

Efeito da espessura do fundido (de 3,2 a 5,8 mm) no limite de resistência de ferro fundido cinzento perlítico

Felipe Fonseca de Oliveira Lima ^{1*} Cesar Roberto de Farias Azevedo ¹ 

Resumo

O limite de resistência e a macro e microestruturas de ferro fundido cinzento perlítico com carbono equivalente igual a 4,25% foram investigados para espessuras de parede variando entre 3,2 e 5,8 mm (velocidade de resfriamento entre 29 e 6°C/s). Foram empregadas técnicas de caracterização microscópica para quantificar os principais parâmetros macro e microestruturais. A redução da espessura do fundido promoveu o refino do espaçamento secundário dos braços de dendritas de austenita (SDAS), do tamanho médio das células eutéticas (TMCE), do tamanho médio das colônias de perlita (TMCP), do espaçamento interlamelar médio da perlita (λ_{perlita}) e do diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{Hid}). Como consequência, ocorreu um aumento no valor máximo do limite de resistência à tração de 274 para 420 MPa com o aumento da velocidade de resfriamento. Esses resultados foram usados para testar dois modelos matemáticos de predição do limite de resistência de ferros fundidos cinzentos perlíticos em função de seus parâmetros macro e microestruturais.

Palavras-chave: Ferro fundido cinzento perlítico; Espessura fina de fundido; Limite de resistência; Parâmetros microestruturais; Validação de modelos matemáticos.

Effect of the casting thickness (3.2 to 5.8 mm) on the tensile strength of grey cast iron

Abstract

The tensile strength and the macro and microstructures of pearlitic grey cast iron with wall thickness varying from 3.2 to 5.8 mm (cooling velocity between 29 e 6°C/s) were investigated. Microscopic characterization techniques were employed to quantify the main macro and microstructural parameters. The reduction in cast thickness refined the austenite dendrite arm spacing (SDAS), the mean size of the eutectic cell (TMCE), the mean size of the pearlite colonies (TMCP), the pearlitic interlamellar spacing ($\lambda_{\text{pearlita}}$) and the interdendritic hydraulic diameter (D_{Hid}). Consequently, there was an increase in the average value of the tensile strength from 274 to 420 MPa due to the increase of the cooling velocity. These results were used to test two mathematical models, which use the macro and microstructural parameters of the pearlitic grey cast irons to predict their tensile strength.

Keywords: Pearlitic grey cast iron; Thin-wall casting; Tensile strength; Microstructural parameters; Mathematical model validation.

1 Introdução

Os ferros fundidos são ligas baseadas no sistema Fe-C-Si com adição de outros elementos de liga. As principais condições de processo que determinam o resultado da disputa entre as reações eutéticas estável e metaestável na solidificação de ferros fundidos são a composição química, a velocidade de solidificação e a inoculação, definindo o tipo, a distribuição e a morfologia da fase rica em carbono [1-4]. O controle destas variáveis de processo possibilita a obtenção

de ampla gama de propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos e, conseqüentemente, de aplicações na indústria automobilística [1,5]. Neste setor, busca-se reduzir a massa dos componentes pelo uso de materiais com maior relação entre o limite de escoamento e a densidade para diminuir o consumo de combustível e as emissões de CO₂ [6-10]. Os ferros fundidos cinzentos podem apresentar uma relação entre o limite de escoamento e a densidade próxima de

¹Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, Brasil.

*Autor correspondente: felipefolima@gmail.com



2176-1523 © 2021. Lima et al. Publicado pela ABM. Este é um artigo publicado em acesso aberto (Open Access) sob a licença Creative Commons Attribution, que permite uso, distribuição e reprodução em qualquer meio, sem restrições desde que o trabalho original seja corretamente citado.

0,03 MPa.m³/kg, enquanto esta relação para as ligas fundidas de alumínio tratadas termicamente pode ser próxima de 0,13 MPa.m³/kg [11]. A competição entre as ligas fundidas de alumínio e os ferros fundidos cinzentos na produção de blocos de motores automobilísticos tem exigido uma redução na espessura dos ferros fundidos cinzentos [12]. Esta redução da espessura aumenta a velocidade de resfriamento, alterando as condições de nucleação e crescimento na solidificação, principalmente em relação ao espaçamento interdendrítico da austenita primária, à morfologia do eutético estável e à formação de carbonetos de solidificação [4,13]. Adicionalmente, o aumento da velocidade de resfriamento também afeta as reações de decomposição da austenita, reduzindo o tamanho das colônias de perlita e de seu espaçamento interlamelar [1].

