



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE PRODUÇÃO

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE NIÓBIO SOBRE A
USINABILIDADE DE FERRO FUNDIDO CINZENTO
PERLÍTICO NA OPERAÇÃO DE TORNEAMENTO

BÁRBARA CRISTINA MENDANHA REIS

Belo Horizonte, 12 de março de 2021

BÁRBARA CRISTINA MENDANHA REIS

**INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE NIÓBIO SOBRE A
USINABILIDADE DE FERRO FUNDIDO CINZENTO
PERLÍTICO NA OPERAÇÃO DE TORNEAMENTO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutora em Engenharia de Produção.

Área de concentração: Processos de Fabricação e Materiais

Orientador: Prof. Dr. Paulo Eustáquio Faria

Coorientador: Prof. Dr. Marcelo Araújo Câmara

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2021

R375i

Reis, Bárbara Cristina Mendanha.

Influência da adição de nióbio sobre a usinabilidade de ferro fundido cinzento perlítico na operação de torneamento [recurso eletrônico] / Bárbara Cristina Mendanha Reis. - 2021.

1 recurso online (177 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Paulo Eustáquio Faria.

Coorientador: Marcelo Araújo Câmara.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Anexos e apêndices: f. 175-177.

Bibliografia: f. 160-174.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia de produção - Teses. 2. Ferro fundido - Teses. 3. Nióbio - Teses. 4. Usinagem - Teses. 5. Aspereza de superfície - Teses. I. Faria, Paulo Eustáquio de. II. Câmara, Marcelo Araújo. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 658.5(043)



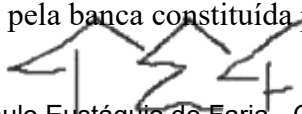
FOLHA DE APROVAÇÃO

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE NÍOBIO SOBRE A USINABILIDADE DE FERRO FUNDIDO CINZENTO PERLÍTICO NA OPERAÇÃO DE TORNEAMENTO


BÁRBARA CRISTINA MENDANHA REIS

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA DE PRODUÇÃO, como requisito para obtenção do grau de Doutor em ENGENHARIA DE PRODUÇÃO, área de concentração PESQUISA OPERACIONAL E INTERVENÇÃO EM SISTEMAS SOCIOTÉCNICOS, linha de pesquisa Processos de Fabricação e Materiais.


Aprovada em 12 de março de 2021, pela banca constituída pelos membros:




Prof(a). Paulo Eustáquio de Faria - Orientador
Universidade Federal de Minas Gerais



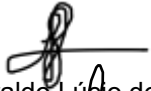
Prof(a). Marcelo Araújo Câmara
Universidade Federal de Minas Gerais




Prof(a). Alexandre Mendes Abrao
UFMG



Prof(a). Denilson José do Carmo
SENAI- Itaúna



Prof(a). Geraldo Lúcio de Faria
UFOP



Prof(a). Magno Silverio Campos
UFOP

Paulo Rodrigues
Prof(a). Paulo Cesar de Matos Rodrigues
UFMG

Belo Horizonte, 12 de março de 2021.

A todos que deixaram ser porto, e que, de alguma forma, contribuíram para a execução do trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela vida e Nossa Senhora por todas as intercessões.

A meu orientador professor Dr. Paulo Faria e coorientador professor Dr. Marcelo Araújo Câmara, pelos ensinamentos, hospitalidade e incentivo dos meus sonhos.

Aos professores Dr. Denilson José do Carmo e Dr. Geraldo Lúcio de Faria, pelo acolhimento, colaboração na pesquisa, disponibilidade para a parceria de trabalho e conhecimentos transmitidos.

Aos Professores Alexandre Abrão, Juan Rúbio, Magno Silvério e Paulo Rodrigues pelas discussões, auxílios com a pesquisa e disponibilidade de laboratórios.

Aos meus pais, minhas irmãs, meu noivo e familiares por todo apoio.

Aos companheiros de laboratório, que contribuíram de forma direta ou indireta na consecução deste trabalho, principalmente aos amigos Anderson Santos, Diogo Azevedo, Natália Pereira, Nayara Neres e Poliana Souza por todo auxílio dispensado.

À professora Dra. Aparecida Pinto pela gentil acolhida em suas aulas.

À professora Dra. Ana Paula Moreira Barboza pela realização das medidas de Microscopia de Força Atômica.

Ao professor Dr. Thomaz Augusto Guisard Restivo da PROTOLAB pela parceria e realização das medidas de Difusividade Térmica.

Agradeço aos professores Bernardo Neves, Geraldo Faria, Guilherme Brigolini, Vicente Buono pela disponibilização da infraestrutura do laboratório para realização das medidas.

Aos profissionais Paulo S. Moreira, Edilene Braga, Dualas F. Lopes, Maurício Bessa, Vânia Rodrigues, Samuel B. Lima pela colaboração em ensaios.

Ao SENAI Itaúna CETEF, Escola de Engenharia da UFMG, Escola de Minas e Redemat, Pontifícia Universidade Católica - *campus* Coração Eucarístico pela infraestrutura física e intelectual disponibilizada.

À Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração pela cessão das ligas. Ao Marcos Meira pelas trocas.

À *ArcelorMittal*, pela execução dos ensaios de espectrometria óptica.

À UFOP e UFMS pela flexibilização do trabalho para dedicação ao doutorado.

Ao CNPq que auxiliou no financiamento desta pesquisa.

“O essencial, com efeito, na educação, não é a doutrina ensinada, é o despertar.”

Ernest Renan

RESUMO

A tentativa de redução de peso, por meio da diminuição das seções transversais de componentes, vinculada a uma demanda crescente por maior eficiência térmica, requer mais esforços no desenvolvimento do ferro fundido cinzento. Logo, interferências metalúrgicas, por meio da adição de elementos ou pela reformulação das composições químicas, e tratamentos térmicos têm sido conduzidos para um equilíbrio mais adequado entre as propriedades. O nióbio é um elemento formador e estabilizador de carbonetos nas ligas de ferro fundido cinzento e sua adição pode contribuir para a modificação de suas características microestruturais, propriedades mecânicas e térmicas, e conseqüentemente, impactar sua usinabilidade. Este trabalho teve como objetivo avaliar o impacto da adição de 0,23% de nióbio em peso sobre uma liga de ferro fundido cinzento perlítico (FC 0,23%Nb). Sua usinabilidade foi comparada ao material com mesma composição base com baixo teor de nióbio (FC 0,02%Nb) no torneamento utilizando diferentes velocidades de corte, avanços e insertos de metal duro com e sem geometrias de quebra-cavaco. Foram avaliadas características microestruturais, dureza Brinell e Vickers, limite de resistência à tração e difusividade térmica, componentes das forças de usinagem, temperatura do cavaco e rugosidade dos corpos de provas. As ligas fundidas foram classificadas como ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos com matriz perlito-ferrítica. As amostras FC 0,23%Nb apresentaram maior fração volumétrica de ferrita livre, carbonetos de nióbio ramificados e não poliédricos. O maior teor de nióbio contribuiu para o refinamento da grafita e diminuição da distância interlamelar da perlita, no entanto, foi indiferente para a densidade celular. Amostras com maior teor de nióbio não apresentaram alterações significativas em suas propriedades mecânicas e térmicas. O corte das amostras FC 0,23%Nb, combinado com a ferramenta sem quebra-cavaco e avanço mais elevado, proporcionou maiores forças de usinagem. Quando a geometria de quebra-cavaco foi empregada conjuntamente às menores velocidades de corte e avanços, independentemente do teor de nióbio das amostras, as temperaturas do cavaco foram reduzidas. O corte das amostras FC 0,23%Nb com geometria de quebra-cavaco e avanço mais baixo promoveu os menores valores de R_a . Somente o avanço causou alterações significativas em R_t .

Palavras-chaves: Ferro fundido cinzento. Nióbio. Forças de usinagem. Temperatura do cavaco. Rugosidade.

ABSTRACT

The attempt to reduce weight, by reducing the cross sections of components, linked to an increasing demand for greater thermal efficiency, requires more efforts in the development of gray cast iron. Therefore, metallurgical interferences, through the addition of elements or by the reformulation of chemical compositions, and thermal treatments have been conducted to achieve a more appropriate balance between properties. Niobium is a carbide forming and stabilizing element in gray cast iron alloys and its addition can contribute to the modification of its microstructural characteristics, mechanical and thermal properties, and consequently, impact its machinability. This work aimed to evaluate the impact of adding 0.23% niobium by weight on a pearlitic gray cast iron (FC 0.23% Nb). Its machinability was compared to material with the same base composition with low niobium content (FC 0.02% Nb) in turning using different cutting speeds, feed rates and carbide inserts with and without chipbreaker geometries. Microstructural characteristics, Brinell and Vickers hardness, limit of tensile strength and thermal diffusivity, components of the machining forces, chip temperature and roughness of the specimens were evaluated. The cast alloys were classified as hypoeutectic gray cast irons with a perlite-ferritic matrix. FC 0.23% Nb samples showed higher volumetric fraction of free ferrite, branched and non-polyhedral niobium carbides. The higher content of niobium contributed to the refinement of graphite and decreased the interlayer distance of the pearlite, however, it was indifferent to cell density. Samples with a higher niobium content did not show significant changes in their mechanical and thermal properties. The cutting of the 0.23% Nb FC samples, combined with the tool without chip breaking and higher feed rate, provided greater machining forces. When chip-breaking geometry was used together at the lowest cutting speeds and feed rates, regardless of the niobium content of the samples, the chip temperatures were reduced. The cut of the 0.23% Nb FC samples with chipbreaker geometry and lower advance promoted the lowest R_a values. Only the advance caused significant changes in R_t .

Keywords: Gray cast iron. Niobium. Machining forces. Chip temperature. Roughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1- Tecnologia de fundição: (a) diagrama de equilíbrio ferro-carbono (Fe-Fe ₃ C e Fe-Grafita): sistema metaestável Fe-Fe ₃ C em linhas sólidas e sistema estável Fe-Grafita em linhas tracejadas.	7
Figura 2.2- Evolução da microestrutura do ferro fundido cinzento hipoeutético durante a solidificação.....	17
Figura 2.3- Transformações de ferro fundido cinzento em estado sólido	20
Figura 2.4- Grafita: (a) esquema da sua estrutura cristalina; (b) fotomicrografia da grafita nodular, 400X; (c) fotomicrografia da grafita lamelar, 200X.	21
Figura 2.5- Esquema do crescimento da grafita: (a) estrutura hexagonal da grafita e os planos; (b) plano basal, prismático e índices de Miller; (c) grafita nodular e lamelar.....	22
Figura 2.6- Morfologias típicas de núcleos de grafita em diferentes ferros fundidos cinzentos inoculados.....	23
Figura 2.7- Curvas de análise térmica de ferros fundidos não inoculado e inoculado.	24
Figura 2.8- Grafita lamelar em ferro fundido cinzento: (a) ataque com Nital 10% por 2 horas e ampliação de 500X; (b) reconstrução tridimensional por cortes produzidos por FIB e imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV)	26
Figura 2.9- Distribuições de grafita em ferros fundidos cinzentos, conforme norma ASTM A247, deve ser utilizada com o aumento de 100X. O aumento utilizado nesta reprodução é ilustrativo.....	27
Figura 2.10- Classificação quanto ao tamanho das lamelas de grafita, segundo norma ASTM A247. Compara-se a metalografia sem ataque em 100X de ampliação. O aumento utilizado nesta reprodução é ilustrativo.	29
Figura 2.11- A relação entre a dureza e a tensão limite de resistência para ferros fundidos cinzentos previstas na norma ABNT 6589/1986. Os retângulos representam as propriedades mínimas e máximas previstas nesta norma.....	31
Figura 2.12-Perfil esquemático de tensão: (a) ao longo da linha X – X', demonstrando amplificação de tensão nas posições da ponta da trinca; (b) caso bidimensional generalizando a distribuição de tensões na frente de uma trinca.....	32
Figura 2.13- Um modelo de análise de intensidade de tensão limite de resistência para o ferro fundido cinzento.	33
Figura 2.14- Propriedades mecânicas de ligas de ferro fundido cinzento em função do CE.	35
Figura 2.15- Tensão limite de resistência de ferros fundidos cinzentos: (a) em função do CE e condição de resfriamento, (b) em função do CE, condição de resfriamento e diâmetro da célula eutética.....	36
Figura 2.16- Propriedades microestruturais e mecânicas dos ferros fundidos cinzentos:	38
Figura 2.17- Correlação entre as propriedades mecânicas para ferros fundidos cinzentos e vermicular. Tensão limite de resistência em relação à: (a) espaçamento interlamelar; (b) microdureza da perlita; (c) densidade celular. Dureza Brinell em relação a: (d) espaçamento interlamelar; (e) microdureza da perlita; (f) densidade celular. As linhas pontilhadas vermelhas	

indicam o ajuste linear para os três ferros fundidos cinzentos. As linhas pontilhadas pretas representam o ajuste linear para todos os quatro materiais analisados.....	40
Figura 2.18- Diagrama de fase Fe+4,23%C-NbC indicando a sequência de precipitação para 0,3% nióbio em peso (b) solubilidade calculada de nióbio na austenita para dois níveis diferentes de silício.....	47
Figura 2.19- Morfologia dos precipitados de NbC em ferro fundido cinzento: carbonetos primários (a) 0,68% Nb, (b) 0,48% Nb, (c) 0,29% Nb; (d) carboneto eutético (0,15% Nb); (e) carbonetos primários (0,646% Nb); (f) análise por difração de Raios-X na região descrita em (e).....	49
Figura 2.20- Efeito da adição de nióbio sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento: (a) influência do tamanho e da densidade de precipitados de nióbio no aumento de σ_{LE} ; (b) efeito fortalecedor causado pela adição de nióbio em ferro cinzento hipereutético produzido sob diferentes taxas de resfriamento; (c) efeito do refinamento microestrutural por adição de nióbio na resistência à tração de um ferro fundido hipoeutético.....	53
Figura 2.21- Visão geral do torneamento:parâmetros de corte	57
Figura 2.22- Mecanismo de formação do cavaco.....	58
Figura 2.23- Modelo de formação do cavaco em ferro fundido cinzento: distâncias de fratura na frente e abaixo da ferramenta (a); segmento de material fraturado completamente (b); distância sem cortar material (c); superfície irregular(d); regiões da peça que são afetadas durante a usinagem de ferro fundido cinzento (e).....	59
Figura 2.24-Componentes da força de usinagem no torneamento.	61
Figura 2.25- Torneamento multi-ferramenta : (a) arranjo experimental; (b) F_c e F_f para a ferramenta dianteira; (c) F_c e F_f para a ferramenta traseira	63
Figura 2.26- Imagens obtidas via MEV de chanfros de ferramentas: (a) sem texturização; (b) texturizadas com 60 μm entre os centros de dois dimples subsequentes; (c) texturizadas com 200 μm entre os centros de dois dimples subsequentes.....	65
Figura 2.27- Distribuição de calor na zona de corte: (a) as fontes de calor, (b) proporções transferidas para a ferramenta de corte, peça e cavaco.....	68
Figura 2.28- Localização da temperatura máxima ao longo da interface cavaco-ferramenta medida da aresta de corte (termógrafo, à esquerda) em relação à velocidade de corte (à direita).	71
Figura 2.29- Vista ampliada da topografia de uma superfície usinada.....	74
Figura 2.30- MEV da superfície usinada em $v_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$, mostrando (a) partículas depositadas e marcas de avanço, (b) delaminação e grãos abertos (c) grãos abertos.....	75
Figura 2.31- MEV da seção longitudinal da amostra mostrando a integridade da camada abaixo da superfície usinada :(a)(b) modificações na matriz perlítica e extrusão de partículas de grafita ($v_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$); (c)(d) Modificações na matriz perlítica, na grafita e nas inclusões de MnS ($v_c = 1200 \text{ m.min}^{-1}$); (e)(f) modificações na matriz perlítica, na grafita e nas inclusões de MnS ($v_c = 1400 \text{ m.min}^{-1}$).....	76
Figura 2.32- Topografia superficial do ferro fundido cinzento: (a) $f = 0,02 \text{ mm.rev}^{-1}$; (b) $f = 0,08 \text{ mm.rev}^{-1}$	78

Figura 3.1- Fluxograma do procedimento experimental.	82
Figura 3.2- Projeto do tarugo para a fundição: (a) desenho técnico com as dimensões em milímetros dos corpos de prova; (b) caixa para a confecção de macho e modelo; (c) esquema 3D do corpo de prova	84
Figura 3.3- Esquema da região útil do corpo de prova (dimensões em mm) utilizado para os ensaios de torneamento.....	84
Figura 3.4-(a) Imagem representativa do adaptador contra ponta; (b) desenho técnico com as dimensões em mm do adaptador contra ponta.....	85
Figura 3.5- Ferramenta de corte e descrição de seus filmes cerâmicos.....	85
Figura 3.6- Vista em perspectiva , medidas em milímetros e ângulos característicos para cada geometria da ferramenta de corte	86
Figura 3.7- Porta-ferramenta: dimensões em milímetros e ângulos característicos.	87
Figura 3.8- Obtenção dos corpos de prova: (a) fusão dos materiais de carga; (b) medição de temperatura; (c) vazamento nos moldes.	91
Figura 3.9- Tela do <i>software ImageJ</i> para a análise da área da grafita	94
Figura 3.10- Tela do <i>software ImageJ</i> para análise da fração volumétrica de ferrita da matriz metálica na ampliação de 100X.....	95
Figura 3.11- Análise do espaçamento interlamelar: (a) colônias de perlita com diferentes inclinações em relação à superfície medida ampliação de 1000X; (b) detalhe para a colônia com menor espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita na ampliação de 5000X.	97
Figura 3.12- Esquema indicando os parâmetros medidos, em uma imagem obtida em MEV com ampliação de 5000X e tratada no <i>software AxionVision</i> para obtenção do valor médio do espaçamento interlamelar da perlita.	98
Figura 3.13: (a) Linha de teste traçada perpendicularmente às lamelas de perlita em uma imagem obtida por AFM; (b) perfil topográfico correspondente à região atravessada pela linha de ensaio.	99
Figura 3.14- Dureza Vickers: (a) amostra com baixo teor de nióbio; (b) amostra com alto teor de nióbio.	101
Figura 3.15- Posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração.	101
Figura 3.16- Corpos de prova de tração: (a) esquema 3D e (b) desenho técnico (dimensões em milímetros).	102
Figura 3.17- Arranjo experimental do torneamento.	105
Figura 3.18- Aquisição de dados dos sinais de força: (a) dinamômetro, peça e ferramenta de corte montados no torno, (b) esquemas do sistema de medição das componentes de F_u	107
Figura 3.19- Aquisição de dados da temperatura do cavaco: (a) esquema de calibração do pirômetro; (b) ponto focal; (c) esquema da aquisição dos dados da temperatura do cavaco.	108
Figura 4.1- Microestrutura da amostra FC 0,02%Nb, MO, sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 1000X.	114

Figura 4.2- Microestrutura da amostra FC 0,23%Nb, MO, sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 1000X.	114
Figura 4.3- Microestrutura da amostra FC 0,02%Nb, MO, ataque Nital 4%, ampliação de 500X.	116
Figura 4.4- Microestrutura da amostra FC 0,23%Nb, MO, ataque Nital 4%, ampliação de 500X.	116
Figura 4.5- Microestrutura da amostra FC 0,23% Nb, ataque Nital 4%, ampliação de 1000X: (a) MO; (b) MEV; (c) EDS (mapas e espectros químicos)	118
Figura 4.6- Mapa EDS e espectro químico para amostra FC 0,02%Nb.	119
Figura 4.7- Mapa EDS e espectro químico para amostra FC 0,23%Nb.	119
Figura 4.8- Carbonetos de nióbio verificados na microestrutura das amostras FC 0,23%Nb via MO, sem ataque, ampliação de 1000X.	121
Figura 4.9- Carbonetos de nióbio verificados na microestrutura das amostras FC 0,23%Nb via MEV, ataque Nital 4%.	121
Figura 4.10- DRX: (a) amostra FC 0,02%Nb; (b) amostra FC 0,23%Nb.	122
Figura 4.11- Mapeamento químico destacando regiões ricas em manganês e enxofre: (a) amostra FC 0,02%Nb; (b) amostra FC 0,23%Nb.	124
Figura 4.12- Espaçamento interlamelar da perlita: (a) imagem da amostra FC 0.02%Nb obtida por MEV, ataque: Nital 2%; (b) imagem da amostra FC 0.23%Nb obtida por MEV, ataque: Nital 2%.	125
Figura 4.13- Topografia da perlita: (a) imagem da amostra FC 0.02%Nb obtida por AFM, ataque: Nital 2%; (b) imagem da amostra FC 0.23%Nb obtida por AFM, ataque: Nital 2%.	125
Figura 4.14- Células eutéticas, MO, ataque <i>Stead</i> , ampliação de 25X: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23%Nb.	127
Figura 4.15- Curvas “Tensão-Deformação” para as amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb. As curvas foram obtidas sem extensômetro acoplado aos corpos de prova	129
Figura 4.16- Fractografias da superfície de fratura de um corpo de prova de tração, fratura frágil, 14X: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.	130
Figura 4.17- Vista geral das fractografias mostrando facetas de clivagem, 200X e 500X, respectivamente: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.	131
Figura 4.18- Regiões com facetas de clivagem e destaques de EDS: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23% Nb; (c)(d) espectros EDS.	132
Figura 4.19- Fractografias mostrando deformação plástica localizada e <i>dimples</i> , 500X e 2500 X, respectivamente: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.	133
Figura 4.20- Regiões com deformação plástica localizada e mapeamentos químicos: (a) (b) FC 0,02%Nb; (c)(d) FC 0,23%Nb.	134
Figura 4.21- Regiões com trincas secundárias: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23%Nb.	136
Figura 4.22- Fratura intergranular nas amostras FC 0,23%Nb.	136
Figura 4.23- Concentração de tensão prevista na falha de uma única célula eutética.	137

Figura 4.24- Curvas de difusividade térmica para as amostras em relação ao teor de nióbio.	138
Figura 4.25- Análise residual para F_c : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.	140
Figura 4.26- Análise residual para F_f : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.	140
Figura 4.27- Análise residual para F_p : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.	140
Figura 4.28- Efeito do material da peça, geometria do QC e avanço na (a) F_c e (b) F_p	143
Figura 4.29- Gráficos de interação da F_p : (a) do material da peça e avanço; (b) geometria do QC e avanço; (c) velocidade de corte e avanço.....	146
Figura 4.30- Análise residual para Temperatura do Cavaco: (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.....	147
Figura 4.31- Gráfico para a temperatura do cavaco (ferramenta de corte, v_c e f).....	149
Figura 4.32- Gráfico de interação para a temperatura do cavaco: (a) v_c e f ; (b) v_c e geometria do quebra-cavaco; (c) geometria do quebra-cavaco e f	151
Figura 4.33- Análise residual para R_a : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.	152
Figura 4.34- Análise residual para R_t : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.	152
Figura 4.35- Gráfico para:(a) R_a (material da peça, ferramenta de corte e f) e (b) R_t (f)......	154

LISTA DE QUADROS

Quadro 2.1- Características, propriedade mecânica e aplicações dos ferros fundidos.....	9
Quadro 2.2- Classes de ferro fundido cinzento previstas na Norma ASTM A48/A48M e características de desempenho.....	45
Quadro 2.3- Alguns exemplos de adição de nióbio em ferros fundidos cinzentos. As composições estão em percentual em peso.....	55
Quadro 3.1- Relação de parâmetros de corte empregado em torneamentos diversos de ferros fundidos cinzentos.	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1- Composições químicas típicas de ferros fundidos cinzentos	13
Tabela 2.2- Condutividade térmica de constituintes do ferro fundido cinzento.....	42
Tabela 2.3 - Síntese de propriedades mecânicas e físicas e expectativa de desempenho em peças de ferros fundidos cinzentos com diâmetro de fundição de 30 mm	44
Tabela 2.4- Principais propriedades físicas do NbC.....	50
Tabela 3.1- Composição química dos corpos de prova (%peso).82Tabela 3.2- Elementos (% em peso) no ferro liga FeNb.	83
Tabela 3.3- Elementos (% em peso) no inoculante	83
Tabela 3.4- Ângulos do sistema de referência das ferramentas de corte.....	87
Tabela 3.5- Planejamento Fatorial.....	107
Tabela 4.1- Carbono Equivalente calculado a partir de equações disponíveis na literatura...	112
Tabela 4.2- Classificação da grafita segundo a distribuição e o tamanho (ASTM A247) para as amostras em relação ao teor de nióbio.....	115
Tabela 4.3- Frações volumétricas da matriz metálica para as amostras em relação ao teor de nióbio.....	117
Tabela 4.4- Distância interlamelar média da perlita para as amostras em relação ao teor de nióbio.....	126
Tabela 4.5- Análise das células eutéticas para as amostras em relação ao teor de nióbio.....	127
Tabela 4.6- Valores de dureza Brinell e Vickers para as amostras em relação ao teor de nióbio.	128
Tabela 4.7- Valores de σ_{LR} para as amostras em relação ao teor de nióbio.	128
Tabela 4.8- Valores de difusividade térmica para as amostras em relação ao teor de nióbio.	138
Tabela 4.9- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de F_c , F_f , F_p em função dos níveis.	139
Tabela 4.10-ANOVA para a F_c , F_f e F_p (material da peça, geometria do QC, v_c e f).....	142
Tabela 4.11- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de temperatura do cavaco em função dos níveis.	146
Tabela 4.12- ANOVA para a temperatura do cavaco (material da peça, ferramenta, v_c e f).	148
Tabela 4.13- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de R_a e R_t em função dos níveis.	151
Tabela 4.14- ANOVA para a rugosidade (R_a e R_t) (material da peça, ferramenta e f).....	153

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ADI	Ferro fundido nodular austemperado (<i>Austempered Ductile Iron</i>)
AFM	Microscopia de Força Atômica (<i>Atomic Force Microscopy</i>)
AISI	Instituto Americano do Ferro e do Aço (<i>American Institute for iron and Steel</i>)
ANOVA	Análise de variância (<i>Analysis of variance</i>)
ASM	Sociedade Americana de Materiais (<i>American Society of Metals</i>)
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
BCIRA	Associação Britânica de Pesquisa do Ferro Fundido (<i>British Cast Iron Research Association</i>)
BUL	Camada protetora de sulfeto de manganês (<i>Built-up layer</i>)
CBMM	Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia
CE	Carbono equivalente
CFC	Cúbica de face centrada
CVD	Deposição química de vapor (<i>Chemical Vapour Deposition</i>)
DIN	Instituto Alemão de Normalização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
DNPM	Departamento Nacional de Produção Mineral
DRX	Difração de Raios-X (<i>X-Ray Diffraction</i>)
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (<i>Energy dispersive X-ray spectroscopy</i>)
FIB	Feixe de Íons Focalizado (<i>Focused Ion Beam</i>)
HB	Dureza Brinell
HC	Hexagonal compacta
HV	Dureza Vickers
ICP	Plasma por Acoplamento Indutivo (<i>Inductively Coupled Plasma</i>)
ISO	Organização Internacional de Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
LAMAT	Laboratórios de ensaios e análises em materiais
LTM	Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica
MB	Medida da barra traçada perpendicularmente às lamelas de cementita
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura (<i>Scanning Electron Microscopy</i>)
MO	Microscopia Óptica

MQF	Mínima Quantidade de Fluido
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora
NL	Número de lamelas de cementita
PUC-MG	Pontificia Universidade Católica de Minas Gerais
QC	Quebra-cavaco
REDEMAT	Rede Temática em Engenharia de Materiais
RMS	Raiz do valor quadrático médio (<i>root mean square</i>)
R^2	Coefficiente de determinação
R^2 (aj.)	Coefficiente de determinação ajustado
R^2 (pred)	Coefficiente de predição
SAE	Sociedade de Engenheiros Automotivos (<i>Society of Automotive Engineers</i>)
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
TEE	Temperatura Eutética Estável
TEM	Temperatura Eutética Metaestável
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
UFOP	Universidade Federal de Ouro Preto

LISTA DE SÍMBOLO DE COMPOSTOS QUÍMICOS

Al_2O_3	Óxido de alumínio
cBN	Nitreto cúbico de boro
CuCl_2	Cloreto de cobre
Fe-C	Ferro-carbono
Fe_3C	Cementita
Fe_3P - Fe_3P – ferrita	Esteadita
FeNb	Ferro nióbio
HCl	Ácido clorídrico
MgCl_2	Cloreto de magnésio
MnS	Sulfeto de manganês
NbC	Carboneto de nióbio
PcBN	Nitreto cúbico de boro policristalino
SiAlON	Nitreto de alumínio e silício
Si_3N_4	Nitreto de silício
TiCN	Carbonitreto de titânio
TaC	Carboneto de tântalo
TiC	Carboneto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
TiAl	Nitreto de alumínio titânio
ZrO_2	Zircônia

NOMENCLATURA

Letras latinas e gregas

a_p	Profundidade de usinagem	[mm]
f	Avanço	[mm.rev ⁻¹]
C_p	Calor específico	[J.kg ⁻¹ .K ⁻¹]
F_c	Força de corte	[N]
F_f	Força de avanço	[N]
F_p	Força passiva	[N]
F_u	Força de usinagem	[N]
R_a	Desvio médio aritmético	[μ m]
K	Concentrador de tensão	[MPa.m ^{-1/2}]
K_{term}	Condutividade térmica	[W.m ⁻¹ .K ⁻¹]
R_z	Altura máxima do perfil	[μ m]
R_y	Máxima distância entre o pico e o vale	[μ m]
v_c	Velocidade de corte	[m.min ⁻¹]
α	Ferrita	
α'	Difusividade térmica	[10 ⁻⁶ m ² .s ⁻¹]
γ	Austenita	
λ	Espaçamento interlamelar da perlita	[μ m]
ρ	Densidade aparente	[kg.m ⁻³]
χ	Ângulo de posição da ferramenta	[graus]
χ_r'	Ângulo de posição secundário da ferramenta	[graus]
ϵ_r	Ângulo de ponta	[graus]
γ_o	Ângulo de saída da ferramenta	[graus]
α_0	Ângulo de folga da ferramenta	[graus]
β_0	Ângulo de cunha da ferramenta	[graus]
λ_s	Ângulo de inclinação da ferramenta	[graus]
σ_{LR}	Tensão limite de resistência	[MPa]
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento	[MPa]

SUMÁRIO

Capítulo 1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Hipótese e Objetivos	3
1.2 Estrutura do trabalho	4
Capítulo 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1 Ferro Fundido	5
2.2 Ferro Fundido Cinzento	10
2.2.1 Composição Química	11
2.2.2 Velocidade de resfriamento	14
2.2.3 Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos	15
2.2.4 Microestrutura	21
2.2.5 Microestrutura e propriedades dos ferros fundidos cinzentos	30
2.2.6 Classificação do ferro fundido cinzento	43
2.3 Nióbio em Ferro Fundido Cinzento	45
2.3.1 Solubilidade do nióbio em ferros fundidos	46
2.3.2 Efeitos do Nióbio na Microestrutura e nas Propriedades do Ferro Fundido Cinzento	49
2.4 Usinabilidade do ferro fundido cinzento	56
2.4.1 Torneamento e o processo de formação do cavaco	56
2.4.2 Força de usinagem e suas componentes	60
2.4.3 Temperatura de Corte	67
2.4.4 Rugosidade da Superfície Torneada	73
Capítulo 3 METODOLOGIA	81
3.1 Materiais	82
3.1.1 Corpos de prova	82
3.1.2 Contra ponta	85
3.1.3 Ferramentas de corte: material	85
3.1.4 Ferramentas de corte: geometria do quebra-cavaco (QC)	86
3.1.5 Porta-ferramenta	86
3.1.6 Ferramentas de corte: ângulos do sistema de referência	87
3.2 Equipamentos	87
3.2.1 Fundição dos corpos de prova	87
3.2.2 Determinação da composição química	88

3.2.3 Caracterização microestrutural.....	88
3.2.4 Propriedades Mecânicas	89
3.2.5 Propriedades Térmicas	89
3.2.6 Ensaios de torneamento.....	90
3.3 Métodos	91
3.3.1 Projeto e preparação das amostras	91
3.3.2 Determinação da composição química.....	93
3.3.3 Caracterização microestrutural.....	93
3.3.4 Propriedades Mecânicas	100
3.3.5 Propriedade Térmica	103
3.3.6 Ensaios de torneamento.....	104
3.3.7 Aquisição dos dados.....	107
3.3.8 Análise de Variância (ANOVA)	109
Capítulo 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	111
4.1 Composição Química.....	111
4.2 Análise Microestrutural	113
4.2.1 Caracterização da grafita.....	113
4.2.2 Caracterização da matriz metálica e frações volumétricas.....	115
4.2.3 Análise de precipitados	119
4.2.4 Identificação das fases por DRX.....	121
4.2.6 Análise de inclusões	123
4.2.7 Distância interlamelar da perlita	124
4.2.8 Células Eutéticas	127
4.3 Ensaios mecânicos convencionais	128
4.3.1 Dureza	128
4.3.2 Ensaios de tração	128
4.3.3 Fractografia	130
4.4 Ensaio para caracterização de propriedade térmica	137
4.5 Ensaios de torneamento	139
4.5.1 Componentes da Força de Usinagem.....	139
4.5.2 Temperatura do Cavaco	146
4.5.3 Rugosidade da superfície torneada.....	151
Capítulo 5 CONCLUSÕES	156

Capítulo 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	159
Capítulo 7 REFERÊNCIAS	160
Anexo A- Valores da Literatura.....	175
A.1- Composições químicas de discos de freios encontrados no mercado europeu.....	175
A.2- Apresentação de diversos ferros fundidos aplicados ou especificados para discos de freios, seus valores de CE, dureza e tensões limite de resistência por tração.....	175
Apêndice A – Valores experimentais.....	176
A.1 Força de Usinagem e Componentes	176
A.2 Temperatura do Cavaco e Rugosidade.....	177

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO

Os materiais sólidos em geral são agrupados em três classificações básicas: metais, cerâmicos e polímeros, sendo que, entre os metais, encontram-se as classes ferrosa e não ferrosa. As ligas ferrosas, que possuem o ferro como o principal constituinte, incluem aços e ferros fundidos. Estes materiais são produzidos em quantidades maiores do que qualquer outro tipo de metal (ASKELAND e WRIGHT, 2006), o que está vinculado à abundante presença do ferro na crosta terrestre e à versatilidade de sua produção.

O ferro fundido corresponde ao segundo material metálico mais utilizado em todo o mundo (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018), sendo o cinzento, o nodular, o branco e o maleável os tipos mais comuns. Em uma pesquisa divulgada pelo 51º Censo Mundial de Fundição, foi revelado que o ferro fundido cinzento constituiu 44,3% do metal fundido no ano de 2016 (THE WORLD FOUNDRY, 2017) e, no contexto nacional, ele respondeu por 57% da produção brasileira de fundidos em 2017 (MODERN CASTING STAFF REPORT, 2018).

