FELIPE FONSECA DE OLIVEIRA LIMA

**Influência da espessura e do carbono equivalente nas
propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos
cinzentos com espessura fina de parede**

São Paulo

2020

FELIPE FONSECA DE OLIVEIRA LIMA

**Influência da espessura e do carbono equivalente nas
propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos
cinzentos com espessura fina de parede**

Versão Corrigida

**Dissertação de mestrado apresentada à
Escola Politécnica da Universidade de São
Paulo para a obtenção do título Mestre em
Ciências.**

Área de Concentração:

Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

**Orientador: Prof. Dr. Cesar Roberto de Farias
Azevedo.**

São Paulo

2020

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Lima, Felipe Fonseca de Oliveira
Influência da espessura e do carbono equivalente nas propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos cinzentos com espessura fina de parede
/ F. F. O. Lima -- versão corr. -- São Paulo,
2020. 154 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.ferro fundido cinzento 2.velocidade de solidificação 3.espessura fina de parede 4.diâmetro hidráulico interdendrítico 5.propriedades mecânicas de tração I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais, amigos e familiares por sempre estarem ao meu lado.

Ao Prof. Dr. Cesar Roberto de Farias Azevedo pela orientação em todos os momentos no decorrer da elaboração deste trabalho.

À Tupy pelo apoio na realização deste projeto. Em especial, meus agradecimentos ao Dr. Luis Carlos Guedes, Dr. Wilson Luis Guesser, Cassio Luis Francisco de Andrade e Amauri Baggenstoss; e aos técnicos do laboratório, principalmente ao Moacir José Bento pelo auxílio na realização dos ensaios laboratoriais.

Aos pesquisadores e técnicos do Instituto de Pesquisas Tecnológicas de São Paulo (IPT) pela disponibilização dos equipamentos e instalações, além do auxílio nos experimentos e caracterização das amostras, principalmente ao Dr. Eduardo Albertin pelas discussões e contribuições ao longo do projeto.

Aos amigos Gustavo, Rafael e Renato pelos debates, ideias e apoio durante todo o projeto.

RESUMO

Esse trabalho estudou o efeito da variação do carbono equivalente (3,90 e 4,20%) e da espessura (velocidade de resfriamento) na microestrutura e propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica (fundição de placas de espessura de 2,6 a 5,8 mm). A caracterização microestrutural das amostras retiradas das placas com diferentes espessuras foi realizada para a determinação do tamanho da célula eutética (TMCE), do espaçamento secundário dos braços de dendritas de austenita (SDAS), da fração e morfologia das lamelas de grafita, da fração de dendritas primárias, do diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}) e do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$). Os resultados mostraram um refino macro e microestrutural com aumento da velocidade de solidificação. A redução do carbono equivalente levou a um maior limite de resistência à tração do fundido. O refino macro e microestrutural aumentou o limite de resistência do ferro fundido cinzento de 274 MPa para 524 MPa. Os valores de diâmetro hidráulico interdendrítico e de espaçamento interlamelar da perlita foram usados para testar a validade de duas equações preditivas do limite de resistência, uma baseada na equação de Griffith e outra em Hall-Petch.

Palavras-chave: Ferro fundido cinzento, espessura fina de parede, velocidade de solidificação, carbono equivalente, propriedades mecânicas de tração, microestrutura, diâmetro hidráulico interdendrítico, validação de modelo.

ABSTRACT

The effects of the cooling rate and carbon equivalent of two pearlitic lamellar graphite cast irons on their tensile strength were investigated. The critical cooling rate was varied by changing the thickness of the cast plates from 5.8 to 2.6 mm and the values of the carbon equivalent were equal to 3.90 and 4.20%. The increase in the cooling rate promoted the refining of secondary dendrite arm spacing, graphite flakes, eutectic cell size, interdendritic hydraulic diameter and pearlite interlamellar spacing. The maximum tensile strength increased from 274 to 524 MPa with the increase of the cooling rate and reduction in the carbon equivalent combined. The results were used to test two tensile strength predictive models based on modified versions of the Griffith and Hall-Petch equations.

Key-words: grey cast iron, thin-wall casting, tensile strength, critical cooling rate, carbon equivalent, interdendritic hydraulic diameter; model validation.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - ANIMAIS FEITOS DE FERRO FUNDIDO PROVENIENTES DA CHINA, FABRICADOS ANTES DO SÉCULO 200 A.C (1).....	1
FIGURA 2 - CLASSIFICAÇÃO DA FORMA DA GRAFITA. A GRAFITA I É NODULAR, IV VERMICULAR E VII LAMELAR. AS OUTRAS MORFOLOGIAS SÃO FORMAS INTERMEDIÁRIAS DA GRAFITA (25).....	8
FIGURA 3 - TIPOS DE GRAFITA LAMELAR SEGUNDO A NORMA ASTM A247 (TIPO A, TIPO B, TIPO C, TIPO D E TIPO E) (25).	9
FIGURA 4 - RELAÇÃO ENTRE O DIAGRAMA DE FASES BINÁRIO FE-C E AS CURVAS HIPOTÉTICAS DE RESFRIAMENTO INDICANDO A EVENTUAL MICROESTRUTURA RESULTANTE: (A) DIAGRAMA DE FASE FE-C; (B) CURVA DE RESFRIAMENTO; (C) MICROESTRUTURAS MOSTRANDO GRAFITA TIPO A, GRAFITA TIPO D E LEDEBURITA. (30)	11
FIGURA 5 – FERRO FUNDIDO CINZENTO COM MATRIZ PERLÍTICA COM GRAFITA TIPO D. (A) MICROGRAFIA COM AUMENTO DE 250X MOSTRANDO A MICROESTRUTURA ATACADA COM NITAL 2%. SETAS INDICAM A FASE FERRITA ASSOCIADA À GRAFITA DO TIPO D. B) MICROGRAFIA APÓS UM ATAQUE PROFUNDO COM NITAL 10%. A MICROGRAFIA MOSTRA A MORFOLOGIA E AS RAMIFICAÇÕES DAS GRAFITAS DO TIPO D, MEV (31).	11
FIGURA 6 - (A) LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO EM FUNÇÃO DO CARBONO EQUIVALENTE. (B) LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO EM FUNÇÃO DO TAMANHO DE CÉLULA EUTÉTICA. PERCEBE-SE QUE PARA DIFERENTES CONDIÇÕES DE RESFRIAMENTO TÊM-SE DIFERENTES GRAUS DE VARIAÇÃO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO EM FUNÇÃO DO CARBONO EQUIVALENTE E DO TAMANHO DE CÉLULA EUTÉTICA, EMBORA A TENDÊNCIA GERAL DE AUMENTO DO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO COM A DIMINUIÇÃO DESSES FATORES SE MANTENHA (34).	14
FIGURA 7 – EXEMPLO DE IMAGEM BINÁRIA DE MICROGRAFIA DE AUMENTO ORIGINAL DE 200X TRATADA COM O SOFTWARE GIMP 2. ÁREA EM PRETO REPRESENTA AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E EM CINZA A REGIÃO INTERDENDRÍTICA. A_{Γ} É A ÁREA DA REGIÃO PRETA, P_{Γ} É O PERÍMETRO DA REGIÃO PRETA, A_{IP} É A ÁREA EM CINZA. O DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO É A ÁREA DA REGIÃO CINZA (A_{IP}) DIVIDIDA PELO PERÍMETRO DA REGIÃO PRETA (P_{Γ}).....	15

FIGURA 8 - EFEITO DO DIÂMETRO HIDRÁULICO NO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (LR) (35).....	17
FIGURA 9 - EFEITO DA TAXA DE RESFRIAMENTO NO ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA (38).....	19
FIGURA 10 - DIAGRAMA DE FASES DO BINÁRIO FE-C MOSTRANDO AS LINHAS DO EQUILÍBRIO ESTÁVEL (LINHA TRACEJADA) E METAESTÁVEL (LINHA CHEIA) (42)....	22
FIGURA 11 - DIAGRAMA DA ZONA ACOPLADA SIMÉTRICA (A) E ASSIMÉTRICA (B)	23
FIGURA 12 - EXAME MICROFRACTOGRÁFICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DE COMPOSIÇÃO LEVEMENTE HIPOEUTÉTICA. AS SETAS MOSTRAM DENDRITAS DE AUSTENITA PRIMÁRIA. FUNDIDO COM 3,8 MM DE ESPESSURA. IMAGEM OBTIDA POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA (MEV).....	25
FIGURA 13 - ESQUEMA MOSTRANDO A ZONA DE CRESCIMENTO DE DENDRITAS COLUNARES E EQUIAXIAIS DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO DE UM LÍQUIDO (49).....	26
FIGURA 14 - GRÁFICO DO SUPER-RESFRIAMENTO CARACTERÍSTICO ($^{\circ}$ F) EM FUNÇÃO DO DESAJUSTE CRISTALOGRÁFICO (EM PORCENTAGEM) PARA 6 DIFERENTES AGENTES NUCLEANTES (TiN, SiC, TiC, ZrN, WC E ZrC) (52).....	28
FIGURA 15 – MORFOLOGIA DA GRAFITA LAMELAR EM DESTAQUE APÓS A REMOÇÃO DA AUSTENITA POR ATAQUE SELETIVO (61).....	30
FIGURA 16 - ESQUEMA DO CRESCIMENTO DA GRAFITA LAMELAR MOSTRANDO O CRESCIMENTO LATERAL POR CRESCIMENTO DE DEGRAUS NO PLANO PRISMÁTICO COM VELOCIDADE V_P E ENGROSSAMENTO PELA ADIÇÃO DE CAMADAS NO PLANO BASAL COM VELOCIDADE V_B , ONDE V_P É A VELOCIDADE DE CRESCIMENTO (60). 30	
FIGURA 17 – FIGURA ESQUEMÁTICA MOSTRANDO O CRESCIMENTO DA CÉLULA EUTÉTICA DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO ATÉ A FORMAÇÃO DA ESTRUTURA FINAL DE UM FERRO FUNDIDO CINZENTO COM GRAFITA LAMELAR (57).	31
FIGURA 18 – EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA DIFERENÇA ENTRE AS TEMPERATURAS DO EUTÉTICO ESTÁVEL E METAESTÁVEL (DTE). OS ELEMENTOS QUE AUMENTAM ESSA DIFERENÇA SÃO CHAMADOS DE ELEMENTOS GRAFITIZANTES (Si, Al, Cu ETC.) E OS QUE DIMINUEM DE ELEMENTOS FORMADORES DE CARBONETOS (Cr, Mn, S E ETC.) (30). TEG = TEMPERATURA DO EUTÉTICO ESTÁVEL; TEC = TEMPERATURA DO EUTÉTICO METAESTÁVEL.....	35
FIGURA 19 - EFEITO DO TEOR DE Si (A) E Cr (B) NAS TEMPERATURAS DO EUTÉTICO ESTÁVEL (TEE) E METAESTÁVEL (TEM).	35

FIGURA 20 - SEÇÃO VERTICAL DO SISTEMA FE-C-SI NO TEOR DE 2% DE SI, MOSTRANDO OS CAMPOS DAS FASES Δ , A, (L + G), (Γ + G), (A + G + Γ), (L + Γ) E (G + A).....	36
FIGURA 21 - EFEITO DA VELOCIDADE DA ESPESSURA DO CORPO DE PROVA NO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (26).....	39
FIGURA 22 - ASPECTO GERAL DO SISTEMA DE FUNDIÇÃO: CANAL DE DESCIDA, FILTRO, CANAIS DE DISTRIBUIÇÃO E PLACAS (SETAS). O SISTEMA FOI DESENVOLVIDO COM USO DO SOFTWARE MAGMASOFT.....	43
FIGURA 23 - MOLDE COMPLETO APÓS MONTAGEM E AO FUNDO OUTRO MOLDE BIPARTIDO ANTES DA MONTAGEM.	44
FIGURA 24 - EXEMPLO DE PEÇA FUNDIDA APÓS DESMOLDAGEM.	45
FIGURA 25 - ASPECTO GERAL DA PLACA APÓS QUEBRA DOS CANAIS.....	45
FIGURA 26 - MODELO PARA CORPOS DE PROVA PADRÃO SEGUNDO A NORMA ASTM A48 (13) (N = 8MM; D = W = 30 MM; L = 230 MM; P = 50 MM).	46
FIGURA 27 - POSIÇÃO DE ONDE FORAM RETIRADOS OS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO (REGIÃO TRACEJADA).....	47
FIGURA 28 - CORPO DE PROVA DE TRAÇÃO TIPO GRAVATA RETIRADO DAS PLACAS. A ESPESSURA DO CORPO DE PROVA É IGUAL À ESPESSURA DA PLACA DE ORIGEM. MEDIDAS EM MILÍMETROS (76).....	47
FIGURA 29 – (A) E (B) CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO APÓS CORTE POR ELETROEROSÃO A FIO.	48
FIGURA 30 - EXEMPLO DE CAMPO PARA CONTAGEM DA FRAÇÃO DE GRAFITA COM USO DO SOFTWARE (NIKON NIS ELEMENTS D). NA IMAGEM AS PARTES IDENTIFICADAS EM VERMELHO SÃO A FASE GRAFITA. AUMENTO 200X. IMAGEM OBTIDA POR MO.50	
FIGURA 31 - EXEMPLO DE MEDIÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DAS CÉLULAS EUTÉTICAS... 52	52
FIGURA 32 - EXEMPLO DE MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO MÉDIO ENTRE OS BRAÇOS SECUNDÁRIOS DA DENDRITA DE AUSTENITA (SDAS). AUMENTO ORIGINAL DE 200X. IMAGEM OBTIDA POR MO. ATAQUE QUÍMICO COLORIDO.	52
FIGURA 33 - MICROGRAFIAS DA AMOSTRA 6B 5B A DE ESPESSURA 5,8 MM COM AUMENTO DE 200X. A FIGURA (A) É MICROGRAFIA ORIGINAL E A (B) FOI TRATADA COM O SOFTWARE GIMP-2. ÁREA EM CINZA REPRESENTA AS DENDRITAS E EM BRANCO A REGIÃO INTERDENDRÍTICA. A_{Γ} É A ÁREA DA REGIÃO CINZA, P_{Γ} É O PERÍMETRO DA REGIÃO CINZA, A_{IP} É A ÁREA EM BRANCO. O DIÂMETRO HIDRÁULICO	

É A ÁREA DA REGIÃO BRANCA (A_{IP}) DIVIDIDA PELO PERÍMETRO DA REGIÃO CINZA (P_{Γ}).	53
FIGURA 34 - MEDIÇÃO DO ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR MÉDIO DA PERLITA. AUMENTO ORIGINAL DE 50000 X. IMAGEM OBTIDA POR MEV.....	55
FIGURA 35 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 6B 5B C DE 5,8 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 100X. NA MICROGRAFIA OBSERVAM-SE PRINCIPALMENTE AS GRAFITAS DO TIPO A E D.	61
FIGURA 36 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO DO CORPO DE PROVA 6B 5B C DE 5,8 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 23 μm E TMCE DE 172 μm , AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	61
FIGURA 37 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6B 5B C DE 5,8 MM DE ESPESSURA, COM Δ_{PERLITA} DE 0,34 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE UM VEIO DE GRAFITA E ALGUMAS COLÔNIAS DE PERLITA COM DIFERENTES ORIENTAÇÕES CRISTALOGRÁFICAS.	62
FIGURA 38 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6B 5B C DE 5,8 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE GRAFITAS DO TIPO B PRÓXIMO À FRATURA.....	62
FIGURA 39 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 6A 1B A DE 5,0 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 100X. NA MICROGRAFIA OBSERVA-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO D E E.	65
FIGURA 40 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO DO CORPO DE PROVA 6A 1B A DE 5,0 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 21 μm E TMCE DE 138 μm , AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	65
FIGURA 41 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6A 1B A DE 5,0 MM DE ESPESSURA, COM Δ_{PERLITA} DE 0,27 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA.....	66
FIGURA 42 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% O CORPO DE PROVA 6A 1B A DE 5,0 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. ...	66

FIGURA 43 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 6B 8B C DE 4,6 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 100X. NA MICROGRAFIA OBSERVA-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO D E E.	67
FIGURA 44 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO DO CORPO DE PROVA 6B 8B C DE 4,6 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 25 μm E TMCE DE 161 μm , AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	67
FIGURA 45 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6A 6B 8B C DE 4,6 MM DE ESPESSURA, COM Λ_{PERLITA} DE 0,19 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA.....	68
FIGURA 46 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% O CORPO DE PROVA 6B 8B C DE 4,6 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. TRINCAMENTO PREFERENCIAL NAS INTERFACES ENTRE A GRAFITA E A MATRIZ METÁLICA.....	68
FIGURA 47 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 6A 4A B DE 4,0 MM DE ESPESSURA, COM AUMENTO DE 100X. OBSERVA-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO E E DENDRITAS DE AUSTENITA.	71
FIGURA 48 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO COM AUMENTO DE 200X DO CORPO DE PROVA 6A 4A B DE 4,0 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 18 μm E TMCE DE 123 μm . OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	71
FIGURA 49 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6A 4A B DE 4,0 MM DE ESPESSURA, COM Λ_{PERLITA} DE 0,26 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA.....	72
FIGURA 50 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6A 4A B DE 4,0 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. TRINCAMENTO PREFERENCIAL NAS INTERFACES ENTRE A GRAFITA E A MATRIZ METÁLICA.....	72

FIGURA 51 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 6B 7A B DE 3,2 MM DE ESPESSURA, COM AUMENTO DE 100X. OBSERVA-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO E E DENDRITAS DE AUSTENITA.	73
FIGURA 52 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO COM AUMENTO DE 200X DO CORPO DE PROVA 6B 7A B DE 3,2 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 15 μm E TMCE DE 130 μm . OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	73
FIGURA 53 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6B 7A B DE 3,2 MM DE ESPESSURA, COM Λ_{PERLITA} DE 0,16 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA.....	74
FIGURA 54 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 6B 7A B DE 3,2 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. TRINCAMENTO PREFERENCIAL NAS INTERFACES ENTRE A GRAFITA E A MATRIZ METÁLICA.....	74
FIGURA 55 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 11B 1B C DE 5,0 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 100X. OBSERVA-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO D E E.	76
FIGURA 56 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO COM AUMENTO DE 200X DO CORPO DE PROVA 11B 1B C DE 5,0 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 23 μm E TMCE DE 138 μm . OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	76
FIGURA 57 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 11B 1B C DE 5,0 MM DE ESPESSURA, COM Λ_{PERLITA} DE 0,26 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA COM DIFERENTES ORIENTAÇÕES CRISTALOGRÁFICAS.....	77
FIGURA 58 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 11B 1B C DE 5,0 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. OBSERVA-SE A PRESENÇA DE UMA TRINCA SECUNDÁRIA DE APROXIMADAMENTE	

150 μm QUE SE PROPAGOU NAS INTERFACES ENTRE A GRAFITA E A MATRIZ METÁLICA.....	77
FIGURA 59 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 11A 4A C DE 3,6 MM DE ESPESSURA AUMENTO DE 100X. OBSERVAM-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO E.....	79
FIGURA 60 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO DO CORPO DE PROVA 11A 4A C DE 3,6 MM DE ESPESSURA, SDAS DE 19 μm E TMCE DE 103 μm , AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	79
FIGURA 61 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 11A 4A C DE 3,6 MM DE ESPESSURA, COM Δ_{PERLITA} DE 0,20 μm , AUMENTO DE 15000X. OBSERVAM-SE VEIOS DE GRAFITA E COLÔNIAS DE PERLITA COM DIFERENTES ORIENTAÇÕES CRISTALOGRÁFICAS.....	80
FIGURA 62 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DA SEÇÃO PARALELA À FRATURA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO QUIMICAMENTE COM NITAL 3% DO CORPO DE PROVA 11A 4A C DE 3,6 MM DE ESPESSURA, AUMENTO DE 200X. OBSERVA-SE UMA PEQUENA TRINCA SECUNDÁRIA (APROXIMADAMENTE 50 μm DE COMPRIMENTO) QUE SE PROPAGA NAS INTERFACES ENTRE A GRAFITA E A MATRIZ METÁLICA.....	80
FIGURA 63 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO DO CORPO DE PROVA 11B 2A B DE 2,6 MM DE ESPESSURA AUMENTO DE 100X. OBSERVAM-SE PRINCIPALMENTE GRAFITAS DO TIPO E.....	81
FIGURA 64 - MICROGRAFIA EM MICROSCÓPIO ÓPTICO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO ATACADO COM REAGENTE COLORIDO DO CORPO DE PROVA 11B 2A B DE 2,6 MM, SDAS DE 14 μm E TMCE DE 103 μm , AUMENTO DE 200X. OBSERVAM-SE AS DENDRITAS PRIMÁRIAS E CÉLULAS EUTÉTICAS.	81
FIGURA 65 - CORRELAÇÃO ENTRE ESPESSURA E TAXA DE RESFRIAMENTO CRÍTICA (ADAPTADO DO ANEXO A).	83
FIGURA 66 - CORRELAÇÃO ENTRE LIMITE DE RESISTÊNCIA À FLEXÃO E À TRAÇÃO	84
FIGURA 67 – CORRELAÇÃO DA ESPESSURA E DOS PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS COM O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO. (A) ESPESSURA; (B) TAMANHO MÉDIO DA CÉLULA EUTÉTICA (C) ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA (D) ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA.	87

FIGURA 68 - CORRELAÇÃO ENTRE A ESPESSURA E O DIÂMETRO HIDRÁULICO.	88
FIGURA 69 - CORRELAÇÃO ENTRE O DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO E O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.	88
FIGURA 70 – (A) RELAÇÃO ENTRE A ESPESSURA DO CORPO DE PROVA E SDAS. (B) RELAÇÃO ENTRE A TAXA DE RESFRIAMENTO CRÍTICA E SDAS.	90
FIGURA 71 - CORRELAÇÃO ENTRE TAXA DE RESFRIAMENTO ESTIMADA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.....	92
FIGURA 72 - CORRELAÇÃO ENTRE TAXA DE RESFRIAMENTO CRÍTICA ESTIMADA E PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS (A) TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA (B) ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS SECUNDÁRIOS DE DENDRITA.	93
FIGURA 73 - EFEITO DO TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA (TMCE), ESPAÇAMENTO DOS BRAÇOS SECUNDÁRIOS DE DENDRITA (SDAS), ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA ($\Lambda_{PERLITA}$) E DO DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO (D_{HYD}) NO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA AS AMOSTRAS ANALISADAS NESTE TRABALHO EM COMPARAÇÃO COM OS RESULTADOS DO FOURLAKIDIS E DIÓSZEGI (35).	95
FIGURA 74 - EXEMPLOS DE IDENTIFICAÇÃO DE DENDRITAS DE AUSTENITA PRIMÁRIA. (A) AMOSTRA 6A 1B A; CARBONO EQUIVALENTE DE 4,20%, ESPESSURA DE 5,0MM E D_{HYD} DE 5,9 μm (B) AMOSTRA 11B 1B C; CARBONO EQUIVALENTE DE 3,90%, ESPESSURA DE 5,0MM E D_{HYD} DE 4,9 μm	96
FIGURA 75 – EFEITO DO DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO NO LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO COM O CONJUNTO DE DADOS DO PRESENTE TRABALHO E DE FOURLAKIDIS E DIÓSZEGI (35).	97
FIGURA 76 - CORRELAÇÃO ENTRE O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MEDIDO EXPERIMENTALMENTE (TODOS OS VALORES EXPERIMENTAIS) E O OBTIDO ATRAVÉS DOS MODELOS SUGERIDOS POR FOURLAKIDIS E DIÓSZEGI (35) (38) (A) EQUAÇÃO TIPO GRIFFITH (B) EQUAÇÃO TIPO HALL-PETCH.....	100
FIGURA 77 - CORRELAÇÃO ENTRE O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MÉDIO MEDIDO EXPERIMENTALMENTE E O OBTIDO ATRAVÉS DOS MODELOS SUGERIDOS POR FOURLAKIDIS E DIÓSZEGI (35) (38) (A) EQUAÇÃO TIPO GRIFFITH (B) EQUAÇÃO TIPO HALL-PETCH.	101
FIGURA 78 - CORRELAÇÃO ENTRE O MAIOR LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO PARA CADA CASO MEDIDO EXPERIMENTALMENTE E O OBTIDO ATRAVÉS DOS MODELOS	