Collini et al. [14] estudaram a relação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas de ferros fundidos cinzentos perlíticos, mostrando que quanto menor o tamanho das células eutéticas, maior é o limite de resistência. Eles indicam que a quantidade de grafita e o tamanho médio da célula eutética são parâmetros microestruturais importantes para a definição das propriedades mecânicas desses ferros fundidos. Behnam et al. [15] estudaram o efeito da velocidade de resfriamento e da microestrutura nas propriedades de ferros fundidos cinzentos perlíticos com espessuras de placa variando de 5 mm (18°C/s) a 55 mm (2°C/s). Os resultados mostram que o aumento da velocidade de resfriamento diminui o espaçamento das dendritas primárias (DAS), o espaçamento dos braços secundários de dendrita (SDAS) e o espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$), além de aumentar a dureza. Furlakidis et al. [16] estudaram a influência da velocidade de resfriamento e do carbono equivalente na microestrutura e nos valores do limite de resistência de ferros fundidos cinzentos perlíticos. Os resultados indicam que, para um mesmo valor de carbono equivalente (CE), os maiores valores de resistência mecânica são encontrados para as amostras resfriadas nos moldes metálicos. A redução do valor do CE de 4,3 para 3,4% aumenta o valor do limite de resistência, especialmente para as amostras fundidas em areia. A análise dos resultados sugere que o aumento na resistência mecânica dos ferros fundidos é influenciado pela redução do diâmetro da célula eutética e pelo aumento da fração volumétrica de austenita primária. Furlakidis e Diószegi [17] aplicaram modelamento matemático para correlacionar o limite de resistência dos ferros fundidos cinzentos perlíticos com suas características macro e microestruturais. O aumento da proporção de dendritas primárias de austenita na microestrutura aumenta o limite de resistência do ferro fundido cinzento. Os autores investigaram o efeito do módulo da dendrita primária (M_{pp}) e do diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hid}) sobre o limite de resistência (LR), sendo que o diâmetro hidráulico foi utilizado para substituir o comprimento da trinca usado na equação de Griffith [18].

No caso de aços perlíticos, Hyzak e Bernstein [19] estudaram a influência da microestrutura na resistência à tração e na tenacidade. Seus resultados mostram que o limite de escoamento desses aços é controlado pelo espaçamento

interlamelar da perlita e pelo tamanho de grão da austenita. Kavish e Baker [20] estudaram o efeito do tamanho de grão da austenita e do espaçamento interlamelar de perlita nas propriedades mecânicas de aço perlítico. Seus resultados confirmam que o limite de escoamento aumenta com a redução do espaçamento interlamelar da perlita. Modi et al. [21] estudaram o efeito do espaçamento interlamelar da perlita nas propriedades mecânicas do aço perlítico e seus resultados mostram que a redução do espaçamento interlamelar da perlita aumenta o limite de escoamento do aço perlítico, seguindo uma relação tipo de Hall-Petch.

Em 2018, Furlakidis et al. [22,23] propuseram novos modelos matemáticos para prever o limite de resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos perlíticos. Os modelos combinam os parâmetros macro e microestruturais com as equações modificadas de Griffith e de Hall-Petch. Além de usar o valor do diâmetro hidráulico, os autores incluíram em um dos modelos o espaçamento interlamelar da perlita, que não havia sido considerado no modelo anterior [17]. Os resultados mostram que os modelos matemáticos preveem com sucesso o limite de resistência dos ferros fundidos cinzentos perlíticos para uma gama de composições químicas e velocidades de solidificação.

O objetivo do presente trabalho é avaliar o efeito da espessura do fundido nas macro e microestruturas e nas propriedades mecânicas de tração dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica com carbono equivalente igual a 4,25%. Os resultados serão usados para testar dois modelos matemáticos [22,23] de predição do limite de resistência à tração de ferros fundidos cinzentos em função de suas características macro e microestruturais.

2 Materiais e métodos

Os experimentos foram realizados no sistema de fundição desenvolvido com o auxílio do software MAGMASOFT®. Em cada molde foi possível fundir 4 placas com espessuras distintas (vide setas pretas na Figura 1). A temperatura do metal líquido foi controlada durante a etapa de elaboração e registrada na panela de vazamento, que foi considerada como a temperatura de vazamento, mantida em 1500°C. A etapa de inoculação foi realizada durante a transferência do metal líquido do forno de elaboração para a panela de vazamento, utilizando 0,5% em massa da carga fundida de inoculante com adições de Sr e Zr. A desmoldagem foi realizada 18h após o vazamento. A análise química dos elementos Si, Cr, Cu, Sn, Mn e P foi realizada por fluorescência de raios X com o equipamento SHIMADZU XRF 500. Os teores de C e S foram determinados pelo método de combustão direta pelo equipamento LECO CS 300.