Os ferros fundidos cinzentos têm características relevantes, como sua elevada condutividade térmica, o bom amortecimento no isolamento de vibrações, a melhor usinabilidade entre as classes dos ferros fundidos, a boa capacidade de preenchimento de moldes e, conseqüentemente, a possibilidade de obtenção de peças com formas complexas por fundição (DEVECILI e YAKUT, 2014). Além disso, e talvez o mais importante, os ferros fundidos cinzentos possuem um baixo custo em relação a outras ligas metálicas fundidas (CHEN *et al.*, 2020). Como desvantagem, têm resistência limitada e quase nenhuma ductilidade (CHEN *et al.*, 2020), mas são muito eficazes para aplicações como polias, carcaças, blocos e cabeçotes de motores, discos e tambores de freio e componentes hidráulicos (GUESSER, 2009).

Existe uma busca incessante pelo melhor desempenho dos materiais em aplicações na engenharia. Para o ferro fundido cinzento, o desafio tem sido combinar uma melhor resistência mecânica e condutividade térmica. Chen *et al.* (2020) explicaram que a tentativa de redução de peso, por meio da diminuição das seções transversais de componentes, vinculada a uma demanda crescente por maior eficiência térmica, requer mais esforços no desenvolvimento do ferro fundido cinzento. Isso porque os recursos que promovem melhoria da condutividade térmica normalmente são prejudiciais à resistência mecânica. Dessa maneira, interferências metalúrgicas, por meio da adição de elementos de liga ou pela reformulação das composições

químicas, e tratamentos térmicos têm sido conduzidos para um equilíbrio mais adequado entre as propriedades (AZZOUG *et al.*, 2016).

Sousa, Sales e Machado (2018) ressaltaram que modificações de qualquer natureza nas propriedades de um material causam impacto em sua usinabilidade. Tratando-se especificamente de produtos fundidos, as especificações de qualidade não podem ser obtidas diretamente do processo de fundição; logo, a usinagem normalmente é empregada para assegurar a exatidão dimensional das peças, bem como para a melhoria do acabamento superficial. Ståhl (2012) ponderou que a microestrutura do ferro fundido cinzento determina grande parte da sua usinabilidade. Quantidade, tamanho, morfologia e distribuição da grafita, porcentagem de ferrita e perlita e a presença de inclusões, elementos de ligas e fases estão diretamente relacionados ao seu comportamento na fabricação.

A adição de elementos de liga como o nióbio, o cromo, o molibdênio e o vanádio tem demonstrado efeitos de formação e estabilização de carbonetos nas ligas de ferro fundido cinzento (BERNS e THEISEN, 2008). Especificamente o nióbio, foco desta pesquisa, tem provocado modificações na microestrutura do ferro fundido cinzento, a dizer: refinamentos da grafita, perlita e das células eutéticas (NYLÉN, 2001). Consequentemente, o desempenho mecânico – dureza, resistência à tração, resistência ao desgaste, por exemplo – tem sido favorecido (MOHRBACHER e ZHAI, 2011).

No início da década de 1990, pesquisas como de He-Xing *et al.* (1993) e Radulovic *et al.* (1994) alegavam que o efeito do nióbio em ferros fundidos não estaria sendo amplamente pesquisado; porém, já afirmavam que teores entre 0,01-0,5% de nióbio aumentariam dureza, resistência mecânica e resistência ao desgaste desse material. Atualmente, é possível encontrar trabalhos que comprovam que sua adição afeta o tamanho da grafita (AZZOUG *et al.*, 2018) e, consequentemente, suas propriedades mecânicas. Trabalhos em ferros fundidos cinzentos (DEVECILI e YAKUT, 2014; RAGIP e YILDIRIM, 2016), com grafita nodular (VATAVUK e VILLAR, 2010; CHEN *et al.*, 2017) ou em ferro fundido branco com alto teor de cromo (MAJA *et al.*, 2016), por exemplo, revelam um consenso que a adição de nióbio resulta em características microestruturais melhoradas e, portanto, vantagens em relação às propriedades mecânicas.

Já em relação à economia brasileira, justifica-se a tentativa de aplicação do nióbio visto sua ocorrência predominantemente no território nacional. P. Júnior (2017) explicou que o Brasil

detém as maiores reservas mundiais de nióbio (98,8%), seguido pelo Canadá e Austrália, com participação de 93,7% no mercado desse metal, destacando ainda que o produto possui aplicações da siderurgia a setores intensivos em tecnologia, além de relatar que o uso do nióbio em ferros fundidos é mais recente, encontrando uso em anéis de segmento e camisas de cilindros nos motores automotivos, por exemplo.

Logo, o desenvolvimento de pesquisas sobre novas ligas de ferros fundidos colabora para manter este material em grande competição com o aço e as ligas não ferrosas, visto sua combinação de baixo custo, boa fundibilidade e gama de propriedades mecânicas alcançáveis conjuntamente às tendências e necessidades do mercado. Dado que o nióbio é consumido em ferros fundidos para discos de freios e peças automotivas como anéis de segmento e camisas de cilindros, na Cofap no Brasil e na Mercedes Benz, no Brasil e na Europa (JÚNIOR, 2012), neste ponto reside a contribuição desta tese: descrever, analisar e comparar uma liga tradicional de ferro fundido cinzento perlítico básica a um ferro fundido cinzento perlítico, ligado ao nióbio para aplicação em discos de freios à luz das modificações de suas características microestruturais e propriedades físicas (dureza, limite de resistência à tração e difusividade térmica). Estas características e propriedades serão correlacionadas a usinabilidade (componentes da força de usinagem, temperatura do cavaco e rugosidade) dessas ligas. Dessa maneira, pretende-se contribuir para inovação tecnológica de um metal tradicional e simples, mas que traz em sua natureza muitos mistérios (ELLIOTT, 1988).

1.1 Hipótese e Objetivos

Essa tese tem por premissa a verificação e validação da hipótese de que a adição de nióbio - 0,23% em peso - (alto teor de nióbio) no ferro fundido cinzento perlítico influencia sua usinabilidade na operação de torneamento quando comparado a um ferro fundido cinzento perlítico com baixo teor de nióbio (0,02% de nióbio em peso).

A essa hipótese, são associados os seguintes objetivos específicos:

- a. estabelecer o quadro conceitual e teórico do trabalho;
- b. realizar análise química por espectrometria (emissão óptica, de emissão atômica com fonte de plasma, e fluorescência de Raios - X) e combustão direta infravermelha como primeira investigação dos corpos de prova;

c. caracterizar as microestruturas dos materiais quanto à tipo, distribuição e tamanho da grafita (microscopia óptica - MO), presença de carbonetos e inclusões (MO, microestrutura eletrônica de varredura - MEV, espectroscopia de energia dispersiva de Raios-X - EDS e difratometria de Raios-X - DRX), fases e frações volumétricas (MO, MEV e DRX), espaçamento interlamelar da perlita (MEV e microscopia de força atômica - AFM) e número de células eutéticas (MO);

d. analisar as seguintes propriedades mecânicas: dureza (Brinell e Vickers) e comportamento mecânico em tração;

e. determinar a difusividade térmica em função do teor de nióbio para o intervalo de temperatura de 300 a 600 °C.

f. realizar ensaios de torneamento a seco, empregando materiais de peça, geometria de quebra-cavaco, velocidades de corte e avanços distintos, tendo como objetivos a análise da força de usinagem e suas componentes por meio de dinamômetro piezolétrico, da temperatura do cavaco por meio de pirômetro, da integridade superficial por meio de rugosímetro;

g. correlacionar as características microestruturais, as propriedades mecânicas e térmica aos resultados do torneamento.

1.2 Estrutura do trabalho

Para a análise dessas hipóteses e garantia de que esses objetivos sejam atingidos, o trabalho está estruturado conforme descrito a seguir.

➤ Capítulo 2. Revisão Bibliográfica: apresenta o levantamento bibliográfico sobre o ferro fundido com ênfase no cinzento e no uso de nióbio, assim como as características de seu torneamento.

➤ Capítulo 3. Metodologia: apresenta os materiais, equipamentos e métodos empregados na parte experimental deste trabalho.

➤ Capítulo 4. Resultados e Discussão: apresenta os resultados à luz da revisão bibliográfica.

➤ Capítulo 5. Conclusões: apresenta as principais conclusões do presente trabalho.

➤ Capítulo 6. Referências: apresenta as referências que contribuíram para a realização deste trabalho.

CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ferro Fundido

Ferro fundido é um termo genérico utilizado para liga ternária composta de ferro, carbono e silício (Fe-C-Si), que contém impurezas ($< 0,1\%$) e, frequentemente, elementos de liga ($> 0,1\%$), podendo ser usada na condição de fundição ou após tratamento térmico (ELLIOTT, 1988). Budinski e Budinski (2002) e Durand-Charre (2013) ressaltaram que o termo ferro fundido não descreve um único material, mas abrange um grupo de materiais que representa combinações de características que se destacam entre ligas fundidas, a saber: baixo custo e versatilidade de engenharia, usinabilidade e dureza, resistência ao desgaste e à corrosão, condutividade térmica e amortecimento, rigidez e resistência à compressão (SOUSA; SALES e MACHADO, 2018).

Colpaert e Costa (2008) explicaram que a transição de aços para os ferros fundidos é gradual na faixa limite de 2% de carbono. Na Figura 2.1 foi ilustrado um diagrama ferro carbono Fe- C tratando as transformações em equilíbrio de fases. No diagrama de fases, observa-se que o aumento do teor de carbono possibilita uma redução de temperatura para a fusão completa do produto, até 4,3% de carbono. Acima desse limite, a temperatura eleva-se novamente, apesar do incremento de carbono. A liga com exatamente 4,3% é, portanto, a mais fusível de todas, razão pela qual se encontra no ponto de transição eutético (COLPAERT e COSTA, 2008).

Stefanescu (2015) afirmou que o ferro fundido é uma das classes de ligas mais complexas usadas na indústria, principalmente porque apresenta duas possibilidades de transformação no ponto de transição eutético: uma proveniente da temperatura eutética estável (TEE) e outra da temperatura eutética metaestável (TEM). A diferença entre essas temperaturas (ΔT_E) promove um intervalo de solidificação e, dessa forma, o ferro fundido pode se solidificar como eutético estável (austenita-grafita) ou metaestável (austenita-cementita (Fe_3C)). Durand-Charre (2013) realçou que o constituinte eutético rico em carbono pode existir dissolvido nas fases: carbono combinado (cementita - Fe_3C), carbonetos estáveis ou carbono grafitico, sendo a formação desses dependentes da composição química da liga e das condições de solidificação (este será mais detalhado no item 2.2.2).

Garcia (2007) explicou que algumas ligas eutéticas são passíveis de tratamentos conhecidos como “modificações”, nos quais pequenas alterações na composição química

podem produzir mudanças microestruturais, no sentido de melhorar propriedades mecânicas como, por exemplo, dureza, limites de escoamento e de resistência à tração. A microestrutura do produto fundido final depende fortemente da prática da fundição, além da forma e do tamanho das peças fundidas, que influenciam diretamente a taxa de resfriamento. Logo, vários tipos de ferros fundidos com a mesma composição nominal podem ser produzidos completamente diferentes. Portanto, o conhecimento da composição química de uma peça de ferro fundido não indica automaticamente sua microestrutura ou suas características mecânicas (STÄHL, 2012).

No diagrama de fases, ao considerar um resfriamento relativamente rápido a partir do estado líquido, a solidificação seguirá as linhas do diagrama referentes ao sistema metaestável Fe-Fe₃C (linhas sólidas da Figura 2.1), com a formação de dendritas de austenita e de ledeburita (austenita + cementita) no patamar eutético metaestável. Na sequência do resfriamento, ocorre a formação adicional de cementita, enquanto a composição da austenita segue as linhas do diagrama até a concentração eutetóide (~0,7%), quando ocorre a formação da perlita (GARCIA, 2007). A estrutura resultante típica é o ferro fundido branco. A alta proporção de cementita em ferro fundido branco leva a um material com alta dureza, porém frágil, tornando-o adequado para aplicações em componentes que devem resistir a condições abrasivas (KLOCKE, 2011).

Com um resfriamento mais lento (linhas tracejadas da Figura 2.1) na transição do ponto eutético, haverá um agregado de austenita e grafita e, com o posterior resfriamento, a austenita de composição eutetóide também se transformará em perlita, dando origem à estrutura do ferro fundido cinzento perlítico (GARCIA, 2007). Com um resfriamento ainda mais lento, até o carbono da cementita que se formaria na temperatura eutetóide se difunde em direção a um veio de grafita e precipita como grafita adicional, dando origem ao ferro fundido cinzento ferrítico (GARCIA, 2007). Klocke (2011) acrescentou que, devido à velocidade final de resfriamento, pequenas quantidades de cementita podem ser encontradas na estrutura, além da grafita.

A partir do avanço da metalografia e do conhecimento dos estudiosos da área, foi possível obter classificações baseadas em características microestruturais, como morfologia da grafita e tipo de matriz, uma vez que as propriedades mecânicas e físicas (resistência mecânica, ductilidade e módulo de elasticidade, condutividade térmica e capacidade de amortecimento) do ferro fundido são derivadas principalmente da matriz. Trata-se de divisões comuns em normas técnicas para auxiliar a classificação dos materiais, porém que não são utilizadas isoladamente.

Em obras de ciências dos materiais - Callister e Rethwisch (2008), Chiaverini (1990) e Kalpakjian, Schmid e Musa (2009) - é habitual encontrar a classificação dos tipos básicos de ferro fundido (não ligado ou de baixa liga). Por outro lado, uma classificação que utiliza de critérios de aspecto de fratura, potencial de grafitização, taxa de resfriamento, elementos de liga e propriedades mecânicas é encontrada em literaturas específicas do material - Angus (1976); Elliot (1988); Durand-Charre (2013); Stephenson e Agapiou (2016).

No Quadro 2.1, foram apresentadas as principais famílias dos ferros fundidos, comparadas algumas propriedades mecânicas e descritas aplicações típicas. Nota-se que o ferro fundido cinzento possui tensão limite de resistência (σ_{LR}) e alongamento inferior aos demais ferros fundidos. Em contrapartida, possui melhor desempenho em relação a condutividade térmica e amortecimento de vibrações. Observa-se ainda que as aplicações típicas do ferro fundido se destinam à indústria automobilística.

Quadro 2.1- Características, propriedade mecânica e aplicações dos ferros fundidos.

Ferro Fundido	Características	Propriedades de destaque	Aplicações típicas
Cinzentos	Grafita em forma de veios. Matriz ferrítica e/ou perlítica. σ_{LR} (MPa):100-400 Alongamento: 0,3-0,8%	<ul style="list-style-type: none"> • Amortecimento de vibrações. • Baixa taxa de expansão térmica. • Resistência à fadiga térmica. • Retenção de lubrificação. • Elevada condutividade térmica. 	Polias, carcaças, blocos e cabeçotes de motores, volantes, discos e tambores de freio, componentes hidráulicos.
Nodular	Grafita em forma de nódulos. Matriz ferrítica e/ou perlítica. Famílias especiais: nodular austemperado, nodulares SiMo e nodulares austeníticos (ligado ao Ni) σ_{LR} (MPa): 380-450 (Matriz ferrítica) Até 900 (Matriz perlítica) Alongamento: 10-22% (Matriz ferrítica) 2% (Matriz perlítica)	<ul style="list-style-type: none"> • Elevada resistência mecânica. • Alta ductilidade e resistência ao desgaste. • Resistência à fadiga de contato. • Capacidade de suportar o ciclo térmico. 	Virabrequins, engrenagens, eixos de comandos de válvulas, componentes de suspensão para automóveis e caminhões, componentes de freio, válvulas, bombas, ligações, componentes hidráulicos e carcaças de turbinas eólicas.
ADI	Ferros fundidos nodulares austemperados (ADI) são obtidos após tratamento térmico de austêmpera nos ferros fundidos nodulares brutos de solidificação. σ_{LR} (MPa):750-1600 Alongamento: 1,0-11,0%	<ul style="list-style-type: none"> • Em relação ao peso, o ADI pode chegar a uma diferença de 8-10% de redução em relação aos aços forjados. • Alta capacidade de amortecimento de ruído. • Propriedades autolubrificantes em contatos secos. • Robustez e alongamento são os melhores em comparação com outros ferros fundidos. 	Engrenagens, virabrequins de motores automotivos, virabrequins de motores de refrigeração, elos de corrente. É um dos materiais mais atraentes para a elaboração de componentes com redução de peso.
Maleável	Grafita ocorre como nódulos de formas irregulares. O ferro é fundido como um ferro branco com uma composição química adequada para responder ao tratamento térmico de maleabilização. Matriz ferrítica, perlítica ou de martensita revenida. σ_{LR} (MPa): 300-700 Alongamento: 2-12%	<ul style="list-style-type: none"> • Elevada maciez. • Elevada ductilidade. 	Substituídos pelo ferro fundido nodular. Conexões para transporte de fluidos. Correntes, rodas dentadas, bielas, componentes de trem e eixo de acionamento e suspensões de mola.
Vermicular	Grafita compacta (forma de vermes conectados). Matriz ferrítica e/ou perlítica. σ_{LR} (MPa): Até 300 (Matriz ferrítica) >400 (Matriz perlítica) Alongamento: 2-12% (Matriz ferrítica) 0,5-2% (Matriz perlítica)	<ul style="list-style-type: none"> • Propriedades entre o ferro cinzento e nodular. 	Blocos e quadros de motores a diesel; camisas de cilindro; discos de freio para trens; geradores de energia; coletores de escape; carcaças de bomba.
Branco	Conhecido também por ferro coquilhado. É duro e essencialmente isento de grafita. O metal solidifica com um composto chamado cementita. Os carbonetos estão em uma matriz que pode ser perlítica, ferrítica, austenítica, martensítica ou qualquer combinação destes.	<ul style="list-style-type: none"> • Elevada dureza. • Alta resistência ao desgaste. 	Aplicações de britagem e moagem e bolas de moagem.

	<p>σ_{LR} para ferro fundido branco tipo perlítico (MPa): 210 (classes com alto carbono) - 410 (classes com baixo carbono).</p> <p>σ_{LR} para ferro fundido branco martensíticos com carbonetos dos tipos M_3C (MPa): 340-410</p> <p>σ_{LR} para ferro fundido branco martensíticos com alto cromo carbonetos dos tipos M_7C_3 (MPa): 410-550</p>		
--	--	--	--

Fonte: adaptado de Chiaverini (1990), Santner e Goodrich (2006), Viswanathan *et al.* (2008), Guessser (2009), Möhring *et al.* (2015), Souza (2015), Chen *et al.* (2020).

Em suma, as propriedades dos ferros fundidos dependem da forma da precipitação do carbono e da estrutura da matriz (ELLIOT, 1988). Os carbonetos contribuem para a dureza e resistência à abrasão. Já a grafita contribui para usinabilidade, amortecimento de vibrações e condutividade térmica. Arab (2017) afirmou que os ferros fundidos são as ligas de fundição mais importante, representando cerca de 75% da produção mundial. O autor descreveu como razões para a sua longevidade a ampla gama de propriedades mecânicas e físicas associadas ao seu preço competitivo. Em contrapartida, Sousa, Sales e Machado (2018) sinalizaram que a alta densidade desse material constitui uma desvantagem, uma vez que a redução de peso de produtos manufaturados é um grande desafio para a engenharia do século XXI.

O material analisado neste trabalho é um ferro fundido cinzento com matriz perlítica. Por esta perspectiva, uma vez apresentado um breve embasamento sobre ferro fundido em um contexto geral, torna-se oportuno enfatizar o material que é o foco desta pesquisa.

2.2 Ferro Fundido Cinzento

O ferro fundido cinzento tem propriedades mecânicas, químicas e físicas dependentes da composição química e microestrutura (ELLIOT, 1988). Geralmente, as peças fundidas apresentam geometrias complexas e, portanto, seções com espessuras diferentes. Ferro *et al.* (2019) esclareceram que variações geométricas da fundição induzem distintas taxas de resfriamento de uma área para outra, sendo que distintas velocidades de resfriamento estão relacionadas a formação de diferentes microestruturas e, portanto, diferentes comportamentos mecânicos e térmicos, por exemplo. Baldam e Vieira (2014) explicaram que os veios de grafita produzem aumentos localizados de tensões, que podem iniciar pequenas deformações plásticas sob tensões relativamente baixas na peça e trincas sob esforços maiores. Como resultado, uma peça de ferro fundido cinzento não tem, na prática, comportamento plástico. Apesar disso, este

material é utilizado com vantagens na indústria automobilística (RIPOSAN; CHISAMERA; STAN, 2014).

O ferro fundido cinzento é um material relativamente barato e de produção facilitada, porque possui tolerâncias de composição que são facilmente satisfeitas e poucos problemas de fundição, dada a baixa temperatura de vazamento, alta fluidez e baixa contração de líquido a sólido (BEDOLLA-JACUINDE, 2016; ELLIOT, 1988; KRAUSE, 1969), apresenta boa usinabilidade e as superfícies usinadas são resistentes ao desgaste por deslizamento (KLOCKE, 2011). Ademais, ferros fundidos cinzentos têm boa rigidez; resistem bem a cargas de compressão (MACHADO *et al.*, 2015); dispõem, quando comparados a outros ferros fundidos, de um elevado fator de amortecimento de vibrações; apresentam alta condutividade térmica, baixo módulo de elasticidade e capacidade de suportar o choque térmico, o que os tornam adequados para peças fundidas submetidas a tensões térmicas locais ou repetidas (ELLIOT, 1988). Riposan, Chisamera e Stan (2014) reiteraram que essas propriedades e características, combinadas com uma resistência razoável, são o motivo pelo qual o ferro fundido cinzento tem mantido sua posição como a principal escolha para a produção de componentes vitais na indústria automobilística.

Para a compreensão das propriedades mecânicas e físicas dos ferros fundidos cinzentos, é importante que se entenda a formação da microestrutura nesses materiais. Chiaverini (1990) elencou a composição química e a velocidade de resfriamento como os fatores de maior importância na determinação da estrutura dos ferros fundidos. Logo, faz-se apropriado apresentar brevemente estes conceitos.

2.2.1 Composição Química

Os ferros fundidos cinzentos são descritos como ligas de Fe-C-Si que, comumente, contêm adições de manganês e pequenas quantidades de enxofre e fósforo como impurezas residuais (BERNS e THEISEN, 2008; ASM, 2009).

Geralmente, o carbono nos produtos siderúrgicos industriais está compreendido entre 2,5 e 3,8%. Conforme o teor de carbono cresce, as condições são mais favoráveis para a formação do ferro fundido cinzento (COLPAERT e COSTA, 2008). No entanto, estes teores

estão associados a um teor moderado de silício; em casos de silício baixo, o teor de carbono pode chegar até 5,0% e mesmo assim a estrutura branca será formada.

Como visto anteriormente, após o carbono, o silício é reconhecido como o segundo elemento mais importante nos ferros fundidos. Colpaert e Costa (2008) ressaltaram que, para se obter ferros fundidos cinzentos com melhor resistência mecânica, é importante que o teor de silício seja suficiente para promover a grafitação até a temperatura da formação da perlita, mas insuficiente para decompor a cementita da perlita. Chiaverini (1990) acrescentou que o silício contribui para a melhoria da resistência à corrosão e à oxidação do material em temperaturas elevadas.

A presença de fósforo está correlacionada à formação de um eutético fosforoso ternário (esteadita - Fe_3P - ferrita), quando apresenta-se acima do seu nível de solubilidade na austenita (0,08%). A esteadita pode diminuir a usinabilidade do ferro fundido cinzento em teores superiores a 0,20%. Abbasi, Bazdar, Halvae (2007) ressaltaram que o teor excessivo de fósforo fragiliza o ferro fundido cinzento devido à esteadita quebradiça e intergranular, reduzindo a resistência à tração.

Presente na sucata e também incorporado ao metal pelo coque no processo de fabricação, o enxofre combina com o ferro na forma de sulfeto de ferro, localizando-se no contorno das células eutéticas na forma de filmes frágeis com baixo ponto de fusão (1000 °C) (PEREIRA, 2005). Conseqüentemente, o material torna-se mais sensível à possibilidade de coquilhamento (COLPAERT e COSTA, 2008). Entretanto, a ação do enxofre pode ser neutralizada quando o teor de manganês é suficiente para a formação do sulfeto de manganês (MnS). Diniz, Marcondes e Coppini (2013) associaram a presença do MnS à melhoria da usinabilidade e Pereira (2005) esclareceu que tal evento deve-se ao fato de esse sulfeto favorecer a nucleação da grafita.

Na Tabela 2.1, estão sumarizadas as composições de base típicas de ferros fundidos cinzentos para aplicações automotivas, de acordo com a norma SAE J431, que será detalhada em seção posterior. A divisão das composições básicas considerou a finalidade de aplicação e a matriz metálica também foi descrita. ASM (1990) destacou que, quando o carbono ou o silício estiverem no limite máximo de especificação, o outro deve estar no lado baixo. Elementos de liga não listados na Tabela 2.1 podem ser requeridos (ASM, 1990), principalmente àquelas composições químicas típicas de serviços pesados.

Tabela 2.1- Composições químicas típicas de ferros fundidos cinzentos.

Classificação SAE	Aplicação típica	Composição (% em peso)					Matriz
		Carbono Total	Mn	Si	P	S	
G1800	Aplicações em que a resistência mecânica não é uma consideração primária.	3,40 – 3,70	0,50 – 0,80	2,80 – 2,30	0,15	0,15	Ferrítica- Perlítica
G2500	Pequenos blocos de cilindros, cabeças de cilindro, cilindros refrigerados a ar, pistões, placas de embreagem, corpos de bomba de óleo, caixas de transmissão, caixas de engrenagens, caixas de embreagem e tambores de freio.	3,20 – 3,50	0,60 – 0,90	2,40 - 2,00	0,12	0,15	Ferrítica- Perlítica
G3000	Blocos de cilindro, cabeçotes, volantes de automóveis de passageiros e caminhões leves, peças fundidas de suporte diferencial, pistões, tambores de freio de serviço médio e placas de embreagem	3,10 – 3,40	0,60 – 0,90	2,30 – 1,90	0,10	0,15	Perlítica
G3500	Blocos e cabeçotes de cilindro diesel para caminhões médios e pesados e trator, pesados volantes, caixas de transmissão de trator, caixas de engrenagens pesadas	3,00 – 3,30	0,60 – 0,90	2,20 – 1,80	0,08	0,15	Perlítica
G2500a	Tambores de freio e placas de embreagem para requisitos de serviço moderados; alto teor de carbono é desejado para dissipação de calor.	>3,4	0,60 – 0,90	1,60 - 2,10	0,12	0,12	Perlítica (<15% ferrita livre)
G3500b	Tambores de freio e placas de embreagem para serviços pesados, onde ambos resistência ao calor e maior resistência mecânica são requisitos definitivos.	>3,4	0,60 – 0,90	1,30 - 1,80	0,80	0,12	(<5% ferrita e carboneto livre)
G3500c	Tambores de freio para serviço extrapesado.	>3,4	0,60 – 0,90	1,30 – 1,80	0,80	0,12	(<5% ferrita e carboneto livre)

Fonte: adaptado de ASM (1990).

Quando é preciso alcançar a formação da grafita, no caso de um processo de fundição industrial, por exemplo, a presença de elementos grafitizantes, como silício, fósforo, alumínio, níquel ou cobre (listados em ordem decrescente de eficiência) é necessária (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018). ASM (1990) incluiu também o estanho nessa lista. De maneira geral, esses elementos dissolvem os pré-aglomerados de ferro e carbono necessários para a formação de cementita e, conseqüentemente, a cinética de formação da cementita é retardada, possibilitando o surgimento da grafita. Ademais, dada a afinidade pelo ferro para formar silicídios, fosforetos e aluminetos, por exemplo, os elementos fósforo e alumínio adicionam ao efeito de diluição uma aptidão a formar grafita em vez de cementita.

Um outro grupo de elementos formado por titânio, cobalto, zircônio, vanádio, tungstênio, molibdênio, cromo e manganês são desfavoráveis à nucleação de grafita por apresentarem tendência a formação de carbonetos mais estáveis do que a cementita e/ou a estabilização de cementita como um carboneto complexo (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA,

2018). Gasparin (2014) esclareceu que o endurecimento por solução sólida é resultante da adição desses elementos de liga que promovem a formação de soluções sólidas substitucionais ou intersticiais. Dieter (1981) descreveu que, quando o raio do soluto é significativamente menor em relação ao raio do solvente, a solução sólida intersticial é favorecida. De maneira geral, átomos intersticiais têm efeito endurecedor superior ao dos átomos substitucionais (DIETER, 1981). A presença de elementos estabilizadores de carbonetos no líquido retarda a cinética da transformação eutética estável (líquido → austenita + grafita). A utilização destes elementos químicos tem o objetivo de aumentar a resistência mecânica do material; no entanto, elementos grafitizantes são utilizados simultaneamente a fim de equilibrar as propriedades finais do material.

2.2.2 Velocidade de resfriamento

Chiaverini (1990) classificou o material do molde e a espessura das peças vazadas como os dois fatores que mais influenciam na velocidade de resfriamento do ferro fundido. Moldes de areia permitem um resfriamento lento, ao passo que moldes metálicos, chamados coquilhas, favorecem um resfriamento rápido (COLPAERT e COSTA, 2008). Muñoz Dias (2011) acrescentou que secções espessas da peça geram velocidades de resfriamentos menores e secções finas, velocidades maiores.

A temperatura de vazamento do fundido no molde também tem grande influência na velocidade de resfriamento. Garcia (2007) esclareceu que, para o líquido tomar completamente a forma geométrica que se pretenda dar ao sólido, é necessário que seu vazamento ocorra a uma temperatura superior àquela que dá início à transformação líquido-sólido, para que o líquido possa escoar e preencher completamente os contornos geométricos da peça. A diferença entre essa temperatura de vazamento e a temperatura de transformação denomina-se superaquecimento. Muñoz Dias (2011) esclareceu que, aumentando esse superaquecimento, o molde sofrerá um aquecimento muito maior antes de a solidificação iniciar, o que diminuirá a velocidade do resfriamento.

Dessa forma, a velocidade de resfriamento influencia diretamente a estrutura do ferro fundido a ser formado. De maneira geral, peça com resfriamento lento favorece a formação de ferro fundido cinzento, ao passo que peças com altas velocidades de resfriamento tendem a formar ferro fundido branco (GUESSER, 2009). No caso dos ferros fundidos cinzentos, a

velocidade de resfriamento influencia na forma, distribuição e tamanho dos veios de grafita. Geralmente, velocidades de resfriamento altas produzem grafitas finas com uma distribuição dendrítica, comumente indesejável; velocidades médias resultam em grafita com tamanho mediano; enquanto que velocidades muito lentas resultam em grafita grosseira (CHIAVERINI, 1990).

Após uma breve apresentação dos efeitos da composição química do ferro fundido cinzento e da velocidade de resfriamento do material fundido, o estudo da metalurgia dos ferros fundidos cinzentos inicia-se com a solidificação em condições de equilíbrio por meio do diagrama ferro- carbono (Fe-C) e, conseqüentemente, do conceito de carbono equivalente (CE).

2.2.3 Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos

2.2.3.1 Solidificação

Os ferros fundidos cinzentos são ligas complexas, contendo, além do ferro e carbono, vários elementos de liga e impurezas. O conceito de Carbono Equivalente (CE) foi desenvolvido para estudar o efeito desses vários elementos sobre as posições das curvas no diagrama de equilíbrio (CHIAVERINI, 1990). O objetivo do CE é estudar os efeitos dos elementos químicos sobre o deslocamento dos pontos importantes do diagrama de equilíbrio Fe-C. Ferraresi (1970), Chiaverini (1990) e Colpaert e Costa (2008) descreveram a Equação 2.1 como alternativa para o cálculo de CE para ferros fundidos cinzentos.

Equação 2.1:

$$\text{CE} = \%C + \frac{\%Si}{3} + \frac{\%P}{3}$$

Thielemann (1970) *apud* Neacsu *et al.* (2020) propôs a Equação 2.2 para ilustrar os efeitos de uma composição química complexa sobre a solubilidade do carbono no ferro fundido. Apesar de o trabalho mencionado referir ao ferro fundido nodular, Neacsu *et al.* (2020) destacaram que a Equação 2.2 também é útil para o ferro fundido cinzento.

Equação 2.2:

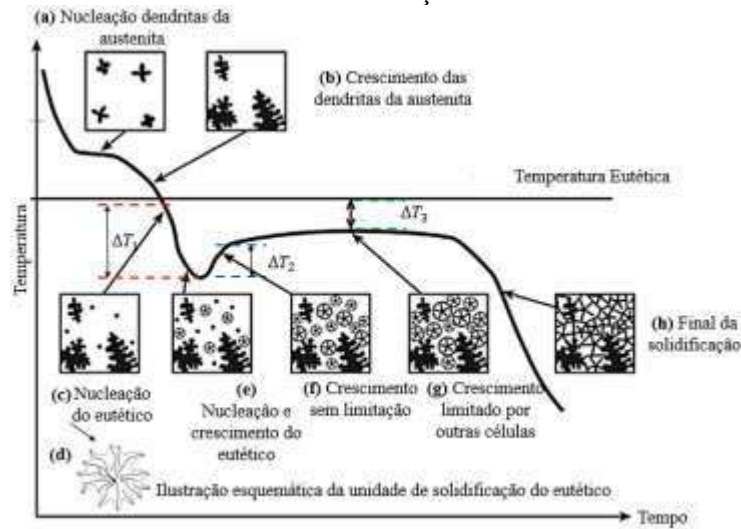
$$\begin{aligned} \text{CE} (\%) = & C (\%) + 0.31 (\%Si) - 0.027 (\%Mn) + 0.33 (\%P) + 0.40 (\%S) - \\ & 0.063 (\%Cr) - 0.015 (\%Mo) + 0.053 (\%Ni) + 0.22 (\%Al) + 0.026 (\%Co) + \\ & 0.074 (\%Cu) - 0.135 (\%V) + 0.11 (\%Sn) + 0.115 (\%Sb) \end{aligned}$$

Os ferros fundidos cinzentos com um valor de CE inferior a 4,3% são designados ferros hipoeutéticos, e aqueles com mais de 4,3% de CE são chamados de ferros hipereutéticos.

Angus (2013) explicou que a solidificação em um ferro fundido cinzento hipereutético inicia-se com a precipitação da grafita no metal líquido, uma vez que o teor de carbono é elevado para esta composição. Essa grafita pode crescer como veios grandes, retos e sem distorção ou como veios muito grosseiros e irregulares, que tendem a subir à superfície do material fundido devido à sua baixa densidade relativa. Na sequência, quando a temperatura estiver suficientemente baixa, o líquido restante solidifica, como uma estrutura eutética de austenita e grafita, denominada de célula eutética.