SUGERIDOS POR FOURLAKIDIS E DIÓSZEGI (35) (38) (A) EQUAÇÃO TIPO GRIFFITH	
(B) EQUAÇÃO TIPO HALL-PETCH.	102

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - CLASSIFICAÇÃO DE FERRO FUNDIDO CINZENTO SEGUNDO A NORMA ASTM A48 (13). A CLASSIFICAÇÃO SEGUE UM PADRÃO NO QUAL A CLASSE É O VALOR DA RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MÍNIMA ACEITA PELA CLASSE NUMA DADA ESPESSURA DE CORPO DE PROVA INICIANDO EM 150 MPa, COM ALTERAÇÃO DE CLASSE A CADA 25 MPa.	9
TABELA 2 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA ALVO DAS CORRIDAS REALIZADAS.	44
TABELA 3 - COMPOSIÇÕES E PARÂMETROS DE ATAQUE PARA REVELAR CÉLULAS EUTÉTICAS.	51
TABELA 4 - VALORES DE ESPESSURA REAL E ESPESSURA NOMINAL DAS AMOSTRAS ESTUDADAS.	56
TABELA 5- COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS CORRIDAS EXPERIMENTAIS	57
TABELA 6 - RESULTADOS DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PADRÃO (FUNDIDOS COM 30 MM DE ESPESSURA)	58
TABELA 7 - CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO PARA A CORRIDA DE 4,20% DE CARBONO EQUIVALENTE E ESPESSURA ACIMA DE 5 MM (ESPESSURA, CARBONO EQUIVALENTE, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA, ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA, DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO, ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO).	60
TABELA 8 - CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO PARA A CORRIDA DE 4,2 DE CARBONO EQUIVALENTE E ESPESSURA ENTRE 4,0 E 5,0 MM (ESPESSURA, CARBONO EQUIVALENTE, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA, ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA, DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO, ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO).	64
TABELA 9 - CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO PARA A CORRIDA DE 4,20% DE CARBONO EQUIVALENTE E ESPESSURA MENOR QUE 4,0 MM (ESPESSURA, CARBONO EQUIVALENTE, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA, ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA, DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO, ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO).	70

TABELA 10 - CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO PARA A CORRIDA DE 3,90% DE CARBONO EQUIVALENTE E ESPESSURA ENTRE 4,0 E 5,0 MM (ESPESSURA, CARBONO EQUIVALENTE, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA, ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA, DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO, ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO).	75
TABELA 11 - CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO PARA A CORRIDA DE 3,90% DE CARBONO EQUIVALENTE E ESPESSURA MENOR QUE 4,0 MM (ESPESSURA, CARBONO EQUIVALENTE, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA, ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA, DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO, ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO).	78
TABELA 12 - TAXA DE RESFRIAMENTO ESTIMADA PARA AS AMOSTRAS ATRAVÉS DE EQUAÇÃO ESTABELECIDADA EM TRABALHOS ANTERIORES (ANEXO A).....	82
TABELA 13 – CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS PRODUZIDAS (ESPESSURA, TAXA DE RESFRIAMENTO CRÍTICA, CARBONO EQUIVALENTE (CEQ); PORCENTAGEM DE GRAFITA, TAMANHO MÉDIO DE CÉLULA EUTÉTICA (TMCE), ESPAÇAMENTO SECUNDÁRIO DOS BRAÇOS DE DENDRITA (SDAS), FRAÇÃO DE AUSTENITA (FRAÇÃO Γ), DIÂMETRO HIDRÁULICO INTERDENDRÍTICO (D_{HYD}), ESPAÇAMENTO INTERLAMELAR DA PERLITA ($\Lambda_{PERLITA}$) E LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO ($\Sigma_{TRAÇÃO}$)).	86

Sumário

RESUMO.....	iii
ABSTRACT	iv
Lista de Figuras.....	v
Lista de Tabelas	xiv
1 Introdução	1
2 Objetivos	5
3 Revisão bibliográfica	6
3.1 Ferros fundidos	6
3.2 Solidificação de ferros fundidos com grafita.....	21
3.2.1 Solidificação de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos	24
3.2.2 Nucleação e crescimento da grafita	26
3.3 Efeito dos elementos de liga em ferros fundidos.....	33
3.4 Efeito da espessura fina de parede em ferros fundidos cinzentos	38
4 Materiais e métodos.....	41
4.1 Modelo de fundição	41
4.2 Fundição dos corpos de prova	42
4.3 Ensaio mecânico de tração	46
4.4 Caracterização microestrutural	49
4.4.1 Caracterização microestrutural sem ataque químico	49
4.4.2 Caracterização microestrutural com ataque químico de Nital 3%	50
4.4.3 Caracterização microestrutural com ataque químico colorido	50
4.5 Caracterização macro e microfractográfica.....	54
4.6 Espaçamento interlamelar da perlita	54
5 Resultados	56

5.1	Diferença entre espessura nominal e real.....	56
5.2	Composição química.....	57
5.3	Ensaio de tração padrão	58
5.4	Caracterização dos corpos de prova de tração.....	59
5.4.1	Carbono equivalente de 4,20%	60
5.4.2	Carbono equivalente de 3,90%	75
5.4.3	Consolidação dos resultados	82
6	Discussão.....	89
7	Conclusões	103
8	Sugestões para trabalhos futuros	105
9	Referências Bibliográficas.....	106
	Anexo A.....	114
	Anexo B.....	127

1 Introdução

O ferro é um material utilizado há muito tempo, existem relatos de que os povos sumérios e no antigo Egito trabalhavam com ferros provenientes de meteoritos. Já sua utilização como ferro fundido é datada entre os séculos 6 e 5 a.C. na China, na confecção de objetos para diversos usos, um exemplo são as imagens de animais feitas de ferro fundido mostradas na figura 1 (1). Até a invenção do microscópio óptico, os ferros fundidos eram divididos apenas em ferro fundido cinzento e ferro fundido branco, devido ao aspecto geral da superfície de fratura. Esse tipo de classificação é utilizado até os dias atuais. Segundo Campbell (2), a exploração comercial do ferro fundido cinzento foi um dos fatores determinantes para impulsionar a revolução industrial. Outros pontos relevantes na história do ferro fundido são a descoberta do ferro fundido nodular na década de 1940 e do ferro fundido vermicular na década de 1970 (3)(4).

Figura 1 - Animais feitos de ferro fundido provenientes da China, fabricados antes do século 200 A.C (1).

Os ferros fundidos são ligas constituídas de Fe-C-Si com adição de outros elementos de ligas (Cr, V, Mo, Cu, Ti, Al, entre outros). Uma das características dos ferros fundidos é o seu elevado teor de carbono em sua composição química (acima de 2,11% no diagrama Fe-C) quando comparado aos aços. Por isso, todos os tipos de ferros fundidos apresentam precipitados de carbono durante a solidificação, sendo diferenciados pela morfologia e pela estrutura cristalina de um dos microconstituintes eutéticos, que pode ser a fase grafita (sistema cristalino do tipo hexagonal compacto) ou cementita (sistema cristalino do tipo ortorrômbico). Os ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares são resultantes de uma solidificação segundo o diagrama de fases estável, apresentando o microconstituente grafita e os ferros fundidos brancos segundo o diagrama de fases metaestável e, portanto, apresentam o microconstituente cementita.

Segundo Elliot (5), as condições que determinam o tipo, distribuição e morfologia da fase rica em carbono que será formada durante a reação eutética são a composição química, a velocidade de resfriamento durante a solidificação e a inoculação (adição de sítios heterogêneos para formação de fase rica em carbono). O controle destas variáveis fornece uma ampla gama de propriedades mecânicas e de condutividade térmica, possibilitando uma grande variedade de aplicações aos ferros fundidos(5)(6). Por exemplo, no setor automobilístico, na fabricação de blocos de motores, cabeçotes, pistões, caixa de transmissão, tambores de freios, entre outros (7). Segundo a ABIFA (Associação Brasileira de Fundição) a produção de ferro fundido no Brasil em 2019 foi de aproximadamente 1,8 milhões de toneladas mensais, o que representa cerca de 80% da produção de fundidos brasileira, mostrando sua importância até os dias atuais (8).

Uma das formas de classificação dos ferros fundidos é pela forma da grafita, sendo divididos nas seguintes categorias: cinzento, nodular, mesclado, vermicular (6)(9). Outra forma de classificar os ferros fundidos é por sua matriz que pode ser ferrítica, perlítica, austenítica ou uma mistura destas. As matrizes ferríticas possuem uma menor resistência mecânica e ao desgaste, porém uma maior tenacidade à fratura e condutividade térmica e boa usinabilidade, as matrizes perlíticas fornecem uma maior dureza em detrimento das demais

características; já as matrizes austeníticas, além de serem não magnéticas, possuem maior resistência ao calor e à corrosão (5) (10).

As propriedades do ferro fundido cinzento são decorrentes de sua microestrutura que, por sua vez, é resultante da velocidade de resfriamento tornando-os susceptíveis a variações de espessura das seções da peça fundida(5). Isso se torna fator chave a ser controlado em peças mais complexas, como blocos de motor. Os ferros fundidos são até hoje amplamente utilizados para propósitos gerais, como em utensílios domésticos, tubos, conexões, peças automotivas (tambores de freio, blocos de motor, cabeçotes, entre outros). O material de interesse desta dissertação são os ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica.

No setor automobilístico há uma busca pelo aumento de propriedades mecânicas, em especial o limite de escoamento do material, visto que com o aumento desta propriedade mecânica pode-se reduzir as espessuras das paredes das peças fundidas e com isso diminuir o peso total do veículo, diminuindo o consumo de combustível e consequentemente a emissão de poluentes (11). Segundo a DuPont (12), uma redução de 50 kg no peso de um automóvel gera uma redução de até 5g de CO₂/km e uma economia de combustível de 2%. O termo “paredes finas” refere-se a espessuras inferiores a 5 mm (13).

Essa busca pela redução do peso levou à produção de blocos de motor de alumínio desde 1960. Uma desvantagem de se utilizar ligas de alumínio em blocos de motor é que possuem maior custo de produção do que ferros fundidos (14). As ligas A356 e A319 possuem propriedades similares, sendo a principal diferença entre elas que a liga A356 possui maior limite de escoamento quando comparado a A319, essa última possui 178 MPa contra 215 MPa da liga A356 (15) (16). Maassen (17) comparou a massa dos blocos para um motor diesel de quatro cilindros 2.0 L, sendo que o bloco de alumínio apresentou uma redução de 20 a 30% em massa quando comparado com o bloco produzido em ferro fundido cinzento, porém com custo 162% maior. Foi comparada apenas a redução do peso do bloco do motor, que representa cerca de 20 a 25% do motor (16). Segundo Helsper et al. (18), quando ocorre a

substituição do ferro fundido cinzento por ligas fundidas de alumínio, a peça em alumínio deve ser mais espessa, pois o alumínio fundido A356 possui um limite de escoamento 14% menor do que o ferro fundido cinzento de classe 250.

Existe uma tendência de aumento das pressões no motor para melhoria de eficiência, porém o aumento da temperatura e pressão de serviço exige uma maior resistência mecânica do material utilizado na fabricação do bloco (14) (19) (20). Estudos mostram que a pressão limite que uma liga típica de alumínio suporta é de 170 bar para cilindros em linha e 150 bar para cilindros em V (motores a diesel). Esses valores para ferros fundidos cinzentos GJL250 seriam de 180 e 160 bar, respectivamente, e para o ferro fundido vermicular GJV450 seria de 220 e 200 bar, favorecendo os ferros fundidos na comparação (19) (21).

Como visto, os ferros fundidos têm sido estudados há muito tempo, porém o estudo de peças finas é relativamente recente (22). Com a redução da espessura ocorre um aumento da velocidade de resfriamento. Sabe-se que quanto maior a velocidade de resfriamento, menor será o tamanho e espessura das lamelas de grafita, o espaçamento interdendrítico e o espaçamento entre as lamelas da perlita, conferindo assim uma melhoria das propriedades mecânicas destes materiais, desde que não haja a formação de carbonetos primários ou de grafita tipo D associada à ferrita. Guessier (9) mostrou dados obtidos por Mroczek (23), em que o ferro fundido cinzento com matriz principalmente ferrítica com grafita do tipo D possui limite de resistência 34% menor que um ferro fundido cinzento com matriz perlítica e grafita do tipo A.

2 Objetivos

- Obtenção de corpos de prova de ferro fundido cinzento lamelar de matriz perlítica com diferentes carbonos equivalentes (3,90 e 4,20%) e com espessuras variando de 2,5 a 6,0 mm;
- Avaliação do efeito da variação dos teores de carbono equivalente e da espessura do fundido (velocidade de resfriamento) na microestrutura dos ferros fundidos cinzentos;
- Avaliação do efeito da variação do carbono equivalente e da espessura dos fundidos (velocidade de resfriamento) no limite de resistência à tração do ferro fundido cinzento lamelar de matriz perlítica.
- Gerar dados sobre o ferro fundido cinzento lamelar de matriz perlítica.

3 Revisão bibliográfica

3.1 Ferros fundidos

Os ferros fundidos são ligas do sistema Fe-C-Si, contendo outros elementos de liga e com pelo menos 2% de carbono. A adição de elementos de liga confere uma grande gama de propriedades mecânicas e físicas aos ferros fundidos, o que faz com que eles possam ser utilizados em diversas aplicações. Por exemplo, o limite de escoamento de ferros fundidos varia de 60 MPa (ferro fundido cinzento, EM GJL 100) a 1500 MPa (ferro fundido nodular austemperado, ADI 1600). Segundo Stefanescu (24), os ferros fundidos em suas diferentes formas representam 75% em massa de todo o material fundido produzido no mundo.

Alguns elementos de liga, principalmente o Si, possuem influência na atividade do carbono e na solidificação do ferro fundido. Esse efeito foi resumido no conceito de carbono equivalente, (C_{eq}), utilizado para prever a forma de solidificação e a microestrutura dos ferros fundidos, levando-se em conta as quantidades de C e Si. A equação mais simples de carbono equivalente é apresentada na equação [1], indicando que o silício reduz a solubilidade de carbono no sistema Fe-C-Si. Existem outras equações para representar o carbono equivalente, outra comumente utilizada para ferros fundidos com elevada concentração de fósforo é apresentada na equação [2] (2) (5) (24).

$$C_{eq} = \%C + \%Si/3 \quad [1]$$

$$C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad [2]$$

Os ferros fundidos podem ser classificados em relação à presença e morfologia da fase rica em carbono (carboneto ou grafita) em ferros fundidos cinzentos, nodulares, mesclados, vermiculares, brancos e maleáveis (6)(9). Um exemplo dessa classificação pela morfologia da grafita é dado pela norma ASTM247 (25), figura 2. A grafita lamelar, que é encontrada nos ferros fundidos cinzentos,

é classificada em tipos de A até E, seguindo a classificação da mesma norma, conforme ilustrado na figura 3. A grafita tipo A possui orientação aleatória, sendo a mais encontrada nos ferros fundidos cinzentos comerciais. Já a grafita tipo B possui formato de roseta e é encontrada em peças de espessura média submetidas a taxas de resfriamento mais elevadas. A grafita tipo C possui orientação aleatória e veios mais grossos, geralmente é encontrada em ferros fundidos hipereutéticos. A grafita tipo D é interdendrítica e possui orientação aleatória, sendo encontrada em fundidos com espessura mais fina. As lamelas de grafitas menores melhoram o acabamento do material após usinagem. A grafita tipo E também é interdendrítica, porém sua orientação não é aleatória, sendo encontrada em fundidos hipoeutéticos de espessura fina (26). As propriedades mecânicas dos ferros fundidos variam com a microestrutura da matriz e características da grafita, como morfologia, fração volumétrica, distribuição e tamanho dos veios. De um modo geral, a redução da fração volumétrica e do comprimento das lamelas da grafita promovem o aumento do limite de resistência dos ferros fundidos cinzentos.

A grafita, por sua vez, pode ser considerada uma descontinuidade mecânica, ou pré-trinca e sua morfologia lamelar apresenta um impacto negativo nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos, visto que o limite de resistência à tração da grafita para carregamento perpendicular ao seu plano é de aproximadamente 5 MPa à temperatura ambiente (27). Contudo, a morfologia da grafita em lamelas melhora a condutividade térmica do material, assim como o coeficiente de amortecimento de vibrações e a usinabilidade dos ferros fundidos (9). Neste contexto, a grafita com morfologia nodular propicia maior resistência mecânica, enquanto a grafita lamelar fornece os maiores coeficientes de condutividade térmica. A grafita vermicular possui valores intermediários para estas propriedades (28)(29).

Uma segunda classificação dos ferros fundidos é pela resistência mecânica, visto que para um mesmo tipo de grafita e microestrutura de matriz, as propriedades podem ser bastante distintas devido aos parâmetros de processo e de composição química. Um exemplo dessa classificação é a norma ASTM A48 (tabela 1) (13). Nessa norma, os ferros fundidos são classificados segundo o limite de resistência à tração de um corpo de prova padrão, que varia

conforme a espessura da região de controle. Para peças fundidas com espessura menor do que 5 mm, indica-se que a geometria e dimensões do corpo de prova padrão sejam acordados entre o fabricante e o cliente. Essa variação das dimensões do corpo de prova padrão é para que os resultados sejam condizentes com as propriedades mecânicas da peça fundida (26).

Figura 2 - Classificação da forma da grafita. A grafita I é nodular, IV vermicular e VII lamelar. As outras morfologias são formas intermediárias da grafita (25).

Figura 3 - Tipos de grafita lamelar segundo a norma ASTM A247 (tipo A, tipo B, tipo C, tipo D e tipo E) (25).

Tabela 1 - Classificação de ferro fundido cinzento segundo a norma ASTM A48 (13). A classificação segue um padrão no qual a classe é o valor da resistência à tração mínima aceita pela classe numa dada espessura de corpo de prova iniciando em 150 MPa, com alteração de classe a cada 25 MPa.

Classe	Resistência à tração, valor mínimo (MPa)	Diâmetro do corpo de prova padrão (mm)
150	150	30
175	175	30
200	200	30
250	225	30

A velocidade de resfriamento do fundido controla a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades dos ferros fundidos. Kanno et al (29) mostraram, através da figura 4, a relação entre o diagrama de fases Fe-C, as curvas de resfriamento típicas e as microestruturas correspondentes. Na figura 4, TEG é a temperatura do eutético da grafita (estável), TEC é a temperatura do eutético da cementita (metaestável) e DTE é a diferença entre essas

temperaturas. Na curva de resfriamento (A), a solidificação se inicia quando o líquido atinge uma temperatura logo abaixo do eutético estável, evidenciado pelo patamar formado. Com isso toda a solidificação se dará segundo o diagrama estável e será formada grafita do tipo A na microestrutura final do fundido. No caso da curva (C), a solidificação se inicia ao se chegar logo abaixo da temperatura do eutético metaestável e, portanto, sua solidificação seguirá o modelo de austenita + cementita, tendo como microestrutura final a ledeburita (ferro fundido branco). No caso da curva de resfriamento (B), a solidificação se dá com maior super-resfriamento do que a curva (A). Dependendo do grau da velocidade de resfriamento (super-resfriamento), a microestrutura final poderá ser com grafita do tipo A ou tipo D ou com formação de carboneto primário, como mostram as figuras 4 A até C, ou ainda uma combinação destas microestruturas, por causa da segregação de soluto e variação de gradientes de resfriamento em fundidos de geometria mais complexa.

Em geral, evita-se a presença de grafita do tipo D na peça fundida, pois ela pode promover a precipitação de ferrita na matriz, já que sua presença promove a nucleação e o crescimento da fase ferrita, como mostra a figura 5-a. Fuoco e Cabezas (31) indicam que a grande quantidade de irregularidades na morfologia da grafita tipo D promove a deposição do excesso de carbono na grafita durante o resfriamento da peça, facilitando a formação de regiões de matriz ferrítica nas regiões empobrecidas em carbono (localizadas junto às grafitas do tipo D). Isso acontece por causa das ramificações e irregularidades presentes nesse tipo de grafita (vide figura 5-b), que diminuem as distâncias de difusão do carbono, facilitando a deposição de carbono da matriz na grafita.

Figura 4 - Relação entre o diagrama de fases binário Fe-C e as curvas hipotéticas de resfriamento indicando a eventual microestrutura resultante: (a) Diagrama de fase Fe-C; (b) Curva de resfriamento; (c) Microestruturas mostrando grafita tipo A, grafita tipo D e ledeburita. (30)

Figura 5 – Ferro fundido cinzento com matriz perlítica com grafita tipo D. (a) Micrografia com aumento de 250x mostrando a microestrutura atacada com Nital 2%. Setas indicam a fase ferrita associada à grafita do tipo D. b) Micrografia após um ataque profundo com Nital 10%. A micrografia mostra a morfologia e as ramificações das grafitas do tipo D, MEV (31).

A microestrutura da matriz também é resultante da velocidade de resfriamento e da composição química (6). Para blocos de motor, são utilizados ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica por possuírem propriedades mecânicas, como resistência à tração e dureza, maiores do que os ferros fundidos cinzentos de matriz ferrítica. As propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos estão relacionadas com a sua microestrutura, como mostra o trabalho de Collini et al. (32). Neste trabalho, foi estudado o efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento de matriz perlítica classe 300. A partir de fundidos provenientes de três fundições, foi observado que quanto menor o tamanho das células eutéticas (redução do tamanho médio de célula eutética, TMCE, de 0,94 para 0,63 mm), maior é a resistência à tração do material (aumento do limite de resistência, LR, de 230 para 273 MPa). Segundo os autores, a quantidade de grafita e o tamanho da célula eutética são os parâmetros microestruturais que possuem maior influência para a definição das propriedades mecânicas de tração e de fadiga dos ferros fundidos cinzentos.

Behnam et al. (33) estudaram a influência da velocidade de resfriamento na microestrutura de ferros fundidos cinzentos com espessuras variando de 5 a 55 mm. Os experimentos foram realizados em moldes do tipo escada para a obtenção de diferentes velocidades de resfriamento. Cada degrau solidifica com uma velocidade de resfriamento típica, sendo medida através de termopares do tipo K. Deste modo, quanto menor a espessura, maior a velocidade de resfriamento, variando de 2°C/s para a espessura de 55 mm a 18°C/s para a espessura de 5 mm. Os resultados mostraram que o aumento da velocidade de resfriamento acarretou uma diminuição dos parâmetros microestruturais, como o espaçamento das dendritas primárias (DAS), dos braços secundários de dendrita (SDAS) e do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$). A redução nos valores destes parâmetros provocou um aumento na dureza de 170 para 220 HB. A partir dos resultados, os autores correlacionaram os parâmetros macro e microestruturais com a velocidade de resfriamento e com a dureza, gerando as seguintes equações (3 a 6):

$$DAS = (78,48) \cdot R^{-0,61} \quad [3]$$

Onde: DAS é o espaçamento das dendritas primárias (μm), R é a taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C/s}$);

$$SDAS = -2,47 \cdot \ln(R) + 93,3 \quad [4]$$

Onde: SDAS é o espaçamento dos braços secundários de dendrita (μm);

$$\lambda_{\text{perlita}} = 0,863 \cdot R^{-0,16} \quad [5]$$

Onde λ_{perlita} é o espaçamento interlamelar da perlita (μm);

$$HB = 170,9 - 0,067 \cdot R + 0,147 \cdot R^2 \quad [6]$$

Onde: HB é a dureza Brinell;

Fourlakidis et al. (34) estudaram a influência da velocidade de resfriamento na microestrutura e no limite de resistência a tração de ferros fundidos cinzentos. Este estudo foi composto por quatro corridas experimentais com teores de carbono equivalente diferentes e que foram vazadas em molde contendo três corpos de provas cilíndricos com revestimentos distintos (material metálico, areia, e material isolante) a fim de provocar diferentes velocidades de resfriamento. Os resultados indicaram um aumento do limite de resistência à tração com o aumento da velocidade de resfriamento, bem como com a diminuição do carbono equivalente. Outro resultado importante é que a correlação entre o limite de resistência à tração e o tamanho da célula eutética é dependente da velocidade de resfriamento, como mostra a figura 6, e do carbono equivalente. Os autores atribuem essa correlação à quantidade de austenita primária formada. A redução do carbono equivalente aumenta a fração de dendritas primárias e reduz a fração de grafita, favorecendo as propriedades mecânicas.