Após as amostras serem separadas do sistema de fundição, elas foram limpas com jateamento de granalha S300. Três corpos de prova do tipo gravata, segundo a norma ASTM E8/E8M 16a [24], foram confeccionados a partir de cada placa por eletroerosão a fio. Os ensaios de tração foram

realizados na máquina SINTECH MTS (com certificado de calibração do IPT) com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} à temperatura ambiente. Foram extraídas amostras metalográficas dos corpos de prova de tração após os ensaios mecânicos, sendo que o plano de observação metalográfica foi paralelo à superfície de fratura. As amostras metalográficas foram examinadas no microscópio óptico (MO) para determinar a presença de porosidades e a fração volumétrica e a morfologia da fase grafita.

Em seguida, foi realizada a caracterização microestrutural com ataque químico colorido (10g ácido pícrico, 40g de hidróxido de potássio, 10g de hidróxido de sódio e 50ml de água destilada por tempo de ataque de 3 a 5 minutos à temperatura nominal de 90°C) com o objetivo de medir o tamanho das células eutéticas e espaçamento secundário dos braços de dendritas de austenita [25].

Para a determinação do tamanho médio de células eutéticas (TMCE), que não são perfeitamente esféricas, foi considerada a média entre o maior comprimento da célula eutética e o comprimento perpendicular. Para a determinação do espaçamento médio entre os braços secundários das dendritas de austenita (secondary dendrite arm spacing, SDAS) foi usado um software de edição de imagem GIMP 2.8 alimentado com imagens digitais obtidas em MO (aumento de 200x). O valor de SDAS foi determinado medindo-se o comprimento do eixo central de cada dendrita e o número de intersecções presentes no eixo central (ou seja, os braços secundários). Dessa forma, divide-se o comprimento central da dendrita pelo número de intersecções. O diâmetro hidráulico interdendrítico foi determinado pela divisão da área total do espaço interdendrítico (A_{ip} , em μm^2) pelo perímetro da austenita primária (P_{γ} , em μm), vide Figuras 2a e 2b, usando o software GIMP-2 [17,22,23]. Amostras selecionadas foram analisadas nos microscópios eletrônicos de varredura Jeol JSM 6300 e Jeol JSM-6010LA, usando imagem de elétrons secundários (IES) e imagem de elétrons retroespalhados (IER) para caracterizar a matriz perlítica. Durante a análise, foram selecionadas colônias de perlita com estrutura lamelar perpendicular ao observador, para realizar as medidas do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$). Amostras selecionadas em corte perpendicular à fratura foram analisadas nos microscópios eletrônicos de varredura, usando imagem de elétrons secundários (IES) e imagem de elétrons retroespalhados (IER), para documentar o caminho de propagação da trinca.

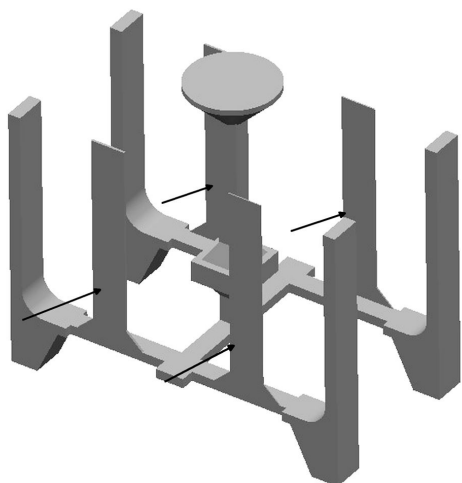


Figura 1. Sistema de fundição desenvolvido com o auxílio do software MAGMASOFT®. Em cada molde foi possível à fundição de 4 placas com espessuras distintas (vide setas).

