre o tempo de solidificação.

Os resultados das quantidades de grafita *chunky* formadas para os diferentes percentuais de inoculante são apresentados na Fig. (5), onde se constata um declínio no percentual de grafita *chunky* com o aumento da quantidade de inoculante até o limite de 0,67%, ponto em que ocorreu a sua extinção. O experimento continuou com a adição de inoculante, mas a grafita acabou agrupando-se de forma irregular, pois ultrassou o ponto de saturação do sistema, estando em concordância com os experimentos realizados por Liang, Erjun e Changlog (2014), mesmo que referidos autores tenham utilizados o bismuto metálico e neste experimento tenha sido usada uma liga FeSi-Bi.

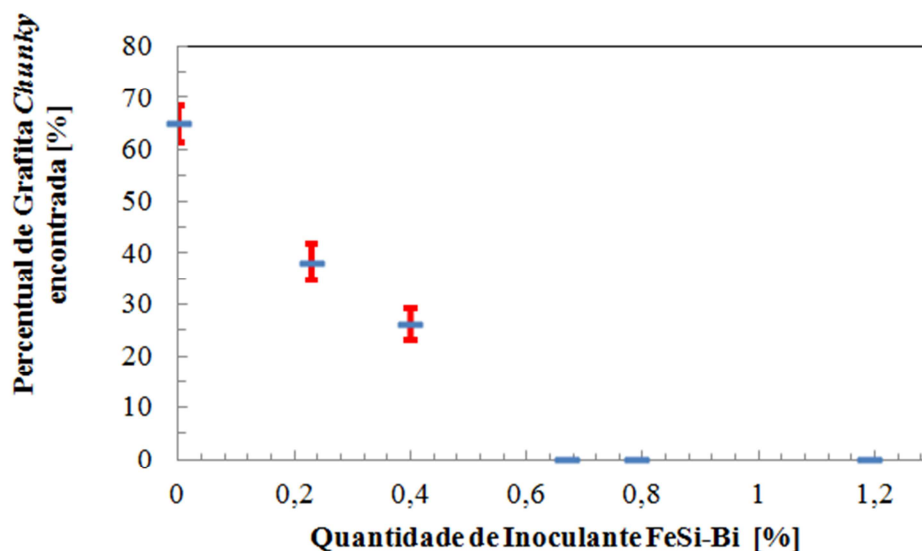


Figura 5. Gráfico mostra a redução de grafita *Chunky* em função da adição do inoculante FeSi-Bi.

O mesmo percentual de inoculante serviu para estabelecer o ponto de saturação onde ocorreu a diminuição do número de nódulos. Ao ultrapassar este ponto (0,67%), o volume de nódulos reduziu ou transmutou-se em diversos nódulos contíguos, alterando a morfologia da grafita com aparentes defeitos da classe III, de acordo com o descrito pela ISO 945-1:2008(E), conforme demonstrado na Fig. (6).

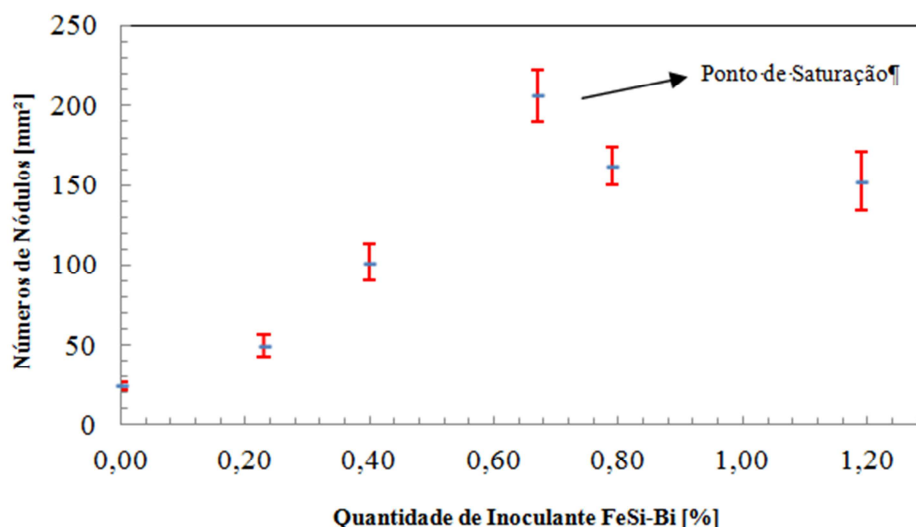


Figura 6. Gráfico mostrando o número de nódulos por mm² nas amostras e o ponto de saturação, para um módulo de 1,5.

Os perfis da solidificação variam muito devido à geometria de cada peça. Ao se examinar peças que apresentam design e perfis térmicos distintos, certamente ocorrerá divergência entre o número de nódulos e as propriedades mecânicas, devido à existência de regiões com módulos de resfriamento diferenciados.

Dessa forma, para atingir a melhor qualidade do produto final, é fundamental que o profissional da área de fundição conheça o ponto de saturação do inoculante que utilizar no processo de nucleação.

Por fim, interessante ressaltar que neste experimento não houve acompanhamento do bismuto residual, este que devido ao seu efeito de hereditariedade poderá gerar acúmulo no retorno, fato que por certo, poderá ser objeto de um novo estudo.

4. CONCLUSÃO:

A adição do inoculante FeSi-Bi foi efetiva na eliminação da grafita *chunky* com o aumento do número de nódulos por mm² até o percentual de 0,67% em peso.