(a)

(b)

Figura 6 - (a) Limite de resistência à tração em função do carbono equivalente. (b) Limite de resistência à tração em função do tamanho de célula eutética. Percebe-se que para diferentes condições de resfriamento têm-se diferentes graus de variação do limite de resistência à tração em função do carbono equivalente e do tamanho de célula eutética, embora a tendência geral de aumento do limite de resistência à tração com a diminuição desses fatores se mantenha (34).

Fourlakidis e Diószegi (35), utilizando o mesmo arranjo experimental de seu trabalho anterior (34), correlacionaram as características macro e microestruturais dos ferros fundidos com o limite de resistência a tração (σ_{uts}) através da aplicação de diferentes modelos. Com a correlação do tamanho de célula eutética com o limite de resistência, e assumindo que este valor é equivalente ao comprimento da lamela de grafita, os autores verificaram que existe uma correlação para a mesma velocidade de resfriamento, mas não em condições que apresentam uma variação da velocidade de resfriamento. Dessa forma, os autores estudaram o efeito do módulo da dendrita primária (M_{PD}), definido pela equação 7, e do diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{Hyd}), vide equação 8, no limite de resistência à tração (LR). A figura 7 indica um esquema que define os parâmetros usados nas equações [7] e [8].

Figura 7 – Exemplo de imagem binária de micrografia de aumento original de 200x tratada com o software GIMP 2. Área em preto representa as dendritas primárias e em cinza a região interdendrítica. A_p é a área da região preta, P_p é o perímetro da região preta, A_{IP} é a área em cinza. O diâmetro hidráulico interdendrítico é a área da região cinza (A_{IP}) dividida pelo perímetro da região preta (P_p).

$$M_{PD} = A_{\gamma}/P_{\gamma} \quad [7]$$

Sendo: M_{PD} é o módulo da dendrita primária; A_{γ} é a área da austenita primária; e P_{γ} é perímetro da austenita primária;

$$D_{Hyd} = A_{IP}/P_{\gamma} \quad [8]$$

Sendo: D_{Hyd} é o diâmetro hidráulico interdendrítico em μm ; e A_{IP} é a área total do espaço interdendrítico em μm^2 ; e P_{γ} é perímetro da austenita primária em μm .

Os autores (35) concluíram que a rede mais densa de dendritas primárias de austenita aumenta o limite de resistência do ferro fundido cinzento. O diâmetro hidráulico interdendrítico foi o parâmetro utilizado para substituir o comprimento da trinca na equação do tipo Griffith (vide equação 9) (16) para a prever o limite de resistência dos ferros fundidos cinzentos perlíticos (vide figura 8 e equação 10). O valor do diâmetro hidráulico é reduzido pela diminuição do carbono equivalente ou pelo aumento da taxa de solidificação, representando tanto a proporção volumétrica quanto o “grau de coalescimento” da região interdendrítica (ou região frágil do ferro fundido cinzento). O modelo desenvolvido por Furlakidis e Diószegi (35) pode ser aplicado com sucesso para prever o limite de resistência de ferros fundidos cinzentos com ampla faixa de teores de carbono equivalente e de taxas de resfriamento.

$$\sigma_f \cdot \sqrt{a} = k \quad [9]$$

Sendo: “a” o tamanho da trinca em materiais frágeis; σ_f é a tensão de ruptura e k é uma constante.

$$\sigma_{uts} \cdot \sqrt{D_{Hyd}} = 1212 \quad [10]$$

Sendo: σ_{uts} o limite de resistência à tração em MPa e D_{Hyd} o diâmetro hidráulico em μm .

Figura 8 - Efeito do diâmetro hidráulico no limite de resistência à tração (LR) (35).

As características da grafita como a quantidade, o tamanho, a morfologia e a distribuição são críticas para a determinação das propriedades mecânicas dos ferros fundidos. A microestrutura dos ferros fundidos depende do processo de solidificação e das reações em estado sólido. O super-resfriamento do fundido provoca o aumento da quantidade de núcleos efetivos, que irão posteriormente passar pela etapa de crescimento. O refino proporcionado pelo aumento da taxa de resfriamento ocorre não somente para os grãos primários como também para as subestruturas. Quanto maior o super-resfriamento (decorrente da alta taxa de resfriamento) menor será, por exemplo, a temperatura de nucleação da grafita e, conseqüentemente, mais fina será a grafita formada. Isso ocorre, pois nessas condições a taxa de difusão é menor e, por isso, os átomos de carbono terão menor difusividade atômica (33) (36). Da mesma forma, foi mostrado que a taxa de resfriamento tem influência tanto no espaçamento dos braços primários de dendrita (DAS) quanto no espaçamento secundário dos braços de dendrita (SDAS). Com o aumento da taxa de resfriamento, o DAS e SDAS diminuem, ou seja, ocorre um refinamento das dendritas de austenita. O crescimento das dendritas pode prosseguir em

conjunto com o eutético, com a redução da temperatura na faixa eutética até a temperatura solidus. Assim, o resfriamento em espessuras finas pode levar a formação de dendritas de austenita mais longas e com maiores interações. A diminuição do DAS e SDAS acarreta em maiores propriedades de dureza HB, resistência ao escoamento e resistência à tração (33) (36). Entende-se que cada uma das células eutéticas seja gerada por um evento de nucleação, sendo formadas por placas de grafita interconectadas e envolvidas pela austenita. O grau de ramificação da grafita presente nas células eutéticas também depende da taxa de resfriamento, de modo que uma taxa de resfriamento elevada provoca uma maior quantidade de ramificações (33) (36).

A microestrutura formada após a reação eutetóide consiste em camadas alternadas de ferrita e cementita (denominada perlita). A espessura dessas camadas está relacionada com as propriedades mecânicas, como a dureza ou o limite de resistência de ferros fundidos cinzentos (33) (36). Modi et al (37) estudaram o efeito do espaçamento interlamelar da perlita nas propriedades mecânicas de tração e a dureza no aço baixo carbono perlítico (0,65%C, 0,87% Mn, 2,00% Si, 0,021% P, 0,023% S). O aço baixo carbono foi submetido a tratamentos térmicos de austenitização para variar a espessura interlamelar da perlita. Os resultados mostraram que a redução da espessura do espaçamento interlamelar da perlita aumentou a dureza e o limite de escoamento do aço, seguindo uma relação do tipo Hall-Petch. A diminuição da espessura leva a um aumento da taxa de resfriamento e durante a reação eutetóide, ocorre a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita. Como se pode ver na figura 9, o aumento da velocidade de resfriamento (de 0,004 a 0,2 °C/s) leva a uma diminuição do espaçamento interlamelar da perlita (de aproximadamente 0,37 para 0,1 µm).

Figura 9 - Efeito da taxa de resfriamento no espaçamento interlamelar da perlita (38).

A influência da microestrutura de aços perlíticos na resistência à tração e na tenacidade foi estudada no trabalho de Hyzak e Bernstein (39). O objetivo do trabalho foi identificar os principais parâmetros microestruturais que controlam a deformação plástica e o processo de fratura dos aços perlíticos. Os aços foram tratados termicamente com uma faixa de temperaturas diferentes (de 1073 K a 1473 K) e tempos de austenitização (1h a 3h), e temperaturas de perlitização em banho de sal (de 818 K a 898 K), gerando variações no tamanho de grão austenítico de $1,4 \cdot 10^{-3}$ a $16,7 \cdot 10^{-3}$ cm, da colônia de perlita de $4,8 \cdot 10^{-3}$ a $7,1 \cdot 10^{-4}$ cm e do espaçamento interlamelar entre $11,6$ e $27 \cdot 10^{-6}$ cm.

Os resultados (39) mostraram que o limite de escoamento desses aços é controlado principalmente pelo espaçamento interlamelar da perlita e tamanho de grão da austenita (620 MPa para espaçamento de $11,6 \cdot 10^{-6}$ cm e 422 MPa para espaçamento $27 \cdot 10^{-6}$ cm). Os testes de impacto do tipo Charpy e de tenacidade à fratura revelaram que as variações na energia de impacto e na tenacidade à fratura são dependentes do tamanho de grão da austenita, sendo que os valores dessas propriedades mecânicas aumentam com a redução do tamanho dos grãos austeníticos. Por exemplo, a temperatura de transição dúctil-frágil para o aço com um tamanho de grão austenítico de $1,43 \cdot 10^{-3}$ cm foi de aproximadamente 370 K contra 433 K para um grão austenítico de $14,7 \cdot 10^{-3}$ cm. Adicionalmente, o limite superior da curva de impacto Charpy para o

tamanho de grão austenítico de $1,43 \cdot 10^{-3}$ cm foi de aproximadamente 500 kJ/m², enquanto que para o grão austenítico de $14,7 \cdot 10^{-3}$ cm, o valor superior de energia absorvida no impacto Charpy foi de 200 kJ/m². Por fim, os valores máximos de tenacidade à fratura dinâmica para o aço perlítico a 273 K, por exemplo, são de aproximadamente 40 MPa.m^{1/2} para tamanho de grão austenítico de $1,43 \cdot 10^{-3}$ cm e de 20 MPa.m^{1/2} para tamanho de grão austenítico de $14,7 \cdot 10^{-3}$ cm.

Kavishe e Baker (40) estudaram a influência do tamanho de grão da austenita primária (d_y) e do espaçamento interlamelar de perlita ($\lambda_{perlita}$) na resistência à tração e na tenacidade à fratura de um aço eutetóide perlítico. As propriedades mecânicas estudadas pelos autores foram o limite de escoamento, limite de resistência à tração, ductilidade, tensão de clivagem e tenacidade à fratura por tensão, sendo que todos os testes foram realizados a temperatura de -80 ° C. O limite de resistência à tração, limite de escoamento, tensão de clivagem aumentaram com a redução do espaçamento interlamelar da perlita. A ductilidade apresentou correlação inversa com o tamanho do grão de austenita primária. O espaçamento interlamelar da perlita em aços está relacionada com as propriedades mecânicas, de forma que, menores espaçamentos da perlita apresentam maior dureza Brinell e limite de escoamento (33) (40).

Modi et al. (37) estudaram o efeito do espaçamento interlamelar da perlita nas propriedades mecânicas de tração e na dureza do aço baixo carbono perlítico (0,65% C, 0,87% Mn, 2,00% Si, 0,021% P, 0,023% S). O aço baixo carbono foi submetido a tratamentos térmicos de austenitização com temperaturas variando de 1073 K a 1273 K e duração de 1h para variar a espessura interlamelar da perlita (542 nm para 1073 K e 785 nm para 1273 K). Os resultados mostraram que a redução do espaçamento interlamelar da perlita aumentou os valores de dureza e limite de escoamento do perlítico, seguindo relações do tipo de Hall-Petch. Assim, foi mostrado que a redução da espessura, ou seja, o aumento da taxa de resfriamento tem forte influência nas características macro e microestruturais (dendritas de austenita primária, perlita, célula eutética, grafita, presença de ferrita) e consequentemente nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica.

3.2 Solidificação de ferros fundidos com grafita

O processo de solidificação dos ferros fundidos com grafita ocorre em duas etapas distintas: a solidificação primária e a eutética. Na solidificação primária, a grafita ou as dendritas de austenita se formam a partir do líquido, dependendo do valor do carbono equivalente do ferro fundido (6). Na solidificação eutética pode ocorrer à reação eutética do tipo estável (com formação de grafita e austenita) ou a reação eutética metaestável (com formação de carboneto e austenita), dependendo da composição e da taxa de resfriamento do ferro fundido (5). A solidificação eutética pode ainda ocorrer por dois mecanismos distintos:

- Formação de eutético cooperativo, que ocorre com o crescimento cooperativo da austenita e da grafita, como nos casos dos ferros fundidos cinzentos e vermiculares (24). No eutético cooperativo, a grafita e austenita crescem de forma conjugada, criando, desta forma, uma rede interconectada de grafita em cada célula eutética.
- Formação de eutético divorciado, que ocorre quando a solidificação da grafita e da austenita ocorrem sem cooperação, produzindo nódulos de grafita isolados, como no caso do ferro fundido nodular (24);

Esses processos podem ser monitorados a partir da análise das curvas de resfriamento, usando uma técnica conhecida como análise térmica. A curva de resfriamento é construída através da captura da variação térmica do volume de referência através do uso de um termopar, que registra o balanço do calor absorvido e gerado durante a solidificação e o resfriamento do fundido. Essa variação térmica modifica a tendência apresentada na curva de resfriamento do material que é identificada por uma mudança de inclinação da curva de resfriamento, formação de patamares ou regiões de recalescência. Como consequência, haverá um registro térmico que possibilita identificar as temperaturas e sequência de transformações de fase que ocorrem durante o resfriamento. Quanto maior a taxa de crescimento da fração de sólido, menor será a inclinação da curva de análise térmica, isso acontece porque a fração que se transforma de líquido para sólido durante a solidificação libera calor (26).

A microestrutura do eutético do ferro fundido é, portanto, determinada pela temperatura em que ocorre a solidificação. Se a solidificação ocorre acima da temperatura do eutético metaestável (aproximadamente 1147°C) o eutético formado será do tipo estável e ocorrerá a formação de austenita e de grafita, cuja morfologia será definida por diversos fatores, entre eles a velocidade de resfriamento, o valor do super-resfriamento e grau de nucleação (5) (6) (24). Se a solidificação do ferro fundido ocorrer abaixo da temperatura do eutético metaestável, o eutético formado será do tipo metaestável, produzindo uma microestrutura composta de austenita e carboneto - ferro fundido branco (41). O diagrama de equilíbrio do sistema Fe-C, mostrado na figura 10, pode ser utilizado para analisar a solidificação dos ferros fundidos. A figura mostra a posição do eutético estável (austenita mais grafita), mostrado pelas linhas tracejadas, e do eutético metaestável (austenita mais cementita), mostrado pelas linhas cheias.

Figura 10 - Diagrama de fases do binário Fe-C mostrando as linhas do equilíbrio estável (linha tracejada) e metaestável (linha cheia) (42).

A zona acoplada (figura 11) define as condições de solidificação em uma região sob a qual as duas fases da reação eutética poderão crescer em uma interface em comum e com maior taxa de crescimento quando comparado com a taxa de crescimento dessas fases individualmente (5). Nos ferros fundidos, a zona acoplada é determinada como sendo a faixa de temperatura abaixo da temperatura eutética e de composição dentro da qual as fases (grafita + austenita) que constituem o eutético podem crescer a partir do banho, com velocidades iguais (43). A forma da zona acoplada depende das características de crescimento das duas fases e das condições de solidificação (5). A zona acoplada pode ser simétrica ou assimétrica (figura 11). A zona é simétrica quando as duas fases apresentam crescimento não facetado, e assimétrico quando uma fase apresenta comportamento facetado e a outra não facetado (5). Assim, a zona acoplada está relacionada com a variedade de microestruturas que podem ser formadas durante a solidificação dos ferros fundidos.

Figura 11 - Diagrama da zona acoplada simétrica (a) e assimétrica (b)
[Adaptado de Elliot (5)].

No diagrama de fases Fe-C existe uma região de crescimento cooperativo entre a grafita (cristal facetado de alto ponto de fusão) e a austenita (não

facetado e de baixo ponto de fusão). Como a temperatura de fusão dos componentes é diferente, existe uma zona de crescimento acoplado assimétrico (figura 11- b) (44). No caso dos ferros fundidos cinzentos, observa-se uma fração volumétrica de dendritas de austenita maior que a prevista pelo diagrama de fases (segundo a regra da alavanca). Como o diagrama de equilíbrio não mostra eventuais diferenças de fração volumétrica de fase austenita entre líquidos inoculados ou não, descarta-se a hipótese desse fenômeno acontecer devido ao super-resfriamento. A explicação para esse fenômeno é de que como a zona acoplada dos ferros fundidos cinzentos é assimétrica, para super-resfriamentos maiores do que 7,3°C, a austenita e o eutético são formados ao mesmo tempo (2).

Como visto, a zona acoplada é a região onde o eutético tem condições mais favoráveis (cresce com maior velocidade ou com menor super-resfriamento) do que a fase estável para crescer, dessa forma um líquido solidificado nessa região terá microestrutura eutética mesmo não sendo termodinamicamente mais estável (45). No caso do ferro fundido cinzento com composição hipoeutética e eutética, a solidificação se inicia pela dendrita da austenita (fora da zona acoplada), nesse caso as dendritas crescem mais rapidamente do que as fases do eutético e com isso o carbono é segregado para o líquido até que esse tenha a composição dentro da zona acoplada e então segue a solidificação eutética (5).

3.2.1 Solidificação de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos

A nucleação primária é aquela que começa abaixo da temperatura liquidus, sempre com algum grau de super-resfriamento. No caso dos ferros fundidos hipoeutéticos a fase que solidifica primeiro é a austenita. Como é decorrente da solidificação primária crescendo de forma dendrítica, é chamada de austenita primária para não ser confundida com a austenita proveniente da solidificação eutética. Na solidificação dos ferros fundidos, a nucleação é heterogênea, necessitando de um substrato para que a nucleação ocorra. Para a nucleação da austenita primária, os nitretos, os carbonitretos e os carbonetos podem ser elementos nucleantes (46). Após a sua nucleação, a austenita primária cresce

na forma de dendrita (figura 12), que é composta por um tronco principal (braço primário) com estruturas secundárias (braços secundários).

Durante a primeira etapa da solidificação, as dendritas de austenita primária crescem na direção da extração de calor, geralmente perpendiculares às paredes do molde, formando a zona colunar (figura 13). Quando a região na frente da zona colunar atinge um valor de super-resfriamento crítico, a nucleação da austenita passa a ser favorecida e os cristais equiaxiais de austenita são nucleados no líquido. Os cristais de austenita crescem nas seis direções ortogonais, formando mais dendritas de austenita. Quando as frentes de crescimento das dendritas de austenita (colunar ou equiaxial) se encontram, o crescimento da dendritas para e a etapa de engrossamento dos braços de dendrita se inicia, levando à redução da quantidade de interfaces do tipo austenita/ líquido. Esse processo também é controlado pela difusão atômica onde ocorre a dissolução e reprecipitação do sólido, ocasionando um aumento do tamanho dos braços de dendrita, porém diminuindo a área interfacial. Por exemplo, ocorre a diminuição dos braços de dendritas menores e aumento dos maiores, além do aumento da curvatura das dendritas (47) (48).

Figura 12 - Exame microfractográfico de ferro fundido cinzento de composição levemente hipoeutética. As setas mostram dendritas de austenita primária. Fundido com 3,8 mm de espessura. Imagem obtida por microscopia eletrônica (MEV).

Figura 13 - Esquema mostrando a zona de crescimento de dendritas colunares e equiaxiais durante a solidificação de um líquido (49).

3.2.2 Nucleação e crescimento da grafita

A nucleação da grafita (estrutura cristalina hexagonal compacta) durante a solidificação ocorre preferencialmente de forma heterogênea, sendo assim a grafita nucleia em algum substrato, como a parede do molde ou em alguma partícula pré-existente no núcleo. A nucleação homogênea da grafita no líquido é pouco provável, visto que o super-resfriamento necessário é muito maior do que para a nucleação heterogênea em sítios preferenciais ou substratos (1 a 10°C para a nucleação heterogênea em contraste com 230°C para a nucleação homogênea) (50). Em geral, nos ferros fundidos cinzentos, nodulares e vermiculares, esses substratos são fornecidos através de um processo chamado de inoculação.

A inoculação da grafita é um processo que ocorre antes do vazamento do metal líquido no molde. Ela consiste na adição de substratos sólidos no banho metálico, como por exemplo, partículas de Fe-Si com outros elementos como, por exemplo, Ca, Sr, Ba e os metais terras raras. Desta forma, aumenta-se o número de sítios preferenciais para a nucleação heterogênea da grafita e,

consequentemente, do número de núcleos de grafita. A inoculação ajuda no controle da morfologia da grafita (controlando o super-resfriamento necessário para o início da reação de formação da grafita através da quantidade e tipo de núcleo adicionado), aumentando, como consequência a quantidade de células eutéicas e reduzindo a formação de carbonetos. O inoculante é o elemento que fornece substratos para que ocorra a nucleação heterogênea. Quanto mais próximos os parâmetros de rede da estrutura cristalina do substrato forem em relação à estrutura cristalina da grafita, menor será a energia interfacial entre o substrato e o inoculante (reduzindo a energia livre crítica para a nucleação heterogênea) e, mais efetivo será o sítio de nucleação heterogênea. No entanto, além do fator cristalográfico, a eficiência do inoculante também depende de efeitos químicos e da rugosidade da superfície (51).

Turnbull e Vonnegut (50) desenvolveram uma teoria para a cinética de nucleação de um núcleo na superfície de heterogeneidades presentes no líquido, mostrando que quanto menor a energia livre para a criação de um núcleo e quanto maior a temperatura (ou menor super-resfriamento), maior será a tendência à nucleação heterogênea. Foi mostrado que a similaridade entre os arranjos atômicos do substrato e do núcleo está relacionada com a eficácia do substrato para a nucleação heterogênea. Quando a energia interfacial entre o núcleo e o substrato é mínima, o substrato é mais eficiente para a nucleação heterogênea (reduz o ângulo de molhamento, θ , do equilíbrio de tensões no "ponto triplo" das interfaces entre o substrato, o núcleo e a fase líquido). Esta condição seria favorecida para situações onde núcleo e substrato apresentam interface do tipo coerente. Os autores estabeleceram o conceito do parâmetro de desajuste cristalográfico (δ) que é uma medida da diferença do arranjo atômico entre o substrato e o núcleo, considerando as suas relações de orientação cristalográfica e estrutura cristalina. Para pequenos valores de δ (<0.2) o inoculante seria eficaz favorecendo a nucleação heterogênea e apresentando interface coerente com o cristal.

Bramfitt (52) estudou as adições de nitretos e carbonetos de diferentes elementos (Ti, Zr, Al, B, Cr, V, entre outros) na nucleação heterogênea de um ferro líquido super-resfriado. Os resultados mostraram que a capacidade de uma partícula em se tornar um sítio para a nucleação heterogênea está

relacionada com o desajuste cristalográfico, um valor que indica a diferença cristalográfica entre o arranjo atômico da partícula e a fase matriz, corroborando com os resultados de Turnbull e Vonnegut (50). Como é observado no gráfico da figura 14, para desajustes cristalográficos menores que 12 %, o agente nucleante é eficiente (apresenta baixo valor do super-resfriamento para nucleação).

Figura 14 - Gráfico do super-resfriamento característico (°F) em função do desajuste cristalográfico (em porcentagem) para 6 diferentes agentes nucleantes (TiN, SiC, TiC, ZrN, WC e ZrC) (52).