SDAS) foi usado um software de edição de imagem GIMP 2.8 alimentado com imagens digitais obtidas em MO (aumento de 200x). O valor de SDAS foi determinado medindo-se o comprimento do eixo central de cada dendrita e o número de intersecções presentes no eixo central (ou seja, os braços secundários). Dessa forma, divide-se o comprimento central da dendrita pelo número de intersecções. O diâmetro hidráulico interdendrítico foi determinado pela divisão da área total do espaço interdendrítico (A_{ip} , em μm^2) pelo perímetro da austenita primária (P_{γ} , em μm), vide Figuras 2a e 2b, usando o software GIMP-2 [17,22,23]. Amostras selecionadas foram analisadas nos microscópios eletrônicos de varredura Jeol JSM 6300 e Jeol JSM-6010LA, usando imagem de elétrons secundários (IES) e imagem de elétrons retroespalhados (IER) para caracterizar a matriz perlítica. Durante a análise, foram selecionadas colônias de perlita com estrutura lamelar perpendicular ao observador, para realizar as medidas do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$). Amostras selecionadas em corte perpendicular à fratura foram analisadas nos microscópios eletrônicos de varredura, usando imagem de elétrons secundários (IES) e imagem de elétrons retroespalhados (IER), para documentar o caminho de propagação da trinca.

3 Resultados

O resultado de análise química conforme Tabela 1. As Figuras 3a, 3b e 3c mostram a microestrutura obtida por microscopia óptica sem ataque químico das amostras de ferro fundido com espessura de 3,2, 4,6 e 5,8 mm. Na amostra 7B, com espessura de 3,2 mm (Figura 3a), é possível observar uma estrutura de grafita predominantemente interdendrítica, tipo E. Na amostra 8C, com espessura de 4,6 mm (Figura 3b) é possível observar uma estrutura de grafita do tipo D. Na amostra 5A, com espessura de 5,8 mm (Figura 3c), é possível observar a estrutura da grafita tipo A. Percebe-se que quanto menor a espessura do fundido mais refinada será a grafita, ou seja, ela passa de grafita do tipo A com espessura de 5,8 mm para grafita do tipo E com espessura de 3,2 mm. As Figuras 4a, 4b e 4c mostram a microestrutura obtida por microscopia óptica com ataque colorido das amostras de ferro

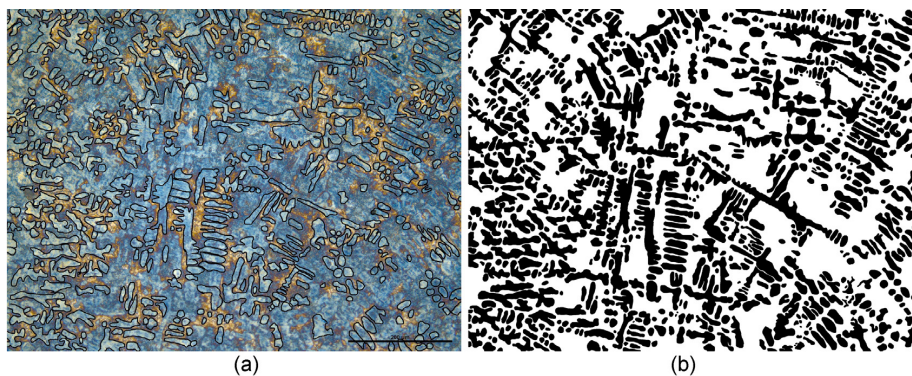


Figura 2. (a) Micrografia com delineamento manual de dendritas primárias. Ataque Rivera. (b) Imagem binária tratada com o software GIMP-2. Área em preto representa as dendritas de austenita e as regiões em branco a região interdendrítica.

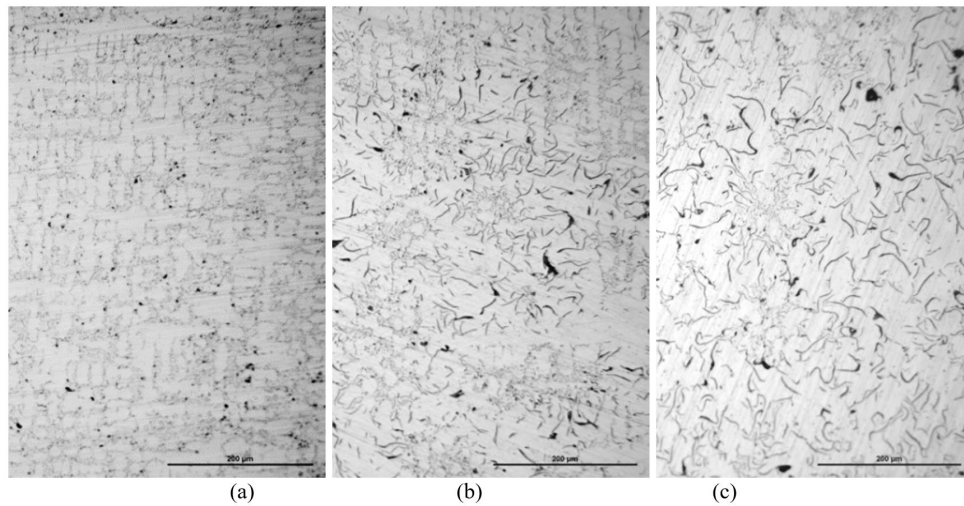


Figura 3. Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento com aumento de 100x. (a) Amostra 7B com espessura de 3,2 mm, grafita predominantemente interdendrítica, tipo E. (b) Amostra 8C com espessura de 4,6 mm, grafita do tipo D. (c) Amostra 5A com espessura de 5,8 mm, grafita tipo B. Observa-se um refino da lamela de grafita com a redução da espessura do fundido de 5,8 para 3,2 mm.