Ao analisar o diagrama de equilíbrio Fe-C, Figura 2.1, a composição de 3,4% de carbono à 1400 °C, referente a um ferro fundido cinzento hipoeutético, estará no estado líquido. Resfriando-se lentamente este líquido, a solidificação inicia-se a cerca de 1260 °C, com a formação das primeiras dendritas de austenita (GUESSER, 2009), sendo esta uma solução sólida de carbono no ferro com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que cresce na forma de dendritas (Figura 2.2a), cujo comprimento e padrão dependem dos gradientes de temperatura (ANGUS, 2013). Estas dendritas da austenita apresentam um teor de carbono de aproximadamente 1,5% e, conforme continuam a crescer, rejeitam o carbono para o líquido (Figura 2.2b), (GUESSER, 2009). Com a diminuição da temperatura, a quantidade de austenita formada aumenta até que a temperatura e concentração eutética sejam atingidas (Figura 2.2ab). A solução formada pela austenita e o líquido alcançam composições de 2,0% e 4,3% de carbono, respectivamente, quando a temperatura atinge 1153 °C (GUESSER, 2009). Essa é a temperatura eutética abaixo da qual o líquido se transforma em dois sólidos: austenita e grafita (Figura 2.2c), a célula eutética.

Figura 2.2- Evolução da microestrutura do ferro fundido cinzento hipoeutético durante a solidificação



Fonte: adaptado de Rivera, Boeri e Sikora (2004), Colpaert e Costa (2008), Arab (2017) e Elorz, González, Verdeja (2018).

Rivera, Boeri e Sikora (2004) detalharam que a unidade de solidificação eutética é representada por uma forma quase esférica de austenita e grafita (Figura 2.2d). Os mesmos autores acrescentaram que existe um senso geral em considerar que a austenita e a grafita crescem cooperativamente, estando ambas em contato com a fase líquida. A solidificação começa a partir desses vários núcleos (Figura 2.2de) (ANGUS, 2013).

Arab (2017) explicou que a nucleação adicional em locais dentro do líquido e o crescimento dos núcleos existentes ocorrem quando o super-resfriamento (ΔT_1) aumenta. Este super-resfriamento eutético (ΔT_1) é chamado de super-resfriamento máximo (ARAB, 2017). Eventualmente, o calor liberado pela solidificação faz com que a temperatura aumente, sendo este reaquecimento (ΔT_2) chamado de recalque (ARAB, 2017). Em seguida, começa o período de crescimento eutético sem limitações (Figura 2.2f), e um equilíbrio entre o calor gerado pelo crescimento eutético e o calor extraído do molde é atingido. O super-resfriamento eutético nesse período é chamado de super-resfriamento mínimo (ΔT_3) (ARAB, 2017) e a solidificação do eutético passa praticamente à temperatura constante (ΔT_3) (Figura 2.2g) (COLPAERT e COSTA, 2008). Por fim, as células eutéticas se encontram e consomem o líquido restante, as dendritas de austenita e a grafita eutética tornam-se contínuas e a estrutura aparece como uma dispersão de veios de grafita em uma matriz de austenita (Figura 2.2h)

(ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018). Esta transformação eutética prossegue até que todo o líquido seja consumido, encerrando a solidificação.

2.2.3.2 Resfriamento

Para ambos os ferros fundidos cinzentos (hipoeutéticos e hipereutéticos), após o término da solidificação, é possível a ocorrência de ferritização direta da austenita (Figura 2.3). Com a redução da temperatura, a solubilidade do carbono na austenita decresce. Consequentemente, é aceito que os átomos de carbono irão continuamente se difundir da austenita e se precipitarão heterogeneamente nas interfaces das partículas existentes de grafita no processo de reação eutética (LI *et al.*; 2020). Finalmente, a região ficará pobre em carbono e a austenita se transformará em ferrita localmente (RUNDMAN e IACOVIELLO, 2016). É possível observar o processo de ferritização da austenita nas bordas da grafita lamelar (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018). Altos teores de silício e CE favorecem a ferritização direta; por outro lado, cobre, níquel e manganês estabilizam a austenita e dificultam (ou atrasam) esse processo. Bismuto, chumbo e estanho apresentam efeito semelhante aos três elementos anteriormente citados devido ao efeito de barreira durante a difusão de carbono, porém estariam associados com a fragilização do ferro fundido cinzento (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018).

A 723 °C, a austenita tem cerca de 0,7% de carbono dissolvido (GUESSER, 2009). Nessa temperatura, ocorre uma segunda reação importante: a transformação eutetóide na qual um sólido se transforma em dois sólidos. Guesser (2009) explicou que existem duas possibilidades de reações eutetóides nos ferros fundidos:

- reação eutetóide estável: *austenita* → *ferrita* + *grafita*
- reação eutetóide metaestável: *austenita* → *perlita* (*ferrita* + *cementita*)

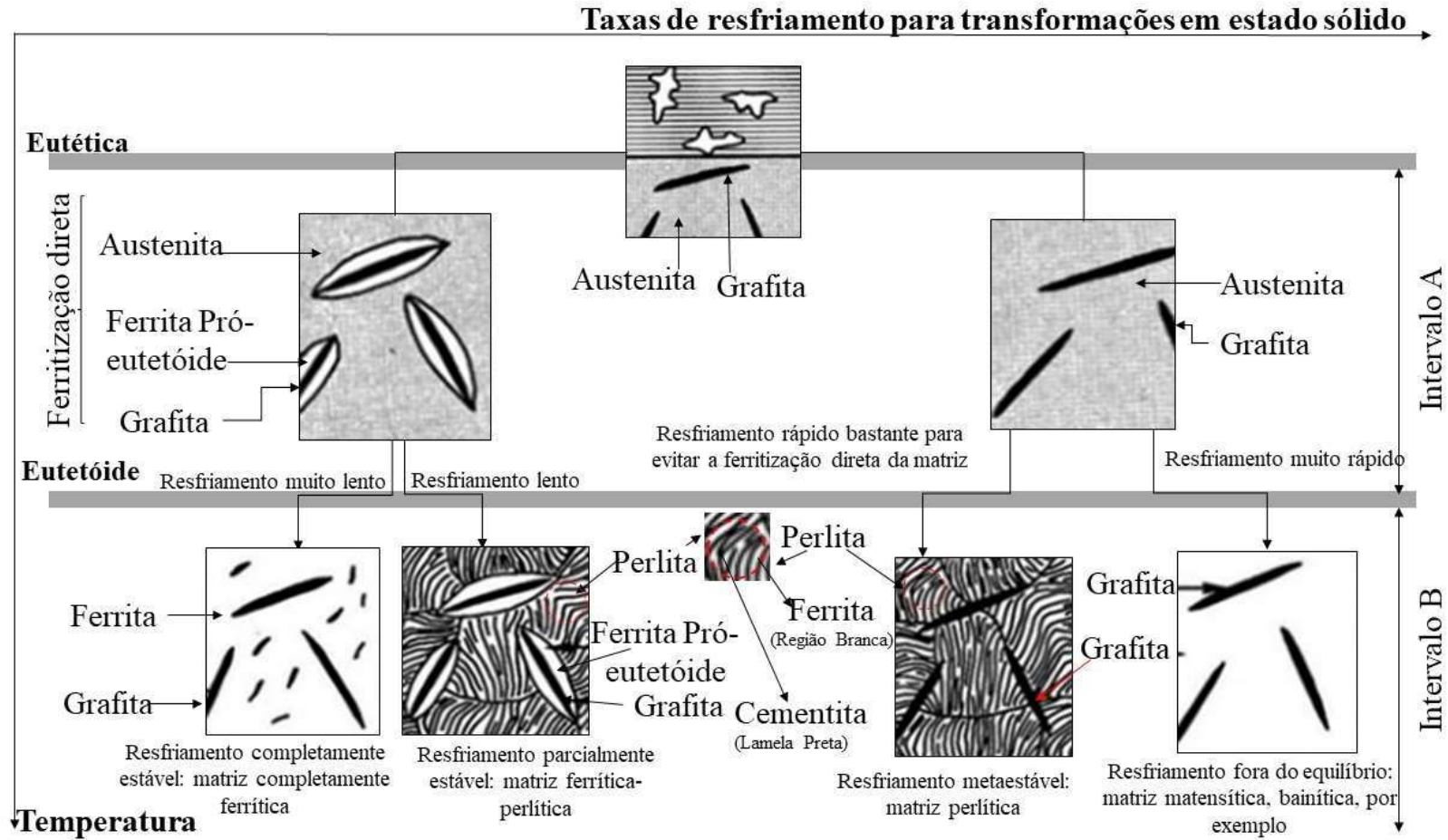
A reação eutetóide estável ocorre em temperaturas um pouco superiores à reação eutetóide metaestável, conforme descreve o diagrama de equilíbrio Fe-C (Figura 2.1). Os produtos da transformação eutetóide dependem da taxa de resfriamento e da composição química (ASM, 2009). De maneira mais específica, Askeland e Wright (2016) esclareceram que a estrutura e as propriedades da matriz de cada tipo de ferro fundido são determinadas pela forma como a austenita se transforma durante a reação eutetóide. A relação entre transformações estáveis e metaestáveis no estado sólido pode ser entendida por meio da Figura 2.3. Para fins de simplificação, nesta imagem foi considerado que a temperatura da

transformação eutetóide estável seja constante e igual à temperatura da transformação eutetóide metaestável.

Elorz, González e Verdeja (2018) explicaram que, quando a temperatura eutetóide é atingida com um resfriamento lento (intervalo A da Figura 2.3 - lado esquerdo), a estrutura será composta de grafita de solidificação, grafita pró-eutetóide em pequena quantidade e um pouco de ferrita e austenita. Se o resfriamento progride como estável à temperatura eutetóide, intervalo B da Figura 2.3, o produto da transformação eutetóide será ferrita e grafita. No entanto, caso a transformação da austenita na temperatura eutetóide aconteça em um resfriamento um pouco mais rápido do que na transformação estável, intervalo B da Figura 2.3, a estrutura da matriz seria ferrítica-perlítica (ANGUS, 2013). Grafita de solidificação e grafita pró-eutetóide, em menor quantidade, mesmo insignificante, apareceriam como componentes dispersos (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018).

Por outro lado, caso ocorra um resfriamento rápido o suficiente, segundo o sistema metaestável do diagrama de equilíbrio Fe-C, a partir da temperatura eutética, intervalo A da Figura 2.3 (lado direito), é possível evitar a ferritização da matriz de austenita (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018). Desta forma, a perda de solubilidade do carbono na austenita produz cementita pró-eutetóide. Se o resfriamento seguir o diagrama metaestável até alcançar a temperatura ambiente, intervalo B da Figura 2.3, a estrutura da matriz perlítica é obtida (COLPAERT e COSTA, 2008). Por fim, se o ferro fundido cinzento é rapidamente resfriado por meio da temperatura eutetóide, intervalo B da Figura 2.3, a transformação de austenita em perlita ou ferrita pode ser suprimida e uma matriz dura de martensita é gerada (ORLANDO, 2012).

Figura 2.3- Transformações de ferro fundido cinzento em estado sólido



Fonte: adaptado de Elorz, González, Verdeja (2018).

Ao fim, depreende-se que a microestrutura do ferro fundido cinzento é governada pela composição química e pelo processo de solidificação e transformação em estado sólido. De forma geral, a microestrutura de ferro fundido cinzento é caracterizada por lamelas de grafita dispersas em uma matriz metálica, temas que serão discutidos na seção a seguir.

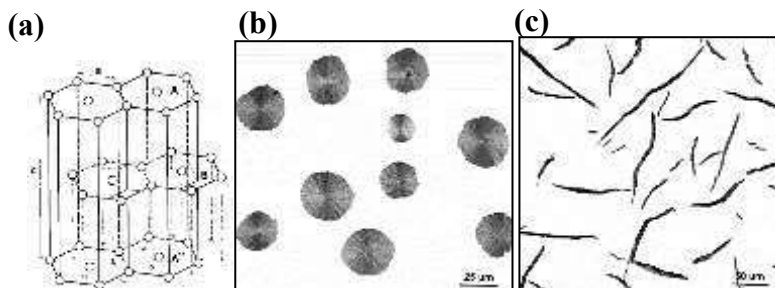
2.2.4 Microestrutura

Diversos são os fatores que podem afetar as características da microestrutura do ferro fundido cinzento. A composição química antes do processo de fundição, a inoculação e as condições de resfriamento são correlacionadas à microestrutura desse material (BARTOCHA; JANERKA e SUCHON, 2005); as propriedades térmicas e mecânicas são associadas à microestrutura formada durante a solidificação (ELMQUIST; SALERA e DIÓSZEGI, 2010); a fundição pode influenciar a nucleação e o crescimento de veios de grafita (BEHNAMA; DAVAMI e VARAHRAM, 2010) e, por fim, morfologia, quantidade, distribuição e tamanho da grafita, assim como as características microestruturais da matriz metálica, são críticas para determinar o comportamento mecânico do ferro fundido cinzento (COLLINI; NICOLETTO e KONECN, 2008). Essa visão geral destaca a influência de diversas características que serão discutidas a seguir.

2.2.4.1 Grafita: a estrutura

A grafita tem estrutura hexagonal compacta (HC) (Figura 2.4a) e pode assumir morfologias distintas: nodular (Figura 2.4b) ou lamelar (Figura 2.4c), por exemplo.

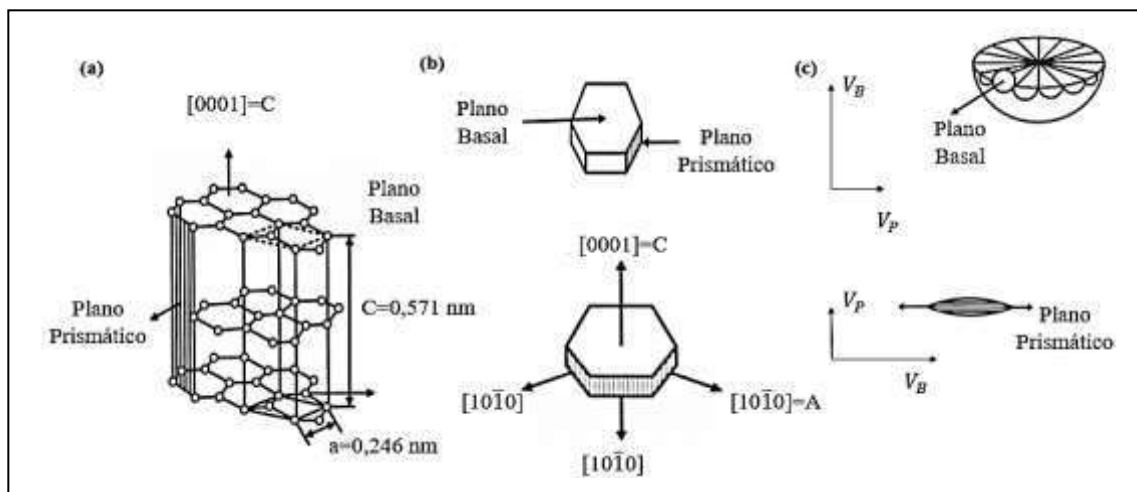
Figura 2.4- Grafita: (a) esquema da sua estrutura cristalina; (b) fotomicrografia da grafita nodular, 400X; (c) fotomicrografia da grafita lamelar, 200X.



Fonte: adaptado de Elorz, González, Verdeja (2018) e Guesser (2009).

A grafita nodular é formada quando a velocidade de crescimento durante a solidificação na direção do plano basal (Figura 2.5a) é dominante. Por outro lado, se a maior velocidade de crescimento ocorre no plano prismático (Figura 2.5a), a grafita lamelar é formada (ASM, 2009). Em ligas Fe-C-Si puras, o plano basal tem menor energia interfacial com o líquido e, portanto, é a direção preferencial de crescimento (Figura 2.5b). Quando as ligas possuem elementos tensoativos (enxofre e oxigênio, por exemplo), estes tendem a ser adsorvidos no plano prismático, reduzindo a energia interfacial para valores inferiores ao do plano basal, favorecendo a formação de grafita lamelar (Figura 2.5c) (GUESSER, 2009).

Figura 2.5- Esquema do crescimento da grafita: (a) estrutura hexagonal da grafita e os planos; (b) plano basal, prismático e índices de Miller; (c) grafita nodular e lamelar.



Fonte: adaptado de Guesser (2009).

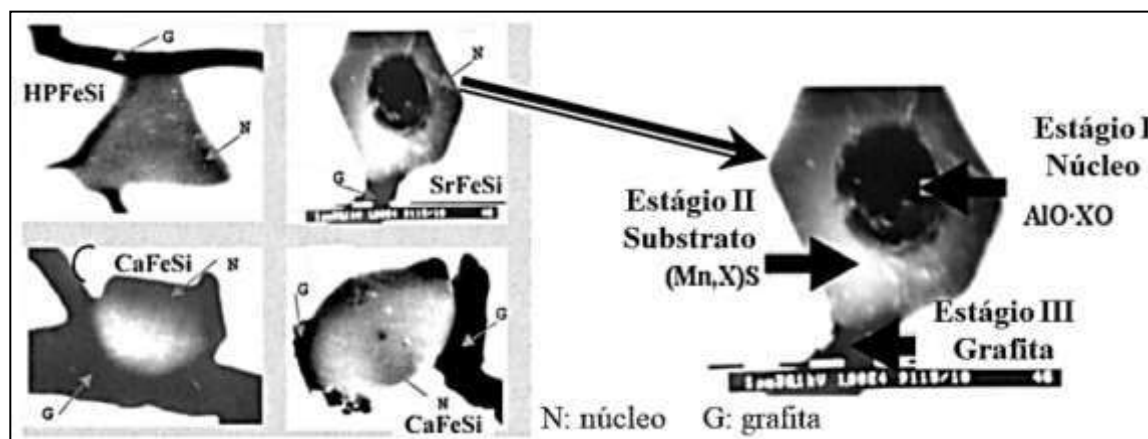
Rosário (2012) afirmou que os mecanismos que explicam a formação de grafita nas ligas de Fe-C-Si se utilizam do princípio de nucleação heterogênea. A presença de partículas sólidas, paredes de molde, partículas de óxidos e elementos ou compostos inseridos propositalmente no líquido têm uma ação catalisadora na formação de núcleos durante o processo de solidificação (GARCIA, 2007). Colpaert e Costa (2008) complementaram que a nucleação em ferros fundidos cinzentos também pode ocorrer em diversos substratos como grafita (já existente no líquido), ferro-silício, óxidos, nitretos e siliceto de cálcio, por exemplo. Dessa forma, a contextualização do processo de inoculação na formação do ferro fundido cinzento é relevante.

2.2.4.2 Inoculação

Riposan *et al.* (2010) e Olsen, Skaland e Hartung (2005) explicaram que o processo de inoculação consiste em fornecer locais de nucleação suficientes para que o carbono dissolvido no líquido precipite como grafita em vez de cementita, beneficiando, portanto, a ocorrência da reação eutética estável. Dessa perspectiva, Chisamera *et al.* (2008) definiram inoculantes como muitas partículas que podem iniciar a nucleação heterogênea de grafita com um relativo baixo grau de super-resfriamento.

Os elementos inoculantes mais comuns utilizados em uma liga à base de ferrosilício são o cálcio, bário, estanho, zircônio, terras raras e alumínio, os quais são usados em pequenas quantidades (OLSEN; SKALAND e HARTUNG, 2005). Essa composição favorece a formação de microinclusões de sulfeto e ou óxido/silicato, que são os principais sítios de nucleação de grafita em ferros fundidos cinzentos (DIÓSZEGI; LIU e SVENSSON, 2007). Riposan *et al.* (2010) detalharam um modelo de três estágios para explicar a nucleação da grafita em ferro fundido cinzento, conforme ilustra a Figura 2.6.

Figura 2.6- Morfologias típicas de núcleos de grafita em diferentes ferros fundidos cinzentos inoculados.

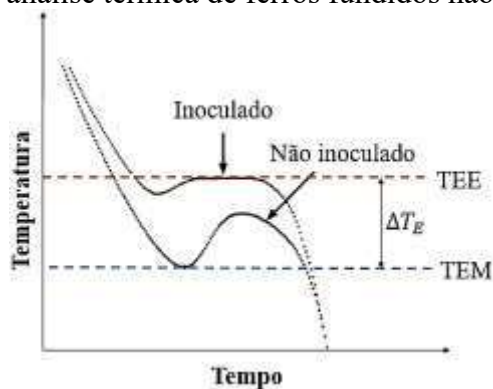


Fonte: adaptado de Riposan *et al.* (2010).

No estágio I, ocorre a formação de pequenos núcleos baseados em óxidos (geralmente inferiores a $2\mu\text{m}$), que são microinclusões com participações típicas de elementos como manganês, silício, alumínio, titânio ou zircônio, doravante designados ge. No estágio II, ocorre a formação de compostos de $(\text{Mn},\text{X})\text{S}$, com tamanho médio de $5\mu\text{m}$, nucleados por partículas do estágio I. Por fim, no estágio III, ocorre a nucleação da grafita nas laterais dos compostos $(\text{Mn},\text{X})\text{S}$. Tal nucleação é favorecida por coerência cristalográfica adequada da matriz.

De acordo com Kanno e Nakae, (2000), a comparação das curvas de análise térmica no processo de solidificação do ferro fundido - inoculado e não inoculado - registraram comportamentos distintos, conforme a Figura 2.7, o que confirma a influência da inoculação nesse processo.

Figura 2.7- Curvas de análise térmica de ferros fundidos não inoculado e inoculado.



Fonte: adaptado de Guessser (2009).

A quantidade de núcleos ativos na formação de um ferro fundido pode determinar se a solidificação ocorrerá segundo o sistema estável ou metaestável. No caso de solidificação rápida de um ferro fundido de baixo CE, o grau de super-resfriamento será elevado o suficiente para que a transformação ocorra abaixo da temperatura do eutético metaestável. Nesse caso, a formação de carbonetos e estrutura branca é favorecida. Assim, a presença de elementos inoculantes nos ferros fundidos tende a suprimir ou reduzir o grau de super-resfriamento, pelo menos temporariamente, sendo, portanto, favorável à formação do sistema estável (GUESSER, 2009). Elmquist, Salera e Diószegi (2010) descreveram que a inoculação diminui o grau de super-resfriamento e ainda facilita a formação de células eutéticas - colônias de grafitas e austenita cercadas por microconstituintes segregados.

Entretanto, foi discutido anteriormente (Figura 2.2) que as taxas de nucleação e de crescimento das células, classicamente, são favorecidas pelo aumento do grau de super-resfriamento (ΔT_1), o que indica a existência de um comportamento competitivo entre nucleação e grau de super-resfriamento na formação do ferro fundido. Diante dessa ambiguidade, Arab (2017) estudou a variação desses dois fenômenos (nucleação e grau de super-resfriamento) em quatro peças de ferro fundido cinzento a partir da variação do diâmetro das peças, das temperaturas de vazamento e porcentagens de inoculante e os resultados indicaram que a inoculação e o super-resfriamento tinham efeitos opostos um ao outro. De acordo com a teoria clássica, quanto maior o grau de super-resfriamento, maior será a força

matriz para a solidificação e, portanto, menor será o raio crítico de nucleação, o que favorece significativamente a taxa de nucleação. Porém, como a adição de inoculantes diminui o grau de super-resfriamento, esse benefício não será mais tão significativo e a principal contribuição será a nucleação heterogênea nas partículas de óxidos e sulfetos presentes no líquido que favorecem a nucleação localmente, devido à diminuição do incremento de energia associado à formação de novas interfaces. À vista disso, o autor concluiu que é necessário criar uma otimização entre os locais de nucleação e o grau de super-resfriamento para aumentar a densidade celular.

Segundo Jiyang (2009), os efeitos da inoculação na matriz metálica têm recebido atenção e, por isso, inoculantes complexos têm sido desenvolvidos. A adição de elementos de liga (cromo, manganês, molibdênio, magnésio, titânio, cério, antimônio, por exemplo) em inoculantes associados à redução de ΔT_E pode ocasionar efeitos não convencionais no fundido, como: aumento do super-resfriamento, refino do tamanho das células eutéticas, aumento da quantidade de austenita e favorecimento da formação de perlita. Além disso, elementos de liga ativos à superfície (telúrio, bismuto, antimônio) adicionados em inoculantes podem absorver núcleos de grafita na superfície e restringir o crescimento dos seus veios (JIYANG, 2009). Com isso, ocorre o refinamento da grafita, a melhora de propriedades mecânicas e a uniformidade da estrutura.

Elmqvist, Salera e Diószegi (2010) e Rundman e Iacoviello (2016) ponderaram que os resultados mais gerais e diretos da inoculação seriam aumentar o número de células eutéticas, controlar a morfologia da grafita e carbonetos e reduzir a quantidade de carbonetos nas seções de resfriamento mais rápido. Fay (2020) atribuiu à inoculação a modificação das características de grafita e a prevenção de microrechupes. Popovski, Misterek e Kaiser (2005) associaram os efeitos da inoculação à produção de peças sem coquilhamento, à microestrutura com poucos carbonetos e com um máximo de grafita com distribuição A, discutida a seguir. Todas estas consequências afetam diretamente as propriedades finais do material fundido. Dessa maneira, indiretamente a inoculação está associada à melhora da usinabilidade, à formação de uma microestrutura mais homogênea e ao aumento da resistência mecânica e da dureza.

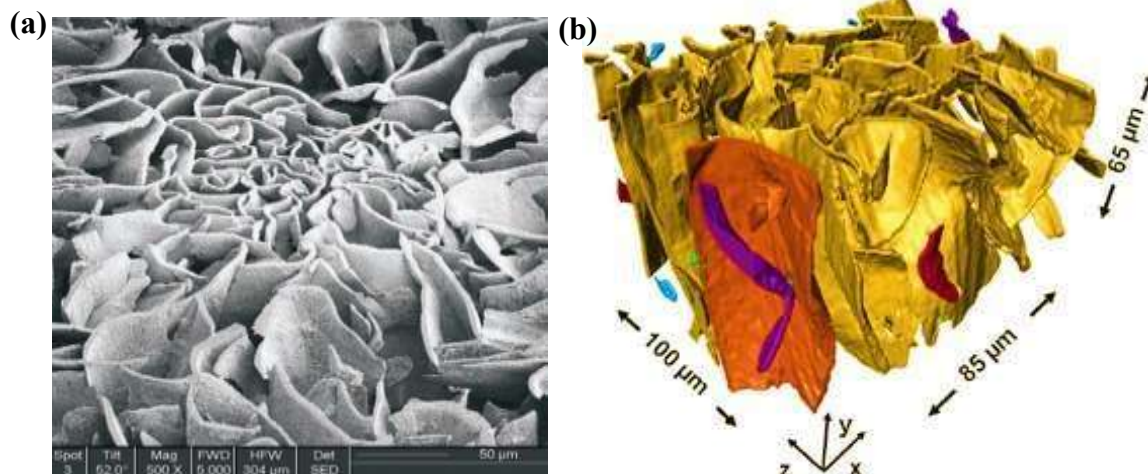
Riposan, Chisamera e Stan (2014) destacaram a importância de se realizar o vazamento do fundido o mais rápido possível, pois a eficiência do inoculante desaparece com

o tempo. Discutida a inoculação e seus efeitos diretos sobre a nucleação da grafita, a seguir serão discutidos morfologia, distribuição e tamanho da grafita precipitada.

2.2.4.3 Grafita: classificação

O método para avaliar os tipos, as distribuições e os tamanhos da grafita foi descrito pela norma ASTM A247. No caso dos ferros fundidos cinzentos, a grafita é lamelar, classificada como tipo VII, cujo aspecto visual pode ser observado na Figura 2.8(a), onde a matriz metálica foi removida por processos químicos para priorizar o aspecto dos veios da grafita. Já a Figura 2.8(b), por meio da técnica de feixe de íons focalizado (FIB, do inglês *focused ion beam*), permitiu a reconstrução tridimensional da grafita lamelar a partir da composição de cortes sucessivos e paralelos.

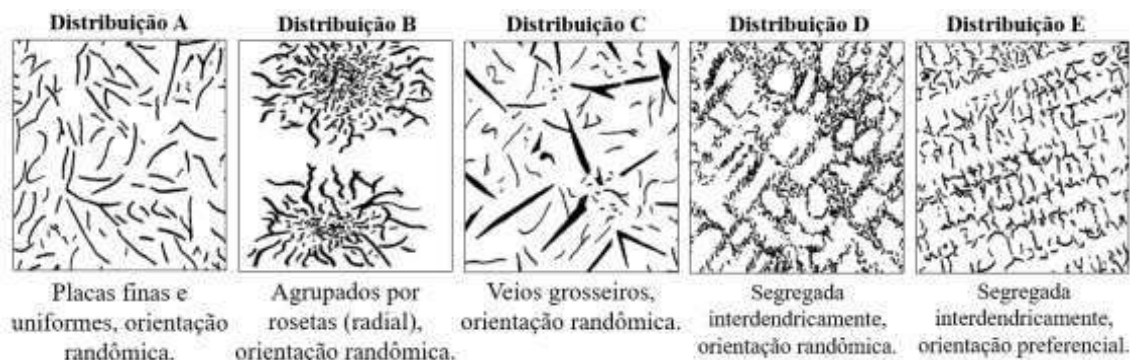
Figura 2.8- Grafita lamelar em ferro fundido cinzento: (a) ataque com Nital 10% por 2 horas e ampliação de 500X; (b) reconstrução tridimensional por cortes produzidos por FIB e imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV).



Fonte: Velichko, Holzapfel e Muecklich (2007).

A grafita, no eutético austenita-grafita, é nucleada principalmente de forma heterogênea e sua distribuição tem forte correlação com o grau de super-refriamento e, conseqüentemente, com a inoculação. A distribuição da grafita foi dividida em cinco categorias: “A” para “E”, conforme norma ASTM A247, ilustrada na Figura 2.9.

Figura 2.9- Distribuições de grafita em ferros fundidos cinzentos, conforme norma ASTM A247, deve ser utilizada com o aumento de 100X. O aumento utilizado nesta reprodução é ilustrativo.



Fonte: adaptado de ASTM A247.

Stefanescu, Davis, Destefani (1988) descreveram que a grafita com distribuição A solidifica com pequeno grau de super-resfriamento sendo o tipo desejado quando as propriedades mecânicas devem ser otimizadas. Olsen, Skaland e Hartung (2005) explicaram que o super-resfriamento controlado favorece a formação de grafita A distribuída aleatoriamente em uma matriz perlítica. Rosário (2012) explicitou que o mecanismo de formação da grafita A pode ser entendido a partir da inoculação. Com um maior número de núcleos, eleva-se a velocidade de crescimento das células eutéticas. Logo, a frequência de ramificação dos veios da grafita aumenta e grafitas mais finas são distribuídas (ROSÁRIO, 2012). Os veios se desenvolverão ao acaso, com distribuição A, se o espaço interdendrítico for suficiente, ocorrendo para as ligas mais próximas do eutético (MUÑOZ DIAS, 2011).

Vadiraj *et al.* (2010a) descreveram que a presença de uma rede bem distribuída de grafita A conduz o calor gerado durante o atrito mais rapidamente, reduzindo a distorção do ferro fundido cinzento. Logo, é uma distribuição de grafita desejada em aplicações para embreagem ou sistemas de freios automotivos. Lu *et al.* (2018) verificaram que o material com grafita A apresentou a melhor resistência à fadiga ao estudar tal comportamento para o ferro fundido cinzento com as diferentes distribuições de grafita.

Orlando (2012) afirmou que a grafita com a distribuição B é formada em ferros de composição quase eutética, que tipicamente solidificam por um resfriamento rápido em peças mais finas com um maior grau de super-resfriamento em relação à grafita com distribuição A. Colpaert e Costa (2008) associaram a grafita com distribuição B à baixa nucleação e, portanto,

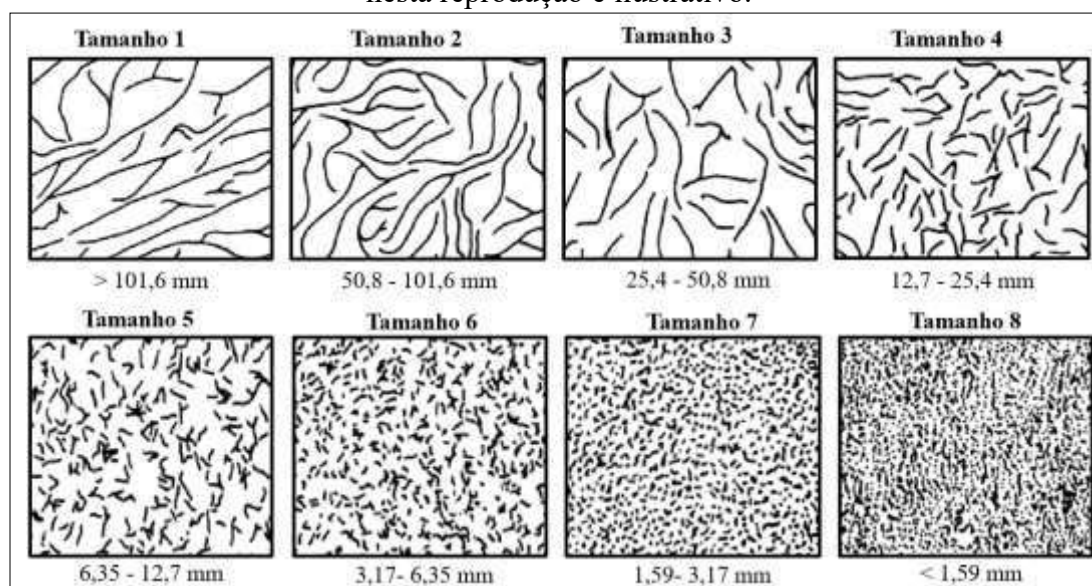
a células eutéticas maiores. Na distribuição B, ocorre a formação de rosetas com um esqueleto formado por grafita fina e borda de grafita grosseira.

Já a grafita com distribuição C, conhecida como primária, cresce livremente dentro do líquido, resultando em veios cuja espessura excede a da grafita eutética subsequente, sendo típica de ferros fundidos hipereutéticos. Este tipo de grafita, além de reduzir consideravelmente a resistência mecânica do ferro fundido cinzento, resulta em um acabamento superficial opaco após a usinagem (ORLANDO, 2012). No entanto, esta estrutura dá origem a materiais com propriedades térmicas atraentes, as quais tornam o ferro fundido cinzento útil em aplicações que exigem muita transferência de calor (CAMPBELL, 2008).

As grafitas com distribuição D e E são veios típicos de ferros fundidos com baixo CE (STEFANESCU; DAVIS e DESTEFANI, 1988), que se formam a partir de um alto grau de super-resfriamento, porém, insuficiente para causar a formação de carboneto. As condições de nucleação e crescimento não são tão favoráveis quanto para as outras distribuições, por isso as grafitas D e E são finas (COLPAERT e COSTA, 2008). Angus (2013) acrescentou que a distribuição D é particularmente comum em seções finas e com baixos CE, mas pode ser produzida por outros meios (por exemplo, titânio). Muñoz Dias (2011) detalhou que, nas ligas mais afastadas do ponto eutético, o espaço disponível para o eutético solidificar limita-se a estreitos corredores entre os ramos das dendritas de austenita. Os veios que aí se formam seguem a orientação interdendrítica, ou seja, distribuição E. A presença de grafita com distribuição D contribui para a redução das distâncias para a difusão do carbono e, conseqüentemente, favorece a ocorrência de reação eutetóide estável (GUESSER, 2009). Embora a grafita fina seja favorável para a resistência mecânica, a distribuição D pode comprometer a obtenção de uma microestrutura perlítica.