Segundo Lux (53) publicado em 1968, o papel do silício no inoculante é promover a formação de regiões hipereutéticas no banho metálico, devido ao aumento do carbono equivalente, e, conseqüentemente, favorecendo a precipitação de carbono na região. Dessa forma, a nucleação de grafita é favorecida naquela região, que são zonas propícias a precipitação de carbono. Em 1983, Minkoff (54) afirmou que a nucleação da grafita ocorre em dois estágios, primeiro ocorre à formação de sulfeto que é seguido pela formação de óxidos, principalmente do SiO_2 , de estrutura cristalina hexagonal compacta que é o substrato para a nucleação da grafita. Em 2001, Skaland (55) estudou o mecanismo de inoculação em ferros fundidos, e propôs que a mistura de vários sulfetos (MgS e CaS), e óxidos (SiO_2 , Al_2O_3 e MgO) propulsionariam a formação de uma grande variedade de inclusões com diferentes parâmetros de

rede facilitando que ocorra a concordância com a grafita, e aumentando o número de sítios para a nucleação heterogênea. Segundo o autor (55), os planos basais (001) dos cristais são sítios favoráveis para a nucleação de grafita, visto que permitem a formação de uma interface coerente ou semi-coerente de baixa energia associada entre o núcleo e o substrato.

Em 2009, Stefanescu (24) sugeriu que a inoculação seria um processo de modificação, já que modifica a forma que ocorre a solidificação, aumentando a velocidade de crescimento do eutético estável e diminuindo o super-resfriamento, com a consequente diminuição da tendência a formação de carbonetos na solidificação de ferros fundidos. Dessa forma, a inoculação do banho metálico promove um maior controle sobre a microestrutura do material, diminuindo as variações que poderiam ser ocasionadas pelas condições do banho metálico e de troca de calor com o molde. Recentemente, Riposan (56) propôs um modelo de três estágios para a nucleação da grafita em ferros fundidos cinzentos. No primeiro estágio é formado um pequeno ($< 2 \mu\text{m}$) óxido no banho, seguido pela formação de compostos complexos de sulfetos que se formam em volta desse óxido (segundo estágio) e só então a grafita nuclearia em cima desses sulfetos (terceiro estágio), que possuem pequeno desajuste cristalográfico com a grafita. A grafita lamelar inicia seu crescimento a partir de um núcleo de grafita que cresce radialmente. A austenita eutética solidifica no espaço entre os veios de grafita. A forma da célula eutética é resultante de uma solidificação cooperativa desigual, que ocorre com a grafita crescendo com maior velocidade e a austenita com menor velocidade atrás da ponta da grafita (57).

Um exemplo da grafita lamelar durante a formação da célula eutética é mostrada na figura 15. Sua morfologia é decorrente da adsorção de enxofre e oxigênio na interface entre a grafita e o líquido, mudando assim a energia de interface e com isso modificando seu crescimento. Os planos em que esses elementos se adsorvem são os planos basais da grafita hexagonal, inibindo, assim, o crescimento na direção $\langle c \rangle$ e promovendo o crescimento da grafita lamelar, que é produto do crescimento preferencial da grafita que cresce na direção $\langle a \rangle$ do cristal hexagonal (58) (59). O crescimento da grafita lamelar ocorre pelo movimento lateral através da difusão de carbono na direção $\langle a \rangle$,

possibilitando a criação de degraus para explicar o crescimento das lamelas ao longo da espessura, estas ramificações são provenientes da presença de defeitos no reticulado ao longo da direção $\langle c \rangle$ (figura 16) (60). A figura 17 mostra um esquema do crescimento da célula eutética durante a solidificação de ferro fundido cinzento até a formação da microestrutura final.

Figura 15 – Morfologia da grafita lamelar em destaque após a remoção da austenita por ataque seletivo (61).

Figura 16 - Esquema do crescimento da grafita lamelar mostrando o crescimento lateral por crescimento de degraus no plano prismático com velocidade v_p e engrossamento pela adição de camadas no plano basal com velocidade v_b , onde v_p é a velocidade de crescimento (60).

Figura 17 – Figura esquemática mostrando o crescimento da célula eutética durante a solidificação até a formação da estrutura final de um ferro fundido cinzento com grafita lamelar (57).

A grafita lamelar apresenta 5 tipos de morfologias distintas, classificados de A até E segundo a norma ASTM A 247 (25), vide figura 3. Os principais fatores que determinam a morfologia da grafita lamelar são a velocidade de resfriamento, a composição química e o grau de nucleação. A grafita do tipo D é resultante de um grande super-resfriamento, produzindo uma estrutura mais fina e com menor distância entre os braços de grafita quando comparada com a grafita do tipo A. Quanto maior a velocidade de resfriamento maior a chance de formar grafita do tipo D, quanto melhor inoculado o banho metálico, mais propensa é a formação de grafita do tipo A. A grafita com morfologia do tipo D decorre de uma solidificação com maior super-resfriamento, dependendo

também da cinética de formação da grafita do tipo A, visto que são mecanismos que competem entre si. Outra forma de obtenção da grafita do tipo D é pela adição de elementos de liga, como o Ti (5). Ela também é formada em decorrência da baixa presença de enxofre e oxigênio (57). A microestrutura mais refinada da grafita do tipo D promove um aumento da resistência mecânica, porém o aumento na quantidade de interfaces entre a austenita e grafita decorrente da formação de grafita do tipo D promove a formação da fase ferrita na matriz durante a decomposição eutetóide da austenita (5). A grafita tipo E tem uma distribuição orientada e formação interdendrítica, ocorrendo em ferros fundidos hipoeutéticos.

3.3 Efeito dos elementos de liga em ferros fundidos

Os elementos de liga interferem no processo de solidificação e formação da microestrutura final do fundido, influenciando as propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Os elementos químicos apresentam diferentes coeficientes de partição entre o sólido e o líquido na solidificação de ferros fundidos. O coeficiente de partição K é definido pela relação entre as concentrações do elemento na fase sólida (C_S) e na fase líquida (C_L) na interface que está em avanço durante a solidificação, em condições de equilíbrio ($k = C_S / C_L$). Quanto menor o coeficiente de partição, maior é a tendência do elemento segregar para o contorno da célula. Além disso, a concentração do soluto, taxa de resfriamento, coeficiente de difusão e o grau de nucleação do banho metálico também possuem influência na segregação entre as fases sólida e líquida durante a solidificação (41).

Os elementos grafitizantes possuem uma segregação negativa, como é o caso do Si, já os elementos formadores de carbonetos possuem segregação positiva como é o caso do Cr. A segregação positiva é aquela na qual o soluto em questão segrega no sentido do líquido, ou seja, durante a solidificação a concentração desse soluto no líquido aumenta. Já na segregação negativa ocorre o oposto, ou seja, o líquido a frente da frente de solidificação é mais pobre no soluto que o metal no estado sólido (57). O Cr é um elemento que segrega para o líquido, retarda o crescimento das células eutéticas e, por isso, reduz a temperatura de nucleação do eutético (TE), o que aumenta o super-resfriamento (62). O aumento do super-resfriamento promove um aumento do número de células eutéticas (41). O efeito negativo é que o Cr aumenta a tendência ao coquilhamento e aumenta a formação de carbonetos, além disso, diminui a condutividade térmica (63). Quando adicionado na composição química em pequenas concentrações, de forma que não ocorra formação de carbonetos de Cr, o cromo promove o aumento da resistência mecânica (10). Segundo Röhrig e Wolters (64), adições de cromo levam ao aumento do módulo de elasticidade quando na presença de cobre e níquel, e ao aumento da resistência ao impacto, desde que não ocorra a formação de carbonetos.

O silício tende a se concentrar nas dendritas da austenita primária e na região central das células eutéticas fazendo com que as últimas regiões a se solidificarem apresentem menor teor de silício. Esse é o princípio de funcionamento de alguns reagentes químicos coloridos (65). O Si além de aumentar a grafitização, a distribuição e o refino da grafita, diminui a tendência ao coquilhamento. Kanno et al (30) mostram o efeito que diversos elementos de liga têm sobre a diferença das temperaturas do eutético estável e metaestável. Na figura 18, observa-se que o Si e o Cr se destacam dos outros elementos de liga, visto que interferem na tendência à formação de carbonetos (Fe_3C) durante a solidificação. Quando um elemento de liga aumenta a diferença da temperatura entre o eutético estável e o metaestável, como o Si, ele é considerado um elemento grafitizante, pois aumenta a tendência de formação da grafita durante a solidificação. No caso oposto, como o do Cr, ele reduz o intervalo de temperatura entre a reação do eutético estável e metaestável promovendo assim a formação de carbonetos na solidificação. Na figura 19 pode-se observar o efeito das adições de Si (figura 19-a) e Cr (figura 19-b) nas temperaturas do eutético estável e metaestável. Quanto maior a diferença entre as temperaturas eutéticas (estável e metaestável), maior é a quantidade de grafita que será formada durante a solidificação.

A adição de Si promove a formação de ferrita durante a transformação de fase em estado sólido, visto que amplia o campo das fases ferrita e grafita no diagrama Fe-C-Si (figura 20), eleva as temperaturas dos eutéticos estável e aumenta o intervalo entre essas duas temperaturas. O aumento da temperatura de formação da perlita devido ao aumento do teor de Si promove uma estrutura de perlita mais grosseira. O silício também aumenta a atividade do carbono, forçando-o a sair da solução sólida (5) (10) (66). Como o silício se dissolve em solução sólida com a matriz metálica, promove a diminuição da condutividade térmica (63).

Figura 18 – Efeito dos elementos de liga na diferença entre as temperaturas do eutético estável e metaestável (DTE). Os elementos que aumentam essa diferença são chamados de elementos grafitizantes (Si, Al, Cu etc.) e os que diminuem de elementos formadores de carbonetos (Cr, Mn, S e etc.) (30). TEG = temperatura do eutético estável; TEC = temperatura do eutético metaestável.

Figura 19 - Efeito do teor de Si (a) e Cr (b) nas temperaturas do eutético estável (TEE) e metaestável (TEM).

Figura 20 - Seção vertical do sistema Fe-C-Si no teor de 2% de Si, mostrando os campos das fases δ , α , (L + G), (γ + G), (α + G + γ), (L + γ) e (G + α).

Com relação às reações de decomposição da austenita no resfriamento, o cromo, por sua vez, favorece a formação de perlita (durante a decomposição da austenita, reação eutetóide), pois ajuda na estabilização da austenita já que aumenta a solubilidade do carbono, além disso, diminui a atividade do carbono (67). A formação da perlita, ferrita e cementita, é cineticamente favorável quando comparada com a formação de ferrita e grafita e, portanto, a perlita forma-se em detrimento da microestrutura estável.

Outros elementos com atuação na reação eutetóide são o cobre e o estanho, o cobre promove a formação da perlita e o estanho é utilizado como estabilizador da perlita, por isso é utilizado quando o ferro fundido tem tendência a apresentar ferrita livre (26) (68). O cobre também aumenta o limite de resistência a tração dos ferros fundidos cinzentos quando adicionado em teores de até 3%, muito pelo efeito perlitizante e, por ter um comportamento ligeiramente grafitizante, não aumenta a tendência do material a apresentar carbonetos, além disso ele melhora a usinabilidade (26)(68).

O cobre equivalente leva em consideração os elementos perlitizantes (Mn, Cu e Sn) e representa a tendência à formação da microestrutura perlítica. Ou seja,

quanto maior o cobre equivalente, maior a tendência à formação de perlita em detrimento da ferrita na reação eutetóide. O cobre equivalente é calculado pela equação [11] (69).

$$Cu_{eq} = \%Cu + \% \frac{Mn}{2} + 10 \times \%Sn \quad [11]$$

Outra forma de calcular o cobre equivalente, utilizada para ferros fundidos vermiculares, pode ser vista na equação [12], nela é considerado também o teor de cromo (70)

$$Cu_{eq} = \%Cu + \% \frac{Mn}{2} + 10 \times \%Sn + 1,2 \times \%Cr \quad [12]$$

Estudos realizados em aços perlíticos (40) (71) (72) mostram que a espessura do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) têm influência nas propriedades mecânicas de tração e tenacidade à fratura. A dureza, tensão de escoamento e resistência à tração aumentam com a redução da espessura $\lambda_{perlita}$ seguindo uma relação do tipo Hall-Petch. A perlita de espessura $\lambda_{perlita}$ maior é deformada plasticamente de modo não homogêneo, apresentando deformação plástica localizada com bandas de deformação estreitas, enquanto a perlita fina apresenta uma deformação mais uniforme durante a deformação plástica. Em aços perlíticos, a deformação plástica introduz tensões de compressão residuais na ferrita e de tração na cementita, de forma que as tensões residuais são maiores para a perlita mais espessa quando comparada com a perlita fina. Assim como em aços perlíticos, a quantidade de perlita e as suas propriedades podem ter influência no desempenho mecânico dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica.

3.4 Efeito da espessura fina de parede em ferros fundidos cinzentos

Ao se reduzir a espessura de parede do fundido aumenta-se a velocidade de resfriamento do metal. Esse aumento pode levar a problemas de “enchimento” da peça, devido à diminuição de fluidez do metal líquido, e de formação de carbonetos na microestrutura do fundido. Pedersen (46) listou alguns cuidados que se pode ter durante o processo de fundição para diminuir esses efeitos. Dentre eles, citou que, ao aumentar a temperatura de vazamento, ocorre uma diminuição da velocidade de resfriamento, já que haverá mais calor a ser extraído. Além disso, os efeitos das propriedades térmicas do molde terão efeito na taxa de extração de calor para o ambiente durante a solidificação ou velocidade de solidificação. Para diminuir a tendência de formação de carbonetos, ele cita que se deve aumentar o potencial de grafitação do banho, por exemplo, com o aumento do carbono equivalente.

Como efeito benéfico, a diminuição da espessura pode levar a um aumento da resistência à tração (26), que é explicado por um refino da microestrutura do material (diminuição do tamanho e espessura das lamelas de grafita, menor espaçamento interdendrítico e menor espaçamento interlamelar da perlita) ocasionado pelo aumento da velocidade de resfriamento. Esse efeito pode ser observado na figura 21, onde se observa que as curvas tem um máximo no limite de resistência à tração. A diminuição do limite de resistência após esse máximo é atribuída a presença de carbonetos, ou seja, caso o fundido não apresente carbonetos, deve-se atingir limite de resistência ainda maior.

Javaid et al. (73) afirmaram que é possível prevenir a presença de carbonetos em ferros fundidos nodulares de espessura fina de parede através de extenso controle de variáveis metalúrgicas (qualidade da matéria-prima, ciclo temperatura-tempo, inoculação e tratamento de nodularização). Eles destacam também que pode ocorrer microporosidades no centro da parede fina devido ao grande número de células eutéticas ou se o molde não possuir a resistência adequada. Além disso, reportaram terem encontrado uma variação da espessura da seção da peça em relação à espessura nominal, em geral para cima e dentro de 10% e atribuíram o fato a limitações na moldagem em relação ao fechamento do molde.

Figura 21 - Efeito da velocidade da espessura do corpo de prova no limite de resistência à tração (26).

Stefanescu et al. (74) produziram placas de ferro fundido nodular livres de carbonetos na microestrutura. Para isso, os autores utilizaram os softwares NovaFlow/NovaSolid e Magmasoft para simular o enchimento e solidificação das placas de espessura que variaram entre 1,5 e 7,0 mm. Encontraram que, para placas horizontais, o enchimento não é uniforme, ocasionando problemas durante a solidificação e produzindo fundidos com propriedades mecânicas reduzidas. Para placas verticais, o molde foi projetado de modo que as placas fossem preenchidas uniformemente com velocidade de 0,5 m/s. Os valores de velocidade de resfriamento para as placas verticais variaram entre 3 e 12°C/s, aproximadamente 5 vezes menores que as velocidades observadas nas horizontais, mostrando que a velocidade de resfriamento não depende unicamente da espessura. As placas horizontais apresentaram defeitos e as propriedades mecânicas tiveram grande variação, possuindo resultados tanto menores quanto maiores que os esperados pelas normas ASTM. As placas verticais ficaram livres de defeitos e apresentaram propriedades mecânicas iguais ou superiores aos esperados pela norma ASTM.

Goodrich e Lobenhofer (75) estudaram o efeito da velocidade de resfriamento nas propriedades mecânicas em ferros fundidos nodulares perlíticos e concluíram que o aumento da velocidade de resfriamento aumentou o limite de escoamento e o limite de resistência à tração e diminuiu o alongamento e a quantidade de ferrita na microestrutura.

De forma geral, os resultados reportados apontam que, para espessura finas de parede, ocorre uma grande variação nos resultados microestruturais e de propriedades mecânicas devido a falhas no processo produtivo. No entanto, quando se consegue atingir microestruturas homogêneas e livres de defeitos, o aumento da velocidade de resfriamento em decorrência da diminuição da espessura leva a propriedades mecânicas superiores às esperadas para o mesmo material fundido em maiores espessuras.

4 Materiais e métodos

4.1 Modelo de fundição

Foi desenvolvido um modelo de corpos de prova que propiciasse o estudo da influência da espessura de parede para peças finas (menor que 5 mm). As características buscadas no modelo foram: fluxo constante do metal, preenchimento completo dos corpos de prova, minimização da turbulência, evitar a formação de gotas frias resultante de esguicho de metal no preenchimento dos corpos de provas, garantir que o metal preencha as placas a uma temperatura superior à de solidificação, e homogeneidade térmica dentro de um corpo de prova. Após algumas simulações usando o software MAGMASOFT com variações do modelo, chegou-se a um modelo que atendia as necessidades do estudo (figura 22).

O filtro no canal de descida foi colocado para, além de retirar possíveis impurezas, regular a passagem do metal deixando o fluxo mais homogêneo. As protuberâncias ao final do canal (ponto 1 da figura 22) foi introduzida para diminuir a velocidade do metal. Os “cata-lixos” (ponto 2 da figura 22) foram projetados para diminuir a velocidade de enchimento e reter sujidades que por ventura estejam no metal. As colunas acima dos “cata-lixos” servem para proporcionar um enchimento mais homogêneo da peça. E, finalmente, a geometria do ataque foi escolhida para proporcionar um preenchimento mais homogêneo, diminuindo o “splash” do metal, evitando a ocorrência de gotas fria. Dessa forma, chegou-se a um modelo no qual fosse possível obter diferentes condições de resfriamento, controlado pela espessura das placas, e que pudessem ser retirados corpos de prova para ensaios mecânicos, de forma que a sanidade da peça não interferisse nos resultados obtidos. Além disso, o modelo foi projetado com placas intercambiáveis, o que permite o estudo de diferentes espessuras de placas.

4.2 Fundição dos corpos de prova

Os experimentos foram realizados no sistema de fundição indicado na figura 22. Objetivou-se estudar 6 espessuras nominais distintas: 1,5 mm, 2,0 mm, 2,5 mm, 3,0 mm, 3,5 mm e 4,0 mm. Em cada molde foi possível a fundição de 4 placas com espessuras distintas, podendo, assim, criar qualquer combinação das 6 espessuras nominais disponíveis.

A velocidade de resfriamento crítica foi estimada tanto por análise térmica, quanto pela simulação de solidificação, usando o software MAGMASOFT (vide Anexo A).

Os moldes foram feitos com areia de sílica ligada com resina fenólica e pintados com tinta de fundição através de aerógrafo com o intuito de auxiliar no acabamento superficial das peças fundidas. A figura 23 mostra um molde com 4 placas utilizado para o vazamento, a figura 24 mostra a peça fundida após a desmoldagem e a figura 25 mostra o aspecto da placa após a desmoldagem. Os experimentos foram realizados no IPT, sendo vazadas duas ligas distintas com carbono equivalente de 3,90% (com 3% C, 2,6% Si e 0,5% Cr) e 4,20% (com 3,2% C; 3% Si e 0,25% Cr), vide Tabela 2. As análises químicas de carbono e de enxofre foram realizadas pela técnica de combustão direta e detecção de IF no equipamento LECO CS 300. Os demais elementos (Si, Cr, Mn, Cu, Sn e P) foram analisados por espectroscopia de fluorescência de raios-x no equipamento Shimadzu XRF 1500.

O alto teor de silício objetiva a diminuição da fração de carbonetos (favorece a formação da grafita), já que as espessuras estudadas possuem grande propensão à formação de carbonetos devido à alta taxa de resfriamento (26). O aumento do teor de cromo em geral pode levar ao aumento das propriedades mecânicas nos ferros fundidos (26), porém, a partir de um teor crítico de Cr, pode-se promover um aumento da fração volumétrica de carbonetos, para uma dada condição de solidificação, com consequente redução da resistência à tração devido à fragilização do material. Assim, haveria um limite de aumento do teor de Cr para aumento das propriedades mecânicas, por isso serão estudadas ligas com 0,25 e 0,5% de Cr. Objetivou-se, ainda, manter o valor do cobre equivalente constante.

Figura 22 - Aspecto geral do sistema de fundição: canal de descida, filtro, canais de distribuição e placas (setas). O sistema foi desenvolvido com uso do software MAGMASOFT.

A temperatura do metal líquido no forno de indução Inducto 50 foi controlada durante a etapa de elaboração e registrada na panela de vazamento, sendo essa última considerada como a temperatura de vazamento. A temperatura de vazamento nominal das corridas experimentais foi de 1500°C, valor escolhido para aumentar a fluidez do material e facilitar o preenchimento das espessuras finas. Para atingir essa temperatura de vazamento, a temperatura de elaboração do metal líquido no forno foi de 1550°C. A temperatura medida na panela de vazamento variou de 1481°C a 1510°C durante as corridas experimentais. A etapa de inoculação foi realizada durante a transferência do líquido do forno de elaboração para a panela de vazamento. Foi utilizado 0,5% em massa da carga fundida de inoculante comercial Superseed 75. Foi utilizado filtro cerâmico de 30 ppi (poros por polegada linear) para evitar a

incidência de inclusões nas placas. A desmoldagem dos fundidos foi realizada aproximadamente 18h após o vazamento.

Figura 23 - Molde completo após montagem e ao fundo outro molde bipartido antes da montagem.

Tabela 2 - Composição química alvo das corridas realizadas.

Condição	Ceq (%)	C (%)	Si (%)	Cr (%)
Ceq 3,90%	3,90	3,0	2,6	0,50
Ceq 4,20%	4,20	3,2	3,0	0,25

Figura 24 - Exemplo de peça fundida após desmoldagem.

Figura 25 - Aspecto geral da placa após quebra dos canais.

4.3 Ensaio mecânico de tração

Foram realizados dois tipos de ensaios para a determinação das propriedades mecânicas de tração: ensaio de tração em corpo de prova de tamanho padrão segundo a norma ASTM A48 (13) para determinar as propriedades do material em condições de espessura usuais e ensaio de tração em corpo de prova de espessura fina, segundo a norma ASTM E8/E8M 16a (76).

Para determinar a classe do material a partir de sua resistência mecânica (ensaio padrão), para cada experiência realizada foram vazados dois moldes de corpo de prova padrão da ASTM A48 (figura 26) com o mesmo metal utilizado para preencher os moldes das placas. A determinação da classe do ferro fundido cinzento serve como valor de referência para verificar o efeito da velocidade de resfriamento, visto que as placas estudadas possuem uma pequena espessura ($< 5 \text{ mm}$).

Figura 26 - Modelo para corpos de prova padrão segundo a norma ASTM A48 (13)
($N = 8 \text{ mm}$; $D = W = 30 \text{ mm}$; $L = 230 \text{ mm}$; $P = 50 \text{ mm}$).

As placas de ferro fundido foram jateadas com granalha e, posteriormente, para cada placa produzida, foi retirada uma amostra de comprimento de 105 mm medidos a partir de 100 mm da base da placa conforme indicado na figura 27. A partir dessa amostra foram retirados três corpos de prova para o ensaio de tração segundo a norma ASTM E8/E8M 16a (76)

Figura 27 - Posição de onde foram retirados os corpos de prova de tração (região tracejada).