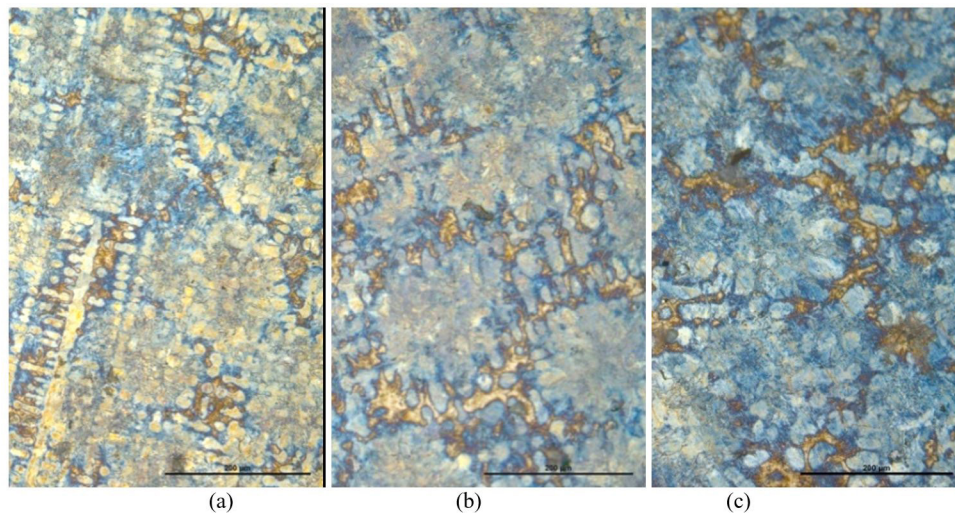


Figura 4. Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento com aumento de 100x. (a) Amostra 7B com espessura de 3,2 mm. (b) Amostra 8C com espessura de 4,6 mm. (c) Amostra 5A com espessura de 5,8 mm. Observa-se o refino das células eutéticas (TMCE), das dendritas primárias de austenita e da região interdendrítica (D_{Hid}) com a redução da espessura do fundido de 5,8 para 3,2 mm.

Tabela 1. Composição química das corridas (%massa)

Ceq	%C	%Si	%Cr	%Cu	%Sn	%Mn	%S	%P
4,25	3,3	2,9	0,25	0,7	0,05	0,5	0,08	0,02

fundido com espessura de 3,2, 4,6 e 5,8 mm. O ataque colorido foi utilizado para revelar as células eutéticas e dendritas primárias. Observa-se que os parâmetros microestruturais (TMCE e SDAS) diminuem com a redução da espessura do fundido. As Figuras 5a, 5b e 5c mostram a caracterização por microscopia eletrônica dessas amostras. Observam-se as lamelas da perlita refinadas (pela redução da espessura) com diferentes orientações cristalográficas e os veios de grafita entre as lamelas perlita.

Os valores máximos de limite de resistência estão mostrados juntamente com os principais parâmetros macro e microestruturais (vide Tabela 2). Observa-se, de modo geral, que quanto menor a espessura do fundido, maior é o

valor máximo do limite de resistência. Existe uma tendência do aumento do valor máximo do limite de resistência com o aumento da velocidade de resfriamento de 6 para 29°C/s. O aumento dessa velocidade causa o refino microestrutural, com redução dos valores dos parâmetros microestruturais (TMCE, SDAS, D_{Hid} e $\lambda_{perlita}$).