Não somente a distribuição da grafita é importante, mas também o seu tamanho. O tamanho da grafita pode ser classificado consoante padrão da norma ASTM A247, conforme apresentado na Figura 2.10, onde o tamanho da grafita vai de 1 a 8.

Figura 2.10- Classificação quanto ao tamanho das lamelas de grafita, segundo norma ASTM A247. Compara-se a metalografia sem ataque em 100X de ampliação. O aumento utilizado nesta reprodução é ilustrativo.



Fonte: adaptado de ASTM A247 e Campbell (2008)

Veios de grafita longos estão associados a ferros fundidos cinzentos com alto teor de carbono e baixas taxas de resfriamento, sendo desejáveis em aplicações que exigem alta condutividade térmica e capacidade de amortecimento (STEFANESCU; DAVIS e DESTEFANI, 1988). Já os ferros fundidos fortemente hipoeutéticos e ferros sujeitos a solidificação rápida geralmente exibem veios curtos, os quais garantem maiores propriedades de resistência à tração e acabamentos de superfície mais suaves, porque interrompem a matriz em menor grau (CAMPBELL, 2008).

Riposan, Chisamera e Stan (2014) explicaram que o superaquecimento do banho é útil para dissolver pequenos núcleos de grafita já existentes, favorecer a flutuação de inclusões grosseiras para a camada de escória e desativar algumas microinclusões que poderiam ser potencialmente núcleos para a grafita. Deixando de existir esses núcleos, outros vão se formar em temperaturas mais baixas, desta vez em maior número, gerando, portanto, veios menores e com melhor distribuição (MUÑOZ DIAS, 2011). O superaquecimento excessivo, no entanto, acabará destruindo a capacidade intrínseca de nucleação do ferro fundido, resultando em uma estrutura de solidificação com morfologia de grafita de super-resfriamento e carbonetos de ferro (RIPOSAN, CHISAMERA e STAN, 2014).

Discutidos os aspectos fundamentais referentes à grafita em ferros fundidos cinzentos, a seguir serão relatados os aspectos que influenciam os tipos de matrizes metálicas dos ferros fundidos cinzentos.

2.2.4.4 Matriz metálica

Considerando que a reação eutética ocorreu de acordo com o sistema estável, no final, à temperatura ambiente, será obtida uma matriz completamente ferrítica com grafita como constituinte disperso. Além de ocorrer com taxas de resfriamento lentas, este produto da reação eutetóide é mais provável de ser obtido a partir de ligas com altos valores de CE e com alto teor de silício (ANGUS, 2013). Quanto à grafita, Campbell (2008) associou a matriz ferrítica a veios de grafita de super-resfriamento (D e E), porque a formação de lamelas altamente ramificadas reduz as distâncias de difusão do carbono.

De maneira oposta, a transformação da austenita em perlita é favorecida se o fundido foi resfriado mais rapidamente, em ligas com baixo CE ou na presença de certos elementos de liga. Guessser (2009) explicou que elementos químicos também podem favorecer a matriz perlítica, seja por dificultarem a deposição de carbono sobre a grafita (estanho e cobre), seja reduzindo a diferença entre as temperaturas eutetóides estável e metaestável (manganês, cromo e vanádio). Por fim, existem condições mais favoráveis para a obtenção de matrizes perlíticas em ferros fundidos cinzentos quando a grafita tem distribuição A, pois a distância de difusão do carbono torna-se maior. (GUESSER, 2009).

Uma vez que a microestrutura dos ferros fundidos cinzentos está correlacionada às suas propriedades mecânicas, físicas e térmicas, as principais propriedades abordadas no escopo desta tese serão discutidas a seguir.

2.2.5 Microestrutura e propriedades dos ferros fundidos cinzentos

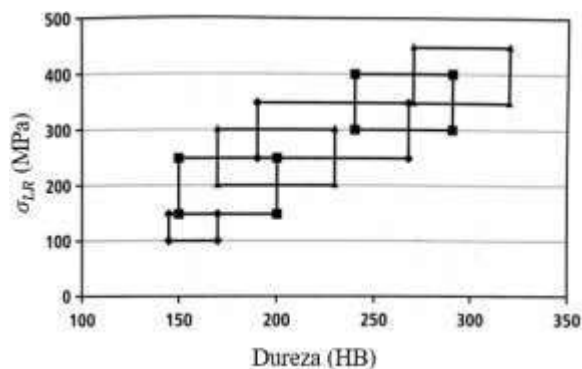
Quanto maior a quantidade de grafita e a espessura de seus veios, menor é a resistência mecânica, particularmente à tração do ferro fundido cinzento. Os veios de grafita grosseiros atuam como concentradores de tensão e diminuem a resistência à tração. A fratura ocorre ao longo dos veios de grafita, de modo que a trinca se propaga quase inteiramente por meio destes (GUESSER, 2009). Assim, em ensaios de tração, alongamentos inferiores a 0,6% são típicos

para ferro fundido cinzento (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018), porque a presença de grafita seria equivalente a micro-entanches na matriz do material.

De forma geral, a dureza começa a aumentar devido à presença de veios finos de grafita A e B (GUESSER, 2009), distribuições da grafita associadas a uma menor ferritização direta da matriz metálica (Figura 2.3).

Na Figura 2.11 pode-se observar a relação entre σ_{LR} e a dureza. Apesar de, classicamente, para diversos tipos de ligas metálicas homogêneas, a literatura (ASKELAND e WRIGHT, 2016; CALLISTER e RETHWISCH, 2008) apontar uma relação linear entre estas duas propriedades, é importante ressaltar que, para o caso dos ferros fundidos cinzentos, isso não é necessariamente verdade. O trabalho de Castelo Branco (1984) revelou resultados que corroboram tal afirmação. Tendo em vista que a dureza é uma medida da resistência à deformação plástica localizada em regime de compressão e que, nos ensaios de tração, um volume muito maior é submetido a tensões trativas, é de se esperar que a resistência mecânica sob tração dos ferros fundidos cinzentos dependa significativamente da fração e morfologia da grafita que, como já dito, terá seus veios atuando como significativos concentradores de tensão, a exemplos de entanches microscópicos, podendo justificar a não observação da clássica relação linear entre dureza e limite de resistência à tração.

Figura 2.11- A relação entre a dureza e a tensão limite de resistência para ferros fundidos cinzentos previstas na norma ABNT 6589/1986. Os retângulos representam as propriedades mínimas e máximas previstas nesta norma.

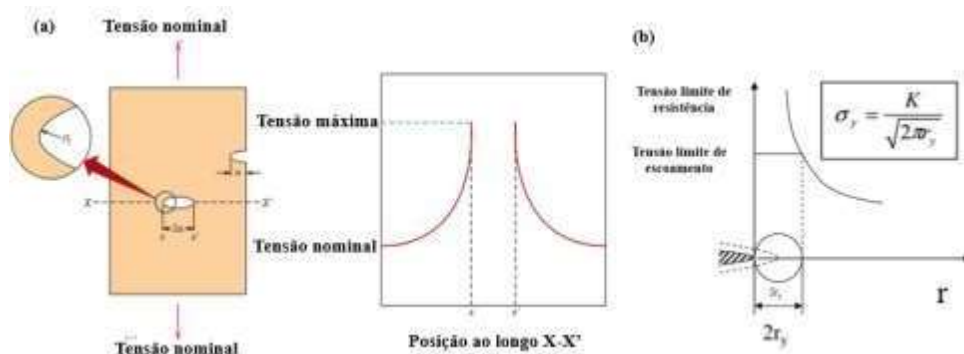


Fonte: Guessser (2009).

Tal fato pode ser entendido a partir de um carregamento monotônico aplicado em um corpo de prova. O limite de resistência é medido na curva de engenharia, considerando apenas a carga aplicada e a área da seção transversal (tensão nominal). Portanto, os valores de tensão

reais nos diferentes pontos da microestrutura não são considerados. Caso existam elementos atuando como concentradores de tensão na microestrutura, a tensão real na ponta destas descontinuidades será significativamente maior em relação à tensão nominal (CALLISTER e RETHWISCH, 2008). Conforme indicado pelo perfil da Figura 2.12 (a), a magnitude desta tensão localizada diminui com a distância da ponta da trinca. Um corpo submetido a tensões trativas desenvolverá uma zona de deformação plástica na frente da trinca. A relação entre o nível de tensão nominal (σ_y) e o tamanho da zona de deformação plástica (r_y) é conhecido como o fator de intensidade de tensões ou concentrador de tensão (K) (Figura 2.12b).

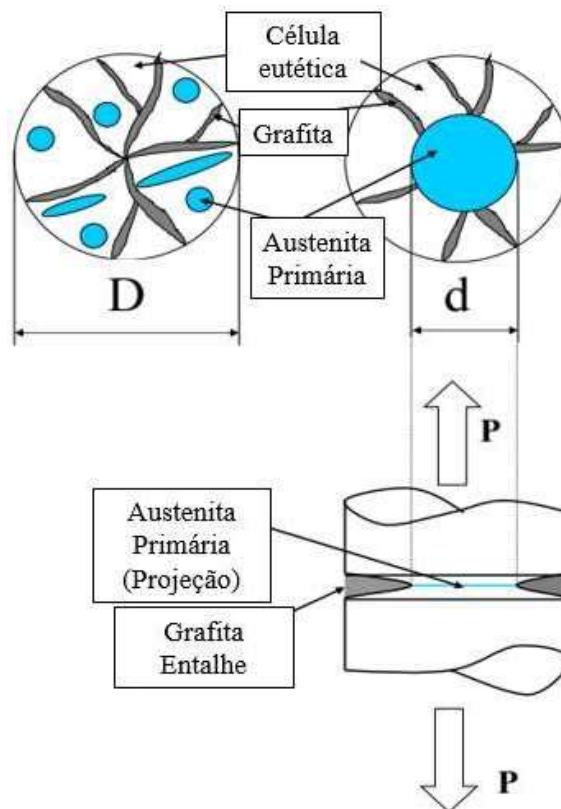
Figura 2.12-Perfil esquemático de tensão: (a) ao longo da linha X – X', demonstrando amplificação de tensão nas posições da ponta da trinca; (b) caso bidimensional generalizando a distribuição de tensões na frente de uma trinca.



Fonte: adaptado de Callister e Rethwisch (2008) e Hertzberg, Vinci e Hertzberg (2020).

No caso do ferro fundido cinzento, Diószegi, Fournalakidis e Svensson (2010) alertaram que K estaria associado à complexidade da configuração da grafita em relação à austenita primária. Diószegi, Fournalakidis e Svensson (2010) estudaram o mecanismo de fratura de ferros fundidos cinzentos submetidos a tensões trativas produzidos sob diferentes condições e as observações revelaram o papel da microestrutura na propagação de trincas, as quais se propagaram paralelamente aos veios de grafita. Diószegi, Fournalakidis e Svensson (2010) observaram que a intensidade da tensão de escoamento e a tensão limite de resistência seriam resultados da colaboração entre a tenacidade da matriz metálica e a fragilidade da grafita. Nesse sentido, Ruff e Wallace (sem data) *apud* Diószegi, Fournalakidis e Svensson (2010) relataram um modelo matemático detalhado da relação entre a austenita primária, a célula eutética com base na interpretação da intensidade da tensão limite de resistência em uma única célula eutética antes da fratura. Um esquema deste modelo é apresentado na Figura 2.13.

Figura 2.13- Um modelo de análise de intensidade de tensão limite de resistência para o ferro fundido cinzento.



Fonte: adaptado de Diószegi, Fourlakidis e Svensson (2010).

Considerando uma célula eutética esférica de diâmetro D , a austenita primária (f_{aus}) é estendida até o centro da célula eutética. Considerando a austenita primária também esférica com diâmetro d , o volume da célula eutética (V_{eut}) e da austenita primária (V_{aus}) podem ser descritos conforme as Equações 2.3 a 2.5.

Equação 2.3:

$$V_{eut} = \frac{\pi}{6} D^3$$

Equação 2.4:

$$V_{aus} = \frac{\pi}{6} d^3$$

Equação 2.5:

$$V_{aus} = V_{eut} f_{aus}$$

O diâmetro remodelado da austenita primária é apresentado pela Equação 2.6.

Equação 2.6:

$$d = D * \sqrt[3]{f_{aus}}$$

A seção transversal da célula eutética foi projetada em uma barra cilíndrica. A fase de grafita originalmente em flocos com orientação aleatória também é reconsiderada como um entalhe em torno da austenita primária. Se a orientação da austenita primária é negligenciada, a célula eutética é expressa como um entalhe. A configuração cilíndrica obtida pode ser analisada usando as relações dadas nas Equações 2.7 e 2.8.

Equação 2.7:

$$K = Y \frac{P}{\sqrt{D^3}}$$

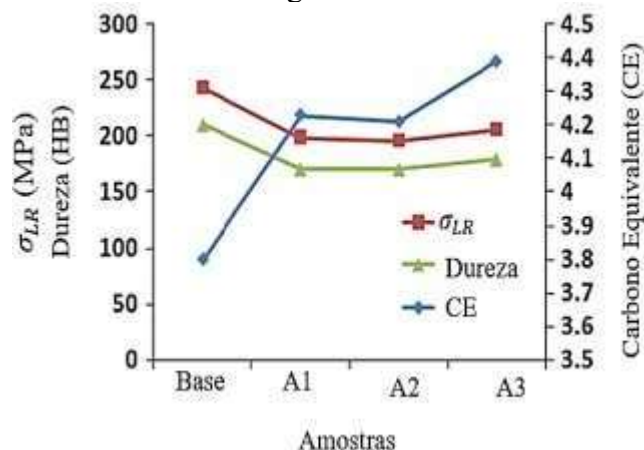
Equação 2.8:

$$Y = 1,72 \frac{D}{d} - 1,27$$

Considere-se K o fator de intensidade de tensões, Y um fator de forma dependente do tamanho do diâmetro da célula eutética (D) e do diâmetro remodelado da austenita primária (d) e P a força aplicada em uma célula eutética. Diószegi, Fournalakidis e Svensson (2010) concluíram que, quanto menor a razão $\frac{D}{d}$, menor o fator de intensidade de tensões no escoamento e na fratura.

Álvarez, Luiz e Puertas (2004) explicaram que um incremento no CE traz, como consequência direta, uma diminuição nas propriedades mecânicas. Vadiraj e Tiwari (2015) avaliaram as propriedades mecânicas de três ligas de ferro fundido cinzento com alto CE para aplicação em discos de freio. Os resultados confirmaram a relação inversamente proporcional entre CE e as propriedades mecânicas (dureza e resistência à tração), conforme ilustrado na Figura 2.14. A pesquisa também verificou que o volume de veios de grafita foi em média de 30 a 50% maior para as amostras A1, A2 e A3 em comparação com a liga base. Consequentemente, foi verificado um declínio médio de 15 a 20% da resistência à tração e da dureza destas ligas com o aumento do CE (VADIRAJ e TIWARI, 2015).

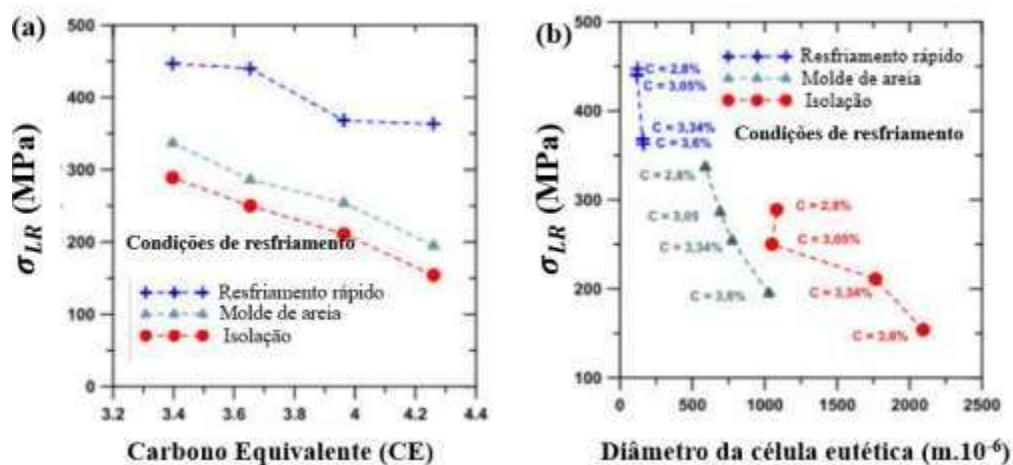
Figura 2.14- Propriedades mecânicas de ligas de ferro fundido cinzento em função do CE.



Fonte: Vadiraj e Tiwari (2015).

Fourlakidis, Diaconu e Diószegi (2010), estudando os efeitos do CE, taxa de resfriamento e diâmetro das células eutéticas, mostraram que o incremento do CE, a redução da taxa de resfriamento e o aumento do diâmetro das células eutéticas contribuíram para a redução da σ_{LR} . Na Figura 2.15(a), é possível observar que a inclinação das curvas σ_{LR} versus o CE é semelhante para as diferentes condições de resfriamento, exceto para as amostras de resfriamento rápido. A discrepância foi associada a possível aparecimento de partículas de carboneto na matriz. Ademais, a relação apresentada na Figura 2.15(b) (σ_{LR} versus diâmetro da célula eutética também dependente do CE), foi interpretada pelos autores como a existência de uma relação com a fase de austenita primária. Uma vez que o procedimento de inoculação foi idêntico para todas as composições químicas, eram esperados números semelhantes de células eutéticas sob condições de resfriamento semelhantes. No entanto, Fourlakidis, Diaconu e Diószegi (2010) observaram um maior número de células eutéticas quando uma grande fração das fases primárias (austenita + carbonetos) estava presente sob condições de resfriamento. Esta observação indica a influência da fase primária na nucleação da grafita-austenita. A influência pode ser explicada em parte pelo aumento da fração de austenita primária e pelo aumento da densidade de sítios de nucleação na área interdendrítica. Dessa forma, Fourlakidis, Diaconu e Diószegi (2010) concluíram que tal observação sugere que os modelos de nucleação de fases eutéticas em ferro fundido cinzento devem ser revisados para incluir a influência da matriz dendrítica de austenita primária.

Figura 2.15- Tensão limite de resistência de ferros fundidos cinzentos: (a) em função do CE e condição de resfriamento, (b) em função do CE, condição de resfriamento e diâmetro da célula eutética.



Fonte: Fourlakidis, Diaconu e Diószegi (2010).

Os ferros fundidos cinzentos também apresentam uma relação de tensão-deformação não linear mesmo em pequenos níveis de tensão (BERTOLINO e PEREZ-IPINA, 2006). Desta maneira, a inclinação da curva não pode ser expressa com precisão como um valor único para o módulo de elasticidade. Dois valores aproximados para o módulo são de uso prático em projeto de fundição de ferro fundido cinzento: secante e tangente. O módulo de elasticidade do ferro fundido cinzento é afetado por microestrutura, composição química e processamento (VISWANATHAN *et al.*, 2008). De maneira geral, o módulo de elasticidade é reduzido a partir do incremento do conteúdo de grafita, do CE e/ou do comprimento dos veios de grafita. Ademais, o módulo de elasticidade é diminuído com o aumento do tamanho da seção do ferro cinzento e diminuição da velocidade de resfriamento.

Com relação à matriz, a resistência mecânica é aumentada com teores crescentes de perlita e com a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita. Rundman e Iacoviello (2016) explicaram que a resistência mecânica dos ferros fundidos cinzentos perlíticos é maior devido à presença das lamelas de cementita, que dificultam a propagação de trincas. Abbaschian e Reed-Hill (2008) afirmaram que existe muita adesão entre as fases cementita e ferrita por meio dos limites de fase. A cementita, forte e rígida, restringe severamente a deformação da fase de ferrita, mais macia, nas regiões adjacentes aos seus limites. A cementita reforça a ferrita e este grau de reforço é maior para a perlita fina devido à maior área dos limites de fase por volume de material (ABBASCHIAN e REED-HILL, 2008). Além disso,

os limites da fase atuam como barreiras ao movimento das discordâncias. Portanto, para a perlita mais fina, existem mais limites por meio dos quais os deslocamentos devem percorrer durante a deformação (MARTINHO; SILVA e BAPTISTA, 2007). Silva *et al.* (2020) esclareceram que a diminuição da σ_{LR} e a dureza a partir do incremento do espaçamento interlamelar da perlita deve-se à maior concentração de ferrita na perlita. Guessier (2009) completou que a distribuição da grafita nos ferros fundidos cinzentos afeta a quantidade de perlita na matriz.

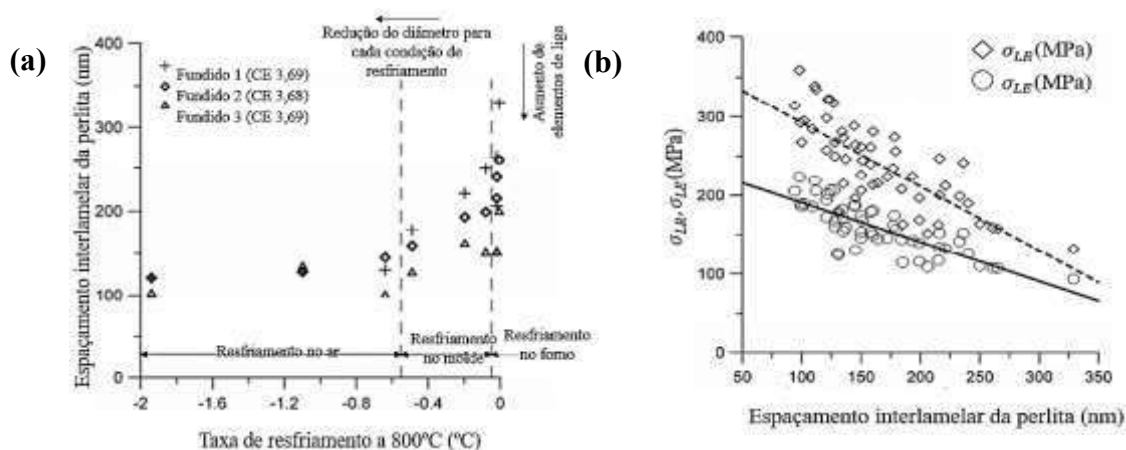
A grafita de super-resfriamento (D e E) facilita a formação de ferrita devido à baixa distância para a difusão do carbono. Segundo Pieske, conforme citado por Serbino (2005), a ferrita é a principal responsável pelo decréscimo de resistência mecânica dos ferros fundidos cinzentos. A grafita do tipo E, por apresentar uma orientação preferencial, não contribui para o ganho da resistência mecânica da seção, porém está geralmente associada a grande quantidade de dendritas de austenita entrelaçadas. Tal efeito possibilita uma diminuição menos drástica das propriedades mecânicas de um ferro fundido cinzento ferrítico. Entretanto, a matriz ferrítica apresenta maior ductilidade e menor dureza. Estes efeitos podem ser contrabalanceados com uma boa inoculação, que promove a formação de grafita com distribuição A, geralmente associada à matriz perlítica. Por fim, quando os veios de grafita do tipo A são menores, o ganho das propriedades mecânicas é mais pronunciado devido à diminuição do efeito de entalhe da grafita (SERBINO, 2005).

O refinamento da perlita tem sido um dos métodos mais utilizados para aumentar a resistência mecânica dos ferros fundidos cinzentos (LIMA ML *et al.*, 2020). Chu *et al.* (2011) observaram o refinamento da perlita a partir da adição de metais de terras raras em ligas de ferro fundido cinzento com elevado CE e explicaram que o espaçamento interlamelar depende principalmente do incremento do super-resfriamento, ou seja, com a diminuição da temperatura de transformação eutetóide. Abbaschian e Reed-Hill (2008) explicaram que, para temperaturas logo abaixo da temperatura eutetóide, a taxa de crescimento da perlita aumenta rapidamente com a diminuição da temperatura, atingindo um máximo a 600 °C, e depois diminui novamente em temperaturas mais baixas. De maneira geral, quanto menor a temperatura de início de decomposição da austenita em perlita, dentro dessa faixa relatada, maior será a força motriz para a transformação eutetóide e, portanto, maior será a taxa de

nucleação da perlita, favorecendo tanto a diminuição do tamanho das colônias, quanto a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita.

Lima ML *et al.* (2020) buscaram três estratégias para obter o refino da perlita em um ferro fundido cinzento hipoeutético: (i) aumento dos teores de cobre, molibdênio e cromo; (ii) aumento da taxa de resfriamento do molde metálico; e (iii) resfriamento do ferro fundido com ar forçado. As duas últimas estratégias foram destinadas a aumentar a velocidade de resfriamento durante a ocorrência das transformações de fase no estado sólido. A primeira estratégia resultou no maior aumento da resistência mecânica. Apesar de a análise microestrutural não evidenciar mudança significativa na morfologia da grafita para todas as estratégias, ocorreu a diminuição no espaçamento interlamelar e o aumento na microdureza da perlita e, conseqüentemente, o incremento de σ_{LR} para os três materiais em que as estratégias de refino da perlita foram aplicadas em comparação com o material de referência. Sjögren e Svensson (2011) acrescentaram o relacionamento do espaçamento interlamelar da perlita às condições de fundição (Figura 2.16a) e verificaram que σ_{LR} foi alterado de 150 MPa para 350 MPa e a tensão limite de escoamento (σ_{LE}), de 100 MPa para 200 MPa a partir da diminuição no espaçamento interlamelar de aproximadamente 320 nm para 100 nm, como visto na Figura 2.16(b).

Figura 2.16- Propriedades microestruturais e mecânicas dos ferros fundidos cinzentos:
 (a) variáveis de processo de fundição versus espaçamento interlamelar da perlita;
 (b) espaçamento interlamelar da perlita versus σ_{LR} e σ_{LE} .



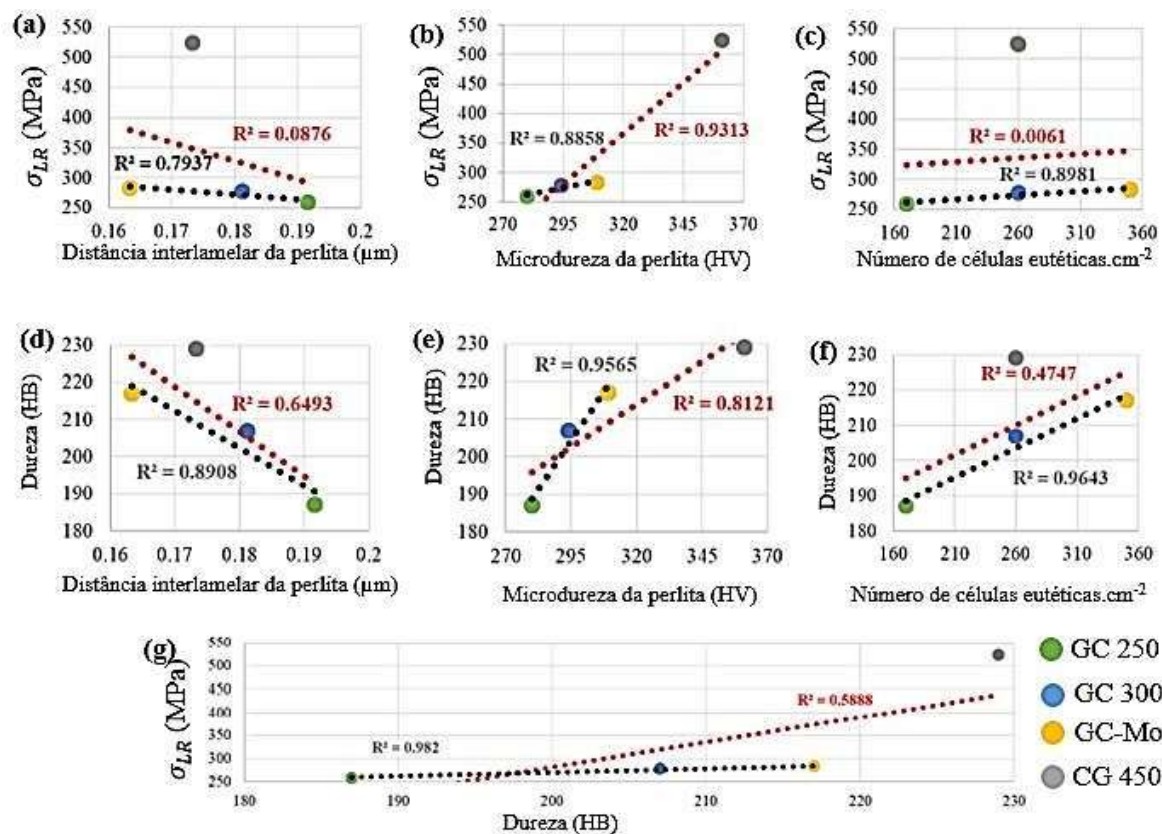
Fonte: adaptado de Sjögren e Svensson (2011).

Ao se discutir a relação entre a resistência mecânica e as células eutéticas do ferro fundido cinzento, considera-se que, sob a premissa de composição química e distribuições de

grafita semelhantes, a resistência à tração e à fadiga aumentam com a elevação do número de células eutéticas por unidade de volume (COLLINI; NICOLETTO e KONEČNÁ, 2008). Tal fato deve-se ao refino dos veios de grafita e ao aumento da quantidade de regiões intercelulares que devem ser rompidas pelo processo de fratura (GUESSER; 2009). Duas ferramentas estão diretamente associadas ao aumento do número de células eutéticas: a taxa de resfriamento e a inoculação. Quanto maior a taxa de resfriamento, maior a quantidade de células eutéticas. Já a inoculação pode melhorar o estágio de nucleação, aumentando, assim, o número de células eutéticas.

Silva *et al.* (2020) estudaram as relações entre as características microestruturais e propriedades mecânicas de três ferros fundidos cinzentos (padrão - GC 250, grafita refinada - GC 300 e adicionado molibdênio - GC-Mo) e um ferro fundido vermicular (CG 450). Os resultados encontrados corroboram todas as informações relatadas anteriormente, como ilustrado na Figura 2.17. Percebe-se que o coeficiente de determinação da regressão linear (R^2) (Figura 2.17) diminuiu fortemente quando o CG-450 foi considerado. Silva *et al.* (2020) explicaram que isso pode estar relacionado à diferença na distribuição de tensões e, conseqüentemente, nos mecanismos de deformação plástica causados pela borda arredondada da grafita compacta do ferro fundido vermicular. Também foi mostrado que o CG-450 exibiu maior σ_{LR} e dureza em relação ao ferro fundido cinzento, confirmando o efeito da morfologia diferente da grafita nas propriedades mecânicas dos ferros fundidos. Por fim, todas essas tendências demonstraram afetar adversamente a usinabilidade do material, aumentando assim a dificuldade na segmentação de cavacos e aumentando a abrasividade.

Figura 2.17- Correlação entre as propriedades mecânicas para ferros fundidos cinzentos e vermicular. Tensão limite de resistência em relação à: (a) espaçamento interlamelar; (b) microdureza da perlita; (c) densidade celular. Dureza Brinell em relação a: (d) espaçamento interlamelar; (e) microdureza da perlita; (f) densidade celular. As linhas pontilhadas vermelhas indicam o ajuste linear para os três ferros fundidos cinzentos. As linhas pontilhadas pretas representam o ajuste linear para todos os quatro materiais analisados.



Fonte: Silva *et al.* (2020).

Ferro *et al.* (2019) explicaram que ferros fundidos cinzentos têm suas propriedades mecânicas também dependentes da velocidade de solidificação, sendo que uma solidificação lenta significa maiores dendritas de austenita, células eutéticas grandes e longo tempo de segregação (BEHNAMA; DAVAMI e VARAHRAM, 2010). Partículas grosseiras de grafita representam concentradores de tensão durante a sollicitação mecânica, favorecendo a nucleação e propagação de trincas. Ferro *et al.* (2019) acrescentaram que a segregação de elementos de liga e de impurezas implicam em propriedades mecânicas heterogêneas ao longo da microestrutura. Tal fato também favorece a nucleação de trincas. A diminuição de velocidade de solidificação resulta em veios de grafita maiores (ANGUS, 2013) e segregação mais intensa, especialmente dos elementos fósforo, manganês, cromo, estanho e molibdênio

(GUESSER, 2009). Dependendo da concentração alcançada durante a segregação, alguns destes elementos podem formar partículas intercelulares, como fosfetos (ABBASI; BAZDAR e HALVAEE, 2007) ou carbonetos (DING *et al.*; 2018).

A coesão entre grafita e matriz metálica é quase inexistente, devido à grande diferença entre os seus coeficientes de expansão térmica. Conseqüentemente, a grafita sai da matriz metálica facilmente. Elorz, González e Verdeja (2018) associaram ao modelo exposto a boa capacidade de amortecimento de vibrações dos ferros fundidos cinzentos, o qual é atribuído ao deslizamento fácil entre os planos basais da grafita (DRYDEN e PURDY, 1989). Guessser *et al.* (2003) acrescentaram que a capacidade de amortecimento de vibrações é resultado do atrito entre a grafita e a matriz metálica durante a solicitação mecânica. Subramanian e Genualdi (1999) explicaram que a capacidade de amortecimento de vibrações depende do tamanho e distribuição dos veios de grafita, sendo independente da matriz metálica. Uma alta capacidade de amortecimento de vibrações é obtida com grande quantidade de veios grosseiros de grafita lamelar, o que é conseguido com alto teor de CE. Por outro lado, isto resulta em diminuição considerável da resistência mecânica. Dessa maneira, Subramanian e Genualdi (1999) indicaram nesses casos que a resistência da matriz pode ser melhorada com a adição de elementos de liga. A adição de molibdênio e cromo, juntamente com microelementos como o titânio e o nióbio, foi utilizada para endurecer a matriz ao favorecer a formação de perlita com espaçamento interlamelar fino. Por fim, Subramanian e Genualdi (1999) destacaram que o controle do tamanho da célula eutética foi o parâmetro-chave na otimização da resistência mecânica e na capacidade de amortecimento em ferros fundidos hipereutéticos.

Guessser *et al.* (2003) destacaram a condutividade térmica como um dos principais critérios de seleção de materiais para componentes sujeitos à fadiga térmica. Deformações plásticas no aquecimento resultam em tensões de tração no resfriamento, o que pode favorecer as nucleações de trincas (GUESSER *et al.*; 2003). Na Tabela 2.2, foram apresentados os valores de condutividade térmica dos microconstituintes de ferros fundidos cinzentos.

Tabela 2.2- Condutividade térmica de constituintes do ferro fundido cinzento

Constituinte metalográfico	Condutividade térmica ($W.m^{-1}.^{\circ}C^{-1}$)		
	0-100 °C	500 °C	1000 °C
Ferrita	71-80	42	29
Perlita	50	44	40
Cementita	7-8	-	-
Grafita (paralelo ao plano basal)	293-419	84-126	42-63
Grafita (perpendicular ao plano basal)	84	-	-

Fonte: Holmgren(2005).