Após o corte da região tracejada de cada placa, conforme figura 27, três corpos de prova de tração do tipo gravata foram cortados por eletroerosão a fio (figura 28). Exemplos desses corpos de prova são mostrados na figura 29. Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS.

Figura 28 - Corpo de prova de tração tipo gravata retirado das placas. A espessura do corpo de prova é igual à espessura da placa de origem. Medidas em milímetros (76).

(a)

(b)

Figura 29 – (a) e (b) Corpos de prova de tração após corte por eletroerosão a fio.

4.4 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada em uma seção paralela à fratura dos corpos de prova de tração, analisando assim a microestrutura da seção resistente. A técnica de metalografia quantitativa através do software Nikon NIS Elements D foi utilizada para a determinação da fração em área de grafita, ferrita, perlita e carbonetos. A caracterização microestrutural foi realizada em três condições:

- Sem ataque químico: para a caracterização da morfologia da grafita em microscópio óptico;
- Com ataque químico de Nital 3% (3 ml de ácido nítrico, 97 ml de álcool etílico): para a caracterização da matriz metálica (perlita e ferrita) e verificação da presença de carbonetos de solidificação em microscópio óptico e microscópio eletrônico de varredura;
- Com ataque químico colorido (solução de ácido pícrico, KOH, NaOH e água destilada): para a medição do tamanho das células eutéticas e das dendritas de austenita em microscópio óptico.

4.4.1 Caracterização microestrutural sem ataque químico

As superfícies das amostras foram lixadas até lixa #600 de carbetto de silício e depois polidas com pasta de diamante até 3 μm . As amostras foram examinadas no microscópio óptico (MO) Nikon EPIPHOT 200. Nesta etapa determinaram-se o aspecto geral da microestrutura, a morfologia da grafita e a fração em área da grafita. Para a quantificação da fração de grafita foi utilizado o software de análise metalográfica (Nikon Nis Elements D) para a análise de imagem (figura 30), e obter a fração por área de grafita desprezando partículas menores que 10 μm . Foram analisados 10 campos de cada amostra.

Figura 30 - Exemplo de campo para contagem da fração de grafita com uso do software (Nikon Nis Elements D). Na imagem as partes identificadas em vermelho são a fase grafita. Aumento 200x. Imagem obtida por MO.

4.4.2 Caracterização microestrutural com ataque químico de Nital 3%

O ataque químico com Nital 3% (solução de 3% ácido nítrico em álcool etílico) realizado para revelar microconstituintes como perlita, ferrita e carbonetos. O ataque químico foi realizado com a duração entre 3 e 6 segundos por amostra, a temperatura ambiente. O ataque é realizado em amostras polidas em diamante até 1 μm . Como as amostras não apresentaram regiões ferríticas foi possível a utilização da contagem automática para quantificar os casos que ocorreram carbonetos. A contagem foi realizada pelo software Nikon Nis Elements D utilizando 8 campos por amostra.

4.4.3 Caracterização microestrutural com ataque químico colorido

Para estudar o tamanho das células eutéticas foi utilizado o ataque químico colorido, descritos em detalhe na tabela 3 (77). Em uma análise preliminar das

microestruturas após o ataque colorido, foi observado que as células eutéticas possuíam forma alongada. Desse modo, adotou-se como medida de tamanho de célula eutética o diâmetro médio: média entre a maior dimensão da célula e a dimensão perpendicular a esta. Para cada amostra foram medidas as 8 maiores células eutéticas bem definidas em 8 campos distintos (figura 31) e para as imagens com aumento original de 200x. Essa metodologia foi adotada visando uma maior representatividade do tamanho real de célula eutética excluindo assim as células cujo plano interceptado pelo corte está muito distante da região central da célula eutética.

Tabela 3 - Composições e parâmetros de ataque para revelar células eutéticas.

Material	Ataque	Composição	Tempo de ataque	Temperatura (°C)
Ferro fundido lamelar	Colorido	10 g ácido pícrico 40 g KOH 10 g NaOH 50 ml água destilada	3 a 5 minutos	90

O espaçamento médio entre os braços secundários da dendritas de austenita (SDAS) foi determinado com o auxílio do software de imagem GIMP 2 e com aumento original de 200x. As medidas foram realizadas para 6 dendritas de austenita em cada condição de espessura e composição química estudada. O 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), conforme mostra a figura 32. Dessa forma, divide-se o comprimento central da dendrita pelo número de intersecções.

Figura 31 - Exemplo de medição do tamanho médio das células eutéticas.

Figura 32 - Exemplo de medição do espaçamento médio entre os braços secundários da dendrita de austenita (SDAS). Aumento original de 200x. Imagem obtida por MO. Ataque químico colorido.

Finalmente, o diâmetro hidráulico interdendrítico foi determinado de acordo com a equação 8, sendo a área total do espaço interdendrítico em μm^2 dividida pelo perímetro da austenita primária em μm (P_γ). Para identificação das dendritas primárias as imagens foram editadas utilizando o software GIMP-2 (figura 33).

(a)

(b)

Figura 33 - Micrografias da amostra 6B 5B A de espessura 5,8 mm com aumento de 200x. A figura (a) é micrografia original e a (b) foi tratada com o software GIMP-2. Área em cinza representa as dendritas e em branco a região interdendrítica. A_γ é a área da região cinza, P_γ é o perímetro da região cinza, A_{IP} é a área em branco. O diâmetro hidráulico é a área da região branca (A_{IP}) dividida pelo perímetro da região cinza (P_γ).

4.5 Caracterização macro e microfractográfica

Para analisar a superfície de fratura das amostradas rompidas em ensaios de tração foi utilizada a lupa para verificação macrofractográfica das amostras rompidas. O exame microfractográfico foi realizado em microscopia eletrônico de varredura (MEV) Jeol JSM 6300.

4.6 Espaçamento interlamelar da perlita

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 investigar com mais detalhe a estrutura perlítica dos ferros fundidos cinzentos. Durante a análise, foram selecionadas colônias de perlita com estrutura lamelar perpendicular ao observador, de forma que as medidas do espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) fossem medidos, conforme mostra a figura 34. A medida de espaçamento interlamelar da perlita foi realizada usando uma linha de referência perpendicular à orientação das lamelas de cementita e ferrita. Portanto, a medida do espaçamento interlamelar médio da perlita foi realizada de modo semelhante à medição do espaçamento médio dos braços secundários das dendritas de austenita. Amostras selecionadas em corte perpendicular à fratura 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 estudar o caminho de propagação da trinca.

Figura 34 - Medição do espaçamento interlamelar médio da perlita. Aumento original de 50000 x. Imagem obtida por MEV.

5 Resultados

5.1 Diferença entre espessura nominal e real

Durante a fundição dos corpos de prova ocorreu uma variação entre a espessura nominal, que deveria ser de 1,5 a 4,0 mm em incrementos de 0,5 mm, mas variou de 2,6 a 5,8 mm, essa diferença pode ser vista na tabela 4.

Essa variação pode ser atribuída principalmente a dois fatores, expansão do molde durante o preenchimento e falha no fechamento do molde. Esse fato vai de encontro ao reportado por Javaid et al (73) na fundição de fundidos com espessura fina de parede.

Tabela 4 - Valores de espessura real e espessura nominal das amostras estudadas.

Amostra	Ceq (%)	Espessura nominal (mm)	Espessura real (mm)
6B 5B A	4,20	4,0	5,8
6B 5B B	4,20	4,0	5,8
6B 5B C	4,20	4,0	5,8
6A 1B A	4,20	3,5	5,0
6A 1B B	4,20	3,5	5,0
6A 1B C	4,20	3,5	5,0
11B 1B A	3,90	3,5	5,0
11B 1B B	3,90	3,5	5,0
11B 1B C	3,90	3,5	5,0
6A 4A B	4,20	3,0	4,0
6A 4A C	4,20	3,0	4,0
11A 4A B	3,90	3,0	3,6
11A 4A C	3,90	3,0	3,6
6B 8B A	4,20	2,5	4,6
6B 8B C	4,20	2,5	4,6
6B 7A B	4,20	2,0	3,2
6B 7A C	4,20	2,0	3,2
11B 2A B	3,90	1,5	2,6

5.2 Composição química

A tabela 5 mostra os resultados de análise química, incluindo os valores de carbono e cobre equivalente, e a temperatura de vazamento das corridas experimentais realizadas. A temperatura de vazamento das corridas experimentais variou de 1487 a 1510°C. O carbono equivalente das corridas de baixo cromo (6A e 6B) são maiores quando comparados aos das corridas experimentais de alto cromo (11A e 11B) - 4,20% contra 3,90%. O aumento do carbono equivalente aumenta a quantidade de grafita eutética o que aumenta a expansão durante a solidificação. Além disso, com o aumento do carbono equivalente, a quantidade de austenita primária formada diminui o que diminui também a propensão à formação de rechupe primário (41). O cobre equivalente (calculado através da equação [12]) dos ferros fundidos de alto carbono equivalente é similar ao de carbono equivalente mais baixo, aproximadamente 1,8%.

Tabela 5- Composição química das corridas experimentais

Corrida	Temp. vaz. panela (°C)	Cu _{eq} (%)	Ceq (%)	C (%)	Si (%)	Cr (%)	Cu (%)	Sn (%)	Mn (%)	S (%)	P (%)
6A	1495	1,76	4,20	3,3	2,9	0,26	0,7	0,05	0,5	0,08	0,02
6B	1487	1,74	4,20	3,3	2,9	0,24	0,7	0,05	0,5	0,08	0,02
11A	1510	1,83	3,90	3,0	2,6	0,48	0,6	0,04	0,5	0,07	0,04
11B	1497	1,85	3,90	3,0	2,7	0,50	0,6	0,04	0,5	0,07	0,02

5.3 Ensaio de tração padrão

A tabela 6 mostra os resultados dos corpos de tração padrão para as corridas experimentais realizadas. A classe dos ferros fundos cinzentos é determinada pelo menor valor obtido nos resultados de resistência à tração nos corpos de prova padrão, segundo a norma ASTM A48/A48M 2012. As corridas experimentais com menor carbono equivalente apresentaram classes maiores de resistência à tração quando comparadas às corridas com maior carbono equivalente, o que está de acordo com a literatura (78). Percebe-se também que quanto menor o carbono equivalente, maior é a classe do material, efeito reportado por Fourlakidis (34) mostrando um aumento da resistência à tração em decorrência de uma diminuição do carbono equivalente.

Tabela 6 - Resultados de resistência à tração dos corpos de prova padrão (fundidos com 30 mm de espessura)

Corrida	Menor resultado de resistência à tração (MPa)	Maior resultado de resistência à tração (MPa)	Classe	Média (MPa)
6A	300	305	300	300 ± 3
6B	267	281	250	270 ± 8
11A	325	359	325	340 ± 20
11B	334	359	325	350 ± 15

5.4 Caracterização dos corpos de prova de tração

Nas seções abaixo, para cada carbono equivalente (4,20 e 3,90%), os resultados são expostos para cada um dos três grupos de espessura:

- Grupo 1: acima de 5 mm
- Grupo 2: entre 4 e 5 mm
- Grupo 3: abaixo de 4 mm

Serão descritos os seguintes resultados de caracterização microestrutural: porcentagem de grafita, tamanho médio das células eutéticas (TMCE), espaçamento secundário dos braços de dendritas (SDAS), espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$), a fração de austenita (Fração γ) e o diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}). Não foram encontrados carbonetos primários durante a análise microestrutural das amostras estudadas e, por isso, esse dado não foi incluído nas tabelas. Além disso, para cada carbono equivalente é mostrado um resultado de microestrutura típica (micrografias de microscópio óptico sem ataque químico e com ataque químico de reagente colorido e; imagens das amostras com ataque químico de Nital 3% em microscópio eletrônico de varredura). Também serão apresentados os valores de limite de resistência à tração ($\sigma_{tração}$) e o caminho de propagação da trinca das amostras rompidas no ensaio de tração.

5.4.1 Carbono equivalente de 4,20%

5.4.1.1 Espessuras acima de 5 mm

Os resultados de caracterização microestrutural quantitativa das amostras que possuem espessura acima de 5,0 mm são mostrados na tabela 7.

A tabela 7 mostra que os resultados de limite de tração são semelhantes para as três amostras desse grupo (255 a 274 MPa), assim como os parâmetros microestruturais analisados.

As figuras 35 a 38 mostram a caracterização por microscopia óptica de uma seção típica do grupo (amostra 6B 5B C). Observa-se majoritariamente grafitas do tipo A, com presença de grafitas do tipo D e E (figura 35). Na figura 36 se observa a presença de dendritas de austenita provenientes da solidificação primária. A figura 37 mostra a caracterização por microscopia eletrônica dessa amostra (6B 5B C), em que se observam os veios de grafita e as lamelas da perlita com diferentes orientações cristalográficas. A figura 38 mostra a seção transversal da amostra 6B 5B C ($\sigma_{\text{tração}} = 274$ MPa) rompida no ensaio de tração. Observa-se a presença de grafitas do tipo B próximo à fratura, e pequenas trincas secundárias com comprimento de aproximadamente 80 μm que seguem o contorno da grafita.

Tabela 7 - Caracterização dos corpos de prova de tração para a corrida de 4,20% de carbono equivalente e espessura acima de 5 mm (espessura, carbono equivalente, tamanho médio de célula eutética, espaçamento secundário dos braços de dendrita, diâmetro hidráulico interdendrítico, espaçamento interlamelar da perlita e limite de resistência à tração).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D_{hyd} (μm)	λ_{perlita} (μm)	$\sigma_{\text{tração}}$ (MPa)
6B 5B A	5,8	4,20	9,1	154 ± 10	24 ± 2	35	9,6	$0,33 \pm 0,05$	255
6B 5B B	5,8	4,20	8,7	203 ± 11	29 ± 6	28	12,1	$0,34 \pm 0,04$	253
6B 5B C	5,8	4,20	9,3	172 ± 9	23 ± 2	30	10,5	$0,34 \pm 0,04$	274

Figura 35 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 6B 5B C de 5,8 mm de espessura, aumento de 100x. Na micrografia observam-se principalmente as grafitas do tipo A e D.

Figura 36 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido do corpo de prova 6B 5B C de 5,8 mm de espessura, SDAS de 23 μm e TMCE de 172 μm, aumento de 200x. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 37 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6B 5B C de 5,8 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,34 μm, aumento de 15000x. Observam-se um veio de grafita e algumas colônias de perlita com diferentes orientações cristalográficas.

Figura 38 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6B 5B C de 5,8 mm de espessura, aumento de 200x. Observam-se grafitas do tipo B próximo à fratura.

5.4.1.2 Espessuras entre 5,0 e 4,0 mm

Os resultados de caracterização microestrutural quantitativa das amostras que possuem espessura entre 4,0 e 5,0 mm são apresentados na tabela 8.

A tabela 8 mostra que os resultados de limite de tração são semelhantes entre as duas amostras que possuem espessura de 4,6 mm (331 e 334 MPa) e para as amostras que possuem espessura de 5,0 mm (377, 337 e 359 MPa). Os parâmetros microestruturais analisados também possuem pequena variação para as amostras de mesma espessura. O espaçamento interlamelar da perlita apresenta menores valores para as amostras com espessura de 4,6 mm em comparação com as amostras de 5,0 mm. No entanto, os valores de SDAS apresentaram pouca variação com a redução da espessura de 5,0 para 4,6 mm.

As figuras 39, 40, 43 e 44 mostram a microestrutura obtida em microscópio óptico de uma seção típica do grupo, amostra 6B 8B C (4,6 mm) e da amostra 6A 1B A (5,0 mm). Observa-se majoritariamente a presença de grafitas dos tipos D e E, e a presença de dendritas de austenita provenientes da solidificação primária e células eutéticas (figuras 40 e 44). As figuras 41 e 45 mostram a microestrutura obtida por microscopia eletrônica da 6B 8B C (4,6 mm) e da amostra 6A 1B A (5,0 mm), em que se observam os veios de grafita e as lamelas da perlita com diferentes orientações cristalográficas. As lamelas de cementita e ferrita que constituem a perlita possuem aspecto rugoso, e percebe-se que a cementita foi nucleada a partir dos veios de grafita, possivelmente devido à semelhança na estrutura cristalina.

As figuras 42 e 46 mostram a seção transversal da amostra 6B 8B C ($\sigma_{\text{tração}} = 344$ MPa) e da amostra 6A 1B A ($\sigma_{\text{tração}} = 377$ MPa) rompida no ensaio de tração. Observa-se a presença de grafitas do tipo D e E próximo à fratura em ambas as amostras.

Tabela 8 - Caracterização dos corpos de prova de tração para a corrida de 4,2 de carbono equivalente e espessura entre 4,0 e 5,0 mm (espessura, carbono equivalente, tamanho médio de célula eutética, espaçamento secundário dos braços de dendrita, diâmetro hidráulico interdendrítico, espaçamento interlamelar da perlita e limite de resistência à tração).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D _{hvd} (μm)	λ_{perlita} (μm)	$\sigma_{\text{tração}}$ (MPa)
6A 1B A	5,0	4,20	9,4	138 $\pm$ 3	21 $\pm$ 1	35	14,8	0,27 $\pm$ 0,03	377
6A 1B B	5,0	4,20	9,2	127 $\pm$ 4	25 $\pm$ 1	21	10,6	0,36 $\pm$ 0,05	337
6A 1B C	5,0	4,20	8,7	128 $\pm$ 3	22 $\pm$ 2	24	13,5	0,29 $\pm$ 0,04	359
6B 8B A	4,6	4,20	8,3	161 $\pm$ 7	21 $\pm$ 4	32	11,2	0,18 $\pm$ 0,01	331
6B 8B C	4,6	4,20	8,4	161 $\pm$ 7	25 $\pm$ 2	24	13,5	0,19 $\pm$ 0,02	344

Figura 39 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 6A 1B A de 5,0 mm de espessura, aumento de 100x. Na micrografia observa-se principalmente grafitas do tipo D e E.

Figura 40 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido do corpo de prova 6A 1B A de 5,0 mm de espessura, SDAS de 21 μm e TMCE de 138 μm , aumento de 200x. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 41 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6A 1B A de 5,0 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,27 μm , aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita.

Figura 42 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% o corpo de prova 6A 1B A de 5,0 mm de espessura, aumento de 200x.

Figura 43 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 6B 8B C de 4,6 mm de espessura, aumento de 100x. Na micrografia observa-se principalmente grafitas do tipo D e E.

Figura 44 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido do corpo de prova 6B 8B C de 4,6 mm de espessura, SDAS de 25 μm e TMCE de 161 μm , aumento de 200x. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 45 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6A 6B 8B C de 4,6 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,19 μm , aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita.

Figura 46 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% o corpo de prova 6B 8B C de 4,6 mm de espessura, aumento de 200x. Trincamento preferencial nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica.

5.4.1.3 Espessuras abaixo de 4,0 mm

Os resultados de caracterização microestrutural quantitativa das amostras que possuem espessura abaixo de 4,0 mm são apresentados na tabela 9.

A tabela 9 mostra que os resultados de limite de tração são semelhantes entre as amostras que possuem espessura de 3,2 mm (420 e 384 MPa) e para as amostras que possuem espessura de 4,0 mm (374 e 352 MPa). Os parâmetros microestruturais analisados também possuem pequena variação para as amostras que possuem espessuras iguais. Os parâmetros microestruturais estudados (TMCE, SDAS e λ_{perlita}) são menores para as amostras com espessura de 3,2 mm em comparação com as amostras de espessura de 4,0 mm, de acordo com o esperado.

As figuras 47, 48, 51 e 52 mostram a microestrutura obtida por microscopia óptica de uma seção típica do grupo da amostra 6B 7A B (espessura de 3,2 mm) e da amostra 6A 4A B (espessura de 4,0 mm). Observa-se principalmente a presença de grafitas do tipo E e dendritas de austenita refinadas (figura 51). Nas figuras 48 e 52 observam-se as dendritas de austenita e células eutéticas refinadas. As figuras 49 e 53 mostram a caracterização por microscopia eletrônica dessas amostras (6B 7A B e 6A 4A B), em que se observam os veios de grafita entre as lamelas de perlita, além das lamelas da perlita refinadas com diferentes orientações cristalográficas.

As figuras 50 e 54 mostram a seção transversal da amostra 6B 7A B ($\sigma_{\text{tração}} = 420$ MPa) e da amostra 6A 4A B ($\sigma_{\text{tração}} = 374$ MPa) rompida no ensaio de tração. Observam-se trincas secundárias que se propagam nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica. Na figura 54, também se observa a presença de grafitas do tipo E próximo à fratura, e um trincamento secundário com comprimento de aproximadamente 300 μm que segue o contorno da grafita.

Tabela 9 - Caracterização dos corpos de prova de tração para a corrida de 4,20% de carbono equivalente e espessura menor que 4,0 mm (espessura, carbono equivalente, tamanho médio de célula eutética, espaçamento secundário dos braços de dendrita, diâmetro hidráulico interdendrítico, espaçamento interlamelar da perlita e limite de resistência à tração).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D_{hyd} (μm)	λ_{perlita} (μm)	$\sigma_{\text{tração}}$ (MPa)
6A 4A B	4,0	4,20	7,8	123 ± 3	18 ± 1	37	9,3	$0,26 \pm 0,03$	374
6A 4A C	4,0	4,20	9,1	124 ± 3	19 ± 1	34	10,1	$0,26 \pm 0,03$	352
6B 7A B	3,2	4,20	9,0	130 ± 6	15 ± 1	47	4,8	$0,16 \pm 0,01$	420
6B 7A C	3,2	4,20	8,7	113 ± 5	15 ± 2	46	4,8	$0,16 \pm 0,01$	384

Figura 47 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 6A 4A B de 4,0 mm de espessura, com aumento de 100x. Observa-se principalmente grafitas do tipo E e dendritas de austenita.

Figura 48 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido com aumento de 200x do corpo de prova 6A 4A B de 4,0 mm de espessura, SDAS de 18μm e TMCE de 123μm. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 49 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6A 4A B de 4,0 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,26 μm, aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita.

Figura 50 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6A 4A B de 4,0 mm de espessura, aumento de 200x. Trincamento preferencial nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica.

Figura 51 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 6B 7A B de 3,2 mm de espessura, com aumento de 100x. Observa-se principalmente grafitas do tipo E e dendritas de austenita.

Figura 52 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido com aumento de 200x do corpo de prova 6B 7A B de 3,2 mm de espessura, SDAS de 15 μm e TMCE de 130μm. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 53 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6B 7A B de 3,2 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,16 μm, aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita.

Figura 54 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 6B 7A B de 3,2 mm de espessura, aumento de 200x. Trincamento preferencial nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica.

5.4.2 Carbono equivalente de 3,90%

As amostras com carbono equivalente de 3,9 encontram-se somente nos grupos de espessura de 2 e 3 (entre 4,0 e 5,0 mm e abaixo de 4,0 mm respectivamente).

5.4.2.1 Espessuras entre 5,0 e 4,0 mm

Os resultados de caracterização microestrutural quantitativa das amostras que possuem espessura de 5,0 mm são apresentados na tabela 10.

A tabela 10 mostra que os resultados de limite de tração são semelhantes para as amostras do grupo de espessura de 5,0 mm (319 a 394 MPa, variação de 21%). Os parâmetros microestruturais analisados também possuem pequena variação para as amostras deste grupo de espessura.