As Figuras 6a, 6b e 6c mostram o caminho de propagação da trinca das amostras 7B (espessura de 3,3 mm e limite de resistência de 420 MPa), 8C (espessura de 4,6 mm e limite de resistência de 344 MPa) e 5A (espessura de 5,8 mm e limite de resistência de 255 MPa). A trinca nucleia e cresce na interface entre a grafita e a matriz perlítica. A amostra 7B, que apresentou o maior limite de resistência à tração (420 MPa), apresenta maior resistência à propagação de trinca, desde modo a linha de propagação da trinca é mais rugosa, vide Figura 6a. Adicionalmente, são mostrados os valores de limite de resistência calculados por dois modelos

Tabela 2. Caracterização dos corpos de prova de tração: espessura, tamanho médio das células eutéticas (TMCE), espaçamento secundários dos braços de dendrita (SDAS), diâmetro hidráulico (D_{Hid}), espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) e valor máximo do limite de resistência experimental ($\sigma_{tração}$). Os valores extrapolados do limite de resistência são mostrados

Amostra	Esp. (mm)	Taxa (°C/s)	Grafita (%)	TMCE (µm)	SDAS (µm)	D_{Hid} (µm)	$\lambda_{perlita}$ (µm)	$\sigma_{tração}$	$\sigma_{tração}$	$\sigma_{tração}$
								(MPa) Exp.	(MPa) Equação 1	(MPa) Equação 2
5C	5,8	6	8,8	172 ± 9	23 ± 2	23	0,34	274	251	278
1A	5,0	8	8,7	138 ± 3	21 ± 1	14,4	0,27	377	320	350
8C	4,6	10	8,1	161 ± 7	23± 2	16,8	0,19	344	296	356
4B	4,0	13	8,2	123 ± 3	18± 1	14	0,26	374	325	358
7B	3,2	29	9,4	130 ± 9	15 ± 1	15	0,16	420	313	388

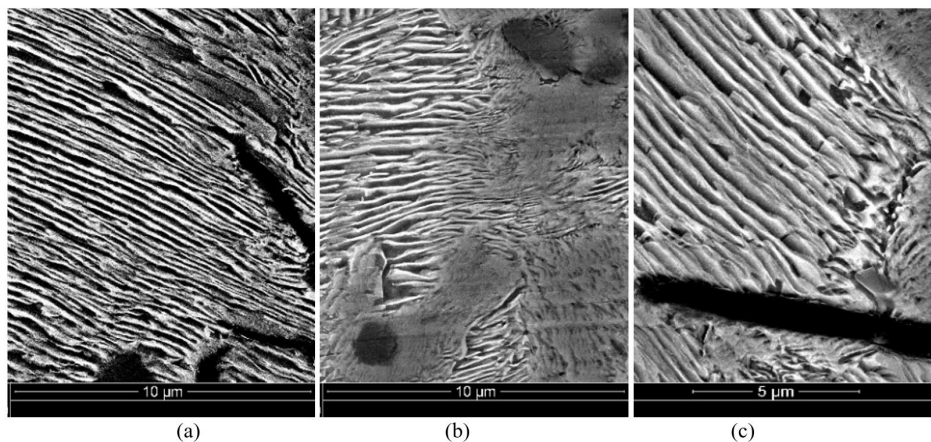


Figura 5. Micrografia em microscópio eletrônico de varredura do ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3%, aumento de 15000x. (a) Amostra 7B com espessura de 3,2 mm. (b) Amostra 8C com espessura de 4,6 mm. (c) Amostra 5A com espessura de 5,8 mm. Observa-se o refino do espaçamento interlamelar da perlita com a redução da espessura do fundido de 5,8 para 3,2 mm.

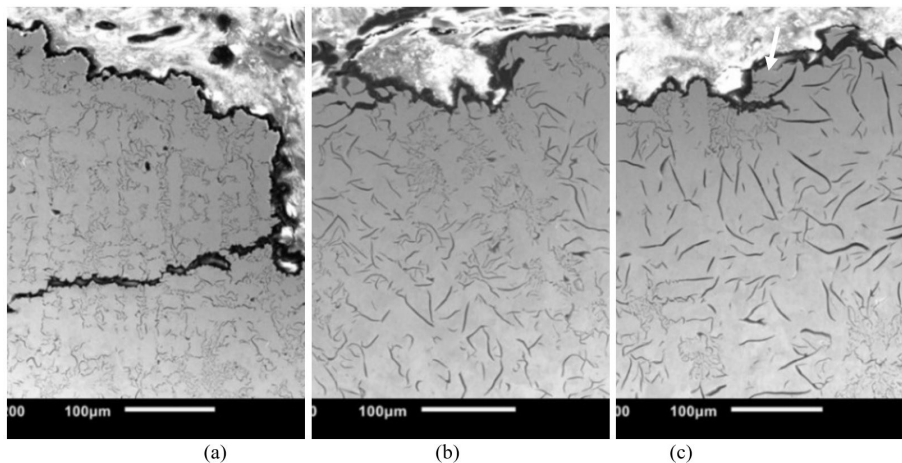


Figura 6. Micrografia em microscópio eletrônico de varredura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% aumento 200x, mostrando o caminho de propagação da trinca. (a) Amostra 7B com espessura de 3,3 mm, LR 420 MPa. (b) Amostra 8C com espessura de 4,6 mm, LR 344 MPa. (c) Amostra 5A com espessura de 5,8 mm, LR 255 MPa.