Depreende-se da Tabela 2.2 que a perlita tem menor condutividade térmica que a ferrita e que o acréscimo de conteúdo de cementita diminui a condutividade térmica. Ademais, Holmgren, Diószegi e Svensson (2008) esclareceram que a condutividade térmica da grafita é alta em direção paralela ao plano basal (direção que favorece a formação da grafita lamelar) e, nessa condição, é a fase de maior condutividade térmica. Dessa forma, é possível compreender o destaque da condutividade térmica do ferro fundido cinzento em relação a outros tipos de ferros fundidos.

A condutividade térmica dos ferros fundidos cinzentos é favorecida com o aumento da quantidade e do tamanho dos veios de grafita. Holmgren (2005) citou que alguns inoculantes podem diminuir o super-resfriamento na solidificação eutética, reduzindo assim a ramificação da grafita, resultando em grafitas maiores dentro da célula eutética.

Wang *et al.* (2018) estudaram a influência da inoculação sobre a resistência à tração e condutividade térmica para três grupos de ferros fundidos cinzentos com composições semelhantes inoculados por Zr-FeSi, Sr-FeSi e SiC, respectivamente. Independentemente do inoculante, verificou-se uma clara correlação negativa entre a resistência à tração e a condutividade térmica. O grupo de ferro fundido cinzento inoculado com Sr-FeSi apresentou os maiores valores de resistência à tração e condutividade térmica. Esses resultados foram atribuídos às dendritas primárias de austenita mais desenvolvidas e veios de grafita mais longos. Embora se esperasse que um aumento da quantidade de dendrita primária reduzisse a condutividade térmica, Wang *et al.* (2018) justificaram que as células eutéticas e os veios de grafita podem se estender sobre os braços primários das dendritas de austenita sem afetar a resistência mecânica do material. Por fim, entre os mecanismos pelos quais os elementos de liga influenciariam a condutividade térmica, destacam-se: solução sólida, aumento da

quantidade de cementita, aumento da relação perlita/ferrita e diminuição do espaçamento interlamelar da perlita (WANG *et al.*; 2019).

Após a exposição das associações entre microestrutura dos ferros fundidos cinzentos, as variáveis de processo e as propriedades mecânicas e físicas que influenciam o desempenho de uma liga de ferro fundido cinzento que pode ser utilizada em discos de freio, torna-se oportuno apresentar a classificação deste material conforme normas técnicas.

2.2.6 Classificação do ferro fundido cinzento

De maneira geral, as especificações dos ferros fundidos cinzentos baseiam-se em suas propriedades mecânicas à tração, correlacionadas entre as dimensões das barras de ensaio e a espessura representativa da barra fundida, sendo indicados normalmente os valores mínimos do limite de resistência. Ademais, é possível encontrar classificações de ferro fundido cinzento de acordo com a dureza, porque existem aplicações em que a usinabilidade e a resistência ao desgaste são as propriedades mais relevantes.

No Brasil, a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) previa a classificação deste material segundo a tensão limite de resistência mínima especificada em MPa (Norma ABNT NBR 6589/1986), assim como em função da dureza Brinell (Norma ABNT NBR 8583/1984). Porém, estas normas foram canceladas. Guesser (2009) ressaltou que os países se esforçam para produzir normas internacionais a fim de facilitar o comércio. Nesse sentido, a Norma ISO 185/2005 classificou o ferro fundido cinzento em função de variações de dureza com a espessura da peça, bem como sua predecessora Norma Europeia DIN EN 1561/1997, que apresentou uma síntese da maioria das propriedades mecânicas e físicas desse material, conforme apanhado da Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Síntese de propriedades mecânicas e físicas e expectativa de desempenho em peças de ferros fundidos cinzentos com diâmetro de fundição de 30 mm



Característica	Designação do Material				
	EN-GJL-150	EN-GJL-200	EN-GJL-250	EN-GJL-300	EN-GJL-350
	Estrutura básica				
	Ferrítica/Perlítica		Perlítica		
Tensão limite de resistência (σ_{LR}) (N.mm ⁻²)	150 a 250	200 a 300	250 a 350	300 a 400	350 a 450
Tensão limite de escoamento (σ_{LE}) 0,1% (N.mm ⁻²)	98-165	130-195	165-228	195-260	228-285
Alongamento (%)			0,8 a 0,3		
Tensão limite à compressão (N.mm ⁻²)	600	720	840	960	1080
Tensão limite à flexão (N.mm ⁻²)	250	290	340	390	490
Tensão limite de cisalhamento (N.mm ⁻²)	170	230	290	345	400
Tensão limite a torção (N.mm ⁻²)	170	230	290	345	400
Módulo de elasticidade (kN.mm ⁻²)	78 a 103	88 a 113	103 a 118	108 a 137	123 a 143
Coefficiente de Poisson	0,26	0,26	0,26	0,26	0,26
Tenacidade à fratura (N.mm ^{-3/2})	320	400	480	560	650
Tensão limite de fadiga Flexão (N.mm ⁻²)	70	90	120	140	145
Tensão limite de fadiga Tração-Compressão (N.mm ⁻²)	40	50	60	75	85
Densidade (g.cm ⁻³)	7,10	7,15	7,20	7,25	7,30
Calor específico (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)		460 (Entre 20 °C e 200 °C) 535 (Entre 20 °C e 600 °C)			
Conductividade térmica (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)					
100 °C	52,5	50,0	48,5	47,5	45,5
200 °C	51,0	49,0	47,5	46,0	44,5
300 °C	50,0	48,0	46,5	45,0	43,5
400 °C	49,0	47,0	45,0	44,0	42,0
500 °C	48,5	46,0	44,5	43,0	41,5

Fonte: adaptado de Norma Europeia DIN EN 1561 (1997).

De acordo com a norma DIN EN 1561 (1997), a dureza e a σ_{LR} , assim como o módulo de elasticidade e o módulo de rigidez de um determinado tipo de ferro fundido cinzento, estão intimamente relacionados entre si. Santner e Goodrich (2006) esclareceram que as lamelas de grafita no ferro fundido cinzento têm menos influência sobre suas propriedades de compressão do que nas propriedades de tração. Assim, a resistência à compressão do ferro fundido cinzento é tipicamente três a quatro vezes maior do que sua resistência à tração. De forma geral, um aumento no valor de uma dada propriedade física resulta em um aumento nos valores de outras propriedades. À exceção desta regra, destacam-se as propriedades térmicas. A partir da Tabela 2.3, reafirma-se que a condutividade térmica aumenta à medida que se caminha para classes de ferros fundidos cinzentos de menor resistência mecânica.

Bramfitt e Benscoter (2001) afirmaram que a classificação geral dos ferros fundidos é dada pela norma ASTM A48/A48M, que correlacionou os tipos desse material com sua σ_{LR} , conforme Quadro 2.2. Já a norma SAE J431/2018 introduziu uma abordagem em função da dureza, da resistência à tração, da microestrutura e dos requisitos especiais de ferros fundidos cinzentos usados nas indústrias automotiva e afiliadas (GUESSER, 2009).

Quadro 2.2- Classes de ferro fundido cinzento previstas na Norma ASTM A48/A48M e características de desempenho

ASTM A48/A48M	σ_{LR} mínima		Expectativa de desempenho	
	MPa	ksi	A ponta da seta indica a direção de crescimento da característica ou propriedade	
Classe 20	138	20	 <ul style="list-style-type: none"> • Acabamento superficial após a usinagem; • Resistência ao desgaste. • Módulo de elasticidade. • Resistência à tração, resistência a quente 	 <ul style="list-style-type: none"> • Usinabilidade; • Resistência ao choque térmico; • Capacidade de amortecimento; • Preenchimento de seções finas; • Condutividade térmica; • Facilidade de fabricação.
Classe 25	172	25		
Classe 30	207	30		
Classe 35	241	35		
Classe 40	276	40		
Classe 45	310	45		
Classe 50	345	50		
Classe 55	379	55		
Classe 60	414	60		

Fonte: adaptado de ASTM A48/A48M (2016) e Viswanathan *et al.* (2008).

A norma ASTM A48/A48M (2016) acrescentou que as propriedades mecânicas dos ferros fundidos cinzentos são influenciadas pela taxa de resfriamento durante e após a solidificação, pela composição química, pelo projeto da fundição e do molde, como visto anteriormente. Assim, esta norma técnica afirmou que, devido à complexidade das interações desses fatores, nenhuma relação quantitativa precisa pode ser declarada entre as propriedades do ferro fundido cinzento em várias seções da mesma peça ou entre as propriedades de uma fundição e aquelas de um corpo de prova fundido a partir da mesma corrida. Quando essa relação é importante, e deve ser conhecida por um pedido de especificação, ela pode ser determinada por experimentação apropriada, como é o caso da norma SAE J431/2018.

2.3 Nióbio em Ferro Fundido Cinzento

A aplicação de nióbio nos aços como um elemento microligante (<0,1%) é bastante conhecida e praticada (P.JÚNIOR, 2012); porém, em ferros fundidos, o seu uso ainda não está completamente estabelecido (BEDOLLA-JACUINDE, 2016). Relatos da década de 90 evidenciavam que a adição de nióbio entre os percentuais de 0,01-0,5% em peso no ferro fundido cinzento poderia contribuir para a melhoria de sua resistência mecânica (CHEN *et*

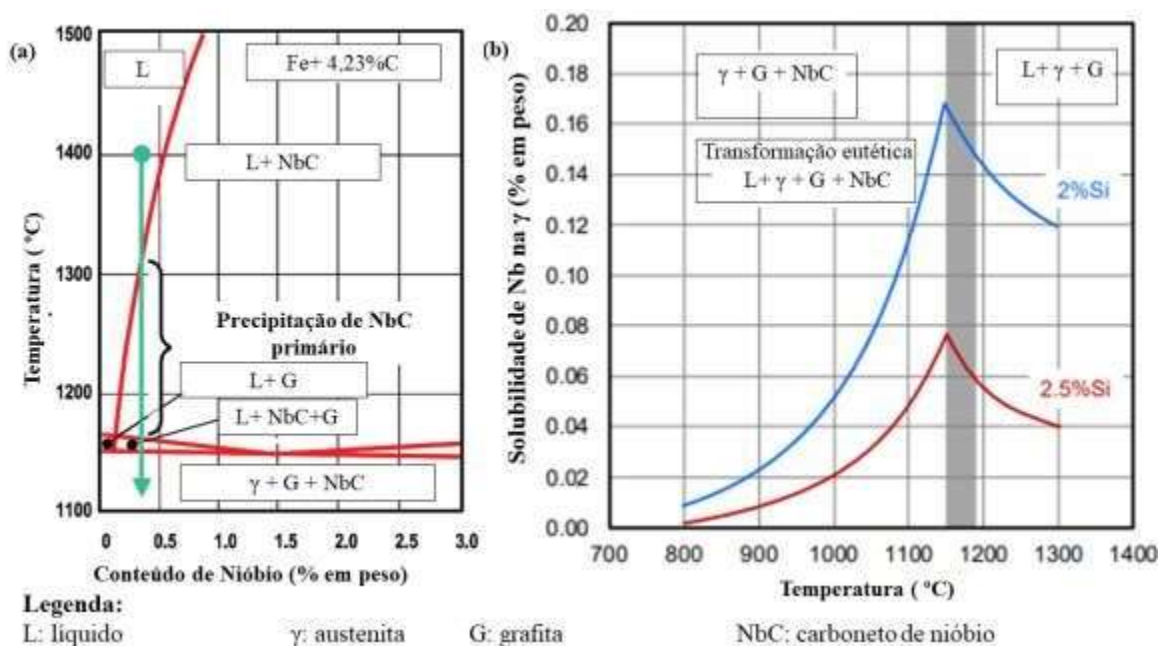
al.; 1993). Visto as especificidades do ferro fundido, a seguir será detalhada a solubilidade do nióbio em ferros fundidos e os efeitos da adição deste elemento na microestrutura e propriedades mecânicas destes materiais.

2.3.1 Solubilidade do nióbio em ferros fundidos

O nióbio exibe alta afinidade com o carbono para formar carbonetos e possui baixa solubilidade, especialmente em ligas ferrosas que contêm carbono relativamente alto, como os ferros fundidos (CHEN *et al.*, 2017). Dependendo da concentração real de carbono e nióbio na liga, Chen *et al.* (2017) explicaram que quatro cenários podem acontecer: (i) precipitação primária de carbonetos contendo nióbio no fundido; (ii) precipitação no intervalo líquido-sólido; (iii) precipitação a partir da austenita supersaturada; e (iv) precipitação a partir da ferrita supersaturada.

Na Figura 2.18(a), é apresentado um diagrama de fase Fe+4,23%C-NbC. Pequenas adições de nióbio (< 0,1% em peso) não possuem influência sobre a temperatura de solidificação e subsequentes (MOHRBACHER; 2006), portanto, o carboneto de nióbio (NbC) será formado durante a reação eutética. Além disso, a solubilidade de nióbio na austenita em ligas de ferro fundido cinzento é muito baixa (Figura 2.18b). Mohrbacher (2018) estimou a solubilidade do nióbio na austenita para dois teores de silício (Figura 2.18b). No início da formação de austenita a partir do líquido, o teor de nióbio solúvel é de cerca de 0,10% em peso. A solubilidade de nióbio na austenita aumenta subsequentemente para atingir um máximo na temperatura eutética. Durante a solidificação do equilíbrio, a solubilidade do nióbio na austenita diminui significativamente à medida que a temperatura cai centenas de graus.

Figura 2.18- Diagrama de fase Fe+4,23%C-NbC indicando a sequência de precipitação para 0,3% nióbio em peso (b) solubilidade calculada de nióbio na austenita para dois níveis diferentes de silício.



Fonte: Mohrbacher (2006) e Mohrbacher (2018).

Observa-se na Figura 2.18(b) que a solubilidade máxima de nióbio na austenita foi de 0,17 e 0,08% (em peso) para adição de 2,0 e 2,5% (em peso) de silício à temperatura eutética, respectivamente. Mohrbacher (2018) explicou que, com o aumento do nível de nióbio acima de 0,1% em peso, carbonetos de nióbio (NbC) serão formados ainda na fase líquida e são denominados carbonetos primários, podendo atuar como núcleos para a reação eutética. Isso explica o fato de que as células eutéticas tornam-se finas a partir do aumento dos teores de nióbio. Se o teor de nióbio exceder o limite de 0,2% em peso, carbonetos primários serão formados em temperaturas elevadas (MOHRBACHER; 2006). Conseqüentemente, esses carbonetos serão mais grosseiros, podendo ser encontrados até mesmo na microestrutura com uso de microscopia óptica (SILVA, 2017). Partículas NbC grandes melhoram a dureza do material e são benéficas para a resistência ao desgaste (MOHRBACHER; 2006).

A presença de partículas primárias de NbC, bem como a precipitação de NbC no intervalo eutético, podem ser sítios preferenciais de nucleação heterogêneos de grafita (MOHRBACHER, 2018). Bramfitt (1970) observou que o grau de potência dos catalisadores de nucleação é explicado com base no grau de desajuste entre a estrutura cristalina do substrato e da fase de nucleação. Neste caso específico, é importante para a potência de nucleação que

a incoerência cristalográfica entre a estrutura cristalina cúbica do NbC e a estrutura cristalina hexagonal da grafita seja pequena, e, particularmente, menor que 12% (BRAMFITT, 1970). Mohrbacher (2018) analisou várias relações de orientação, indicando que o desajuste da rede está entre 7,2 e 11,2%. Assim, o autor concluiu que o NbC pode ser considerado como um local potente de nucleação de grafita.

Castelo Branco (1984) entendeu que o refino das células eutéticas por nióbio seria um processo indireto, menos eficaz do que o refino alcançado com inoculantes como Fe-Si ou Ca-Si. Mohrbacher (2018) acrescentou que o nióbio soluto presente durante a reação eutética diminui a difusividade do carbono, impedindo a migração do limite de fase entre austenita e o líquido. A combinação destes efeitos pode proporcionar um refinamento da estrutura celular eutética. Os trabalhos de Pan *et al.* (2019) e Webin *et al.* (2011), por exemplo, encontraram resultados semelhantes.

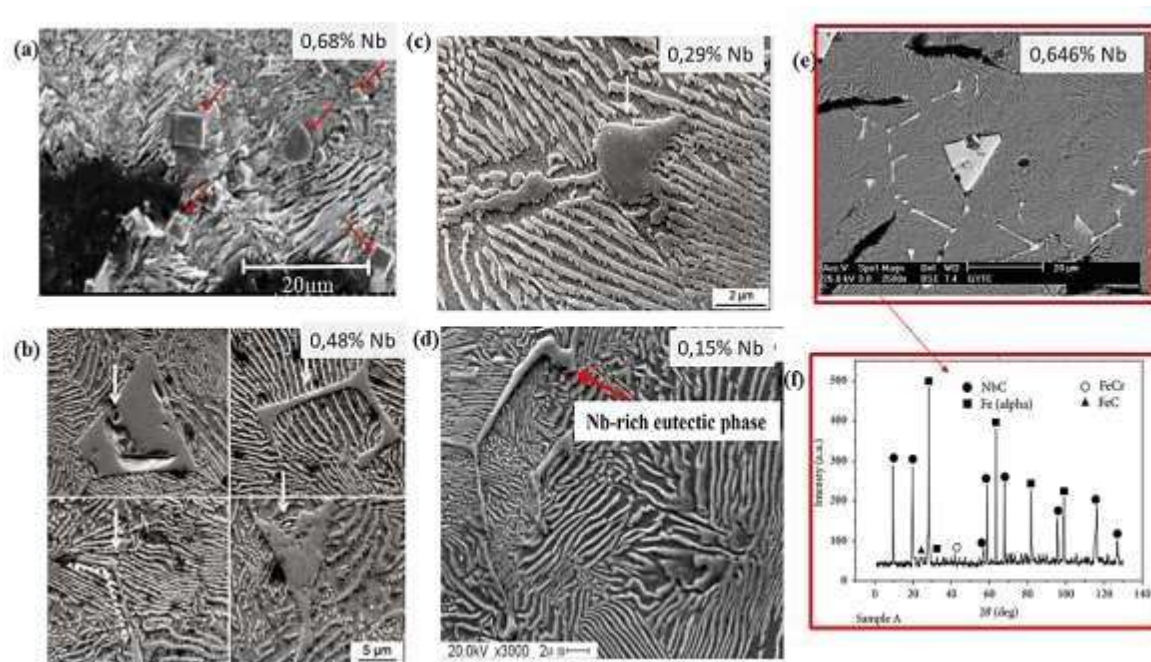
Chen *et al.* (2017) destacaram que os valores de solubilidade do nióbio na austenita apresentados pela Figura 2.18(b) são válidos para condições de equilíbrio. Nos processos de solidificação em condições de não equilíbrio, o resfriamento rápido pode suprimir a precipitação do NbC, especialmente na fase sólida (CHEN *et al.*, 2017). Consequentemente, espera-se que exista uma elevada quantidade de nióbio em solução sólida na austenita super-resfriada, especialmente quando nenhuma deformação que leva à precipitação induzida é aplicada. Para processos de fundição, essa condição deve prevalecer.

Webin *et al.* (2011) avaliaram a temperatura de formação de precipitados de NbC para amostras de ferros fundidos cinzentos a partir de quatro teores de nióbio. Para a amostra com adição de 0,042% de nióbio não foi possível observar a fase NbC na estrutura final. Quando o teor de nióbio foi aumentado para 0,29%, a temperatura de formação do NbC foi de 1.451 K, cerca de 24 K mais alto que a temperatura eutética (1.427 K). Os autores concluíram que a fase NbC formou-se antes da reação eutética e alguns precipitados de NbC foram observados. Para os dois últimos teores de nióbio (0,85% e 1,48%), a diferença entre a temperatura de nucleação de NbC e a temperatura eutética foi superior a 150 K. Tal diferença foi suficiente para que houvesse tempo para que pequenas partículas de NbC se coalescessem e crescessem em blocos.

Na Figura 2.19, estão ilustradas distintas morfologias das partículas de NbC. Na literatura (NYLÉN, 2011; WEBIN *et al.*, 2011; BEDOLLA-JACUINDE, 2016;

MOHRBACHER, 2018), é possível encontrar diferentes nomenclaturas para os formatos destes precipitados: cubo, formato em bloco, pétalas de rosas e formatos X, V, Y. O tamanho dos carbonetos depende da temperatura de formação e, portanto, do teor de nióbio. Carbonetos primários, vide Figura 2.19(a), 2.20(b) e 2.20(c), podem atingir vários micrômetros de tamanho. Já a formação de carbonetos eutéticos, Figura 2.19(d), é possível se filmes líquidos residuais entre grãos de austenita se enriqueceram com nióbio durante os estágios finais da solidificação. Na Figura 2.19 (e) são destacados carbonetos primários grosseiros sobre a matriz metálica de um ferro fundido cinzento. Finalmente, na Figura 2.19(f) é apresentada a análise de difração de Raios-X (DRX), confirmando que a fase destacada se refere a um NbC.

Figura 2.19- Morfologia dos precipitados de NbC em ferro fundido cinzento: carbonetos primários (a) 0,68% Nb, (b) 0,48% Nb, (c) 0,29% Nb; (d) carboneto eutético (0,15% Nb); (e) carbonetos primários (0,646% Nb); (f) análise por difração de Raios-X na região descrita em (e).



Fonte: Webin *et al.* (2011), Devecili e Yakut (2014) e Mohrbacher (2018).7

2.3.2 Efeitos do Nióbio na Microestrutura e nas Propriedades do Ferro Fundido Cinzento

Os precipitados de NbC representam uma fase dura na matriz de ferro fundido que podem contribuir para a elevação da resistência ao desgaste do material (MARIANI *et al.*,

2020). Na Tabela 2.4, foram relacionadas algumas das principais propriedades físicas do NbC estimadas em temperatura ambiente.

Tabela 2.4- Principais propriedades físicas do NbC

Propriedade Física	Valor
Ponto de fusão (°C)	3520
Densidade (kg.m ⁻³)	7780
Módulo de elasticidade (GPa)	380-480
Dureza Vickers (GPa)	17-22
Condutividade térmica (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	14
Calor específico (J.gr ⁻¹ .K ⁻¹)	0,351

Fonte: Mohrbacher *et al.* (2016).

Mohrbacher *et al.* (2016) explicaram que a temperatura de fusão do NbC é particularmente alta, o que deve limitar o amolecimento térmico, bem como a tendência ao desgaste adesivo. Nylén (2011) descreveu que o NbC possui uma densidade muito próxima ao ferro fundido (7600 kg.m⁻³); com isso, a segregação por gravidade deve ser baixa ao dispersar partículas NbC em ligas de ferro fundido (MOHRBACHER *et al.*, 2016). O módulo de elasticidade do NbC é um dos mais altos entre os carbonetos metálicos refratários (MOHRBACHER *et al.*, 2016). Devido ao seu caráter metálico, o NbC possui resistência térmica relativamente boa. Por fim, Mohrbacher *et al.* (2016) descreveram que sua condutividade térmica aumenta substancialmente a temperaturas elevadas. Dessa forma, o calor gerado pelo atrito em contatos tribológicos pode ser eliminado com eficiência.

Mohrbacher (2018) estudou o efeito de várias adições de nióbio (0,04, 0,10, 0,17 e 0,29% em peso) na morfologia da grafita em uma liga de ferro fundido cinzento levemente hipereutética (3,7% em peso de carbono e 2,0% em peso de silício). Veios de grafita muito finos foram observados para a adição de 0,17% em peso de nióbio. O autor explicou que tal fato deveu-se a uma alta atividade de nucleação desencadeada por precipitação eutética de NbC. Para a liga contendo 0,10% em peso de nióbio, a quantidade de precipitados eutéticos de NbC formadores de locais de nucleação de grafita foi claramente reduzida. Ao contrário, a liga contendo 0,29% em peso de nióbio possibilitou a precipitação de NbC primário, proporcionando nuclear grafita já antes da reação eutética. Neste caso, ocorreu a formação de veios de grafita longos e grosseiros na estrutura final.

Castelo Branco (1984) variou os teores de nióbio (0,00, 0,25, 0,75 e 1,5% em peso) em ferros fundidos cinzentos perlíticos e observou que o conteúdo de grafita com a

distribuição A e o percentual de ferrita não variaram significativamente a partir das modificações de composição química. Por outro lado, o tamanho dos veios de grafita tipo A tendeu a ser menor nos fundidos com liga de nióbio. Castelo Branco (1984) baseou sua explicação na observação de partículas Nb (C, N) dentro da dendrita de austenita. Tal fato apoiou a alegação de que a capacidade de nióbio para refinar a microestrutura da fundição deriva da ação catalítica de partículas de Nb (C, N) na nucleação de austenita. Assim, o refinamento das células eutéticas pelo nióbio seria um processo indireto e, como tal, menos eficaz do que alcançável com inoculantes (Fe-Si, por exemplo) que interferem diretamente na nucleação da grafita. Portanto, Castelo Branco (1984) concluiu que o nióbio, por si só, não promove a formação de grafita, embora possa interferir no processo de grafitização, diminuindo o tamanho das células eutéticas conforme mostrado no precedente.

Webin *et al.* (2011) verificaram um refinamento do espaçamento interlamelar da perlita em ligas de ferro fundido cinzento a partir de distintas adições de nióbio. Entretanto, Mohrbacher (2018) esclareceu que esse efeito de refinamento é forte para acréscimos de até 0,30% em peso de nióbio. Abbaschian e Reed-Hill (2008) associaram o espaçamento interlamelar da perlita inicialmente à temperatura eutetóide. Pan *et al.* (2019) explicaram que a adição de nióbio pode reduzir a temperatura de transformação de decomposição da austenita em perlita. Além disso, o efeito de arrasto do nióbio dissolvido em sólido dificulta a difusão de átomos de carbono, resultando na diminuição do espaçamento interlamelar da perlita (PAN *et al.*; 2019). Yan *et al.* (2011) acrescentaram que, durante o resfriamento dos ferros fundidos cinzentos, como a precipitação do nióbio nos contornos dos cristais favorece a estabilidade da austenita e a fase rica em nióbio tem forte efeito de arraste de soluto nos átomos de carbono, a transformação da austenita para a perlita seria atrasada. A precipitação da fase rica em nióbio ao longo do contorno da célula eutética consome parte do carbono presente no material no estado líquido durante a fase de solidificação tardia e impede a formação de carbonetos em grandes blocos, o que leva ao refinamento destas fases (PAN *et al.*; 2019). Por fim, Yan *et al.* (2011) afirmaram que o nióbio também favoreceria a diminuição da temperatura de solidificação dos ferros fundidos cinzentos.

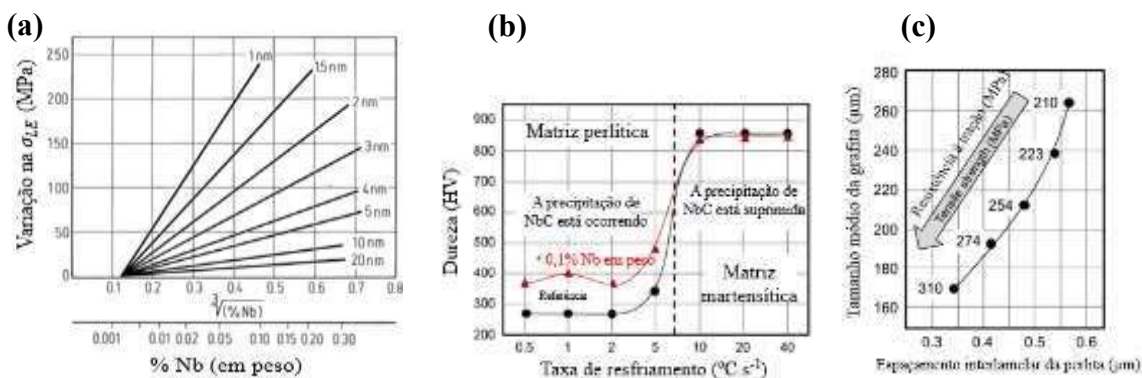
Li *et al.* (2020) concordaram que a adição de nióbio ao ferro fundido cinzento diminui a temperatura eutetóide. Os autores acrescentaram que o refinamento do espaçamento interlamelar da perlita foi particularmente pronunciado quando uma quantidade crescente de

nióbio permanece em solução sólida na austenita em baixa temperatura. Mohrbacher (2018) apresentou testes de dilatômetro que revelaram que uma adição de 0,10% de nióbio em peso diminui a temperatura de formação de ferrita em 20 a 50 °C para taxas de resfriamento de 0,5 a 5 °C. s⁻¹, respectivamente. Além disso, a distância de difusão dos átomos de carbono foi reduzida devido à menor temperatura de transformação causada pela adição de nióbio. Consequentemente, a distância média entre as lamelas de ferrita e cementita diminuem, resultando em uma microestrutura mais refinada.

Sun *et al.* (2011) atribuíram o aumento da resistência à abrasão dos ferros fundidos cinzentos à distribuição e a morfologia da fase rica em nióbio na matriz. Ao adicionar 0,25% de nióbio em peso na liga de ferro fundido cinzento, a resistência relativa à abrasão foi aumentada em 55%. Além disso, Sun *et al.* (2011) destacaram que o efeito de endurecimento da solução sólida de nióbio na estrutura da matriz melhorou a microdureza da matriz e, quando o teor de nióbio era de 0,46%, a microdureza da matriz aumentou cerca de 40%. Logo, a partir da adição de nióbio, ocorre a segregação de partículas de carboneto ultrafinas na região de interfase entre as fases. Essas partículas finamente dispersas resultam em um endurecimento significativo das lamelas de ferrita (MOHRBACHER, 2018). O aumento da dureza que pode ser alcançado depende do número e do tamanho médio dos precipitados. Na Figura 2.20(a), foi ilustrada a variação na σ_{LE} em função do tamanho dos precipitados de NbC, bem como do percentual de nióbio em peso em uma liga de ferro fundido cinzento.

Em relação às taxas de resfriamento da liga, altas taxas levam a precipitação incompleta do NbC, pois sua cinética é muito lenta (MOHRBACHER, 2018). Em contrapartida, para taxas de resfriamento baixas, os tamanhos dos precipitados tendem a aumentar. Na Figura 2.20(b), foi destacado o efeito de endurecimento causado pelo nióbio em ferro cinzento hipereutético produzido sob diferentes taxas de resfriamento. Em suma, os efeitos descritos refletem que os ganhos de resistência mecânica do ferro fundido cinzento são função da taxa de resfriamento e das diferentes adições de ligas de nióbio.

Figura 2.20- Efeito da adição de nióbio sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento: (a) influência do tamanho e da densidade de precipitados de nióbio no aumento de σ_{LE} ; (b) efeito fortalecedor causado pela adição de nióbio em ferro cinzento hipereutético produzido sob diferentes taxas de resfriamento; (c) efeito do refinamento microestrutural por adição de nióbio na resistência à tração de um ferro fundido hipoeutético.



Fonte: Mohrbacher (2018).

Chen *et al.* (1993) destacaram que a coesão entre o NbC e a matriz metálica do ferro fundido é bastante alta; logo, este carboneto não é facilmente removido como a grafita ou partículas de óxidos, por exemplo. Mohrbacher (2018) explicou que a morfologia do NbC, caracterizada pela ponta afinada, contribui para a concentração de tensão, apresentando um efeito prejudicial na resistência ao impacto. Ademais, o ferro fundido cinzento normalmente possui baixa resistência mecânica devido ao efeito de entalhe dos veios de grafita. Entretanto, reduzir o comprimento dos veios de grafita é benéfico em termos de resistência mecânica, enquanto o refinamento do espaçamento interlamelar da perlita fornece uma matriz mais resistente mecanicamente. Os diversos trabalhos apresentados anteriormente destacam que a adição de nióbio neste material induz simultaneamente ambos os efeitos. Na Figura 2.20(c), foi ilustrada essa sinergia para uma série de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos. Mohrbacher (2018) explicou que a adição de 0,20 a 0,30% de nióbio em peso poderia proporcionar um ganho de até 100 MPa na resistência à tração.

Por fim, em relação à condutividade térmica, Silva (2017) analisou a adição de 0,36% de nióbio em peso em um ferro fundido cinzento. Os dados de condutividade térmica foram comparados com uma liga com composição química similar sem a adição de nióbio e a análise ocorreu para uma temperatura de aproximadamente 200 $^{\circ}\text{C}$. Verificou-se que a condutividade térmica diminuiu 16,9% a partir da introdução do elemento químico, passando de 29,80 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ para 24,77 $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$. O autor explicou esse resultado à luz da diminuição do tamanho das lamelas de grafita. Callister e Rethwisch (2008) explicaram a redução da condutividade

térmica dos materiais a partir da presença de elementos de liga, novas fases e redução do tamanho de grão dos materiais. Zhou e Zhu (2011) investigaram a adição de nióbio em uma liga de ferro fundido de alta condutividade térmica com elevado CE (4,4% ~ 4,5%). Para um teor de 0,09% de nióbio em peso, a grafita tornou-se mais fina, suas propriedades mecânicas foram aumentadas em algum grau, sua resistência ao desgaste foi aumentada e sua resistência a trincas a quente foi melhorada.

Descritos os principais efeitos da adição de nióbio na microestrutura do ferro fundido cinzento e suas consequências sobre as principais propriedades físicas dos ferros fundidos cinzentos, outros exemplos foram relacionados no Quadro 2.3. Em geral, as características micrográficas (tamanho da grafita, espaçamento interlamelar da perlita e densidade celular) e as propriedades mecânicas típicas (dureza e tração) foram os critérios para avaliação do desempenho do material mais estudados. Ademais, esses critérios, foram otimizados para teores de nióbio em peso inferiores à 0,5%, na maioria das aplicações descritas.

Quadro 2.3- Alguns exemplos de adição de nióbio em ferros fundidos cinzentos. As composições estão em percentual em peso.