As figuras 55 e 56 mostram a microestrutura obtida por microscopia óptica de uma seção típica do grupo (amostra 11B 1B C). Observa-se principalmente a presença de grafitas do tipo D e E (figura 55). Na figura 56 observam-se as dendritas de austenita primárias e células eutéticas. A figura 57 mostra a caracterização por microscopia eletrônica dessa amostra (11B 1B C), em que se observam os veios de grafita entre as lamelas perlita e as lamelas da perlita com diferentes orientações cristalográficas. A figura 58 mostra a seção transversal da amostra 11B 1B C ($\sigma_{\text{tração}} = 394$ MPa) rompida no ensaio de tração. Observa-se a presença de grafitas do tipo D próximo à fratura, e um trincamento secundário com comprimento de aproximadamente 150 μm que se propagou pelo contorno da grafita.

Tabela 10 - Caracterização dos corpos de prova de tração para a corrida de 3,90% de carbono equivalente e espessura entre 4,0 e 5,0 mm (espessura, carbono equivalente, tamanho médio de célula eutética, espaçamento secundário dos braços de dendrita, diâmetro hidráulico interdendrítico, espaçamento interlamelar da perlita e limite de resistência à tração).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D_{hyd} (μm)	λ_{perlita} (μm)	$\sigma_{\text{tração}}$ (MPa)
11B 1B A	5,0	3,90	8,1	130 $\pm$ 8	22 $\pm$ 5	38	3,5	0,23 $\pm$ 0,02	383
11B 1B B	5,0	3,90	7,8	144 $\pm$ 11	25 $\pm$ 5	46	5,1	0,21 $\pm$ 0,02	320
11B 1B C	5,0	3,90	7,6	138 $\pm$ 8	23 $\pm$ 6	55	4,9	0,26 $\pm$ 0,02	395

Figura 55 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 11B 1B C de 5,0 mm de espessura, aumento de 100x. Observa-se principalmente grafitas do tipo D e E.

Figura 56 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido com aumento de 200x do corpo de prova 11B 1B C de 5,0 mm de espessura, SDAS de 23 μm e TMCE de 138 μm . Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 57 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 11B 1B C de 5,0 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,26 μm, aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita com diferentes orientações cristalográficas.

Figura 58 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 11B 1B C de 5,0 mm de espessura, aumento de 200x. Observa-se a presença de uma trinca secundária de aproximadamente 150 μm que se propagou nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica.

5.4.2.2 Espessuras abaixo de 4,0 mm

Os resultados de caracterização microestrutural quantitativa das amostras que possuem espessura abaixo de 4,0 mm são apresentados na tabela 11.

A tabela 11 mostra que os resultados de limite de tração são semelhantes para as amostras com espessura de 3,6 mm (402 e 444 MPa, variação de 10%). Os parâmetros microestruturais analisados também possuem pequena variação para as amostras deste grupo de espessura, sendo que a maior variação (26%) ocorre para o TMCE (103 contra 140 μm).

As figuras 59 e 60 mostram a microestrutura obtida por microscopia óptica de uma seção típica do grupo (amostra 11A 4A C) e as figuras 63 e 64 da amostra 11B 2A B. Observa-se principalmente a presença de grafitas do tipo E (figuras 59 e 63). Nas figuras 60 e 64 observam-se as dendritas de austenita primárias e células eutéticas. A figura 61 mostra a caracterização por microscopia eletrônica dessa amostra (11A 4A C), em que se observam os veios de grafita e as lamelas da perlita com diferentes orientações cristalográficas. A figura 62 mostra a seção transversal da amostra 11A 4A C ($\sigma_{\text{tração}} = 444 \text{ MPa}$) rompida no ensaio de tração. Observa-se a presença de grafitas do tipo E próximo à fratura, e uma pequena trinca secundária com comprimento de aproximadamente 50 μm que se propagou pelo contorno da grafita.

Tabela 11 - Caracterização dos corpos de prova de tração para a corrida de 3,90% de carbono equivalente e espessura menor que 4,0 mm (espessura, carbono equivalente, tamanho médio de célula eutética, espaçamento secundário dos braços de dendrita, diâmetro hidráulico interdendrítico, espaçamento interlamelar da perlita e limite de resistência à tração).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D_{hyd} (μm)	λ_{perlita} (μm)	$\sigma_{\text{tração}}$ (MPa)
11A 4A B	3,6	3,90	7,7	140 $\pm$ 6	17 $\pm$ 1	40	7,2	0,20 $\pm$ 0,02	402
11A 4A C	3,6	3,90	8,2	103 $\pm$ 4	19 $\pm$ 1	53	5,0	0,20 $\pm$ 0,02	444
11B 2A B	2,6	3,90	8,4	103 $\pm$ 4	14 $\pm$ 1	44	6,8	0,16 $\pm$ 0,02	524

Figura 59 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 11A 4A C de 3,6 mm de espessura aumento de 100x. Observam-se principalmente grafitas do tipo E.

Figura 60 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido do corpo de prova 11A 4A C de 3,6 mm de espessura, SDAS de 19 µm e TMCE de 103 µm, aumento de 200x. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

Figura 61 - Micrografia em microscópio eletrônico de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 11A 4A C de 3,6 mm de espessura, com λ_{perlita} de 0,20 μm, aumento de 15000x. Observam-se veios de grafita e colônias de perlita com diferentes orientações cristalográficas.

Figura 62 - Micrografia em microscópio eletrônico da seção paralela à fratura de ferro fundido cinzento atacado quimicamente com Nital 3% do corpo de prova 11A 4A C de 3,6 mm de espessura, aumento de 200x. Observa-se uma pequena trinca secundária (aproximadamente 50 μm de comprimento) que se propaga nas interfaces entre a grafita e a matriz metálica.

Figura 63 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento do corpo de prova 11B 2A B de 2,6 mm de espessura aumento de 100x. Observam-se principalmente grafitas do tipo E.

Figura 64 - Micrografia em microscópio óptico de ferro fundido cinzento atacado com reagente colorido do corpo de prova 11B 2A B de 2,6 mm, SDAS de 14 μm e TMCE de 103 μm, aumento de 200x. Observam-se as dendritas primárias e células eutéticas.

5.4.3 Consolidação dos resultados

A espessura foi correlacionada com a velocidade de resfriamento crítica a partir de pontos experimentais e simulados em estudo anterior cujos resultados são descritos no Anexo A e apresentados na figura 65. A partir desses dados foi estimada a taxa de resfriamento crítica para as amostras deste trabalho, esse resultado é apresentado na tabela 12.

Tabela 12 - Taxa de resfriamento estimada para as amostras através de equação estabelecida em trabalhos anteriores (Anexo A).

Amostra	Espessura (mm)	Ceq (%)	Taxa de resfriamento (°C/s)
6B 5B A	5,8	4,20	5,4
6B 5B B	5,8	4,20	5,4
6B 5B C	5,8	4,20	5,4
6A 1B A	5,0	4,20	7,5
6A 1B B	5,0	4,20	7,5
6A 1B C	5,0	4,20	7,5
6B 8B A	4,6	4,20	9,0
6B 8B C	4,6	4,20	9,0
6A 4A B	4,0	4,20	12,1
6A 4A C	4,0	4,20	12,1
6B 7A B	3,2	4,20	19,7
6B 7A C	3,2	4,20	19,7
11B 1B A	5,0	3,90	7,5
11B 1B B	5,0	3,90	7,5
11B 1B C	5,0	3,90	7,5
11A 4A B	3,6	3,90	15,3
11A 4A C	3,6	3,90	15,3
11B 2A B	2,6	3,90	30,9

Figura 65 - Correlação entre espessura e taxa de resfriamento crítica (adaptado do Anexo A).

Foi realizado um estudo do efeito da espessura de placas finas (espessura de parede entre 1,5 e 4,0 mm) nos aspectos microestruturais e nas propriedades mecânicas de flexão de ferros fundidos cinzentos, sendo descritos no Anexo B. Os resultados mostraram que o limite de resistência à flexão aumenta de acordo com a diminuição da espessura e do tamanho médio das células eutéticas (Anexo B). Ao analisar a média dos resultados de limite de resistência à tração para cada espessura estudada e compararmos com o limite de resistência à flexão obtida em experimentos anteriores, percebe-se que ambos possuem uma boa correlação (R^2 de 0,75) (figura 66).

Figura 66 - Correlação entre limite de resistência à flexão e à tração

A tabela 13 mostra o resumo de todos os resultados de caracterização das amostras produzidas no presente trabalho. De forma geral, observa-se uma correlação positiva entre a espessura e os diversos parâmetros microestruturais estudados: tamanho médio de células eutéticas (TMCE), espaçamento secundário dos braços de dendrita (SDAS), espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$); ou seja, quanto menor a espessura (maior a taxa de resfriamento) menor o valor desses parâmetros.

Já em relação ao limite de resistência à tração observa-se uma correlação negativa, quanto menor a espessura maior o limite de resistência à tração. Devido a esse comportamento, o limite de resistência à tração segue o mesmo tipo de tendência a respeito dos parâmetros microestruturais estudados (figura 67). Fazendo a regressão linear dos diversos parâmetros em relação ao limite de resistência à tração, a espessura possui a melhor adequação (R^2 0,72), em seguida TMCE, SDAS e $\lambda_{perlita}$ com R^2 de 0,64, 0,60 e 0,47 respectivamente. Sendo assim, quanto maior a escala do parâmetro microestrutural, maior a correlação com o limite de resistência à tração observada.

Para o carbono equivalente de 4,20%, o limite de resistência à tração foi de, em média, 260 MPa para o grupo de espessura III e de 382 MPa para o grupo I. Já para o carbono equivalente de 3,90%, o limite de resistência à tração foi

em média de 366 MPa para o grupo de espessura II e de 524 MPa para o grupo de espessura I. Esses resultados ilustram o aumento do limite de resistência à tração com a diminuição da espessura do fundido.

A fração de austenita foi, em média, de 33%, variando entre 21% e 47%, para o carbono equivalente de 4,20% e de 46%, variando entre 38% e 55%, para o carbono equivalente de 3,90%.

O diâmetro hidráulico interdendrítico do grupo de espessura III variou entre 9,6 e 12,1 μm , para o grupo de espessura II variou entre 3,5 e 16 μm e para o grupo I entre 4,8 e 10,1 μm .

A figura 68 mostra a correlação entre a espessura e o diâmetro hidráulico interdendrítico. Percebe-se que para as amostras de carbono equivalente 3,90% quanto menor a espessura menor é o diâmetro hidráulico interdendrítico. A mesma tendência não ocorre para as amostras de carbono equivalente de 4,20%.

A figura 69 mostra a correlação entre o diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}) e o limite de resistência à tração para todas as amostras. De forma geral, percebe-se que o limite de resistência à tração aumenta com a diminuição do diâmetro hidráulico interdendrítico, porém com valor do coeficiente de determinação (R^2) baixo.

Tabela 13 – Caracterização das amostras produzidas (espessura, taxa de resfriamento crítica, carbono equivalente (Ceq); porcentagem de grafita, tamanho médio de célula eutética (TMCE), espaçamento secundário dos braços de dendrita (SDAS), fração de austenita (Fração γ), diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}), espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) e limite de resistência à tração ($\sigma_{tração}$)).

Amostra	Espessura (mm)	Taxa (°C/s)	Ceq (%)	Grafita (%)	TMCE (μm)	SDAS (μm)	Fração γ (%)	D_{hyd} (μm)	$\lambda_{perlita}$ (μm)	$\sigma_{tração}$ (MPa)
6B 5B A	5,8	5,4	4,20	9,1	154 $\pm$ 10	24 $\pm$ 2	35	10	0,33 $\pm$ 0,05	255
6B 5B B	5,8	5,4	4,20	8,7	203 $\pm$ 11	29 $\pm$ 6	28	12	0,34 $\pm$ 0,04	253
6B 5B C	5,8	5,4	4,20	9,3	172 $\pm$ 9	23 $\pm$ 2	30	11	0,34 $\pm$ 0,04	274
6A 1B A	5,0	7,5	4,20	9,4	138 $\pm$ 3	21 $\pm$ 1	35	6	0,27 $\pm$ 0,03	377
6A 1B B	5,0	7,5	4,20	9,2	127 $\pm$ 4	25 $\pm$ 1	21	11	0,36 $\pm$ 0,05	337
6A 1B C	5,0	7,5	4,20	8,7	128 $\pm$ 3	22 $\pm$ 2	24	16	0,29 $\pm$ 0,04	359
11B 1B A	5,0	7,5	3,90	8,1	130 $\pm$ 8	22 $\pm$ 5	38	4	0,23 $\pm$ 0,02	383
11B 1B B	5,0	7,5	3,90	7,8	144 $\pm$ 11	25 $\pm$ 5	46	5	0,21 $\pm$ 0,02	320
11B 1B C	5,0	7,5	3,90	7,6	138 $\pm$ 8	23 $\pm$ 6	55	5	0,26 $\pm$ 0,02	395
6B 8B A	4,6	9,0	4,20	8,3	161 $\pm$ 7	21 $\pm$ 4	32	11	0,18 $\pm$ 0,01	331
6B 8B C	4,6	9,0	4,20	8,4	161 $\pm$ 7	25 $\pm$ 2	24	14	0,19 $\pm$ 0,02	344
6A 4A B	4,0	12,1	4,20	7,8	123 $\pm$ 3	18 $\pm$ 1	37	9	0,26 $\pm$ 0,03	374
6A 4A C	4,0	12,1	4,20	9,1	124 $\pm$ 3	19 $\pm$ 1	34	10	0,26 $\pm$ 0,03	352
11A 4A B	3,6	15,3	3,90	7,7	140 $\pm$ 6	17 $\pm$ 1	40	7	0,20 $\pm$ 0,02	402
11A 4A C	3,6	15,3	3,90	8,2	103 $\pm$ 4	19 $\pm$ 1	53	5	0,20 $\pm$ 0,02	444
6B 7A B	3,2	19,7	4,20	9,0	130 $\pm$ 6	15 $\pm$ 1	47	5	0,16 $\pm$ 0,01	420
6B 7A C	3,2	19,7	4,20	8,7	113 $\pm$ 5	15 $\pm$ 2	46	5	0,16 $\pm$ 0,01	384
11B 2A B	2,6	30,9	3,90	8,4	103 $\pm$ 4	14 $\pm$ 1	44	7	0,16 $\pm$ 0,02	524

Figura 67 – Correlação da espessura e dos parâmetros microestruturais com o limite de resistência à tração. (A) Espessura; (B) Tamanho médio da célula eutética (C) Espaçamento secundário dos braços de dendrita (D) Espaçamento interlamelar da perlita.

Figura 68 - Correlação entre a espessura e o diâmetro hidráulico.

Figura 69 - Correlação entre o diâmetro hidráulico interdendrítico e o limite de resistência à tração.

6 Discussão

Os resultados dos ensaios de tração em corpo de prova padrão (30 mm de espessura) mostraram que a diminuição do carbono equivalente leva a um aumento no limite de resistência à tração do material (tabela 6), como era esperado pela literatura (35).

Fourlakidis e Diószegi (35) mostraram que a redução do carbono equivalente aumenta a quantidade de dendrita primária que é formada durante a solidificação, o que aumenta as propriedades mecânicas do ferro fundido pelo aumento da seção resistente (região sem presença de grafita lamelar). O efeito reportado sobre o aumento da austenita primária com a diminuição do carbono equivalente pode ser observado com os resultados mostrados na tabela 13, a fração de austenita primária foi, em média, de 33% para o carbono equivalente de 4,20% e de 46% para o carbono equivalente de 3,90%. Por exemplo, para a espessura de 5,0 mm para o carbono equivalente de 4,20% o resultado médio do limite de resistência à tração foi de 358 MPa e o máximo de 377 MPa, já para as amostras de carbono equivalente de 3,90% o limite de resistência à tração foi de 366 MPa e máximo de 395 MPa.

Os resultados (tabela 13) mostraram que existe uma pequena variação no tamanho das células eutéticas para espessuras abaixo de 5,0 mm (115 a 162 μm) e sem formação de carbonetos primários, sendo assim pode-se fundir ferros fundidos cinzentos com espessura fina de parede (menor do que 5 mm) para usos comerciais desde que seja utilizado um elevado teor de Si, alta temperatura de vazamento (cerca de 1500°C) e se proporcionar um maior grau de inoculação (0,5% em massa da carga fundida). Dessa forma, os resultados mostraram que a composição química escolhida (tabela 5) para ambas as corridas favoreceu a obtenção de ferros fundidos de matriz perlítica, mesmo em casos em que outras microestruturas (ferrita e carbonetos) possuam formação mais propícia.

As medidas do espaçamento secundário entre os braços de dendritas de austenita (SDAS) das amostras apresentam uma relação aproximadamente linear com a variação da espessura e não depende da composição química (ou carbono equivalente), vide figura 70-a. Efeito similar é observado quando

substituímos a espessura pela taxa de resfriamento, porém a correlação passa a ser na forma de potência (figura 70-b). O refino do SDAS com o aumento da taxa de resfriamento é condizente com os resultados da literatura (34) (33) (79).

(a)

(b)

Figura 70 – (a) Relação entre a espessura do corpo de prova e SDAS. (b) Relação entre a taxa de resfriamento crítica e SDAS.

O aumento na taxa de resfriamento provocada pela diminuição de espessura (5,4°C/s para a amostra de espessura de 5,8 mm (figura 35) e de 30,9°C/s para a amostra de espessura de 2,6 mm (figura 63)) levou a uma mudança na morfologia da grafita, de predominantemente do tipo A nas menores taxas de resfriamento, para predominantemente do tipo E, no caso das taxas de resfriamentos maiores. Esses resultados são condizentes com a literatura (5)(6)(24), espera-se que o maior super-resfriamento durante a solidificação favoreça a nucleação e crescimento da grafita levando assim a seu refino.

Os resultados da tabela 13 mostraram que a redução da espessura do fundido (de 5,8 para 2,6 mm) provocou um aumento no limite de resistência à tração (de 253 para 524 MPa). Esse resultado era esperado, pois, se mantendo as outras condições constantes, ao se diminuir a espessura aumenta a velocidade de resfriamento, o que gera um refino da microestrutura (2)(5)(24), que pode ser visto na figura 67. Resultados anteriores mostraram que o limite de resistência à flexão aumenta com a diminuição da espessura (aumento da taxa de resfriamento) e do tamanho médio das células eutéticas (Anexo B). Mostrou-se também que os resultados de resistência à flexão possuem uma boa correlação com os resultados de limite de resistência à tração (figura 66), A partir desse resultado conclui-se que, para espessura fina de parede, poder-se-ia utilizar o limite de resistência à flexão para analisar o comportamento mecânico dos fundidos caso a confecção dos corpos de prova de tração seja inviabilizada pela geometria do fundido.

Diószegi (80) estudou o mecanismo de fratura em ferros fundidos cinzentos e concluiu que a resistência à tração é dependente do fator de concentração de tensão induzido pelas lamelas de grafita. Observou também que as trincas durante a fratura se propagam sempre ao longo das interfaces entre as lamelas de grafita e a matriz, fato que também foi observado nas análises de fratura das amostras rompidas no ensaio de tração do presente trabalho (vide figuras 42, 46, 50, 54, 58 e 62). Dessa forma, com o refino da microestrutura a partir do aumento da taxa de resfriamento ocorre um refino da grafita (diminuição do seu tamanho e espessura), ou seja, também se diminui o tamanho da pré-trinca, o que aumenta a resistência à tração do ferro fundido.

Vale ressaltar que o maior resultado de limite de resistência à tração encontrado no trabalho (524 MPa), vide tabela 13, é maior que os valores encontrados na literatura (34)(35)(74)(81). Por exemplo, Stefanescu et al. (74) encontraram um limite de resistência à tração de aproximadamente 470 MPa para um ferro fundido nodular fundido em placa vertical de 3,5 mm de espessura e velocidade de resfriamento de 6,2 K/s. Furlakidis e Diószegi (35) encontraram um limite de resistência à tração de aproximadamente 450 MPa para um ferro fundido cinzento de carbono equivalente de 3,4% com velocidade de resfriamento de 3,5°C/s. Aguado et al.(81), em um estudo sobre a substituição do silício por alumínio, obtiveram aproximadamente 487 MPa em um ferro fundido com carbono equivalente de 3,98% (com carbono de 3,05%, Al de 3,88% e Si de 0,17%) em uma placa de 3,5 mm e velocidade de resfriamento 0,83 °C/s.

Levantou-se o gráfico da figura 71, que mostra a relação linear entre o limite de resistência à tração em função da taxa de resfriamento crítica (com fator R^2 próximo de 0,70). Quanto maior a taxa de resfriamento, maior o limite de resistência à tração, sendo que o valor máximo de limite de resistência à tração (524 MPa) foi obtido com a taxa de resfriamento estimada de 32°C/s.

Figura 71 - Correlação entre taxa de resfriamento estimada e limite de resistência à tração.

A figura 72 mostra ainda a correlação entre a taxa de resfriamento crítica estimada e os parâmetros microestruturais TMCE e SDAS, ambos possuem uma correlação com R^2 de 0,54 e 0,85 respectivamente, ou seja, a correlação entre o SDAS e a taxa de resfriamento é alta ($R^2 > 0,70$). Estes resultados estão em acordo com a literatura (34).

(a)

(b)

Figura 72 - Correlação entre taxa de resfriamento crítica estimada e parâmetros microestruturais (a) tamanho médio de célula eutética (b) espaçamento dos braços secundários de dendrita.

Os modelos preditivos desenvolvidos por Fournalakidis e Diószegi (35) tem como objetivo utilizar o diâmetro hidráulico interdendrítico para prever o limite de resistência à tração de ferros fundidos cinzentos perlíticos de diferentes carbonos equivalentes e taxas de resfriamento. Por isso, foi calculado o diâmetro hidráulico interdendrítico das amostras (tabela 13). O modelo considera o diâmetro hidráulico interdendrítico como um parâmetro que mede o grau de refino e de homogeneidade microestrutural do fundido, sendo também relacionado a fração de dendrita primária formada durante a solidificação e a quantidade de interfaces entre as dendritas e o líquido interdendrítico. Portanto, o diâmetro hidráulico interdendrítico serve como um parâmetro para a predição do limite de resistência à tração independente das condições de fundição (por exemplo, a velocidade de resfriamento e o carbono equivalente), já que seria o resultado da combinação de todos os fatores que afetam a microestrutura final do fundido.

A figura 73 mostra a correlação entre os parâmetros microestruturais (TMCE, SDAS, λ_{perlita} e D_{hyd}), e o limite de resistência à tração para os dados do presente trabalho conjuntamente com os resultados obtidos por Fournalakidis e Diószegi (35). De forma geral, observa-se que os dados de ambos os trabalhos estão alinhados. A tendência observada neste trabalho, de aumento da resistência à tração com a redução dos parâmetros microestruturais (TMCE, SDAS, λ_{perlita} e D_{hyd}), está qualitativamente em acordo com os resultados mostrados por Fournalakidis e Diószegi (35), como pode ser visto através dos gráficos da figura 73. Observa-se que o tamanho das células eutéticas (TMCE) apresentam um perfil parabólico para os resultados do Fournalakidis e Diószegi (35) e um perfil linear para os resultados deste trabalho, (figura 73-a), indicando que existe uma mudança nos parâmetros determinantes para o TMCE de valores pequenos (menores do que 200 μm) ou altas taxas de resfriamento. Quanto aos dados a respeito da influência do SDAS e do espaçamento interlamelar da perlita no limite de resistência à tração, os resultados do presente trabalho apresentam valores semelhantes aos encontrados por Fournalakidis e Diószegi (35), seguindo a mesma tendência aproximadamente linear (figuras 65-b e 65-c).

Figura 73 - Efeito do tamanho médio de célula eutética (TMCE), espaçamento dos braços secundários de dendrita (SDAS), espaçamento interlamelar da perlita (λ_{perlita}) e do diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}) no limite de resistência à tração para as amostras analisadas neste trabalho em comparação com os resultados do Fourlakidis e Diószegi (35).