preditivos do limite de resistência a partir de parâmetros microestruturais, que serão discutidos posteriormente, baseados nas equações modificadas de Griffith (equação 1) e Hall-Petch (equação 2).

$$LR = 1212 / \sqrt{D_{Hid}} \quad (1)$$

$$LR = 70,9 + 491,2 / \sqrt{D_{Hid}} + 295,7 / \sqrt{D_{Hid} \cdot \lambda_{perlita}} \quad (2)$$

4 Discussão

Os resultados mostram que o valor máximo do limite de resistência à tração do ferro fundido cinzento perlítico aumentou de 274 MPa para 420 MPa com a redução dos parâmetros microestruturais analisados (TMCE, SDAS, D_{Hid} e $\lambda_{perlita}$), como visto na Tabela 2.

Foram usadas as equações produzidas por Fourlakidis et al. [17,22,23], que usa equações modificadas

de Griffith (equação 1) e Hall-Petch (equação 2) para estimar os valores do limite de resistência (em MPa) das placas de ferro fundido cinzento perlítico produzido no presente estudo. Os valores calculados (vide Tabela 2) foram comparados com os valores experimentais da literatura [17,22,23] e do presente trabalho (vide Figura 7). Observa-se que a equação modificada de Hall-Petch prediz melhor os valores de limite de resistência do que a equação baseada em Griffith (o coeficiente angular da reta de Hall-Petch, 0,93, é bem mais próximo da unidade, que representa a igualdade entre os valores calculados e experimentais).

A validação dos dois modelos propostos usando os resultados experimentais do presente trabalho e do grupo de pesquisa do Fourlakidis [17,22,23] apresentou resultados satisfatórios em termos de coeficiente de determinação ajustado ($0,70 < R^2 < 0,80$). Esta observação reforça a importância da precisão na determinação do diâmetro hidráulico e do espaçamento interlamelar da perlita. O procedimento de medição do espaçamento interlamelar da perlita por microscopia eletrônica de varredura é trabalhoso,

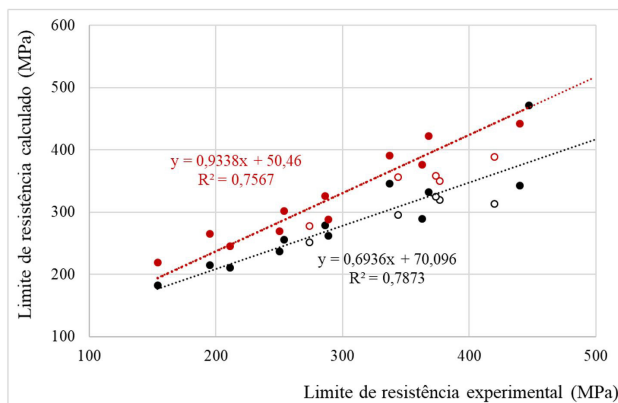


Figura 7. Teste de validação dos modelos matemáticos. Valores de limite de resistência à tração calculado utilizando as equações modificadas de Griffith (preto) e de Hall-Petch (vermelho) o versus os valores experimentais atuais (círculos vazios) e experimentais da literatura (círculos sólidos) do limite de resistência à tração [17,22,23].

devido ao intenso gradiente microestrutural da perlita e a necessidade de uso de colônias orientadas adequadamente à medição. O método de medição do diâmetro hidráulico (vide Figuras 2a e 2b) mostrou-se extremamente subjetivo e trabalhoso. A padronização e automação da medida dos dois parâmetros microestruturais são fundamentais para o ajuste fino de testes de validação dos dois modelos de predição de propriedades mecânicas de ferros fundidos cinzentos [17,22,23].