A quantidade correta de inoculante deve ser investigada em cada caso, variando conforme o módulo da peça, sendo necessários estudos prévios para averiguação de eventuais defeitos. Os resultados deste trabalho podem ser um indicativo inicial para a solução do problema.

A utilização de quantidades excessivas de inoculante pode resultar em reduções no alongamento, de modo que devem ser evitadas.

5. AGRADECIMENTOS:

Agradecimento ao apoio do corpo diretivo e técnico da SCHULZ S.A Automotiva, sem o qual não seria possível a realização deste trabalho.

6. REFERENCIAS

- Campbell, John, 2009, A Hypothesis for Cast Iron Microstructures, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol.40, No. 6, pp.786-801.
- Hamberg, K.; Björkegren, L-E.; Sun, Z. X., 2005, "Chunky Graphite In Ductile Iron, A Literature Survey, Swedish Foundry Association-VINNOVA, Gjutdesign, pp.1-32.
- International Organization for Standardization, 2008 "ISO 945-1:2008(E): Microstructure of cast irons — Part 1: Graphite classification by visual analysis", 5 ed, pp.1-40.
- Källbom, R.; Hamberg, K.; Björkegren, L.-E., 2005, "Chunky Graphite – Formation And Influence On Mechanical Properties In Ductile Cast Iron", VTT SYMPOSIUM 237 Competent Design by Castings Improvements in a Nordic project, Espoo, Finland, pp. 64-87.

- Labrecque, C.; Gagné, M., 1998, Review Ductile Iron: Fifty Years of Continuous Development Canadian Institute of Mining and Metallurgy, Vol. 37, No. 5, pp.343-378.
- Lacaze, J.; Castro, M.; Lesoult, G., 1998, "Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-II, Numerical Simulation Acta Materialia, Vol. 46, No. 3, pp. 997-1010.
- Lesoult, G.; Castro, M.; Lacaze, J. 1998, Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-I, Physical Modeling Acta Materialia, Vol.46, n.3, pp.983-995.
- Liang, Song; Erjun, Guo; Changlong, Tan 2014, Effect of Bi on Graphite Morphology and Mechanical Properties of Heavy Section Ductile Cast Iron", China Foundry: Research & Development, Vol. 11, No. 2, pp.125-131.
- Muhmond, H. M., 2014, On the Inoculation and Graphite Morphologies of Cast Iron, PhD thesis, The Royal Institute Of Technology (KTH), Stockholm.
- Stefanescu, D.M., 1988, Cast Iron. ASM Handbook, vol.15, n.1, pp.168-181, ASM International.
- Stefanescu, D.M. et al., 2016, On the Crystallization of Compacted and Chunky Graphite from Liquid Multicomponent Iron-Carbon-Silicon-Based Melts Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.47, No. 8, pp.4012-4023.
- Stefanescu, D.M. et al., 2016, On The Crystallization Of Graphite From Liquid Iron-Carbon-Silicon Melts Acta Materialia, Vol.107, pp.102-126.
- Zhou, Jiyang 2009, Colour Metallography of Cast Iron - Introduction I, China Foundry: Serial Report, Vol.6, No.1, pp.57-69.
- Zhou, Jiyang. 2010, Colour Metallography of Cast Iron: Spheroidal Graphite Cast Iron (IV), China Foundry: Serial Report, Vol.7, No. 4, p.470-478.

7. DIREITOS AUTORAIS

Todos os direitos reservados. Todos os textos, imagens, gráficos, e outros materiais são protegidos por direitos autorais e outros direitos de propriedade intelectual pertencentes aos autores desta artigo, suas subsidiárias, afiliadas e licenciadas. Os autores, também, são proprietários dos direitos autorais de desenvolvimento, seleção, coordenação, diagramação e disposição dos materiais neste artigo. É expressamente vedada a cópia ou reprodução destes materiais para uso ou distribuição comercial, a modificação destes materiais, sua inclusão em websites e o seu envio á publicação em outros meios digitais e físicos, ou de qualquer outra forma dispor de tais materiais sem a devida autorização, estão sujeito às responsabilidades e sanções legais.

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF FeSi-Bi ON FORMATION OF CHUNKY GRAPHITE IN FERRITIC DUCTILE IRON

Adams Franceschelli Gogoy¹, adamsgodoy@hotmail.com
Guilherme Ourique Verran², guilherme.verran@udesc.br

¹ Metallurgical engineer SCHULZ S/A, Master student PGCEM/UDESC

² Doctor of Metallurgical Engineering, Full professor DEM/PGCEM/UDESC

Abstract: Ductile Irons has become a very used material in recent years, this because low cost and its mechanical properties, obtained from the characteristic microstructure resulting from the solidification. These properties come from the undercooling of graphite and austenite, mainly in classes FE38017 and ISO1083 / JS / 500-10. The objective of this study was to minimize or eliminate the formation of chunky graphite through to the use of FeSi-Bi as an inoculant. This nucleation defect can be found in parts of the wind turbine (hub) and automotive industry (turbo charger housings/manifolds). For this, special solidification conditions were created, altering the solidification kinetics, using an exothermic sleeve with a modulus of 1.5. The experiment consisted in introducing a thermocouple in the thermal center of glove, where later the liquid metal was cast. At each specimen, the amount of the inoculant was increased, the solidification being monitored by a thermal analysis system. Microstructures and mechanical properties were evaluated at different concentrations. The results indicated that there is an optimal percentage for the use of FeSi-Bi, from which the microstructure, and consequently, the mechanical properties end up being damaged.

Keywords: Solidification, Chunky, FeSi-Bi, Inoculant, Microstructure