Como descrito na parte experimental, para calcular o diâmetro hidráulico interdendrítico é necessário determinar a fração de austenita primária formada durante a solidificação. O procedimento de identificação das dendritas de austenita primária é um procedimento manual com etapas que são dependentes da habilidade do operador e, por vezes, subjetivo, já que até o momento não existe padronização para esse procedimento. Exemplos da identificação das dendritas de austenita primária são mostrados na figura 74. Um dos fatores que pode gerar divergência na interpretação dos resultados é o ataque químico colorido, que é realizado a quente e o contraste e coloração do ataque dependem da segregação de silício (82). Durante o presente trabalho, percebeu-se que quanto menor a espessura do fundido, maior a dificuldade de se encontrar o ponto do ataque onde as células eutéticas e dendritas primárias seriam reveladas com a clareza necessária para realizar as medições dos parâmetros microestruturais. Outro fator que pode gerar erros é a falta de padronização na determinação das fases, conjuntamente com a qualidade de

precisão do *mouse*, *software* e operador para realizar a identificação de cada fase e desenhar com precisão dos contornos das dendritas primárias de austenita. A utilização de um método mais confiável e reprodutível para a determinação do diâmetro hidráulico interdendrítico possibilitaria seu uso de forma mais ampla.

(a)

(b)

Figura 74 - Exemplos de identificação de dendritas de austenita primária. (a) Amostra 6A 1B A; carbono equivalente de 4,20%, espessura de 5,0mm e D_{hyd} de 5,9 μm (b) Amostra 11B 1B C; carbono equivalente de 3,90%, espessura de 5,0mm e D_{hyd} de 4,9 μm .

A figura 73-D mostra a correlação do diâmetro hidráulico interdendrítico (inverso da raiz do diâmetro, vide equação de Griffith) com o limite de resistência à tração, como sugerido pelo primeiro modelo preditivo de Fourlakidis e Diószegi, usando a equação de Griffith modificada (equações [9] e [10]) (35). O gráfico indica, de forma geral, que os dados do presente

trabalho estão qualitativamente alinhados com os resultados obtidos pelos autores supracitados.

A figura 75 mostra a correlação do diâmetro hidráulico interdendrítico com o limite de resistência à tração utilizando, além dos dados deste trabalho, os obtidos por Fournalakidis e Diószegi (35). Para esse conjunto de dados, o melhor ajuste encontrado foi o exponencial, com valor de coeficiente de determinação (R^2) igual a 0,69, que devido à grande quantidade de fatores que afetam a microestrutura e propriedades dos ferros fundidos, pode ser considerado um bom ajuste. O bom ajuste encontrado com uma maior quantidade de dados, diferente do encontrado quando a correlação foi feita apenas para os dados deste trabalho, indica que é necessário que se obtenha uma maior gama de valores.

Figura 75 – Efeito do diâmetro hidráulico interdendrítico no limite de resistência à tração com o conjunto de dados do presente trabalho e de Fournalakidis e Diószegi (35)

No presente trabalho o diâmetro hidráulico interdendrítico variou entre 3,5 e 16 μm e, quando inseridos os dados de Fournalakidis e Diószegi (35) o parâmetro variou entre 3,5 e 44,3 μm. Dessa forma, existe uma discrepância entre os valores do diâmetro hidráulico interdendrítico aqui calculados e os obtidos por Fournalakidis e Diószegi (35). A taxa de resfriamento variou de 5,4 a 31°C/s no

presente trabalho, que são valores bem mais elevados em comparação com a variação de 0,2 a 3,5°C/s obtidas no estudo de Furlakidis e Diószegi (35). Dessa forma, esses resultados corroboram com a ideia de que a equação modificada de Griffith pode ser utilizada para estimar o limite de resistência à tração de diferentes partes de peças complexas, com diversas espessuras e condições de resfriamento, como, por exemplo, bloco de motores.

Como os resultados iniciais se mostraram aderentes à correlação entre o limite de resistência e o inverso da raiz do diâmetro hidráulico proposta no primeiro modelo proposto por Furlakidis e Diószegi (35), os dados de limite de resistência à tração, diâmetro hidráulico e espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) foram usados para testar a validade tanto deste primeiro modelo (35), quanto ao segundo modelo proposto pelos autores (38). Este segundo modelo, proposto em 2018 por Furlakidis e Diószegi (38), foi chamado equação modificada de Hall-Petch, que é mostrada pela equação [13].

$$\sigma_t = 70.9 + 491.2(D_{hyd})^{-1/2} + 295.7(\lambda_{perlita} \cdot D_{hyd})^{-1/2} \quad [13]$$

Onde: σ_t é o limite de resistência em MPa, D_{hyd} e $\lambda_{perlita}$ são em μm .

A figura 76 mostra a relação entre o valor do limite de resistência à tração obtido experimentalmente e o calculado a partir dos modelos tipo Griffith (35) ($R^2 = 0,45$) e tipo Hall-Petch (38) ($R^2 = 0,45$), usando todos os valores experimentais. A figura 77 mostra a mesma relação, mas usando os valores médios de limite de resistência à tração e dos parâmetros microestruturais. A figura 78 mostra a mesma relação utilizando apenas os valores máximos de limite de resistência à tração (e seus respectivos parâmetros microestruturais). Percebe-se que os valores de R^2 aumentam quando são utilizados os valores médios experimentais de resistência e dos respectivos parâmetros microestruturais - modelos tipo Griffith (35) ($R^2 = 0,55$) e tipo Hall-Petch (38) ($R^2 = 0,55$). Os maiores valores de R^2 são obtidos quando se usa os valores máximos de resistência à tração e seus respectivos parâmetros microestruturais - modelos tipo Griffith (35) ($R^2 = 0,63$) e tipo Hall-Petch (38) ($R^2 = 0,63$). Não houve diferença nos valores de R^2 entre os dois modelos, mas se calcularmos

os valores ajustados de R^2 (que inclui o número de variáveis independentes usado em cada modelo), a equação modificada de Griffith apresentou um maior coeficiente de ajuste. Uma possível fonte de erros para a validação dos modelos é o cálculo do diâmetro hidráulico interdendrítico para algumas amostras, cuja obtenção não é trivial, e variações no processo de fundição, como foram discutidos anteriormente.

Como foi visto, o aumento da taxa de resfriamento proporcionou um refino da microestrutura, ou seja, uma diminuição nos diversos parâmetros microestruturais estudados, vide tabela 13. O refino microestrutural acarretou em maiores propriedades mecânicas de tração (por exemplo, limite de resistência à tração igual a 524 MPa para taxa de resfriamento de 30,9°C/s). Foi observado que o efeito da taxa de resfriamento na resistência à tração é maior do que o efeito do carbono equivalente na faixa estudada (3,90 e 4,20%). Adicionalmente a diminuição do carbono equivalente de 4,20 para 3,90% também levou ao aumento do limite de resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica. Além disso, foi mostrado que é possível obter ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica sem a presença de carbonetos com limite de resistência à tração superiores a 500 MPa. Dessa forma, conclui-se que é viável a produção de fundidos de paredes finas de ferro fundido cinzento de matriz perlítica obtendo-se valores elevados de resistência à tração (acima de 500 MPa) controlando-se a composição química, a taxa de resfriamento e condições de moldagem, tendo em vista que uma das dificuldades é a obtenção de um material livre de defeitos.

(a)

(b)

Figura 76 - Correlação entre o limite de resistência à tração medido experimentalmente (todos os valores experimentais) e o obtido através dos modelos sugeridos por Fournalakidis e Diószegi (35) (38) (a) equação tipo Griffith (b) equação tipo Hall-Petch.

(a)

(b)

Figura 77 - Correlação entre o limite de resistência à tração médio medido experimentalmente e o obtido através dos modelos sugeridos por Foutrakidis e Diószegi (35) (38) (a) equação tipo Griffith (b) equação tipo Hall-Petch.

(a)

(b)

Figura 78 - Correlação entre o maior limite de resistência à tração para cada caso medido experimentalmente e o obtido através dos modelos sugeridos por Foutrakidis e Diószegi (35) (38) (a) equação tipo Griffith (b) equação tipo Hall-Petch.

7 Conclusões

- Apesar da espessura fina não foram encontrados níveis de carbonetos significativos nas amostras, sendo assim pode-se fundir ferros fundidos cinzentos com espessura fina de parede (menor que 5 mm) para usos comerciais desde que sejam utilizados um elevado teor de Si, alta temperatura de vazamento e se proporcionar um maior grau de inoculação do banho metálico.
- Conclui-se que a diminuição do carbono equivalente leva a um aumento do limite de resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica de 305 MPa para 359 MPa em corpos de prova padrão, segundo a norma ASTM A48/A48M (13).
- A redução do carbono equivalente não alterou os parâmetros microestruturais estudados (tamanho médio de célula eutética (TMCE), espaçamento secundário dos braços de dendrita (SDAS) e espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$)). A redução do carbono equivalente leva a um aumento da fração de austenita primária.
- O aumento da taxa de resfriamento obtido por uma diminuição da espessura promoveu refino microestrutural, evidenciado pela diminuição dos valores dos parâmetros microestruturais analisados (tamanho médio de célula eutética (TMCE), espaçamento secundário dos braços de dendrita (SDAS), espaçamento interlamelar da perlita ($\lambda_{perlita}$) e diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd})).
- Os valores do limite de resistência à tração do material aumentam com o aumento da taxa de resfriamento crítico durante a solidificação. O limite de resistência à tração máximo aumentou de 274 MPa (espessura de 5,8 mm e taxa de resfriamento de 5°C/s) para 420 MPa (espessura de 3,2 mm, taxa de resfriamento de 20°C/s) para o carbono equivalente de 4,20%. Para as amostras de carbono equivalente de 3,90%, o limite de resistência máximo aumentou de 395 MPa (espessura de 5,0 mm e taxa de resfriamento de 8°C/s) para 524 MPa (espessura de 2,6 mm, taxa de resfriamento de 31°C/s).
- Quanto menor o valor dos parâmetros microestruturais analisados (tamanho médio de célula eutética (TMCE), espaçamento secundário dos braços de

dendrita (SDAS), espaçamento interlamelar da perlita (λ_{perlita}) e diâmetro hidráulico interdendrítico (D_{hyd}), maior foi o valor do limite de resistência à tração dos ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica.

- Dois modelos de predição de limite de resistência de ferros fundidos cinzentos perlíticos foram testados (equação modificada de Griffith e de Hall-Petch). Os resultados mostraram valores de coeficientes de determinação (R^2) inferiores a 0,70. A análise dos resultados indicou que a obtenção dos valores de diâmetro hidráulico interdendrítico foi a principal fonte de desvio para análise dos modelos.
- Foi possível obter ferros fundidos cinzentos de matriz perlítica sem a presença de carbonetos com limite de resistência à tração superiores a 500 MPa.

8 Sugestões para trabalhos futuros

Como sugestões para trabalhos futuros elencam-se:

- Avaliar o uso de uma nova geometria de corpo de prova;

A geometria do fundido dificultou o registro de temperatura durante a corrida experimental, impossibilitando uma avaliação mais completa a respeito da velocidade de resfriamento em função da espessura de parede, alterando a geometria poder-se-ia monitorar também essa variável. Além disso, poderia facilitar o manuseio e diminuir interferências de expansão do molde.

- Estudar diferentes métodos de obtenção do diâmetro hidráulico interdendrítico (diminuir desvios);

A medição do diâmetro hidráulico interdendrítico depende fortemente do fator humano, como a realização do ataque químico colorido, identificação das fases e sua pintura e de calibração do software de cálculo das áreas. Ter um método mais confiável e reproduzível do seu cálculo possibilitaria um uso mais amplo dessa característica microestrutural. Poderia, por exemplo, calibrar a técnica a partir do uso da técnica de EBSD para validar as amostras a partir da fração de austenita.

- Estudar o efeito do diâmetro hidráulico interdendrítico em outros tipos de ferro fundido;

Um estudo em diferentes tipos de ferro fundido poderia aumentar o entendimento desse parâmetro e sua influência em diversos materiais.

9 Referências Bibliográficas

1. **Read, Thomas T.** The Early Casting of Iron: A Stage in Iron Age Civilization. *Geographical Review*. 1934, Vol. 24, 4, pp. 544-554.
2. **Campbell, John.** *Complete Casting Handbook - Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*. s.l. : Elsevier, 2015.
3. **Stefanescu, M Doru.** Modeling of Cast Iron Solidification - The Defining Moments. *Metall and Mat Trans A*. 38, 2007, pp. 1433-1447.
4. **Durand-Charre, Madeleine.** *Microstructure of Steels and Cast Irons*. s.l. : Springer, 2004.
5. **Elliott, Roy.** *Cast Iron Technology*. s.l. : Butterworth & Co, 1988.
6. **Santos, Adalberto Bierrenbach de Souza e Castello Branco, Carlos Haydt.** *Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares*. São Paulo : IPT, 1989.
7. **White, Charles V.** *ASM Handbook ASM Handbook*. 1990. pp. 12-32. Vols. Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance.
8. **ABIFA.** DESEMPENHO DO SETOR DE FUNDIÇÃO DEZEMBRO/2019. São Paulo : s.n., 2020.
9. **Guesser, Wilson Luiz.** *Propriedades mecânicas dos ferros fundidos*. São Paulo : Bluncher, 2009.
10. **ASM INTERNATIONAL.** *ASM Speciality Handbook Cast Irons*. Ohio : ASM International, 1996.
11. **Stefanescu, Doru M.** Lightweight Iron Castings – Can they Replace Aluminum Castings? *Proceedings of the 65th World Foundry Congress*. 2002, pp. 71-77.
12. Du Pont. [Online] Du Pont. [Citado em: 04 de 05 de 2016.] <http://www.dupont.com/industries/automotive/articles/lightweighting.html>.

13. **ASTM International.** Standard Specification for Gray Iron Castings (ASTM A48/A48M). 2012.
14. **Cuttino, F. F., et al.** A Parametric Study of the Effects of Casting Parameters on Dimensional Variation in Thin Wall Iron Castings. *Thin Wall Iron Casting*. Tuscaloosa : s.n., 2001. Final Technical Progress Report 1999-2001.
15. **ABAL.** Associação brasileira do alumínio. [Online] 2016. [Citado em: 29 de 04 de 2016.] <http://www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/ligas/ligas-de-aluminio-utilizadas-em-fundicao/>.
16. **Nguyen, Hieu.** Manufacturing Processes and Engineering Materials Used in Automotive Engine Blocks. Grand Rapids : s.n., 2005.
17. **Maassen, Franz J.** Lightweight Automotive Diesel Engine Concepts. Aachen : s.n., 2005.
18. **Helsper, Günter e Langlois, Karl B.** Combustion Engine Handbook - Basic, Components, Systems, and Perspectives. [A. do livro] Richard van Basshuysen e Fred Schäfer. Warrendale : SAE International, 2004.
19. **Guesser, Wilson L.** Compacted Graphite Iron – a new material for diesel engine cylinder. *II Encontro da SBPMat - Brazilian MRS Meeting*. Rio de Janeiro : s.n., 2003.
20. **Beste, Frank, Schöffmann, Wolfgang e Marquard, Ralf.** Lightweight Design - A Challenge for modern Passenger Car Engines. *FISITA World Automotive Congress*. Seoul : s.n., Junho de 2000.
21. **Guesser, Wilson Luiz, Duran, Pedro Ventrela e Krause, Walmor.** Compacted Graphite Iron for Diesel Engine Cylinder Blocks. *Congrès Le diesel : aujourd'hui et demain*. Lyon : Ecole centrale Lyon, 2004.
22. **Bailey, Robin.** Thin Wall Casting Program Spells Success of Holmes Foundry. *Modern Casting*. Dezembro de 1981, pp. 37-39.
23. **Mroczek, M, et al.** *Introduction to gray cast iron processing*. s.l. : AFS, 2000. p. 97. apud Guesser, 2009.

24. **Stefanescu, Doru Michael.** *Science and Engineering of Cast Solidification*. s.l. : Springer, 2009.
25. **ASTM INTERNATIONAL.** Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings (A247).
26. **ASM.** *ASM Metals Handbook - Volume 15 Casting*. 1992. p. 629;633;634. Vol. 15.
27. **Kotlensky, W. V. e Martens, H. E.** Mechanical Properties of Pyrolytic Graphite to 2800°C. *Fifth Conference on Carbon*. 1963. Fifth Conference on Carbon.
28. **Guesser, Wilson L, et al.** Thermal Conductivity of Gray Iron and Compacted Graphite Iron Used for Cylinder Heads. *Revista Matéria*. 2005, Vol. 10, 2, pp. 265-272.
29. **Kohout, Jan.** A simple relation for deviation of grey and nodular cast irons from Hooke's law. *Materials Science and Engineering A*. 313, 2001, pp. 16-23.
30. **Kanno, T., et al.** Effect of Alloying Elements on the Eutectic Temperatures in Cast Iron. *AFS Transactions*. 2005, pp. 825-833.
31. **Fuoco, Ricardo e Cabezas, Carlos.** Influence of Graphite/Austenite Interface on Formation of Ferrite or Pearlite in Cast Iron. *AFS Transactions*. 2004, p. 126.
32. **Collini, L., Nicoletto, G. e Konecná, G.** Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. *Materials Science and Engineering A*. 488, 2008, pp. 529-539.
33. **Jabbari Behnam, M M, Davami, P e Varahram, N.** Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of gray cast iron. *Materials Science and Engineering A*. 528, 2010, pp. 583-588.
34. **Fourlakidis, V, Diaconu, L e Diószegi, A.** Effects of Carbon Content on the Ultimate Tensile Strength in Gray Cast Iron. *Materials Science Forum*. 2010, 649, pp. 511-516.

35. **Fourlakidis, Vasilios e Diószegi, Attila.** A generic model to predict the ultimate tensile strength in pearlitic lamellar graphite iron. *Materials Science and Engineering A*. 618, 2014, pp. 161-167.
36. **Sahu, Shrikant, et al.** Effect of Section Thickness on the Microstructure and Hardness of Gray Cast Iron (A Simulation Study). *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*. 2014, Vol. 3, 7.
37. **Modi, O P, et al.** Effect of interlamellar spacing on the mechanical properties of 0.65% C steel. *Materials Characterization*. 46, 2006, pp. 347-352.
38. **Fourlakidis, Vasilios, Belov, Ilia e Diószegi, Attila.** Strength Prediction of Lamellar Graphite Iron: From Griffith's to Hall-Petch Modified Equation. *Metals*. 2018, Vol. 8, 9.
39. **Hyzak, J. M. e Bernstein, I. M.** The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A*. 8, 1976, Vol. 7, pp. 1217-1224.
40. **Kavishe, F P. L. e Baker, T J.** Effect of prior austenite grain size and pearlite interlamellar spacing on strength and fracture toughness of a eutectoid rail steel. *Journal of Material Science and Technology*. 1986, Vol. 2, 8, pp. 816-822.
41. **Stuewe, Luciana.** Avaliação da influência do cromo e molibdênio na solidificação e formação de rechupes em ferros fundidos cinzentos. [Dissertação de Mestrado]. São Paulo : Escola Politécnica, Universidade do Estado de São Paulo, 2008.
42. **Heraeus Electro-Nite International N.V.** Thermal Analysis of Cast Iron. Houthalen : s.n., 2007.
43. **Friedriksson, H.** The Coupled Zone in Grey Cast Iron. *The royal institute of technology*. Vol. 6A, 1975.
44. **Netto, A O.** Estudo da solidificação de ferros fundidos através da análise dilatométrica. *Dissertação de mestrado*. São Carlos : s.n., 1985.

45. **Kurz, W e Fisher, D. J.** *Fundamentals of solidification*. s.l. : Trans Tech Publications, 1984.
46. **Pedersen, Karl Martin.** Solidification and Microstructure of Thin Walled Ductile Cast Iron. s.l. : Technical University of Denmark, 2006.
47. **Hernando, Juan Carlos.** Morphological Characterization of Primary Austenite in Cast Iron. [Licentiate dissertation]. Jönköping : School of Engineering Jönköping University, 2017.
48. **Voorhess, P. W.** The theory of Ostwald ripening. *Journal of Statistical Physics*. 1985, Vol. 38, pp. 231-252.
49. **McFadden, S e Brownw, D. J.** A front-tracking model to predict solidification macrostructures and columnar to equiaxed transitions in alloy castings. *Applied Mathematical Modelling*. 2009, Vol. 33, 3, pp. 1397-1416.
50. **Turnbull, David e Vonnegut, Bernard.** Nucleation Catalysis. *Industrial and Engineering Chemistry*. junho de 1952, Vol. 44, 6, pp. 1292-1297.
51. **Porter, D. A. e Easterling, K. E.** *Phase Transformations in Metals and Alloys*. s.l. : Chapman & Hall, 1992.
52. **Bramfitt, Bruce L.** The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron. *Metallurgical Transactions*. 1970, Vol. 1.
53. **Lux, B.** Nucleation of graphite in Fe-C-Si alloys. [A. do livro] Harish D. Merchanttt. *Recent Research on Cast Iron*. Nova Iorque : Gordon and Breach, 1968, pp. 241-279.
54. **Minkoff, I.** *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. s.l. : John Willey and Sons, 1983.
55. **Skaland, T.** A New Approach to Ductile Iron Inoculation. *AFS Transactions*. 2001.
56. **Riposan, I, et al.** Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron. *Materials Science and Technology*. 2010, Vol. 26.

57. **Fredriksson, Hasse e Åkerlind, Ulla.** *Materials Processing During Casting*. s.l. : Wiley, 2006.
58. **Moumeni, Elham, et al.** Solidification of cast iron - A study on the effect of microalloy elements on cast iron. Kgs. Lyngby : Technical University of Denmark (DTU), 2013.
59. **Johnson, W. C. e Smartt, H. B.** The role of interphase boundary adsorption in the formation of spheroidal graphite in cast iron. *Metallurgical Transactions A*. 1977, Vol. 8, 4, pp. 553–565.
60. **Qing, Jingjing.** On the spheroidal graphite growth and the austenite solidification in ductile irons. [ed.] Missouri University of Science and Technology. [Doctoral Dissertation]. 2016.
61. **Frás, E e López, H.** Eutectic Cells and Nodule Count—An Index of Molten Iron Quality. *International Journal of Metalcasting*. 2010, Vol. 4.
62. **Stuewe, L., et al.** Influence of chromium and molybdenum in solidification and shrinkage defects for high resistance grey iron alloys. *10th International Symposium on the Science and Processing of Cast Iron*. Mar del Plata : s.n., 2014.
63. **Rukadikar, Mohan C. e Reddy, G. P.** Influence of chemical composition and microstructure on thermal conductivity of alloyed pearlitic flake graphite cast irons. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*. 1986, Vol. 21, pp. 4403-4410.
64. **Röhrig, K. e Wolters, D.** *Ligiertes Gusseisen. Bd1: Gusseisen mit Lamellengraphit und carbidisches Gusseisen*. Dusseldorf : VDG, 1970. Traduzido para o português por: Herbert Schwarz, Mauro Mueller, Max Hermann, Oswaldo de S. Pinheiro.
65. **Vazehrad, S, Elfsberg, J e Diószegi, A.** Study of microstructure and silicon segregation in cast iron using color etching and electron microprobe analysis. *Materials Characterization*. 2015.