4 Conclusões

- A redução da espessura do fundido de 5,8 mm para 3,8 mm e o consequente aumento da velocidade de resfriamento de 6 para 29°C/s causaram refino microestrutural do ferro fundido cinzento perlítico, traduzido pelos valores dos parâmetros microestruturais TMCE, SDAS, D_{hyd} e $\lambda_{perlita}$;
- O refino microestrutural causou um aumento de 50% no valor máximo do limite de resistência à tração do ferro fundido cinzento perlítico;
- Equações modificadas de Griffith e Hall-Petch para predição do limite de resistência de ferros fundidos cinzentos perlíticos com base no espaçamento interlamelar da perlita e no diâmetro hidráulico da região interdendrítica do ferro fundido cinzento perlítico mostraram satisfatória aderência com os resultados experimentais ($0,70 < R^2 < 0,80$);
- Ressalta-se a necessidade de padronizar os procedimentos de determinação do diâmetro hidráulico e do espaçamento interlamelar da perlita em ferros fundidos cinzentos para novas validações dos modelos extrapolativos do limite de resistência de ferros fundidos cinzentos a partir de duas variáveis microestruturais.

Referências

- 1 Elliott R. Cast Iron technology. London: Butterworth & Co.; 1988.
- 2 Campbell J. Complete casting handbook - metal casting processes, metallurgy, techniques and design. USA: Elsevier; 2015.
- 3 Stefanescu DM. Science and engineering of cast solidification. USA: Springer; 2009.
- 4 Górný M, Tyrala E. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings. Journal of Materials Engineering and Performance. 2013;22:300-305.
- 5 Santos ABS, Branco CHC. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo: IPT; 1989.
- 6 Beste F, Schöffmann W, Marquard R. Lightweight design - a challenge for modern passenger car engines. Seoul: Age International; 2000. FISITA World Automotive Congress.
- 7 Guesser WL, Cabezas CS, Guedes LC, Zanatta AM. High temperature strength of cast irons for cylinder heads. Materials Science Forum. 2018;925:385-392.

- 8 Stefanescu DM. Lightweight iron castings – can they replace aluminum castings? In: Proceedings of the 65th World Foundry Congress; 2002; Gyeongju, Korea. Seoul: The Korean Foundrymen's Society. p. 71-77.
- 9 Frás E, Górný M, Lopez H. Thin wall ductile iron castings as substitutes for aluminium alloy castings. Archives of Metallurgy and Materials. 2014;59(2). <http://dx.doi.org/10.2478/amm-2014-0076>.
- 10 Du Pont. [online] Du Pont. [cited 2016 Apr 5]. Available at: <http://www.dupont.com/industries/automotive/articles/lightweighting.html>
- 11 Granta Design. CES Edupack. USA: Granta Design; 2019. Software.
- 12 Lima FFO. Influência da espessura e do carbono equivalente nas propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos cinzentos com espessura fina de parede [dissertação]. São Paulo: Universidade de São Paulo; 2020.
- 13 Vazehrad S. Shrinkage porosity characterization in compacted cast iron components [thesis]. Stockholm: Royal Institute of Technology; 2011.
- 14 Collini L, Nicoletto G, Konečná G. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. Materials Science and Engineering A. 2008;488:529-539.
- 15 Behnam MMJ, Davami P, Varahram N. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of gray cast iron. Materials Science and Engineering A. 2010;528:583-588.
- 16 Foulakidis V, Diaconu LV, Diószegi A. Effects of carbon content on the ultimate tensile strength in gray cast iron. 2010;649:511-516.
- 17 Foulakidis V, Diószegi A. A generic model to predict the ultimate tensile strength in pearlitic lamellar graphite iron. Materials Science and Engineering A. 2014;618:161-167.
- 18 Anderson TL. Fracture mechanics - fundamentals and applications. 4th ed. Boca Raton: CRC Press; 2017.
- 19 Hyzak JM, Bernstein IM. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. Metallurgical Transactions A. 1976(7):1217-1224.
- 20 Kavishe FPL, Baker TJ. Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel. Materials Science and Technology, 1986;2(8):816-822.
- 21 Modi OP, Desmukh N, Mondal DP, Jha AK, Yegneswaran AH, Khaira HK. Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. Materials Characterization. 2006;46:347-352.
- 22 Foulakidis V, Diaconu LV, Diószegi A. Strength prediction of lamellar graphite iron: from Griffith's to Hall-Petch modified equation. Materials Science Forum. 2018;925:272-279.
- 23 Foulakidis V, Belov I, Diószegi A. Strength prediction for pearlitic lamellar graphite iron: model validation. Metals. 2018;8(9):684.
- 24 ASTM International. ASTM E8/E8M - 16a: Standard Test Method for tension test of Metallic Materials. West Conshohocken: ASTM International; 2016.
- 25 Rivera GL, Boeri RE, Sikora JA. Revealing the solidification structure of nodular iron. Cast Metals. 1995;8(1):1-5.

Recebido em: 01 Abr. 2020

Aceito em: 20 Jul. 2020