Autor(es)	Teor de Nióbio	Propriedades e/ou características	Resultados alcançados a partir do aumento do %Nb
Castelo Branco (1984)	0,00 à 2,0%	Tensão limite de resistência (MPa) Tensão limite de resistência (MPa) Dureza (HB)	Aumento (300-400 para 0,0 até ≈0,5%Nb) Redução (400-350 para 0,5-2,0%Nb) Aumento não expressivo (200 para 220)
Porkert e Wolfgang (1999)	Entre 0,38% 0,45%	Tensão limite de resistência (MPa) Dureza (HB)	Aumento (ganho reportado de 15 a 18 MPa) Variou (150 a 190, a partir da espessura)
Shaonan (1999)	0,15% 0,40%	Propriedades mecânicas (artigo em chinês)	As propriedades mecânicas foram aumentadas em um grau.
Nylén (2001)	0,00% 0,87%	Tensão limite de resistência (MPa) Dureza (HB)	Aumento (203 para 267) Aumento (199 para 234)
Jaszarowski <i>et al.</i> (2008)	0,05% 0,3%.	Tensão limite de resistência (MPa) Dureza (HB)	Aumento (209 para 360) Aumento (195 para 253)
Zhou <i>et al.</i> (2010)	0,10%	Tamanho da grafita (artigo em chinês) Dureza (artigo em chinês) Resistência à quente (artigo em chinês)	Redução (Não quantificado) Aumento (Não quantificado) Aumento (Não quantificado)
Hanna (2011)	Sem Nb e Mo 0,32% Mo 0,1% Nb 0,3% Nb	Tensão limite de resistência (MPa) Módulo de Elasticidade (GPa) Alongamento (%)	Aumento (147, 130, 128, 165, resp.) Variação não expressiva (80, 68,72, 82, resp.) Aumento (0,53; 0,69; 0,71; 0,68, resp.)
Webin <i>et al.</i> (2011)	0,042% 0,29% 0,85% 1,48%	Tamanho da grafita Diâmetro médio da célula eutética (µm) Espaçamento interlamelar da perlita (nm) Dureza (HB) Taxa de Desgaste (%)	Redução (Não quantificado) Redução (954, 497, 298, 403 respectivamente) Redução (875 para 678) Aumento (150 para 162) Redução (0,20% para 0,10%).
Zhang e Ren (2013)	0,10% 0,20% 0,30%	Tamanho da grafita Distribuição da grafita Tensão limite de resistência (MPa)	Redução (Não quantificado) Alterou (A para E) Aumento (320, 336 e 350, respectivamente).
Devecili e Yakut (2014)	0,019% 0,151% 0,431% 0,646%	Perda por abrasão (m ³) Tensão limite de resistência (MPa) Dureza (HB)	Redução (0,64 -0,56, ≈15%) Aumento não expressivo (180 para 190) Aumento não expressivo (180 para 185))
Silva (2017)	0,00 % 0,36%	Tensão limite de resistência (MPa) Tensão limite de escoamento (MPa) Dureza (HB)	Aumento (214 para 244) Aumento (208 para 244) Aumento (184 para 204)

Fonte: a autora (2021).

Por essa perspectiva, é oportuna a discussão sobre o torneamento do ferro fundido cinzento, uma vez que o interesse particular desse trabalho é verificar os efeitos da adição do nióbio neste material em sua usinabilidade.

2.4 Usinabilidade do ferro fundido cinzento

O ferro fundido cinzento é conhecido pela melhor usinabilidade entre as classes dos ferros fundidos (SOUSA; SALES e MACHADO, 2018). Grzesik (2017) explicou que a usinabilidade de um material se refere à facilidade ou dificuldade verificada durante o seu processo de corte. A usinabilidade como um recurso tecnológico de um material é considerada uma "propriedade" que é afetada, direta ou indiretamente, pelo sistema de usinagem: material e geometria da peça e da ferramenta de corte, parâmetros de corte, meios lubri-refrigerantes e máquina-ferramenta, por exemplo (GRZESIK, 2017). Processos físicos associados à usinagem, como esforços de corte, comportamento térmico, vibrações, tipo de cavaco, vida da ferramenta e acabamento são comumente utilizados como critérios de usinabilidade. Os testes de usinabilidade para um material específico são realizados usando avaliações práticas e os resultados são determinados em relação a outro teste em outro tipo de material, sob aproximadamente as mesmas condições de corte (SANDVIK COROMANT, 2020).

Dias e Diniz (2013) indicaram que a microestrutura do ferro fundido cinzento é um dos principais indicadores de sua usinabilidade. Apesar da sua boa usinabilidade, o desempenho do ferro fundido cinzento durante o processo de corte pode ser alterado por pequenas variações microestruturais, a saber: fração volumétrica de fases, quantidade, tamanho, forma e distribuição da grafita, relação ferrita/perlita, tamanho das células eutéticas, espaçamento interlamelar da perlita e a presença de inclusões de sulfetos e elementos de liga na forma de precipitados.

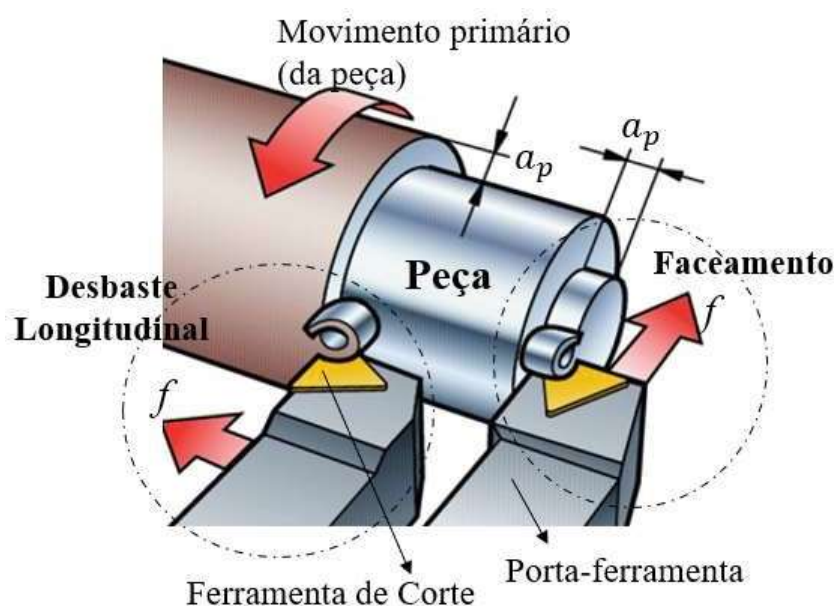
Nesta revisão bibliográfica, primeiramente serão discutidos alguns aspectos fundamentais sobre o torneamento e o processo de formação do cavaco. Em seguida, os critérios de usinabilidade relacionados aos esforços de corte, ao comportamento térmico e a qualidade da superfície usinada serão discutidos.

2.4.1 Torneamento e o processo de formação do cavaco

No torneamento, a ferramenta é fixada de maneira rígida em um porta-ferramenta. A remoção de cavaco ocorre a partir da combinação da velocidade de corte (rotação da ferramenta), velocidade de avanço e profundidade de usinagem constantes ao longo do eixo da peça, o que proporciona a geração de uma superfície de perfil desejado (TRENT e WRIGHT, 2000). Em relação aos parâmetros de corte, a velocidade de corte (v_c) é definida

como a velocidade instantânea do ponto de referência da aresta de corte da ferramenta, segundo a direção e o sentido de corte (MACHADO *et al.*, 2015). Ilustrado na Figura 2.21, o movimento axial da ferramenta, ou radial no faceamento, é chamado avanço (f), que representa o percurso de avanço em cada volta e é medido em $\text{mm}\cdot\text{rev}^{-1}$. Por fim, a profundidade de usinagem (a_p) é a quantidade que a ferramenta penetra na peça, medida perpendicularmente ao plano de trabalho (MACHADO *et al.*, 2015).

Figura 2.21- Visão geral do torneamento:parâmetros de corte.



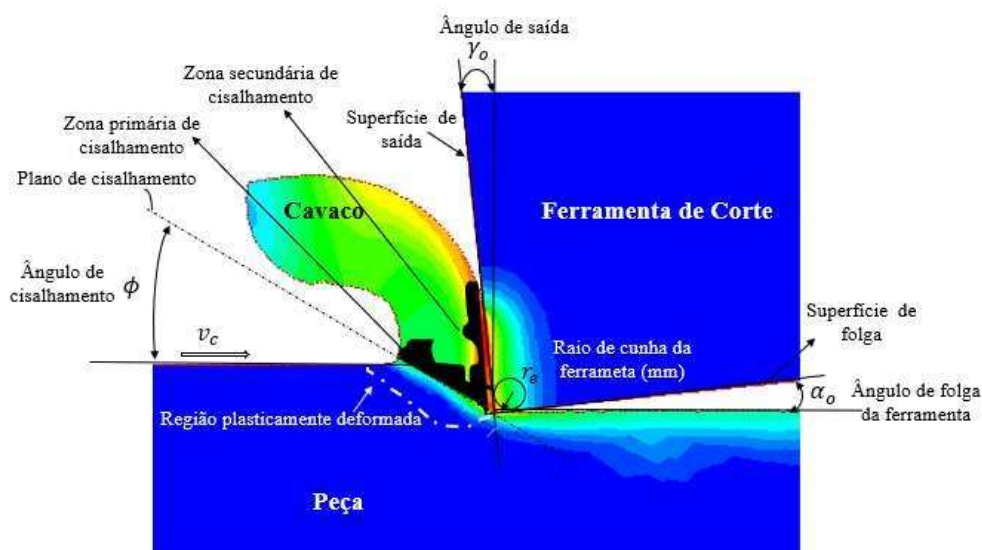
Fonte: adaptado de Sandvik Coromant.

A compreensão do processo de usinagem baseia-se no estudo da formação do cavaco. Machado *et al.* (2015) explicaram que, em decorrência da penetração da ferramenta de corte na peça, uma pequena porção de material da peça é pressionada contra a superfície de saída da ferramenta. O material pressionado sofre deformação elástica e plástica, nessa ordem. Esta última aumenta progressivamente até o estado de tensões provocar a ruptura do material.

Como a formação dos cavacos é dinâmica, há planos instantâneos de ruptura e propagação de trincas, que definirão uma certa região entre peça e cavaco, denominada por Machado *et al.* (2015) como zona primária de cisalhamento. Para fins de dedução matemática, essa região é considerada como um plano de cisalhamento, no qual se concentra, preferencialmente, a ruptura. Na Figura 2.22, representa-se esquematicamente o plano primário de cisalhamento, definido pelo ângulo de cisalhamento, ϕ , formado entre o plano de

cisalhamento e o plano de corte. Seguindo com a penetração da ferramenta na peça, haverá ruptura parcial ou completa na região de cisalhamento, dependendo da extensão da propagação da trinca (MACHADO *et al.*, 2015). Em detrimento do movimento relativo entre a ferramenta e a peça, inicia-se um escorregamento do material deformado e rompido - o cavaco - sobre a superfície de saída da ferramenta. Concomitantemente, uma fração de material deformado se formará, reiniciando todo o processo.

Figura 2.22- Mecanismo de formação do cavaco.

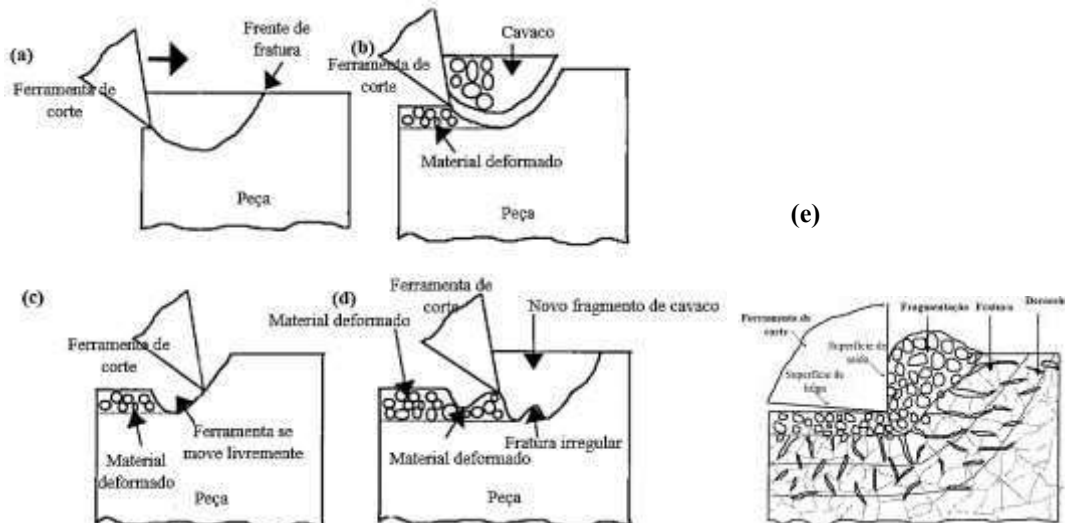


Fonte: a autora (2021).

Os eventos de fratura dominam o processo de formação do cavaco no caso do ferro fundido cinzento (VOIGT; MARWANGA e COHEN, 1999). A fratura ocorre ao longo das lamelas de grafita, formando cavacos descontínuos. Os autores explicaram que, quanto maiores os veios de grafita, maiores são as distâncias de fratura na frente e abaixo da ferramenta (Figura 2.23a). À medida que a ferramenta avança, um segmento de material fratura completamente e se separa, como apresentado na Figura 2.23 (b). Ao mesmo tempo, uma região danificada com fragmentos compactados do material é criada abaixo da ferramenta. Fratura irregular pode ocorrer especialmente na usinagem de ferro fundido cinzento e, quando isso ocorre, o movimento da ferramenta percorre livremente por uma distância sem cortar material até voltar a prender à peça (Figura 2.23c). A superfície irregular representada na Figura 2.23(d) é um fator importante que limita o acabamento superficial dos ferros fundidos em geral. Voigt, Marwanga e Cohen (1999) esclareceram que os cavacos de

ferro fundido cinzento são altamente descontínuos e permanecem em contato com a ferramenta por muito pouco tempo.

Figura 2.23- Modelo de formação do cavaco em ferro fundido cinzento: (a) distâncias de fratura na frente e abaixo da ferramenta; (b) segmento de material fraturado completamente; (c) distância sem cortar material; (d) superfície irregular; (e) regiões da peça que são afetadas durante a usinagem de ferro fundido cinzento.



Fonte: Voigt, Marwanga e Cohen (1999).

Voigt, Marwanga e Cohen (1999) estudaram um ferro fundido cinzento com matriz perlítica-ferrítica com grafita A e D e propuseram um modelo com três regiões da peça que são afetados durante a usinagem de ferro fundido cinzento: (i) a zona de decoesão, (ii) a zona de fratura e (iii) a zona de fragmentação (Figura 2.23e). Guessser (2009) elucidou que, na zona de decoesão, a separação da matriz das lamelas de grafita é iniciada e microtrincas são estabelecidas. Na zona de fratura, formam-se grandes trincas, pela junção das pequenas trincas, que também se unem a trincas advindas da interface com a ferramenta. As trincas seguem o esqueleto da grafita e são distribuídas ao acaso. A região de fragmentação é composta por duas áreas: uma à frente e outra abaixo da ferramenta. A primeira consiste em material que é fragmentado em pequenas partículas, ocorrendo microfratura na maioria das interfaces grafita/matriz (GUESSER, 2009). Por fim, Voigt, Marwanga e Cohen (1999) descreveram que o material abaixo da ferramenta também está fragmentado, porém as forças de compressão provocam compactação dos fragmentos de cavaco, resultando em uma superfície opaca.

Apesar de o mecanismo de formação de cavaco ser predominantemente por processos de fratura, alguns autores (PEREIRA, 2006; HECK *et al.*, 2008 e TOOPTONG *et al.* 2016)

encontraram evidência de adesão nas ferramentas de corte utilizadas no torneamento de ferro fundido cinzento. Logo, o modelo de formação de trincas à frente da ferramenta, sem região de adesão, é uma simplificação.

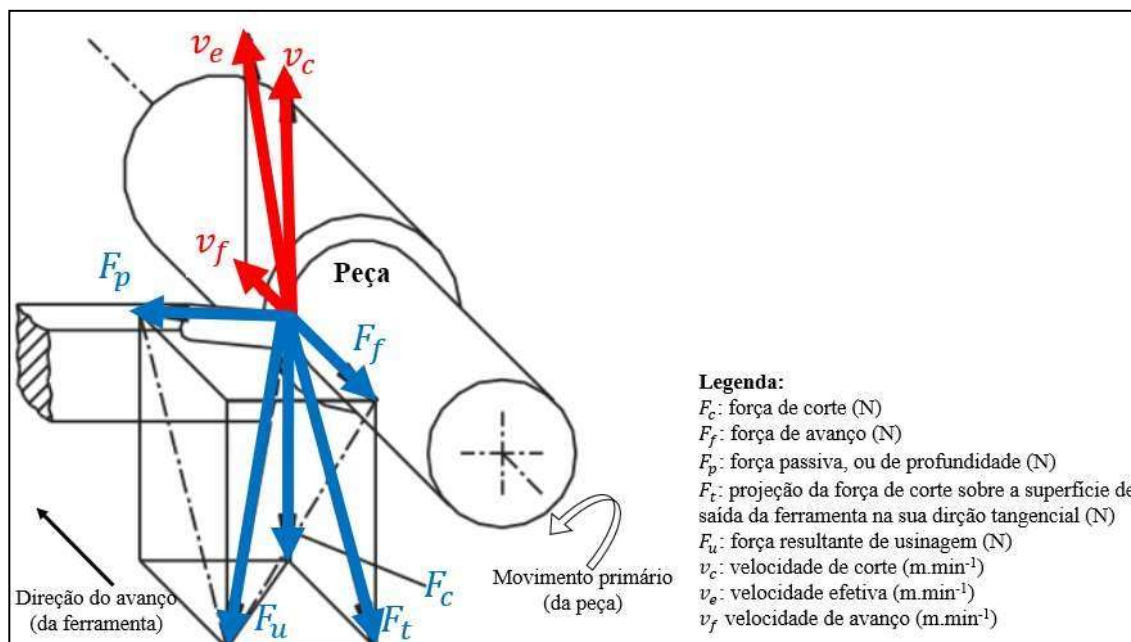
2.4.2 Força de usinagem e suas componentes

A força de usinagem e suas componentes são afetadas pela geometria e material da ferramenta, área da seção de corte, parâmetros de corte, condições de lubrificação e refrigeração, desgaste da ferramenta e material da peça. Em relação a este último parâmetro, algumas condições como elementos de liga, impurezas, carbonetos de elevadas durezas, inclusões e/ou tratamento térmico contribuem para alterações na pressão específica de corte (k_s) e na resistência ao cisalhamento do material (TRENT e WRIGHT, 2000; MACHADO *et al.*, 2015).

A justificativa da medição dos sinais de força neste trabalho deveu-se à adição de nióbio no material da peça de trabalho. Uma vez que a área do plano de corte permaneceu constante, a força necessária para formar o cavaco seria aumentada se o elemento de liga aumentasse a resistência ao cisalhamento do cavaco. Assim, pela observação dos sinais de esforços de corte seria possível compreender comportamentos de parâmetros de saída, como temperatura de corte e acabamento da superfície usinada, os quais influenciam a viabilidade econômica da manufatura. Para obter as forças nas operações de torneamento, foi proposta a decomposição da força de usinagem (F_u) em três componentes: força de corte ou força principal de corte (F_c), força de avanço (F_f) e força de profundidade ou força passiva (F_p), (FERRARESI, 1970). As definições das três componentes básicas da F_u são descritas a seguir de acordo com Ferraresi (1970) e ilustradas na Figura 2.24.

- Força de corte (F_c): também denominada força principal de corte, é a projeção da F_u sobre o plano de trabalho (plano que contém as direções de avanço e corte), na direção de corte, dada pela velocidade de corte (v_c).
- Força de avanço (F_f): é a projeção da F_u sobre o plano de trabalho, na direção de avanço da ferramenta, dada pela velocidade de avanço (v_f).
- Força passiva (F_p): também conhecida como força de apoio, é a projeção da F_u sobre a direção perpendicular à direção de avanço, situada no plano de trabalho.

Figura 2.24-Componentes da força de usinagem no torneamento.



Fonte: adaptado de Machado *et al.* (2015).

Stephenson e Agapiou (2016) explicaram que a grafita reduz a ductilidade e introduz discontinuidades na matriz metálica que facilitam a quebra de cavacos, sendo que a própria grafita atua como um lubrificante para a ferramenta de corte. Logo, as forças na usinagem deste material são comparativamente pequenas em relação a outros materiais metálicos, como aço e alumínio, por exemplo (VISWANATHAN *et al.*, 2008).

Trent e Wright (2000) descreveram que a fratura no plano de cisalhamento ocorre em intervalos frequentes no corte do ferro fundido cinzento, iniciada pelas lamelas de grafita. Li (2014) mencionou que geralmente são observados cavacos quebradiços e com pouca deformação durante o corte devido aos baixos valores de σ_{LR} do ferro fundido cinzento. Logo, este tipo de cavaco contribui para um comprimento de contato na superfície de saída curto e, conseqüentemente, força de corte e consumo de energia baixos.

Os veios de grafita estendem de maneira apreciável ao longo do plano de cisalhamento. Assim, as numerosas partículas de grafita desempenham um papel autolubrificante no processo de corte ao favorecer uma força de atrito relativamente pequena entre a superfície de saída da ferramenta e os cavacos. Klocke (2011) acrescentou que a deformação mecânica na aresta de corte da ferramenta durante a usinagem do ferro fundido cinzento tende a ser baixa, o que conduz a forças resultantes baixas. Estas explicações auxiliaram na compreensão dos

menores valores de F_c encontrados na usinagem de ferro fundido cinzento em comparação a outros materiais, como: ferro fundido nodular e ferro fundido vermicular (NAYYAR *et al.*, 2012); alumínio, aço ABNT 1020 e aço ABNT 1050 (SOUSA *et al.*, 2010); e aços S45C, SNCM439 (OLEG *et al.*, 2018), a título de exemplo.

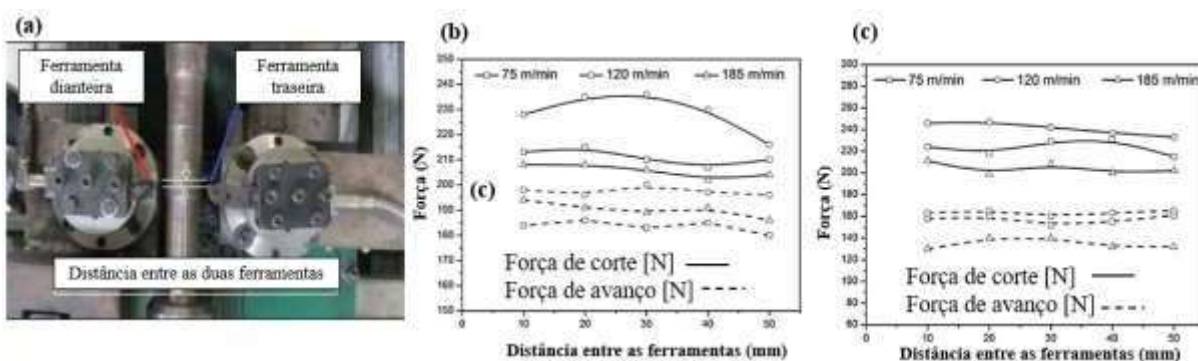
Oleg *et al.*(2018) analisaram as componentes de F_u durante o torneamento de ferro fundido cinzento (FC250 equivalente ao EN-GJL-250), alumínio e aço, utilizando valores de velocidade de corte (v_c) entre 100-300 m.min⁻¹, avanço (f) de 0,2-0,4 mm.rev⁻¹ e profundidade de usinagem (a_p) entre 0,1-1,2 mm. Os autores verificaram que o comportamento das componentes de F_u foi semelhante para todos os materiais: v_c apresentou influência insignificante sobre as componentes de F_u , mas f e a_p contribuíram para o acréscimo destas. De forma geral, à medida que f aumentou, a seção do cavaco cortado elevou e, portanto, o metal tornou-se mais resistente à fratura, requerendo maior esforço de corte para a remoção de cavacos (LAOUISSI *et al.* 2019). Concomitantemente, a elevação de a_p provocou um aumento na largura do cavaco e, conseqüentemente, um aumento no volume de metal deformado. Souza *et al.*(2009) (torneamento de ferro fundido cinzento de dureza de 205 HB e σ_{LR} 245 MPa) descreveram as mesmas relações. Tongtae, Dawan e Kumvong (2012) acrescentaram que a interação entre f e a_p apresentou um efeito fortemente significativo sobre F_c durante a usinagem de ferro fundido classe FC250.

Li (2014) investigou o desempenho da F_c durante o corte ortogonal de um ferro fundido cinzento (HB 242) com ferramenta de metal duro revestida por TiCN-Al₂O₃ por meio de CVD (deposição química de vapor, do inglês, *chemical vapour deposition*) variando v_c (33-54 m.min⁻¹), f (0,153-0,315 mm.rev⁻¹) e a_p (1-2 mm). Com o incremento de v_c , F_c reduziu ligeiramente. No entanto, a F_c aumentou com o acréscimo de f e a_p , porém, com uma amplitude considerável para o primeiro parâmetro. O autor explicou que, com o acréscimo de v_c , o ângulo de cisalhamento da ferramenta de corte aumentou, devido à elevação de temperatura na zona de fluxo. Dessa forma, a deformação do corte seria pequena, de modo que a F_c diminuiria. Resultados similares foram relatados por Yiğit, Findik e Celik (2010), Tongtae, Dawan e Kumvong (2012) e Oleg *et al.*(2018). Estes autores apontaram que o aumento da temperatura de corte a partir de v_c provocaria a redução da resistência ao cisalhamento do material da peça, da espessura do cavaco e do comprimento de contato cavaco-ferramenta, favorecendo a redução dos esforços de corte. Entretanto, Leal (2015) não

verificou a relação típica entre v_c e F_c no torneamento do ferro fundido cinzento (GG30). O autor explicou o resultado a partir da natureza frágil do material, a qual não garantiu um aumento no ângulo de cisalhamento, associada ao valor de f , que levou à formação do cavaco dentro do chanfro da ferramenta. Essa última situação resultou em um ângulo de saída extremamente negativo.

Kalidasan *et al.* (2016) propuseram um estudo experimental de forças de corte no torneamento multi-ferramenta de ferro fundido cinzento com ferramentas de metal duro revestidas por TiN (Figura 2.25a). A distância entre as ferramentas de corte variou de 10 mm a 50 mm. No estudo, foram empregadas três velocidades de corte: 75, 120 e 185 m.min⁻¹. Para ambas as ferramentas, f e a_p foram mantidos constantes: 0,08 mm.rev⁻¹ e 1 mm, nesta ordem. Os autores destacaram a variação significativa dos valores de F_c em função de v_c . Os maiores valores de F_c foram alcançados para a v_c de 120 m.min⁻¹ para ambas as ferramentas. Kalidasan *et al.* (2016) atribuíram este resultado à formação de aresta postiça de corte (APC). Já para a v_c de 185 m.min⁻¹, a temperatura de corte aumentou e isso reduziu a resistência ao cisalhamento do material. Por fim, para a v_c de 75 m.min⁻¹, as forças foram menores. Conseqüentemente, Kalidasan *et al.* (2016) sugeriram que o atrito foi mais baixo nessa condição, embora superiores à condição de maior v_c analisada.

Figura 2.25- Torneamento multi-ferramenta : (a) arranjo experimental; (b) F_c e F_f para a ferramenta dianteira; (c) F_c e F_f para a ferramenta traseira.



Fonte: adaptado de Kalidasan *et al.* (2016).

Ainda em relação ao trabalho de Kalidasan *et al.* (2016), para a ferramenta dianteira (Figura 2.25b), a F_c mais baixa foi encontrada para a v_c de 185 m.min⁻¹, enquanto que a menor F_f foi destacada para a condição de 75 m.min⁻¹. Por outro lado, para a ferramenta traseira, ambas as forças foram mais baixas para a maior condição de v_c (Figura 2.25c). Os valores

máximos e mínimos para F_f foram 200 N e 180 N para a ferramenta dianteira e 165 N e 130 N para a ferramenta traseira (Figura 2.25c). A razão F_f/F_c variou de 0,84 a 0,93 para a ferramenta de corte dianteira e 0,63 a 0,74 para ferramenta de corte traseira. Kalidasan *et al.* (2016) explicaram que essa razão fornece uma indicação de atrito durante a usinagem. Quanto maior o atrito devido ao desgaste do flanco, maior a proporção F_f/F_c . Os autores explicaram que a ferramenta traseira encontrou menor atrito, pois a ferramenta dianteira limpou a superfície usinada e ajudou a destacar a grafita na superfície. Por fim, esses autores explicaram que a natureza heterogênea do ferro fundido cinzento favoreceu que a ferramenta traseira cortasse camadas internas mais macias.

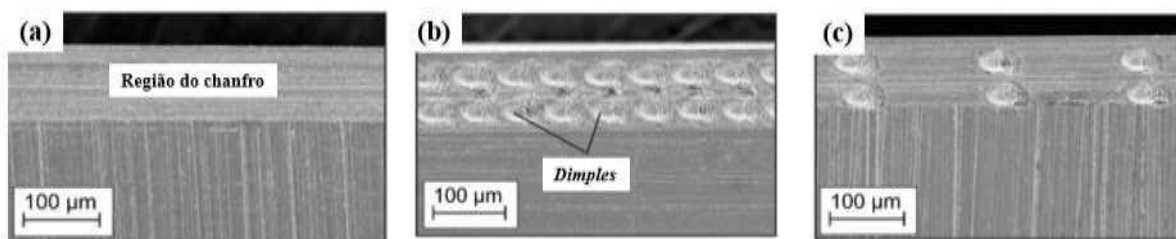
Souza *et al.* (2009), Kalidasan *et al.* (2016), Oleg *et al.* (2018) e Leal *et al.* (2019) verificaram o domínio de F_c sobre as demais componentes de F_u durante o torneamento de ferros fundidos cinzentos de distintas classes. Em suma, a justificativa desta superioridade deveu-se a modificações da geometria da ferramenta de corte e valores de avanço e profundidade de usinagem. No entanto, Trent e Wright (2000) e Sousa *et al.* (2010) encontraram valores de F_f superiores a F_c . A explicação foi relacionada à tensão de compressão e condições de deformação na superfície da ferramenta. Nesse caso, os ferros fundidos cinzentos apresentaram menor deformação plástica no plano primário em relação à zona secundária de cisalhamento (TRENT e WRIGHT, 2000).

Martinho, Silva e Baptista (2007) investigaram o comportamento de ferramentas de nitreto de silício (Si_3N_4) não revestida e revestida por um filme de diamante por meio de CVD sob condições severas ($v_c = 500, 700, 900 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$), ($f = 0,1, 0,25 \text{ e } 0,4 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$) e ($a_p = 1 \text{ mm}$) no torneamento de ferro fundido cinzento (classe 25, $\sigma_{LR} 250\text{-}350 \text{ MPa}$ e dureza de 150-233 HB). Os autores verificaram que os insertos revestidos promoveram, sistematicamente, valores mais altos de F_c . Os autores verificaram que a rugosidade R_a (desvio médio aritmético) da superfície de saída da ferramenta sem revestimento era $0,8 \mu\text{m}$; entretanto, essa mesma característica para o inserto revestido foi $2,2 \mu\text{m}$. Os maiores valores de F_c retornados pela ferramenta revestida foram atribuídos a essa maior rugosidade e, então, possibilidade de maior atrito na interface cavaco-ferramenta. Além disso, o valor final de F_c foi superior ao seu valor inicial para ferramentas revestidas e não revestidas sob qualquer f , indicando o desgaste da aresta de corte. No entanto, Wang *et al.* (2010) e Laouissi *et al.* (2019) utilizaram ferramentas revestidas (TiNAl e Si_3N_4 , respectivamente) e encontraram menores valores de F_c no

torneamento de ferro fundido cinzento. Nesses estudos, o revestimento desempenhou um papel de lubrificação entre a ferramenta e a peça, diminuindo o coeficiente de atrito.

Existem relatos na literatura do uso de ferramentas texturizadas para o torneamento de ferro fundido cinzento. Leal (2015) explicou que o processo de texturização superficial tem como objetivo controlar a textura, picos e depressões geralmente desordenados, em um local determinado de uma superfície, criando um relevo uniforme, em escala micro ou nanométrica, com depressões e picos regularmente distribuídos (Figura 2.26). Dessa forma, a superfície de saída da ferramenta de corte e a interface cavaco-ferramenta pode ser modificada. Por consequência, F_u , temperatura de corte e desgaste da ferramenta são diminuídos, por exemplo (LEAL, 2015).

Figura 2.26- Imagens obtidas via MEV de chanfros de ferramentas: (a) sem texturização; (b) texturizadas com 60 μm entre os centros de dois dimples subsequentes; (c) texturizadas com 200 μm entre os centros de dois dimples subsequentes.



Fonte: adaptado de Leal *et al.* (2019).

Noveleto *et al.* (2017) avaliaram o comportamento de ferramentas de corte de cerâmica branca texturizadas por meio de laser de pulsos ultracurtos no torneamento a seco de ferro fundido cinzento FC 250 (200 HB) e verificaram que não houve diferenças significativas nos valores médios de F_u entre as ferramentas texturizadas e não-texturizadas no torneamento de ferro fundido cinzento. Logo, não ocorreu deformação do cavaco suficiente para armazenamento nos canais da ferramenta e, conseqüentemente, as dimensões das zonas de cisalhamento primário e secundário permaneceram inalteradas (NOVELETO *et al.*, 2017). Leal (2015) endossou estes resultados ao afirmar que o uso de texturas em ferramentas de metal duro não foi vantajoso para a redução da F_u no torneamento a seco de ferro fundido cinzento (GG30). Porém, quando o ambiente de torneamento foi modificado com a presença de mínima quantidade de fluido (MQF), Leal *et al.* (2019) verificaram menores valores de F_u para os insertos texturizados. Esse fenômeno propõe que pequenas quantidades de fluido podem ter sido armazenadas em vales sobre a superfície de saída da ferramenta, reduzindo a

temperatura de corte e, em algumas circunstâncias, aumentando o efeito de lubrificação na região de corte. Entretanto, estes resultados foram observados somente para alguns intervalos de v_c , f e a_p . Para a maior v_c (300 m.min⁻¹), os resultados sugeriram que o fluido de corte não conseguiu penetrar de forma eficiente na interface cavaco-ferramenta.

Por fim, as consequências das modificações da microestrutura do ferro fundido cinzento sobre F_u foram encontradas em relatos da literatura. Zhang e Ren (2013) variaram o teor de nióbio entre 0,10 a 0,30% em peso no torneamento de ferro fundido cinzento com v_c de 160 m.min⁻¹, f de 0,294 mm.rev⁻¹ e a_p de 2,5 mm. A F_c proveniente da adição de 0,20% de nióbio apresentou pouca diferença em contraste com a adição de 0,10% de nióbio; porém, ao adicionar 0,30% de nióbio, F_c aumentou cerca de 15%. Tongtae, Dawan e Kumvong (2012) verificaram que a F_c sofreu uma redução de apenas 1%, porém estatisticamente significativa, ao alterar o procedimento de inoculação de simples para dupla. Esse resultado foi explicado a partir da maior dureza (cerca de 6 HB) das amostras que sofreram apenas uma inoculação, além da forma da grafita muito maior resultante da inoculação dupla. Nayyar *et al.* (2013) correlacionaram a F_c com as propriedades microestruturais de um ferro fundido cinzento e nodular. Os autores verificaram que apenas o conteúdo de perlita mostrou forte correlação (coeficiente de determinação $R^2 = 0.9617$) com a F_c , enquanto nodularidade e distância interlamelar na perlita não garantiram o mesmo comportamento. Muñoz Dias (2011) comparou a usinabilidade de dois ferros fundidos na operação de fresamento: matriz completamente perlítica (217 HB, σ_{LR} 240 MPa) e matriz mista (50% perlita e 50% ferrita, 156 HB, σ_{LR} 213 MPa). O fresamento do material totalmente perlítico solicitou maior esforço de corte. A justificativa para tal fenômeno baseou-se nos maiores valores das propriedades mecânicas destes materiais.