66. **Berns, Hans e Theisen, Werner.** *Ferrous Materials - Steel and Cast Iron*. s.l. : Springer, 2008.
67. **Charbonnier, Jean e Margerie, Jean-Claude.** Micro-segregation in cast iron. [A. do livro] Harish D Merchant. *Recent research on Cast Iron*. Nova Iorque : Gordon and Breach, 1968, pp. 389-415.
68. **Chiaverini, Vicente.** *Ações e Ferros Fundidos*. São Paulo : ABM, 2012.
69. **Guesser, Wilson e Hilário, Diane Ghisi.** Ferros Fundidos Nodulares Perlíticos. *ABIFA*. São Paulo : ABIFA, 1999.
70. **Mocellin, Fabiano.** Avaliação da usinabilidade do ferro fundido vermicular em ensaio de furação. Florianópolis : UFSC, 2002. dissertação de mestrado (UFSC).
71. **Lee, S, Kang, J Y e Hwang, B.** Effect of Pearlite Interlamellar Spacing on Impact Toughness and Ductile-Brittle Transition Temperature of Hypoeutectoid Steels. *Korean Journal of Materials Research*. 2015, Vol. 25, 8, pp. 417-422.
72. **Toribio, J, et al.** Role of the microstructure on the mechanical properties of fully pearlitic eutectoid steels. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2014, Vol. 30, pp. 424-430.
73. **Javaid, A., Thomson, J. e Davis, K. G.** Critical Conditions for Obtaining Carbide-Free Microstructure in Thin-Wall Ductile Irons. *Transactions of the American Foundry Society*. 2002, Vol. 10, pp. 889-898.
74. **Stefanescu, D. M., et al.** Tensile Properties of Thin Wall Ductile Iron. *AFS Transactions 02-178*. 2002, Vol. 110, pp. 1149-1161.
75. **Goodrich, G. M. e Lobenhofer, R. W.** Effect of Cooling Rate on Pearlitic Ductile Iron Mechanical Properties. *AFS Transactions*. 2007.
76. **ASTM.** E8/E8M - 16a Standard Test Method for tension test of Metallic Materials. 2016.
77. **Rivera, G. L., Boeri, R. E. e Sikora, J. A.** Revealing the solidification structure of nodular iron. *Cast Metals*. 1995, Vol. 8, 1, pp. 1-5.

78. **EL Sawy, E. E. T., EL-Herbeary, M. R. e El Mahallawi, I. S. E.** Effect of manganese, silicon and chromium additions on microstructure and wear characteristics of grey cast iron for sugar industries applications. *Wear*. 15 de Novembro de 2017, Vols. 390-931, pp. 113-124.
79. **Elmqvist, L e Diószegi, A.** Relation between SDAS and eutectic cell size in grey iron. *International Journal of Cast Metals Research*. 2013, pp. 240-245.
80. **Diószegi, Attila.** On Microstructure formation and mechanical properties in grey cast iron. [Doctoral thesis]. Jönköping : Linköping Studies in Science and Technology, 2004.
81. **Aguado, E., et al.** The Effect of the Substitution of Silicon by Aluminum on Properties of Lamellar Graphite Iron. *International Journal of Metalcasting*. 2019, pp. 536-545.
82. **Domeji, Björn, Hernando, Juan Carlos e Diószegi, Attila.** Quantification of Dendritic Austenite After Interrupted Solidification in a Hypoeutectic Lamellar Graphite Iron. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2016, Vol. 5, pp. 28-42.

Anexo A

Análise da curva de resfriamento de ferros fundidos cinzentos de espessura fina de parede

Análise da curva de resfriamento de ferros fundidos cinzentos de espessura fina de parede

Introdução

A análise térmica é realizada a partir da identificação de diferentes parâmetros e temperaturas características de uma curva de resfriamento. Essa curva é obtida a partir de um termopar conectado a um sistema de aquisição de dados gerando uma tabela relacionando a temperatura em função do tempo. Geralmente, devido às condições experimentais e do sistema, a curva gerada possui muito ruído, por isso ela é suavizada através de softwares de linearização de dados. A partir desses dados é calculada a primeira derivada ponto a ponto, obtendo assim uma tabela contendo temperatura, tempo e a primeira ou segunda derivada e, a partir dessa tabela e dos gráficos gerados, a análise é realizada.

As figuras 1 e 2 mostram curvas esquemáticas encontradas na literatura demonstrando alguns desses parâmetros que são explicados na tabela 1.

Figura 1 - Curva de análise térmica com identificação dos parâmetros comumente utilizados [1].

Figura 2 - Curva de resfriamento típica e sua derivada com destaque para diversos parâmetros [2].

Tabela 1- Significado dos parâmetros obtidos através da curva de resfriamento [2].

Parâmetro	Significado
TAL (TL, T_{la})	Temperatura liquidus da austenita
TSEF (TEs)	Temperatura do início da nucleação do eutético
TEU (TElow)	Temperatura de super-resfriamento do eutético
TER(TEhigh)	Temperatura de recalescência da grafita
TES (TS)	Temperatura do fim da solidificação
TEM	Taxa máxima de recalescência
Tst (TE Gray)	Temperatura de equilíbrio da grafita eutética
Tmst (TE White)	Temperatura do eutético do carboneto
ΔT_m	Super-resfriamento máximo ($\Delta T_m = T_{st} - TEU$)
ΔT_r (ΔT)	Grau de recalescência ($\Delta T_r = TER - TEU$)
ΔT_s	Faixa de temperatura do eutético ($\Delta T_s = T_{st} - T_{mst}$)
FDES	Valor mínimo da primeira derivada no final da solidificação
ΔT_1	$\Delta T_1 = TEU - T_{mst}$
ΔT_2	$\Delta T_2 = TER - T_{mst}$
ΔT_3	$\Delta T_3 = TES - T_{mst}$
dT/dt	Velocidade de resfriamento inicial
ΔT_{max}	Diferença entre TEU e a temperatura de formação do eutético
ΔT_{min}	Diferença entre TER e a temperatura de formação do eutético

Os parâmetros que serão utilizados são:

- Temperatura do início da nucleação do eutético (TSEF);
- Temperatura de super-resfriamento do eutético (TEU);
- Temperatura do fim da solidificação (TES)
- Temperatura de recalescência da grafita (TER);
- Grau de recalescência (ΔT);
- Velocidade de resfriamento inicial (dT/dt)
- Velocidade de resfriamento crítica (dT/dt crt)

Os parâmetros a serem identificados são definidos ou por uma temperatura ou por uma derivada, a seguir é descrito como encontrar esses parâmetros a partir dos dados gerados pelo sistema de aquisição.

1. Temperatura de super-resfriamento do eutético (TEU)

Identificar a temperatura máxima no início da curva de resfriamento e identificar o primeiro mínimo de temperatura. Esse mínimo será o TEU

2. Temperatura de recalescência da grafita (TER)

A temperatura de recalescência da grafita (TER) será a temperatura máxima após o TEU.

3. Grau de recalescência (ΔT)

O grau de recalescência será a diferença entre a TER e a TEU.
($\Delta T = TER - TEU$)

4. Temperatura do fim da solidificação (TES)

Para identificar a temperatura do fim da solidificação (TES) é necessário observar a derivada a partir da TER, a TES será a temperatura onde a derivada terá um mínimo.

5. Temperatura do início da nucleação do eutético (TSEF) e Velocidade de resfriamento crítica (dT/dt_{crt})

A temperatura do início da nucleação do eutético (TSEF) é a temperatura cuja a derivada atinge um mínimo antes da TEU. Esse mínimo da derivada é o dT/dt_{crt}

6. Velocidade de resfriamento inicial (dT/dt)

A velocidade de resfriamento inicial (dT/dt) é obtida através da média das três primeiras velocidades de resfriamento a partir da temperatura máxima atingida. Essa média é realizada devido à grande imprecisão da medida no início do resfriamento.

A figura 3 mostra uma curva de resfriamento típica gerada em um dos experimentos, a figura 4 mostra um recorte apenas da região que a solidificação ocorre e a figura 5 mostra um exemplo da identificação dos parâmetros citados na curva de resfriamento.

Figura 3 - Curva de resfriamento real obtida em experimento. (espessura real 3,8mm)

Figura 4 - Detalhe da curva de resfriamento, região de solidificação.

Figura 5 - Detalhe da curva de resfriamento, região de solidificação com identificação dos parâmetros citados anteriormente.

Metodologia

Em todos os experimentos foram realizadas medidas de temperatura diretamente no metal líquido com a inserção de termopares dentro dos moldes. Para realização dessas medidas foram utilizados termopares tipo K com fios de bitola de 0,127 mm inseridos em um tubo cerâmico de mulita com dois furos. Para conexão com os cabos de compensação foram utilizados conectores do tipo SMPW com braçadeira para melhor fixação do conjunto (figura 6). Para garantir o isolamento dos fios para termopar entre a saída do capilar e a conexão foi utilizado um recobrimento de fibra de vidro. Para fixar o conjunto (termopar, capilar e conexão) no molde foi utilizada uma cola plástica CIPLASTIL. Os termopares foram inseridos a 60% da altura das placas (155 mm), na metade da largura (25 mm) e rentes à parede externa das placas (figura 7).

Todas as placas de todos os experimentos realizados foram instrumentadas, porém devido a problemas experimentais apenas algumas curvas foram

registradas. Os principais problemas encontrados foram: fixação do capilar cerâmico no molde, vazamento de metal em cima dos fios condutores do termopar e mau funcionamento do termopar.

Além das curvas experimentais, foram levantadas curvas de resfriamento através de simulações no software MagmaSoft.

Figura 6 - Montagem do termopar.

Figura 7 - Diagrama de posicionamento de termopar. (Medidas em milímetros).

Resultados e discussão

Os dados apresentados na tabela 2 mostram que há uma influência significativa da temperatura máxima (T_{max}) na taxa de resfriamento crítica (dT/dt crítico). Além disso, para uma mesma corrida as temperaturas mínimas (TEU) foram próximas entre as placas.

Tabela 2 - Resultados da análise térmica.

Condição	Placa	Espessura real (mm)	ΔT recalcência ($^{\circ}C$)	dT/dt_i ($^{\circ}C/s$)	dT/dt crítico (TSEF) ($^{\circ}C/s$)	T_{max} ($^{\circ}C$)	TSEF ($^{\circ}C$)	TEU ($^{\circ}C$)	TER ($^{\circ}C$)
Ceq 4,2	5	5,8	12	-61	-13	1331	1199	1121	1133
Ceq 4,2	7	3,2	13	-26	-15	1290	1160	1124	1138
Ceq 4,2	8	4,6	19	-9	-8	1305	1152	1124	1143
Ceq 4,1	8	3,6	14	-38	-10	1292	1149	1121	1134
Ceq 4,1	1	5,7	11	-38	-4	1316	1179	1117	1128
Ceq 4,1	2	3,0	13	-45	-19	1346	1169	1103	1117
Ceq 4,1	4	4,0	22	-	-26	1211	1206	1122	1144
Ceq 3,9	8	2,8	7	-62	-	1102	1071	1058	1065
Magma	1	3,5	5	-41	-23	1338	1163	1134	1139
Magma	3	2,0	4	-107	-65	1197	1163	1141	1145
Magma	4	3,0	10	-4	-187	1168	1152	1152	1115

Considerou-se que a metodologia aplicada para identificação dos pontos de interesse na curva de resfriamento poderia ser imprecisa devido à alta taxa de resfriamento e a quantidade de pontos capturada. Assim sendo, foi decidido avaliar outra metodologia para a identificação da taxa de resfriamento.

Essa taxa de resfriamento foi obtida calculando a taxa de resfriamento média no intervalo de solidificação do eutético determinado com simulações com o Thermo-Calc para cada experimento analisado. O objetivo é capturar como o metal está resfriando ao longo do intervalo de solidificação eutética considerando condições de equilíbrio. Essa taxa de resfriamento denominou-se taxa de resfriamento eutética (TR).

Como exemplo, a figura 8 apresenta as curvas de resfriamento registradas na corrida com carbono equivalente de 4,2. É possível observar que a inclinação das curvas no intervalo de solidificação eutética é diferente para cada uma das espessuras. A tabela 3 apresenta os dados obtidos da análise de todas as curvas obtidas das curvas de resfriamento seguindo a metodologia descrita no parágrafo acima. Além disso, a análise foi feita para as curvas obtidas com simulações realizadas no software MagmaSoft.

Figura 8 – Curvas de resfriamento da corrida com carbono equivalente de 4,2. Todas as curvas foram registradas no mesmo molde com espessuras de placas diferentes. Indicação das temperaturas *liquidus* e de início e fim do eutético.

Tabela 3 - Taxas de resfriamentos medidas no intervalo de solidificação eutética.

Corrida	Espessura real (mm)	Temperatura máxima (°C)	Taxa resfriamento eutético (TR) (°C/s)	Taxa resfriamento eutético corrigida (TRC)(+15°C) (°C/s)
Ceq 3,9	2,8	1374	8	20
Ceq 4,1	3,0	1346	18	19
Ceq 4,1	3,6	1292	8	18
Ceq 4,1	5,7	1301	4	4
Ceq 4,2	3,2	1290	14	15
Ceq 4,1	4,0	1211	19	21
Ceq 4,2	4,6	1305	7	7
Ceq 4,2	5,8	1331	4	6
Magma	2,0	1197	52	-
Magma	3,0	1168	29	-
Magma	3,5	1338	22	-

A figura 9 mostra a taxa de resfriamento TR em função da espessura real das placas para as corridas de carbono equivalente 4,1, 4,2 e simuladas através do MagmaSoft. De forma geral, esses resultados indicam claramente que com a redução de espessura há um aumento da taxa de resfriamento TR para todo o conjunto de dados. Os dados referentes ao MagmaSoft apresentaram uma variação da taxa de resfriamento TR entre 22 e 52°C/s para as espessuras de 3,5 mm e 2,0 mm respectivamente. Para uma dada espessura, as corridas de carbono equivalente de 4,1 e 4,2 apresentam taxas de resfriamento TR semelhantes.

Figura 9 - Taxa de resfriamento TR em função da espessura real. O ponto destacado refere-se a placa de 4,0mm corrida 9 na qual a temperatura máxima é mais baixa quando comparada às outras.

Segundo a literatura [3] durante a medição da temperatura ocorre um desvio da temperatura real de cerca de 15°C para baixo, isso é decorrente do efeito de extração de calor gerada pelo termopar. Por isso as taxas de resfriamento também foram obtidas considerando esse efeito. De forma geral, com essa correção as taxas de resfriamento obtidas seriam semelhantes àsquelas sem correção (tabela 3). Além disso, para decidir sobre a utilização dessa correção ou não seriam necessários outros experimentos e simulações.

Conclusões

Através dos resultados obtidos é possível concluir que quanto menor a espessura maior será a taxa de resfriamento.

A taxa de resfriamento medida no eutético fornece resultados mais consistentes que na temperatura do início da nucleação do eutético (TSEF) para as taxas de resfriamentos obtidas em fundidos de espessura fina.

Referências bibliográficas

1. D. M. Stefanescu, "Thermal Analysis - Theory and Applications in Metal Casting," *International Journal of Metalcasting*, vol. 9, n. 1, pp. 7-22, 2015.
2. S. Stan, M. Chisamera, I. Riposan e M. Barstow, "Application of thermal analysis to monitor the quality of hypoeutectic cast irons during solidification in sand and metal moulds," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 110, pp. 1185-1192, 2012.
3. K. M. Pedersen e N. S. Tiedje, "Temperature measurement during solidification of thin wall ductile cast iron. Part 2: Numerical simulations," *Measurement*, pp. 341-348, 2008.

Anexo B

Influência da espessura na resistência à flexão, dureza e microdureza da perlita de ferros fundidos cinzentos

Influência da espessura na resistência à flexão, dureza e microdureza da perlita de ferros fundidos cinzentos

Introdução

O objetivo do trabalho foi desenvolver uma metodologia para correlacionar processo, microestrutura e propriedades em ferros fundidos cinzentos fundidos em espessura fina de parede, para isso foi desenvolvido um sistema de fundição dos corpos de prova com auxílio do software MagmaSoft.

Este relatório apresenta os resultados das características microestruturais, microdureza Vickers e de resistência à flexão dos corpos de prova obtidos.

Objetivo

Estudar os efeitos de espessura de placas finas (espessura de parede entre 1,5 e 4,0 mm) nos aspectos microestruturais e nas propriedades mecânicas de flexão de ferros fundidos cinzentos.

Metodologia

Experimentos

Os experimentos foram realizados utilizando um sistema de fundição (figura 1) desenvolvido com auxílio de simulação com o software MagmaSoft 5.2. Foram estudadas 6 espessuras, de 1,5 mm a 4,0 mm com incremento de 0,5 mm. O sistema de fundição foi desenvolvido com 4 placas em cada molde, sendo configurável, podendo criar qualquer combinação entre as espessuras supracitadas.

Figura 1 - Aspecto geral do sistema de fundição (canal de descida, filtro, canais de distribuição e peças) desenvolvido a partir do MagmaSoft.

Os experimentos foram realizados nas dependências do IPT com composição química alvo descrita na tabela 1. A análise química de carbono e de enxofre foi realizada por técnica de combustão direta e detecção de IF no equipamento LECO CS 300. Os demais elementos por espectroscopia de fluorescência de raios-x no equipamento Shimadzu XRF 1500.

Em cada experimento a temperatura do metal líquido foi controlada no forno de elaboração e registrada na panela de vazamento, sendo essa última considerada como a temperatura de vazamento. A temperatura de vazamento alvo foi de 1500°C, esse valor acima do usual tem como intuito aumentar a fluidez do metal líquido.

A inoculação foi realizada durante a transferência do forno de elaboração para a panela de vazamento utilizando 0,5% em massa da carga fundida do inoculante Superseed 75.

Tabela 1 - Composição química alvo das corridas realizadas.

Condição da Corrida	Carbono Equivalente	C	Si	Cr
Ceq 3,90%	3,9	3,0	2,6	0,50
Ceq 4,20%	4,2	3,2	3,0	0,25

Análises metalográficas

A análise metalográfica consistiu das seguintes etapas gerais:

- I. Análise sem ataque (tipo de grafita e %grafita);
- II. Análise com ataque Nital 3% (ferrita e carbonetos);
- III. Ataque colorido (tamanho médio de células eutéticas).

Para realizar as análises metalográficas foi retirada uma amostra a 205 mm da base da placa com dimensões: 4 mm x largura da placa x espessura da placa. As análises foram realizadas dividindo a amostra em três regiões (uma central e duas laterais), sendo que os resultados de metalografia quantitativa são a média das três regiões, exceto carbonetos para os quais foi considerado apenas o valor da região central (região onde foram retirados os corpos de prova de flexão).

Propriedades mecânicas

Foram realizados ensaios de flexão em três pontos e microdureza Vickers.

Foi retirada uma amostra com comprimento de 105 mm a partir de 100 mm da base da placa conforme indicado na figura 2. Acima dessa região foi retirada uma amostra de 20 mm de comprimento, de onde foram confeccionados os corpos de prova para o ensaio de flexão (figura 3).

Os corpos de prova para o ensaio de flexão foram retirados das placas e planificados até atingirem as dimensões necessárias para o ensaio (40 x 4,1 x 2,5 mm para placas com espessura ≥ 3 mm e 40 x 4,1 x ϵ , onde ϵ é a espessura da placa, para placas com espessura < 3 mm).

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados na mesma região da análise microestrutural (região mostrada em vermelho na figura 2). A microdureza Vickers é realizada apenas na perlita e, para identifica-las, foi realizado além de um polimento com pasta de diamante até 6 μm um ataque com Nital 3%. O ensaio é realizado com carga de 0,025 kg pelo período de 15 segundos.

Figura 2 - Posição de onde foram retirados os corpos de prova de flexão (em vermelho), acima da região de onde são retirados os corpos de prova de tração (em amarelo).

Figura 3 - A figura superior mostra um corpo de prova do ensaio de flexão antes de ser ensaiado e a inferior mostra após o ensaio.

Resultados e discussão

Composição química

A tabela 2 apresenta os resultados de composição química, carbono equivalente, temperatura de vazamento e classe dos materiais. A temperatura de vazamento variou entre 1487°C e 1510°C.

Tabela 2 - Composição química das corridas experimentais (teores em porcentagem).

Corrida	Temp. vaz. Panela (°C)	Cu _{eq}	C.eq.	C	Si	Cr	Cu	Sn	Mn	S	P
6A	1495	1,76	4,2	3,3	2,9	0,26	0,7	0,05	0,5	0,08	0,02
6B	1487	1,74	4,2	3,3	2,9	0,24	0,7	0,05	0,5	0,08	0,02
11A	1510	1,83	3,9	3,0	2,6	0,48	0,6	0,04	0,5	0,07	0,04
11B	1497	1,85	3,9	3,0	2,7	0,50	0,6	0,04	0,5	0,07	0,02

Análise microestrutural

A análise microestrutural consistiu na quantificação dos seguintes parâmetros: tamanho de célula eutética, fração de grafita, fração de carbonetos (centro da placa). A quantidade de ferrita livre não foi contabilizada por sempre apresentar quantidades muito pequenas (menor que 1%). Os resultados são apresentados na tabela 3.

Tabela 3 - Composição química das corridas experimentais

Corrida	Placa	Espessura (mm)	Tamanho médio de célula eutética (μm)	Grafita (%)	Carboneto (%)
6A	4A	4,0	119 ± 6	8,2 ± 0,5	0,1 ± 0,6
6A	1B	5,0	162 ± 12	8,7 ± 0,6	0,0
6B	5B	5,8	234 ± 10	8,8 ± 0,4	0,0
6B	7A	3,2	143 ± 4	9,4 ± 0,7	3,2 ± 1,2
6B	8B	4,6	152 ± 5	8,1 ± 0,4	2,5 ± 1,2
11A	4A	3,6	137 ± 5	6,6 ± 0,3	1,9 ± 0,8
11B	1B	5,0	137 ± 6	7,3 ± 0,7	0,8 ± 0,6
11B	2A	2,6	115 ± 5	7,0 ± 0,4	0,0

Propriedades mecânicas

Das placas produzidas foram retirados corpos de prova para ensaios de flexão e foi realizado ensaio de microdureza Vickers da perlita. Esses resultados são apresentados na tabela 4 para todas as placas analisadas.

Os valores obtidos para microdureza Vickers variaram de 295 a 321 HV considerando todos os valores. Não foram encontradas correlações dessas propriedades com parâmetros microestruturais.

Tabela 4 - Resultados de propriedades mecânicas.

Corrida	Placa	Espessura (mm)	Tensão Flexão (MPa)	Microdureza Perlita (Hv)
6A	1B	5,0	378 ± 40	317 ± 17
6A	4A	4,0	420 ± 18	295 ± 31
6B	5B	5,8	358 ± 52	307 ± 22
6B	8B	4,6	426 ± 06	285 ± 20
6B	7A	3,2	412 ± 21	305 ± 11
11B	1B	5,0	445 ± 19	321 ± 15
11B	2A	2,6	519 ± 12	294 ± 21
11A	4A	3,6	424 ± 28	300 ± 41

Analisando a figura 4 percebe-se que entre 3 e 4,5 mm de espessura não há variação da tensão de flexão. De forma geral, a tensão de flexão aumenta com a diminuição da espessura.

De forma geral o limite de resistência à flexão aumenta com a diminuição do tamanho médio de célula eutética (figura 5), mostrando que essa característica microestrutural é mais relevante para o limite de resistência à flexão do que a espessura do fundido.

Para a microdureza de perlita, apesar de alguns casos destoantes, é possível identificar uma influência da espessura na microdureza da perlita, mostrando que quanto menor a espessura maior a dureza. Esse efeito pode ser decorrente de um refino da perlita, ou seja, diminuição da distância interlamelar

da perlita ocasionado pelo aumento da velocidade de solidificação imposta pela diminuição da espessura de parede.

Figura 4 – Efeito da espessura no limite de resistência à flexão.

Figura 5 - Efeito do tamanho médio de célula eutética (TMCE) no limite de resistência à flexão.

Figura 6 - Efeito da espessura na microdureza da perlita.

Conclusões

É possível concluir que para espessuras abaixo de 5,0 mm, a espessura tem pouca influência no limite de resistência à flexão.

Quanto menor o tamanho médio da célula eutética maior o limite de resistência à flexão dos ferros fundidos cinzentos.

Pode-se concluir também que quanto menor a espessura do fundido maior a microdureza da perlita.