Portanto, as lamelas de grafita reduzem a ductilidade, atuam como um lubrificante natural e facilitam a quebra dos cavacos durante o corte do ferro fundido cinzento. De maneira geral, percebeu-se que ferro fundido cinzento produz forças de usinagem comparativamente pequenas em relação ao aço e outros tipos de ferros fundidos (nodular, vermicular), por exemplo. Tal fato foi justificado a partir da dureza do material, da fratura contínua no plano de cisalhamento e dos cavacos quebradiços. Acredita-se que a justificativa de não encontrar trabalhos que comparem resultados de diferentes geometrias de quebra-cavaco sobre a usinabilidade deste material deve-se à sua natureza frágil, que já se encarrega de reduzir o

comprimento de contato do cavaco com a ferramenta. Outra análise refere-se à comparação entre os valores de F_c e F_f . Verificou-se que o comportamento dessas dependerá da quantidade de deformação plástica sofrida pelo material em seu plano primário de cisalhamento.

Em relação aos parâmetros de corte, observou-se que, a princípio, os maiores valores de v_c e/ou menores valores de f e a_p estariam associados aos menores valores de F_u . A teoria do corte de metais foi utilizada para explicar os fenômenos associados a esses eventos; porém, em relação à justificativa da redução de F_c em função do aumento de v_c , foram debatidas questões associadas ao aumento do ângulo de cisalhamento e da temperatura e redução da resistência ao cisalhamento. Entretanto, tais generalizações devem ser feitas com a devida cautela, uma vez que a natureza frágil do ferro fundido cinzento combinada à escolha de parâmetros de corte pode alterar relações típicas da literatura.

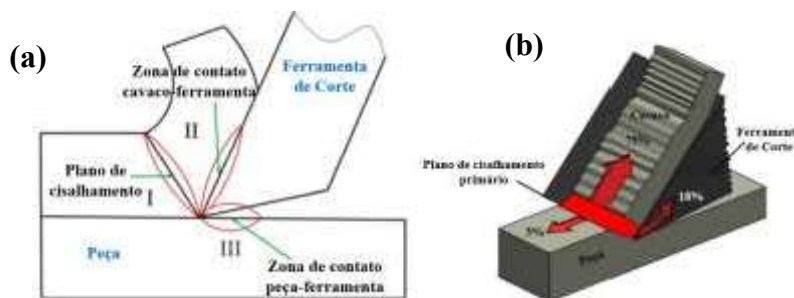
Quanto ao material da ferramenta de corte, observou-se que os trabalhos empregaram, em sua maioria, ferramentas cerâmicas (branca, Si_3N_4 , por exemplo) ou metal duro, estando a escolha condicionada principalmente aos intervalos de v_c . A maioria das investigações empregou ferramentas revestidas, dado o consenso de seus benefícios sobre a redução das forças de usinagem. No entanto, foi verificada uma condição: a rugosidade do filme depositado foi suficiente para aumentar o valor de F_c . Em relação às modificações da superfície de saída das ferramentas, foram encontrados trabalhos em relação à textura delas. De maneira geral, a textura não foi significativa sobre a diminuição de F_c no corte a seco. Quanto ao ambiente de corte, verificou-se que a maioria dos testes foi conduzida a seco, fato justificado pela boa usinabilidade do ferro fundido cinzento e pela presença de grafita atuando na autolubrificação.

2.4.3 Temperatura de Corte

No corte de metais, a energia dissipada por atrito e consumida para deformação plástica é largamente convertida em calor próximo à aresta de corte da ferramenta. Luo, Wang e Zhang (2020) apontaram três fontes de calor existentes na zona de corte: a primeira devido à deformação plástica no plano de cisalhamento; a segunda devido ao atrito na interface do cavaco-ferramenta; a terceira no contato entre a peça de trabalho e a superfície de flanco (Figura 2.27a). Grzesik (2017) acrescentou uma quarta fonte, na qual uma pequena parte do calor é transferida para a camada subsuperficial e causa tensões residuais, e afirmou que esse

calor é dissipado por meio do cavaco (75-80%), da ferramenta de corte (10-15%) e da peça (5-10%). Rezende, Magalhães e Rubio (2020) ilustraram as proporções dissipadas de calor e consideraram que uma pequena parte deste calor pode ser transferida para o entorno (Figura 2.27b).

Figura 2.27- Distribuição de calor na zona de corte: (a) as fontes de calor, (b) proporções transferidas para a ferramenta de corte, peça e cavaco.



Fonte: adaptado de Luo, Wang e Zhang (2020) e Rezende, Magalhães e Rubio (2020).

Na usinagem de ferro fundido cinzento, tal distribuição da temperatura nas ferramentas de corte pode ser diferente, como explicaram Trent e Wright (2000). Ferraresi (1970) descreveu a distribuição de calor entre o cavaco, peça e ferramenta no torneamento do ferro fundido para duas velocidades de corte, a saber: para v_c de $20 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, 50% do calor foi dissipado pelo cavaco, 39% pela peça e 0,8% pela ferramenta de corte; ao passo que para v_c de $100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, 42% do calor foi dissipado pelo cavaco, 50% pela peça e 1,5% pela ferramenta de corte. Uma vez que os cavacos são descontínuos, a temperatura máxima é averiguada próximo à aresta de corte; logo, a temperatura máxima de corte é limitada pela deformação plástica de natureza compressiva (FERRARESI, 1970). Altas temperaturas geradas na região da aresta de corte influenciam a taxa de desgaste da ferramenta e o atrito entre o cavaco e a ferramenta. O aumento de temperatura na interface peça-ferramenta, influenciado pela composição química da peça, pode conduzir mudanças microestruturais, tensões residuais, erros de tolerância e distorções, limitando assim o desempenho da ferramenta de corte e controlando significativamente as taxas de remoção de material (ZHENG e LIU, 2013).

A medição da temperatura do cavaco nesta tese foi justificada pela facilidade de ajuste do ponto focal do pirômetro para a região de formação do cavaco. Além disso, a razão do controle da temperatura do cavaco neste trabalho deveu-se à adição de nióbio no material da peça, uma vez que o calor existente na zona de corte depende das propriedades térmicas dos materiais da peça e da ferramenta de corte e dos parâmetros de corte com efeito predominante

da v_c e do método de resfriamento aplicado. Dadas as características de boa condutividade térmica do ferro fundido cinzento e sua formação de cavacos de ruptura, haveria possibilidade de compreender, pelo controle da temperatura do cavaco, se a adição de nióbio seria capaz de modificar as condições de temperatura do processo de corte e, conseqüentemente, sua usinabilidade.

Souza *et al.* (2009) analisaram a temperatura do cavaco durante o torneamento do ferro fundido cinzento utilizando uma v_c constante de 300 m.min⁻¹ a partir de diferentes valores de f (0,1-0,5 mm.rev⁻¹) e a_p constante de 1 mm. Foram empregadas ferramentas de corte à base de Si₃N₄. Os autores perceberam que, aumentando f a partir de 0,1 mm.rev⁻¹, havia uma redução progressiva no valor da temperatura do cavaco. Fang (1994) e Sousa, Sales e Machado (2018) explicaram que o aumento de f resulta em aumento da área do plano de cisalhamento primário e zona de cisalhamento secundário, favorecendo uma maior dissipação de calor tanto para a ferramenta quanto para a peça. No entanto, se o incremento de f não aumentar efetivamente essa interface, a temperatura de cavaco não irá reduzir e sim crescer a partir do incremento de f .

Souza *et al.* (2009) propuseram investigar a influência da variação de v_c (180-420 m.min⁻¹) sobre a temperatura de corte. Os resultados apontaram que o incremento da v_c aumentou a variável resposta. Os autores assinalaram os mesmos pontos que Grzesik (2017) em relação à dissipação de calor no processo de corte, porém destacaram que uma fração maior do calor desenvolvido na zona de corte era dissipada pela ferramenta e pelo cavaco na usinagem de ferro fundido cinzento, uma vez que a peça era boa condutora de calor. Portanto, a dependência da temperatura em relação a v_c exerceu maior influência sobre o desempenho da ferramenta, especialmente em velocidades mais altas (SOUZA *et al.*, 2009).

Souza *et al.* (2008) compararam as temperaturas de corte da ferramenta cerâmica de nitreto de alumínio e silício (α -SiAlON) em função das v_c (200-500 m.min⁻¹) no torneamento de ferro fundido cinzento e vermicular, sendo que o ferro fundido cinzento apresentou as menores temperaturas. Tooptong, Park e Kwon (2018) explicaram que a grafita lamelar tende a reduzir a tenacidade à fratura do ferro fundido cinzento, tornando-o mais propenso a fraturas, gerando menos calor durante o corte e, conseqüentemente, favorecendo a diminuição da temperatura de corte. Stephenson e Agapiou (2016) acrescentaram que a ductilidade limitada

do ferro fundido cinzento reduz o comprimento de contato do cavaco e da ferramenta, restringindo a temperatura máxima de corte.

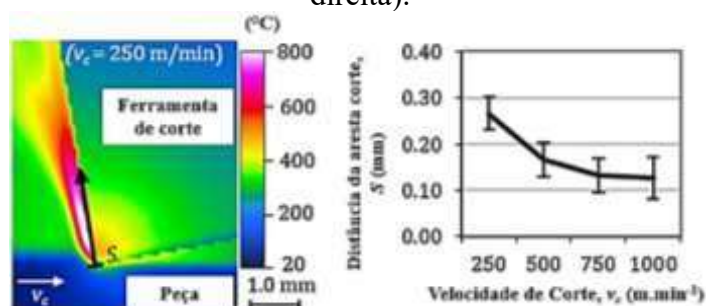
Nayyar *et al.* (2012) compararam as temperaturas de corte de um ferro fundido cinzento e vermicular no torneamento com insertos de metal duro classe P10 revestidos com óxido de alumínio (Al_2O_3). Os parâmetros de corte selecionados foram: v_c entre 52 e 320 $m.min^{-1}$; f de 0,2 $mm.rev^{-1}$ e a_p de 3,5 mm. Dois termopares foram colocados sobre a superfície de folga, a fim de medir a temperatura próxima à aresta de corte. O ferro fundido cinzento mostrou menor temperatura média; no entanto, os autores afirmaram que a diferença não foi significativa. Um aumento médio de 293 °C da temperatura na superfície de folga foi observado com um aumento na v_c de 52 para 320 $m.min^{-1}$. Porém, em ambos casos, a temperatura do flanco diminuiu ao se afastar desta região. Um aumento de 20 °C foi relatado por Kalidasan *et al.* (2016) ao aumentar v_c de 75 para 185 $m.min^{-1}$ no torneamento a seco de ferro fundido cinzento. Os estudiosos acrescentaram que a alta taxa de remoção de material causou alta taxa de deformação plástica e, conseqüentemente, contribuiu para maior geração de calor.

Ay e Yang (1998) conduziram um experimento para medir o tempo das oscilações de temperatura nas ferramentas de metal duro no torneamento de ferro fundido cinzento, aço AISI 1045, cobre e alumínio 6061 por meio de termopar tipo K. A extensão das oscilações de temperatura variou de acordo com os materiais das peças, sendo mais severa no corte do cobre, seguido pelo alumínio 6061, aço AISI 1045, e depois pelo ferro fundido cinzento. Essas flutuações de temperatura foram causadas pela formação de cavacos, o que aumentou a temperatura em contato com o material de trabalho. Já as diferenças na amplitude das oscilações de temperatura foram atribuídas às diferenças na forma e tamanho do cavaco, bem como as propriedades do metal analisado. Os autores explicaram que um pico nas curvas de resposta à temperatura, como visto no corte dos materiais dúcteis (cobre e alumínio), resultou de um cavaco com ondulações irregulares temporariamente preso na superfície da ferramenta. Já o ferro fundido cinzento apresentou menor flutuação na curva de temperatura, além de nenhuma tendência para formar crateras na superfície de saída da ferramenta. Ademais, os autores propuseram um mapa com os níveis de temperatura sobre a superfície de saída. Independentemente do material da peça, a temperatura máxima foi encontrada em um ponto ligeiramente abaixo da superfície de saída da ferramenta e não na aresta de corte. A explicação para este fenômeno deveu-se à interação da transferência de calor das zonas de deformação

primária e secundária e interface de contato peça-ferramenta. O gradiente de temperatura na superfície de saída da ferramenta mostrou-se abrupto em torno da temperatura máxima.

Fiorini e Byrne (2016) estudaram o torneamento de ferro fundido cinzento (GG25) com ferramentas de nitreto cúbico de boro policristalino (PcBN, do inglês *Polycrystalline Cubic Boron Nitride*). Os autores encontraram temperaturas máximas de 777 e 696 °C para v_c de 250 e 1000 m.min⁻¹, respectivamente. Ademais, a temperatura máxima foi encontrada mais próxima da aresta de corte primária, com o aumento da v_c (Figura 2.28). Fiorini e Byrne (2016) observaram que a localização da temperatura máxima e crateras para a v_c de 250 m.min⁻¹ coincidiram com uma baixa formação de uma camada protetora de sulfeto de manganês (MnS). Heck *et al.* (2008) afirmaram que o entendimento da lubrificação interna pelas inclusões de MnS no ferro fundido cinzento e a ausência desse efeito na usinagem de outros ferros fundidos são essenciais para o desenvolvimento de uma solução sólida para usinagem de alta velocidade destes.

Figura 2.28- Localização da temperatura máxima ao longo da interface cavaco-ferramenta medida da aresta de corte (termógrafo, à esquerda) em relação à velocidade de corte (à direita).



Fonte: adaptado de Fiorini e Byrne (2016).

Pereira (2005) detalhou que, durante o processo de usinagem, uma película protetora poderia ser formada sobre as superfícies da ferramenta de corte, devido às inclusões de engenharia. Tal camada é conhecida como camada protetora (BUL, do inglês *built-up layer*) e, no caso do ferro fundido cinzento, o MnS em condições favoráveis de temperatura, pressão, energia de superfície e afinidade química formaria esta camada protetora sobre as superfícies da ferramenta de corte. Esta camada reduz a F_c por meio do aumento do ângulo de cisalhamento, bem como diminui o coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta (PEREIRA,2005). Ademais, reduz o calor gerado na região primária do cisalhamento e, consequentemente, atua como uma barreira de difusão e proteção contra o desgaste.

A partir de um esquema de estimativa inversa de temperaturas da interface cavaco-ferramenta por meio de uma câmera infravermelha, Kwon, Schiemann e Kountanya (2001) verificaram que, independentemente do revestimento da ferramenta de corte - nitreto de titânio (TiN), nitreto de titânio e alumínio (TiAlN) ou sem cobertura -, os valores de temperatura eram mais baixos para o ferro fundido cinzento, comparado ao aço AISI 1045. Isso está de acordo com o senso comum de que materiais com menores valores de trabalho específico geralmente demandam menor deformação plástica. No entanto, Kwon, Schiemann e Kountanya (2001) acrescentaram que outros parâmetros, como a capacitância e a condutividade térmica, também afetam a temperatura da interface. Grzesik (2017), ao estabelecer os mesmos parâmetros de corte para uma gama de materiais (ferro fundido cinzento, aços carbono, ligas de aço, aços inoxidáveis, ligas à base de titânio ou alumínio), verificou que a temperatura do plano de cisalhamento era determinada pelas propriedades mecânicas e térmicas do material da peça. O ferro fundido cinzento foi o material que apresentou a menor média.

Por fim, as temperaturas alcançadas durante o corte do ferro fundido cinzento podem ser fortemente correlacionadas à sua condutividade térmica. Holmgren (2005) explicou que as células eutécticas deste material exibem uma extensa rede interconectada de grafita, contribuindo para o aumento dessa propriedade física, e acrescentou que o alinhamento das lamelas de grafita do ferro fundido cinzento permite uma propagação de calor bastante eficiente. Porém, Holmgren (2005) realizou uma ressalva em relação aos poucos trabalhos existentes com resultados incertos em relação à influência de elementos de liga sobre a condutividade térmica do ferro fundido. Holmgren (2005) acreditava que a influência de elementos (cromo, molibdênio, cromo+molibdênio, molibdênio+estanho) seria de grande valor, uma vez que a condutividade térmica, juntamente com o aumento de outras propriedades (resistência à quente e mecânica, por exemplo) determinariam um ganho de desempenho em altas temperaturas. Maluf *et al.* (2009) investigaram experimentalmente a difusividade térmica de quatro diferentes ligas de ferro fundido cinzento usadas na produção de discos de freio. Medições de difusividade térmica foram realizadas em condições de temperatura ambiente até 600 °C (intervalo típico para o torneamento deste material). Os autores verificaram que o molibdênio, ao contrário do cobre, reduziu a difusividade térmica do ferro fundido cinzento. A liga sem molibdênio, além de mostrar um teor de carbono

relativamente baixo e um aumento nos valores da difusividade térmica, exibiu o melhor desempenho durante testes de fadiga termomecânica.

Em relação à temperatura de corte do ferro fundido cinzento, foi observado que seu comportamento pode ser entendido a partir de condições de atrito e deformação plástica próximas à aresta de corte. A ductilidade do material está diretamente associada ao comprimento de contato do cavaco com a ferramenta e ao surgimento de cavacos fragmentados. A condutividade térmica do material auxilia na explicação de verificação de temperaturas de corte baixas quando comparada aos outros materiais metálicos, bem como a medição de temperaturas máximas e suas distribuições sobre a superfície de saída da ferramenta de corte.

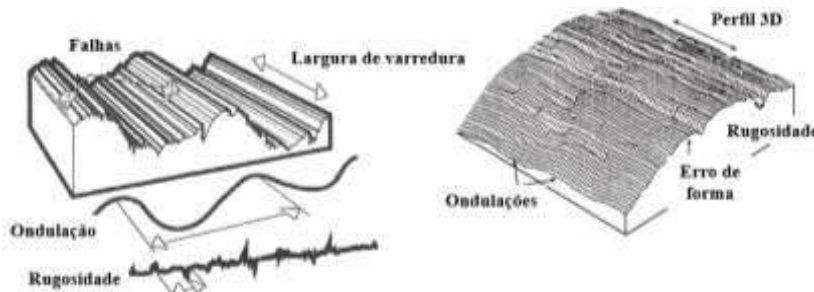
Materiais da ferramenta de corte, assim como revestimentos, conduzem valores distintos de temperatura de corte, os quais podem ser compreendidos à luz das modificações do par tribológico, suas relações de atrito e dissipação de calor. De maneira geral, notou-se que o aumento da taxa de material removido, independentemente do parâmetro de corte variado, conduziu à elevação dos valores da temperatura de corte. Entretanto, tal afirmação não pode ser considerada regra. A presença de fases de baixa resistência ao cisalhamento (grafita e MnS, por exemplo) pode reduzir a temperatura de corte. Por fim, acredita-se que tal variável reposta pode ser influenciada pela adição de elementos de liga no ferro fundido cinzento, dadas as modificações de sua condutividade térmica.

2.4.4 Rugosidade da Superfície Torneada

Grzesik (2017) explicou que a topografia de uma superfície (Figura 2.29) é composta por uma combinação de três características: (i) rugosidade; (ii) ondulação; e (iii) forma. A rugosidade refere-se às irregularidades finas ou erros micro geométricos de alta frequência na superfície causados pela interação da microestrutura do material e a ação da ferramenta de corte, sendo inerente ao processo de corte: marcas de avanço, aresta postiça de corte e desgaste da ferramenta, por exemplo (MACHADO *et al.*, 2015). A ondulação da superfície se refere às irregularidades de média frequência em que a rugosidade é sobreposta e é causada por instabilidade da ferramenta de corte, incluindo vibração e erros de desvio. A forma da superfície é a forma geral da superfície, negligenciando a aspereza e a ondulação, que é causada principalmente por distorção térmica, erro de deslizamento, desgaste ou flexão da

interface máquina-peça (GRZESIK, 2017). Neste trabalho, a característica objeto de investigação será a rugosidade.

Figura 2.29- Vista ampliada da topografia de uma superfície usinada.



Fonte: Grzesik (2017).

Kalpakjian, Schmid e Musa (2009) destacaram que a rugosidade influencia no comportamento dos componentes mecânicos, podendo alterar algumas características, a dizer: (i) a qualidade de deslizamento; (ii) a resistência ao desgaste; (iii) a resistência oferecida pela superfície ao escoamento de fluidos e lubrificantes; (iv) a qualidade de aderência que a estrutura oferece às camadas protetoras; (v) a resistência à corrosão e, por fim, (vi) a aparência. Brembo (1997) afirmou que a rugosidade de discos de freios (polido ou torneado) depende das especificações do centro de desenvolvimento da fabricação automotiva e departamento técnico, que especificam conjuntamente as características do disco de freio.

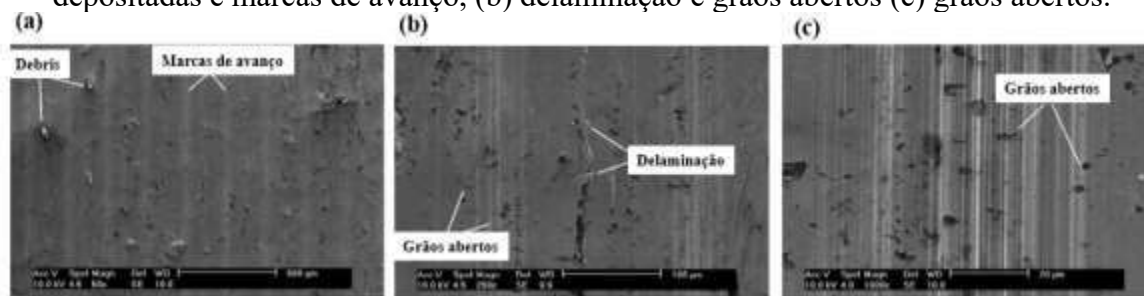
A usinagem do ferro fundido resulta em uma superfície de caráter bastante opaca, mas ideal para interfaces deslizantes (TRENT e WRIGHT, 2000). Klocke (2011) associou a qualidade superficial destas peças ao método de acabamento, às condições de corte e à composição química, tamanho, forma e distribuição da grafita e uniformidade da microestrutura. Nesse sentido, reside a justificativa da observação do caráter superficial neste trabalho, dado que a modificação da composição química da peça por meio da adição de nióbio influenciará diretamente a microestrutura do material. Assim, pelo controle de alguns parâmetros de corte e condições de torneamento, seria possível compreender comportamentos de alguns parâmetros de rugosidade associados ao controle de qualidade de fabricantes automotivos.

Guesser, Pereira e Boehs (2016) analisaram os parâmetros de rugosidade R_a , R_y (máxima distância entre o pico e o vale) e R_z (altura máxima do perfil) no torneamento de ferro fundido cinzento FC-250 com ferramentas não revestidas de Si_3N_4 para as v_c de 400,

700, 1200 e 1400 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$, f e a_p constantes em $0,2 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ e 2 mm, respectivamente. O aumento de v_c levou à progressiva redução de R_a , R_y e R_z . A justificativa baseou-se na elevação da temperatura na zona de corte consequente das maiores velocidades de corte. Dessa maneira, o atrito na interface cavaco-ferramenta foi diminuído e, conseqüentemente ocorreu a redução da rugosidade da superfície. Os autores notaram que estes resultados não foram apenas causados pelas marcas de avanço, mas também pela deformação e micro fraturas que a superfície sofreu durante o corte.

Guesser, Pereira e Boehs (2016) analisaram as superfícies usinadas por meio de MEV e destacaram aspectos importantes: (i) marcas de avanço com orientação unidirecional e (ii) partículas depositadas (Figura 2.30a); (iii) sobreposição de material (delaminação), associada à deformação plástica intensa e aumento de v_c (Figura 2.30b); e (iv) poros (“grãos abertos”) deixados pela fratura e arrancamento dos veios de grafita e da matriz adjacente (Figura 2.30c). Os grãos abertos apareceram como pequenas cavidades distribuídas uniformemente na superfície usinada, afetando a qualidade da superfície. O tamanho dos veios de grafita e a profundidade de usinagem selecionada afetaram o tamanho dessas cavidades. O tamanho dos grãos abertos foi diretamente proporcional aos valores de v_c .

Figura 2.30- MEV da superfície usinada em $v_c = 400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, mostrando (a) partículas depositadas e marcas de avanço, (b) delaminação e grãos abertos (c) grãos abertos.

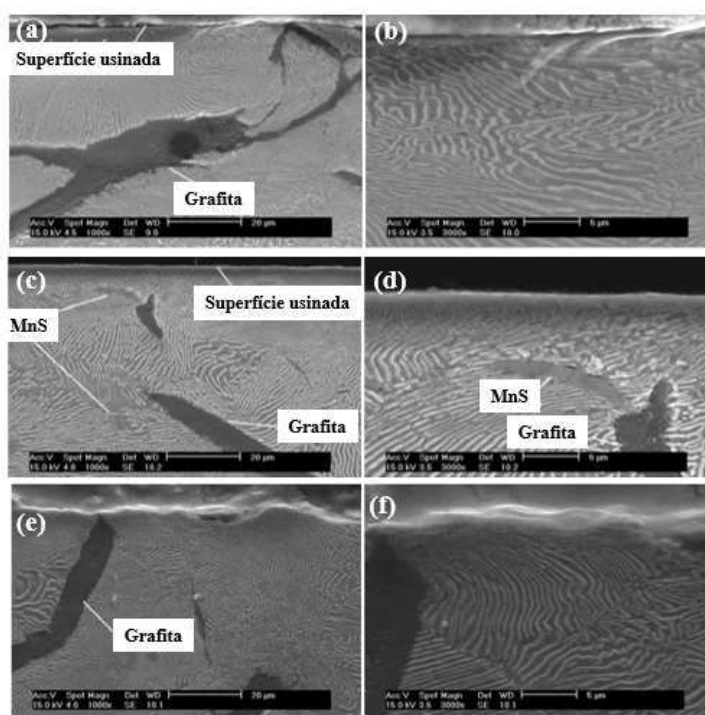


Fonte: Guesser, Pereira e Boehs (2016).

Por fim, Guesser, Pereira e Boehs (2016) estudaram a microestrutura em regiões abaixo da superfície torneada por meio de imagens obtidas via MEV, conforme ilustrado na Figura 2.31. Os autores destacaram os seguintes resultados: (i) grande deformação plástica da matriz perlítica, com fratura da cementita e intensa deformação plástica da ferrita; (ii) deformação plástica da matriz e expulsão da grafita pela superfície; e (iii) deformação plástica das partículas de MnS. As partículas de morfologia poliédrica foram alongadas, mostrando a intensa deformação plástica local. Essa mudança na morfologia dos sulfetos ocorreu antes da

formação do cavaco. Dessa forma, Guesser, Pereira e Boehs (2016) concluíram que essas características de superfície permanecem na peça e podem influenciar seu desempenho em serviço. Logo, a decisão sobre a necessidade de operações de usinagem de acabamento deve se basear tanto no acabamento superficial desejado quanto na microestrutura superficial resultante.

Figura 2.31- MEV da seção longitudinal da amostra mostrando a integridade da camada abaixo da superfície usinada : (a)(b) modificações na matriz perlítica e extrusão de partículas de grafita ($v_c = 400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$); (c)(d) Modificações na matriz perlítica, na grafita e nas inclusões de MnS ($v_c = 1200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$); (e)(f) modificações na matriz perlítica, na grafita e nas inclusões de MnS ($v_c = 1400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$).



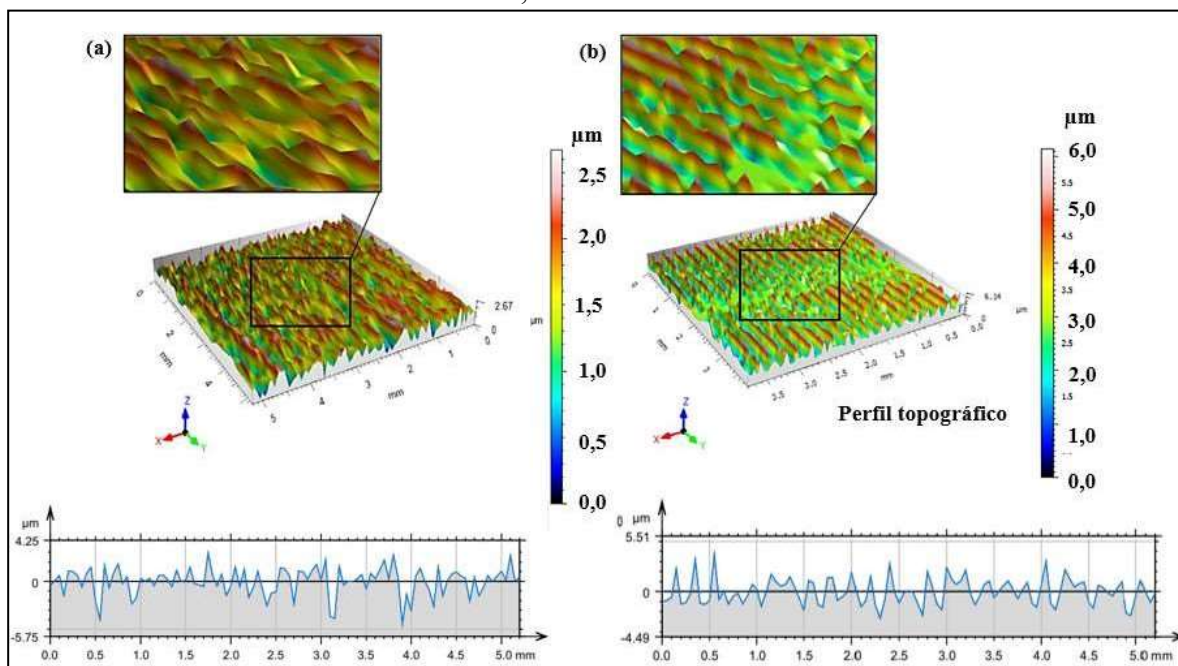
Fonte: Guesser, Pereira e Boehs (2016).

No estudo comparativo da rugosidade da superfície (R_a) no torneamento do ferro fundido EN-GJL-250 (250 HB) usando ferramentas de (Si_3N_4) revestidas e não revestidas, Laouissi *et al.* (2019) constataram, a partir de uma análise de variância (ANOVA), que o f foi o parâmetro mais significativo sobre R_a , com uma contribuição de 71,11% para a cerâmica revestida e 82,21% para a cerâmica não revestida. Em seguida, estavam a v_c , com percentual de contribuição médio de 16%, e a_p , com valor médio de 3%. Resultados semelhantes foram descritos nos trabalhos de Thamizhmanii e Hasan (2006) e Melo, Ten Caten e Sant'anna (2013).

Machado *et al.* (2015) explicaram que o aumento da altura dos picos e a profundidade dos vales das marcas de f se dá em proporção quadrática ao aumento da rugosidade superficial, ao passo que a elevação de a_p ocasiona o aumento das forças e, portanto, possibilidades de flexões. Souto *et al.* (2003) recorreram ao modelo de Voigt, Marwanga e Cohen (1999), Figura 2.23, para explicar que a formação de micro-trincas favorece a formação de cavacos mais intensa em ferros fundidos cinzentos, comparativamente a ferros fundidos nodulares ou aços. Com o aumento de f ou de a_p , conseqüentemente, aumenta-se a área de interface cavaco-ferramenta e as forças de corte. Logo, é provável que estas micro-trincas aumentem de tamanho, o que resultaria em aumento da rugosidade (SOUTO *et al.*, 2003).

Vista a alta contribuição do f sobre a rugosidade superficial, Laouissi *et al.* (2019) propuseram uma análise tridimensional da topografia das superfícies a partir de dois valores de f (0,02 e 0,08 mm.rev⁻¹). Os autores descreveram superfícies constituídas por numerosas ondulações interrompidas, resultantes da presença de uma alta proporção de carbono (4%) na forma de grafita lamelar, levando ao enfraquecimento da estrutura e danos de toda a superfície (Figura 2.32). Além disso, os sulcos gerados foram mais profundos e mais amplos a partir do aumento de f . Ademais, a ferramenta revestida garantiu superfícies com uma rugosidade menor. Tal superioridade foi explicada pelo fato de o revestimento ter favorecido a redução do coeficiente de atrito entre a ferramenta de corte e a peça e, conseqüentemente, as forças de usinagem. Dessa maneira, ocorreu a melhoria da qualidade da superfície.

Figura 2.32- Topografia superficial do ferro fundido cinzento: (a) $f=0,02 \text{ mm.rev}^{-1}$; (b) $f=0,08 \text{ mm.rev}^{-1}$.



Fonte: Laouissi *et al.* (2019).

Ezugwu e Leong (1996) analisaram a integridade superficial associada ao torneamento de ferro fundido cinzento (classe 40) a partir de três tipos de ferramenta cerâmica: cerâmica pura (Al_2O_3), óxido misto ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC}$) e carboneto de silício reforçado com *whisker* ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiC} + \text{whisker}$) e dois tipos de geometria de ferramentas (quadradas e redondas). As ferramentas redondas garantiram superfícies menos rugosas e com danos subsuperficiais menores, devido ao maior raio da ponta da ferramenta. O acabamento da superfície se deteriorou com o prolongamento da operação e com o aumento de a_p . Os valores de dureza da camada superficial estavam geralmente acima do valor médio da dureza do substrato devido ao endurecimento da camada superficial como resultado da alta pressão, tensão compressiva e temperatura geradas na aresta de corte. A taxa mais baixa de endurecimento foi observada ao usinar com a cerâmica pura.

Dixit, Sarma e Davim (2012) compararam a rugosidade da superfície de um ferro fundido cinzento (143 HB) no torneamento a seco e resfriado a ar para oito condições de corte ($v_c = 100\text{-}400 \text{ m.min}^{-1}$; $f = 0,04\text{-}0,16 \text{ mm.rev}^{-1}$ e $a_p = 1,0\text{-}1,5 \text{ mm}$). Os autores observaram que, em geral, a rugosidade foi menor para os maiores valores de v_c . No entanto, em alta v_c , uma combinação de baixo f e alto a_p forneceu um acabamento superficial relativamente pior com resfriamento a ar, fato relacionado ao aumento de vibrações do sistema. Paradoxalmente,

Sarma e Dixit (2007) analisaram a variação da rugosidade da superfície a partir do tempo de operação, para uma v_c de 480 m.min⁻¹ e f de 0,04 mm.rev⁻¹, e observaram uma rugosidade muito baixa e quase constante no torneamento resfriado a ar. Os autores concluíram que, embora nenhuma melhoria no acabamento superficial tenha sido observada para a $v_c = 400$ m.min⁻¹ no torneamento a seco, para a $v_c = 480$ m.min⁻¹ o corte sem fluido forneceu uma superfície pior, devido ao rápido desgaste da ferramenta. Leal *et al.* (2019) confrontaram a melhoria do acabamento da superfície (medida em relação R_a e R_z) em ambiente seco e com aplicação de MQF a partir da comparação de ferramentas com texturas ou não. Os autores perceberam que, no torneamento a seco, a textura da ferramenta não contribuiu para a melhoria do acabamento; no entanto, a aplicação do MQF reduziu a rugosidade da superfície gerada pelas ferramentas com texturas com menor distância entre os *dimples* (60 e 100 μ m).

Dontamsetti e Fischer (1988) buscaram compreender a rugosidade de um ferro fundido em função do raio de ponta, da v_c , e f e quantidade de desgaste na ferramenta, no torneamento a seco com ferramentas de metal duro não revestidas. Todas as variáveis independentes afetaram de maneira significativa o acabamento superficial. Além disso, interações entre ferramentas desgastadas com cada uma das outras três variáveis foram altamente significativas. Outra observação importante de Dontamsetti e Fischer (1988) foi em relação às diferenças nas propriedades do material de uma peça para outra ou o efeito da variação do material ao longo da seção transversal da peça. Os autores verificaram que a rugosidade da superfície produzida não foi significativamente afetada por tais modificações. Entretanto, Sousa, Sales e Machado (2018) e Stephenson e Agapiou (2016) correlacionaram maiores valores de dureza do material de trabalho aos menores valores da rugosidade da superfície. Especificamente, Čerče e Pušavec (2016) afirmaram que a rugosidade da superfície usinada do ferro fundido cinzento diminui com o aumento da dureza.

No caso de ferros fundidos, a rugosidade da superfície é diretamente influenciada por dureza e microestrutura, uma vez que partículas de grafita determinam o nível de porosidade da superfície e a matriz determina a extensão da vida útil da ferramenta (CAMUŞCU, 2006). Şeker, Ciftci e Hasirci (2003) encontraram valores de rugosidade da superfície cerca de 50% menores para amostras de ferro nodular ligado (0,7% níquel e 0,7% cobre) em relação às que não ligadas. Os autores correlacionaram os menores valores de R_a às amostras com maior dureza e o maior conteúdo de perlita. Porém, ao variar o teor de titânio em ligas de ferro fundido vermicular (0,007-0,03 % em peso), Rosa *et al.* (2010) verificaram que a modificação

da composição química não foi suficiente na alteração dos valores de rugosidade da peça, ao menos enquanto a ferramenta estava no início da vida útil.

Para a rugosidade do ferro fundido cinzento, percebeu-se a influência dos parâmetros de corte sobre tal variável dependente: uma relação inversamente proporcional com a v_c , o aumento do f contribuindo de maneira significativa para a formação de superfícies mais rugosas, assim como a_p . Ademais, microestrutura do material, natureza frágil, deformação plástica da matriz perlítica, delaminação de material e fragmentação de lamelas de cementita contribuem para explicar a natureza opaca e rugosa típica do acabamento deste material no torneamento.

De maneira geral, observou-se que o revestimento da ferramenta de corte, assim como a superfície de saída e a geometria da ferramenta de corte influenciam a rugosidade do ferro fundido cinzento. Em relação aos aspectos de lubri-refrigeração, verificou-se que, tipicamente, eles não são capazes de otimizar o torneamento, salvo em caso de modificações da superfície de saída da ferramenta (texturas, por exemplo) ou situações em que as condições de lubri-refrigerações sejam capazes de retardar ou reduzir as forças de usinagem e, conseqüentemente, o desgaste da ferramenta.

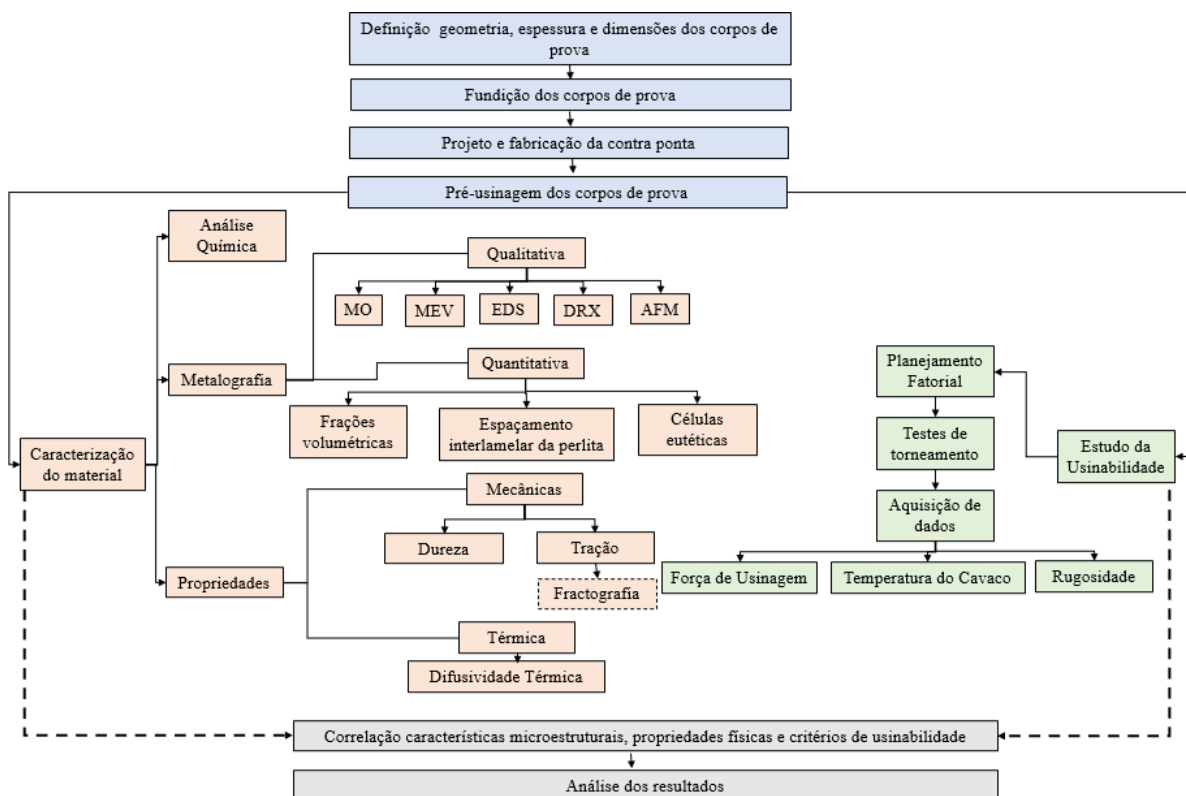
Até a finalização deste documento, ressalta-se que não foram encontrados trabalhos que analisassem a influência de elementos de liga em ferro fundido cinzento sobre a rugosidade obtida após operação de torneamento. Diante do exposto, este trabalho contribuirá para identificar a influência da adição de nióbio no ferro fundido a partir da óptica de um parâmetro de integridade superficial.

CAPÍTULO 3 METODOLOGIA

Este capítulo tem por objetivo descrever os materiais, equipamentos e a metodologia utilizados no desenvolvimento da pesquisa. O procedimento experimental está fundamentado no estudo do comportamento de um tipo de ferro fundido cinzento durante a operação de torneamento. A metodologia empregada pode ser subdividida em duas etapas principais, como apresentado no fluxograma da Figura 3.1. A primeira etapa está relacionada à caracterização dos ferros fundidos cinzentos com distintos teores de nióbio por meio da análise química, da análise metalográfica qualitativa e quantitativa e de ensaios para análise de propriedades mecânicas e térmicas, enquanto a segunda etapa consiste em testes de torneamento a seco das composições de ferro fundido cinzento estudadas empregando diferentes geometrias de quebra-cavaco, velocidades de corte e avanços.

Os procedimentos metodológicos foram realizados no Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal De Minas Gerais (UFMG), nos laboratórios de ensaios e análises em materiais (LAMAT) do Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial da Federação das Indústrias do Estado de Minas Gerais de Itaúna (SENAI Itaúna CETEF), no Laboratório de Tratamentos Térmicos e Microscopia Óptica (LTM) do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal De Ouro Preto (UFOP), no Laboratório NanoLab da Rede Temática em Engenharia de Materiais (REDEMAT) da UFOP, no Laboratório de Nanoscopia do Departamento de Física da UFMG, no Laboratório de Difração de Raios-X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (UFMG), no PROTOLAB e no Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica De Minas Gerais (PUC-MG), com exceção da espectrometria óptica (*ArcelorMittal*).

Figura 3.1- Fluxograma do procedimento experimental.



Fonte: a autora (2021).

3.1 Materiais

A seguir são detalhados os materiais empregados em cada etapa do trabalho experimental.

3.1.1 Corpos de prova

O material utilizado na fabricação dos corpos de prova foi um ferro fundido cinzento perlítico e a composição química de cada corpo de prova (amostra) pode ser vista na Tabela 3.1.

Tabela 3.1- Composição química dos corpos de prova (%peso).

Identificação	C	Si	Cu	Mn	Cr	Ni	S	Ti	N	Sn	Nb	P
Amostra 01	3,42	1,62	0,51	0,44	0,16	0,13	0,09	0,02	0,02	0,02	0,02	0,01
Amostra 02	3,53	1,77	0,50	0,44	0,15	0,11	0,10	0,02	0,02	0,02	0,21	0,01
Amostra 03	3,49	1,77	0,50	0,43	0,15	0,11	0,09	0,02	0,02	0,02	0,24	0,01
Amostra 04	3,46	1,62	0,50	0,46	0,17	0,13	0,09	0,03	0,02	0,02	0,02	0,02

Fonte: a autora (2021).

A adição de nióbio se deu por meio de ferro liga ferro nióbio (FeNb) cuja caracterização foi descrita na Tabela 3.2.

Tabela 3.2- Elementos (% em peso) no ferro liga FeNb.

Elemento Químico	Si	Al	P	Fe	C	Ta	S	Nb
	1,3	<0,3	0,07	30,5	0,12	0,08	0,01	66,1

Fonte: Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (2017).

As fusões foram inoculadas e a composição química do inoculante foi detalhada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3- Elementos (% em peso) no inoculante.

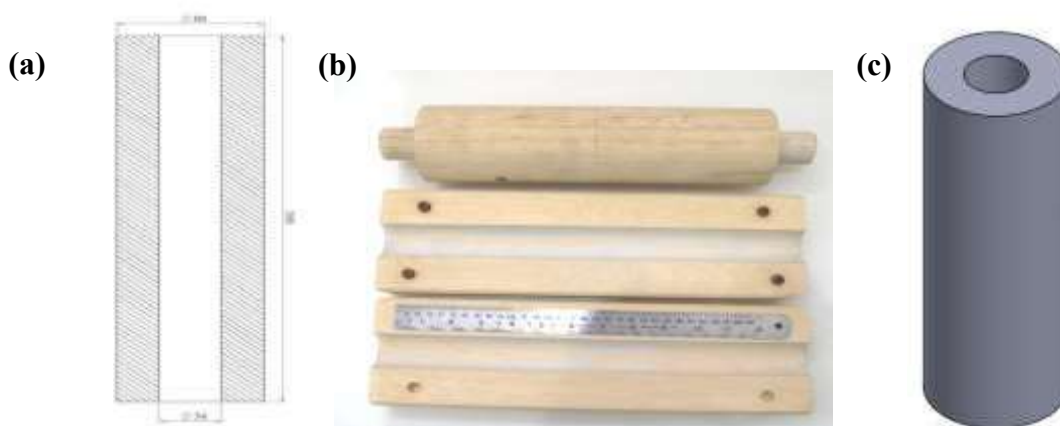
Elemento Químico	Ba	Ca	Si	Mn	Al
	0,800 a 1,50	0,800 a 1,50	70 a 79,0	0,00 a 2,00	0,00 a 1,00

Fonte: Cometa (2020).

Os corpos de prova cilíndricos foram confeccionados com comprimento de 300 mm, diâmetro externo de 80 mm e interno de 34 mm. Foram produzidos quatro tarugos: dois com alto teor de nióbio e dois com baixo teor de nióbio.

A geometria dos corpos de prova garantiu uma espessura de parede de 23 mm e a justificativa para essa espessura baseou-se: (i) na necessidade de assegurar a homogeneidade microestrutural ao longo da seção transversal; (ii) na tentativa de propor uma configuração geométrica que fizesse analogia à espessura da pista de um disco de freio sólido, uma possível aplicação das composições químicas estudadas; e (iii) na necessidade de garantir uma geometria de corpo de prova viável para uma operação segura de torneamento. Na Figura 3.2(a) foi ilustrado o desenho técnico dos corpos de prova, na Figura 3.2(b) foram apresentados a caixa para a confecção de macho e o modelo confeccionados para a moldagem das peças e na Figura 3.2(c) foi apresentado um esquema 3D dos corpos de prova.

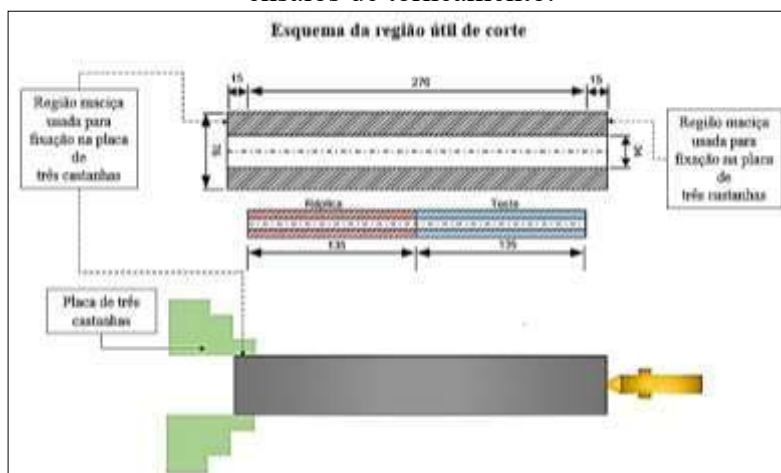
Figura 3.2- Projeto do tarugo para a fundição: (a) desenho técnico com as dimensões em milímetros dos corpos de prova; (b) caixa para a confecção de macho e modelo; (c) esquema 3D do corpo de prova.



Fonte: a autora (2021).

Uma pequena variação que ocorre na microestrutura do material pode ser suficiente para modificar os resultados encontrados na usinagem. Logo, 4 mm de espessura da superfície externa do corpo de prova foram removidos para eliminar possíveis carepas e resíduos advindos da fundição. Por essa razão, a região útil para a usinagem foi de 21 mm de espessura de parede e comprimento de usinagem de 270 mm, visto a necessidade de fixação do corpo de prova no torno. Na Figura 3.3, foi representado o esquema da região útil de corte. Ademais, para cada condição de corte, 135 mm do comprimento foi destinado ao teste e o mesmo comprimento restante a réplica.

Figura 3.3- Esquema da região útil do corpo de prova (dimensões em mm) utilizado para os ensaios de torneamento.

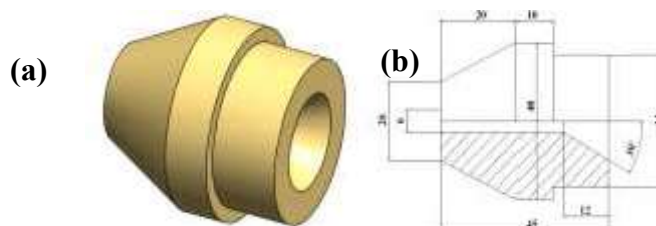


Fonte: a autora (2021).

3.1.2 Contra ponta

Para a fixação do corpo de prova foi desenvolvido um adaptador para o contra ponta em aço 1045 conforme ilustrado na Figura 3.4.

Figura 3.4-(a) Imagem representativa do adaptador contra ponta; (b) desenho técnico com as dimensões em mm do adaptador contra ponta.

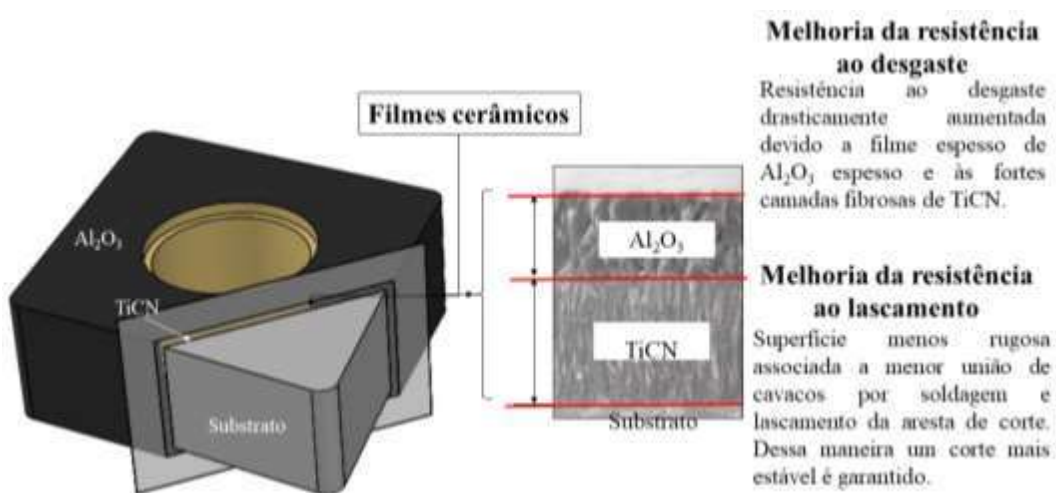


Fonte: a autora (2021).

3.1.3 Ferramentas de corte: material

Nos testes de torneamento foram utilizados insertos de metal duro da Mitsubishi Carbide UC5115 classe ISO K20 com camada dupla de revestimento (Al_2O_3 -TiCN) depositadas pela técnica de deposição química a vapor (CVD). Estes filmes cerâmicos e respectivas funções foram ilustrados na Figura 3.5. A escolha do material da ferramenta de corte baseou na pesquisa da literatura em relação das aplicações típicas de insertos para torneamento do ferro fundido cinzento, seguido por limitações de velocidade de corte considerando a rotação máxima do torno.

Figura 3.5- Ferramenta de corte e descrição de seus filmes cerâmicos.

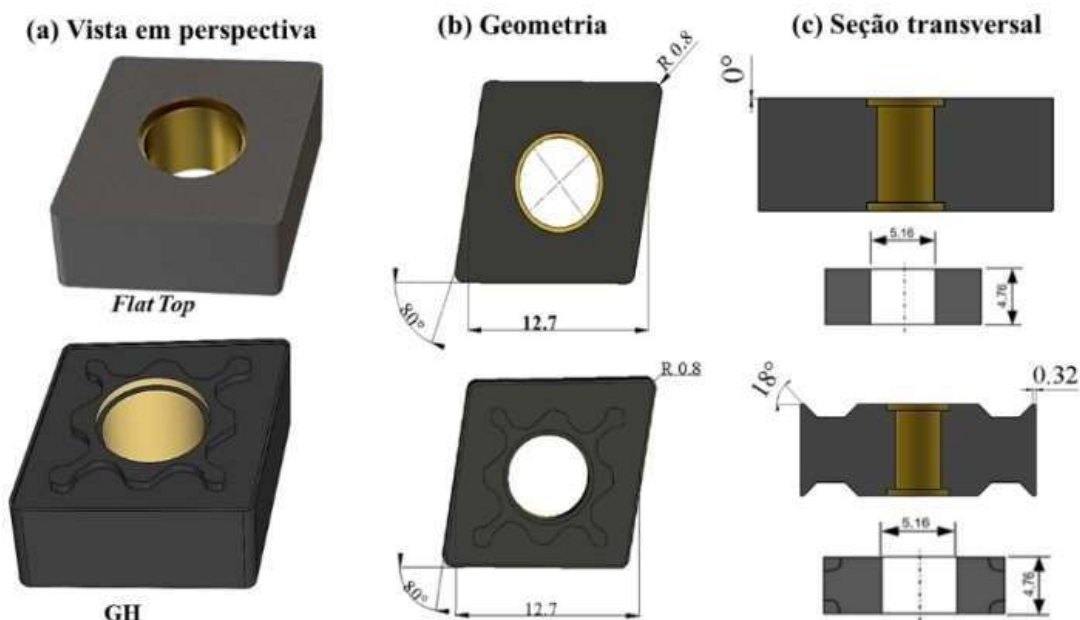


Fonte: adaptado de Mitsubishi (2006).

3.1.4 Ferramentas de corte: geometria do quebra-cavaco (QC)

Quanto à geometria do quebra-cavaco (QC), foi possível encontrar duas possibilidades: ausência (QC *Flat Top*) e presença (QC GH), descritas na Figura 3.6(a). Os insertos QC *Flat Top* foram designados ISO CNMA120408 e os insertos QC GH foram classificados como ISO CNMG 120408. Ambos insertos apresentam um ângulo de ponta da ferramenta (ϵ_r) de 80° e raio de ponta de 0,8 mm (Figura 3.6b). A ferramenta com geometria QC *Flat Top* possui um ângulo de saída (γ_0) de 0° , ao passo que, a ferramenta com geometria QC GH possui um γ_0 de 18° (Figura 3.6c).

Figura 3.6- Vista em perspectiva, medidas em milímetros e ângulos característicos para cada geometria da ferramenta de corte.

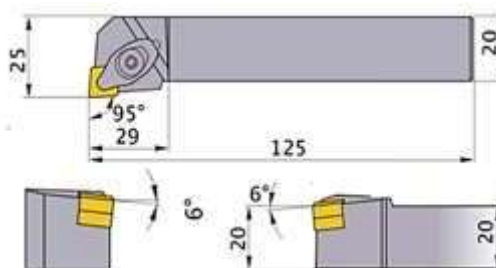


Fonte: a autora (2021).

3.1.5 Porta-ferramenta

Um suporte com geometria PCLNR 2020K-12 foi utilizado juntamente com as ferramentas de corte descritas. Suas dimensões em milímetros foram destacadas na Figura 3.7. O porta-ferramenta selecionado possui um γ_0 de -6° , ângulo de inclinação de -6° , e ângulo de posição da ferramenta (χ_r) de 95° (Figura 3.7).

Figura 3.7- Porta-ferramenta: dimensões em milímetros e ângulos característicos.



Fonte: a autora (2021).

3.1.6 Ferramentas de corte: ângulos do sistema de referência

Os ângulos da cunha cortante destinam-se à determinação da posição e da forma da cunha de uma ferramenta. São agrupados de acordo com o plano no qual estão localizados, ou seja, em ângulos medidos no plano de referência, no plano de corte e no plano ortogonal (MACHADO *et al.*, 2015). Na Tabela 3.4 foram relacionados os ângulos formados pelo conjunto ferramenta e porta-ferramenta (Figura 3.6 e Figura 3.7) em função das diferenças das geometrias QC.

Tabela 3.4- Ângulos do sistema de referência das ferramentas de corte.

Angulo efetivo de	Símbolo	Geometria QC	
		<i>Flat Top</i>	GH
Posição da ferramenta	χ_r	95°	95°
Posição secundário da ferramenta	χ_r'	5°	5°
Ponta da ferramenta	ϵ_r	80°	80°
Saída	γ_0	-6°	12°
Folga	α_0	6°	6°
Cunha da ferramenta	β_0	90°	72°
Inclinação da ferramenta	λ_s	-6°	-6°

Fonte: a autora (2021).

3.2 Equipamentos

A seguir são discriminados os equipamentos empregados em cada etapa do trabalho experimental.

3.2.1 Fundição dos corpos de prova

Os corpos de prova foram fundidos em forno a indução de média frequência, *Inductotherm*[®], cujo cadinho tem capacidade de 120 kg.

3.2.2 Determinação da composição química

Para a determinação da composição química foram utilizados um espectrômetro *ARLW*[®] modelo 3460, um analisador automático simultâneo *Quimitron*[®] QCS 2010, balança *Sartorius*[®], espectrômetro *ICP Spectroflame*[®] e espectrômetro por fluorescência de Raios-X *Shimadzu*[®] modelo XRF 1800.

3.2.3 Caracterização microestrutural

Para análise do tamanho e distribuição da grafita e caracterização da matriz metálica por microscopia óptica (MO), utilizou-se as imagens capturadas por uma câmera digital acoplada a um microscópio óptico *Olympus*[®] modelo GX51 por meio do *software Image Analysis*[®] da *Olympus*[®].

Em segundo momento, para a quantificação das fases constituintes da microestrutura, as amostras foram analisadas em microscópio óptico *Leica*[®] modelo DM 2700 M com aumentos de 50X até 1000X, com auxílio de uma câmera da marca JVC acoplada ao microscópio. Também foram geradas imagens por intermédio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Tescan Vega3*[®]. Concomitantemente a obtenção de imagens via MEV, foi possível a obtenção dos elementos químicos em área da ordem de micrômetro ao quadrado pela técnica de espectroscopia de energia dispersiva de Raios-X (EDS) mediante um detector *Oxford Instruments*[®] modelo *X-Max^N*.

As análises metalográficas quantitativas foram realizadas utilizando os *softwares ImageJ e Axion Vision* por meio das imagens obtidas via MEV e AFM, supracitadas.

Para a confirmação das fases cristalinas presentes e tentativa de quantificação das frações de fases presentes nos corpos de prova, foi utilizada a difração de Raios-X por meio do equipamento *Philips-Panalytical*[®] modelo PW 1710. Os difratogramas foram construídos e analisados por meio dos *softwares Oringin*[®] e *HighScore Plus*[®].

Para a determinação do espaçamento interlamelar da perlita, foram capturadas imagens via MEV, equipamento *Tescan Vega3*[®]. A fim de se confirmar o valor obtido para o espaçamento interlamelar da perlita, foi utilizada também uma técnica baseada em microscopia de força atômica (AFM). Nesta etapa, foi utilizado o microscópio de força atômica *Bruker Instruments*[®] modelo *MultiMode 8 SPM*, utilizando alavancas de silício (NSC35/AIBS da *Micromash*[®]) com constantes de mola de 5 a 15 N.m⁻¹ e raio de curvatura de aproximadamente 10 nm.

Para análise da densidade celular, utilizou-se as imagens captadas por uma câmera digital acoplada a um microscópio óptico *Olympus*[®] modelo GX51 com auxílio do *software Image Analysis*[®] da *Olympus*[®].

3.2.4 Propriedades Mecânicas

O ensaio de dureza Brinell foi realizado utilizando o durômetro universal *Dura Vision*[®] modelo DV30. Já para a análise da dureza Vickers, foi utilizado o durômetro universal *Mitutoyo*[®] MVK-H1 conjuntamente a um microscópio óptico *Olympus*[®] CX31. A análise estatística dos dados foi realizada no *software Minitab 2018*[®] e os gráficos elaborados no *software SigmaPlot*[®].

Ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios EMIC modelo DL 10000 capacidade 100 kN do Laboratório de Ensaios Mecânicos SENAI Itaúna CETEF. A análise dos dados foi realizada nos *softwares Microsoft Excel 365*[®] e *Minitab 2018*[®]. Os gráficos foram elaborados no *software Microsoft Excel 365*[®].

Foram realizadas análises das superfícies de fraturas nos corpos de prova dos ensaios de tração em microscópio eletrônico de varredura *JEOL*[®] modelo *JSM-IT300*. Este aparelho possuía um equipamento de microanálise acoplado - um detector do EDS *Oxford Instruments*[®] modelo X-Max^N - que possibilitou a resolução dos constituintes em área da ordem de micrometro ao quadrado. Para a geração e tratamento dos dados obtidos pelas técnicas de caracterização da fratura, foram utilizados o *software AZtec* e *OriginPro 8*.

3.2.5 Propriedades Térmicas

A análise da difusividade térmica foi realizada em parceria com o laboratório PROTOLAB (Araçoiaba da Serra, São Paulo). As análises foram desenvolvidas em instrumento nacional difusivímetro *Quadrufash 1200*. O equipamento utilizado neste trabalho foi concebido e validado conforme o método de análise avançado conhecido como Quadrupolo Térmico (MAILLET, 2000; DEGIOVANNI, 1997). Os dados foram analisados no *software Diffusivity Estimation v3.0*.

3.2.6 Ensaios de torneamento

Os testes de torneamento foram realizados utilizando um torno *Romi Centur 30S* (potência máxima de 5,5 kW e rotação máxima de 3500 rpm) com comando numérico *Mach 9*.

3.2.6.1 Componentes da força de usinagem

Para aquisição dos sinais de força, foi utilizado um dinamômetro piezelétrico *Kistler*[®] modelo 9272. O sinal de carga do dinamômetro foi convertido em tensão elétrica por meio de um amplificador da marca *Kistler*[®] modelo 5073. Uma placa de aquisição de dados da marca *National Instruments*[®] modelo NI USB-6366 foi conectada a um computador equipado com processador *Intel i5-2500* e memória RAM de 4 GB para a obtenção dos sinais. O *software NI LabView SignalExpress*[®] 2013 foi utilizado para a conversão dos sinais das componentes da força de usinagem em dados. Em seguida, tais dados foram exportados para o *Microsoft Excel 2019*[®] para que fossem devidamente tratados e analisados. A análise estatística dos dados foi realizada no *software Minitab 2018*[®] e os gráficos elaborados no *software SigmaPlot*[®].

3.2.6.2 Temperatura do cavaco

Para a aquisição dos dados da temperatura do cavaco, um pirômetro infravermelho *Raytek* modelo MM2ML com faixa de operação de 300 °C a 1100 °C, tempo de resposta de 2 ms e uma distância focal de 300 mm foi utilizado. Para ajuste do sistema, foi empregado um termopar tipo K e um termômetro portátil da *Tektronix*[®] modelo TEK DTM510, com faixa de operação de 50 °C a 1300 °C e resolução de 1 °C. O *software Data Temp*[®] *Multidrop* foi manipulado para a geração das curvas de temperatura manualmente. Em seguida, tais dados foram exportados para blocos de notas e em seguida para o *Microsoft Excel 2019*[®] para que fossem devidamente tratados e analisados. A análise estatística dos dados foi realizada no *software Minitab 2018*[®] e os gráficos elaborados no *software Microsoft Excel 2019*[®].

3.2.6.3 Rugosidade

Para a aquisição dos dados de rugosidade, foi utilizado um rugosímetro *Taylor Hobson*[®] modelo *Surtronic 25*. Os dados foram coletados e tabulados em planilhas do *Microsoft Excel 2019*[®]. A análise estatística dos dados foi realizada no *software Minitab 2018*[®] e os gráficos elaborados no *Microsoft Excel 2019*[®].

3.3 Métodos

A seguir são detalhados os métodos empregados em cada etapa do trabalho experimental.

3.3.1 Projeto e preparação das amostras

Conforme apresentado no fluxograma da Figura 3.1, a primeira etapa do trabalho consistiu no dimensionamento dos corpos de prova. Este procedimento foi realizado no Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG. Em seguida, a obtenção das peças fundidas ocorreu na oficina de fundição do SENAI Itaúna CETEF, conforme ilustrado na Figura 3.8. Os materiais foram fornecidos pela Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia (CBMM).

Figura 3.8- Obtenção dos corpos de prova: (a) fusão dos materiais de carga; (b) medição de temperatura; (c) vazamento nos moldes.



Fonte: SENAI Itaúna CETEF (2019).

A composição química do ferro fundido cinzento com alto teor de nióbio foi escolhida com base no levantamento de dados em trabalhos acadêmicos (Quadro 2.3).

Outra justificativa para o teor de nióbio aplicado neste material residuiu na aplicação direta da liga estudada: o disco de freio. Fabricantes de peças e montadoras automobilísticas entendem que a combinação de uma maior resistência mecânica e condutividade térmica no desenvolvimento do disco de freio é um desafio. Por meio de testes práticos preliminares a elaboração desta tese, a parceria entre a CBMM e o SENAI Itaúna CETEF verificou que teores de nióbio entre 0,10 e 0,20% (em peso, no máximo) garantiram melhorias em propriedades mecânicas com pequenas perdas em relação às propriedades térmicas. O limite de solubilidade do nióbio na austenita e a formação de carbonetos primários estão diretamente associados a este limite máximo (Figura 2.18).

Nesse sentido, a composição química objetivada nesta tese buscou correlacionar a influência desta máxima adição de nióbio prevista anteriormente (0,20% em peso de nióbio, assegurando relação razoável entre as propriedades mecânicas e térmicas) sobre as características microestruturais e propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento em sua usinabilidade. Como os testes de usinabilidade foram realizados usando avaliações práticas, e os resultados deveriam ser determinados em relação a material de referência sob aproximadamente as mesmas condições de corte, optou-se por uma composição química base similar com mínima quantidade de nióbio.

A primeira etapa foi a obtenção das peças de ferro fundido cinzento com baixo teor de nióbio. As etapas podem ser resumidas: a partir da adição dos materiais de carga (razão de ferrogusa/sucata de aço, recarburadores), elevou-se a temperatura entre 1350 a 1400 °C proporcionando a fusão. Foi realizada a análise química e, conseqüentemente, correções dos elementos químicos. Procedeu-se a inoculação no jato: liga à base de ferrosilício na granulometria de 1 a 3 mm. A composição química do inoculante foi descrita na Tabela 3.3.

O conteúdo foi vertido para as panelas de vazamento sendo adicionado escoriaificante na fusão. Uma pastilha foi retirada para análise química final. Por fim, ocorreu o vazamento das peças com temperaturas entre 1370 a 1420 °C. As amostras foram vazadas em moldes de areia e deixadas em resfriamento até atingirem a temperatura ambiente. As peças foram deixadas resfriar. A taxa de resfriamento não foi medida. Após o resfriamento, os corpos de prova foram limpos com jateamento de granalha.

Para a produção dos ferros fundidos cinzentos com alto teor de nióbio, a primeira etapa foi semelhante ao processo descrito anteriormente, ocorrendo todas as adições de materiais e elevação da temperatura entre 1350 a 1400 °C, retirada de pastilha para a análise química e conseqüente correção da composição da liga. Finalizada tal etapa, a temperatura foi elevada até 1530 °C para a adição do nióbio.

O procedimento de retirada de pastilha para a análise química foi repetido após cinco minutos. Ainda não se tendo o retorno da composição química, a temperatura foi reduzida para 1400 °C e uma nova análise da composição química ocorreu a fim de promover correções. Por fim, a temperatura no forno foi elevada até 1500 °C feita a retirada da escória vertendo a carga fundida para a panela de transferência. Nesse momento, procedeu-se a inoculação no jato com mesma liga à base de ferrosilício descrita anteriormente.

Então, adicionou-se o escoreificante sobre o banho líquido para aglomerar a escória e permitir sua retirada. O material ferro fundido líquido foi vertido para as placas de vazamento. Nova quantidade de escoreificante foi adicionada para permitir a aglomeração da escória sobre o líquido impedindo que ela flua para dentro do molde durante o vazamento. Uma pastilha foi retirada para análise química final. Por fim, ocorreu o vazamento das peças com temperaturas entre 1370 a 1420 °C. Mesmo procedimento de resfriamento descrito anteriormente foi adotado para este conjunto de corpos de prova.

3.3.2 Determinação da composição química

A composição química considerada neste trabalho foi medida nos corpos de prova. Inicialmente, a análise química dos ferros fundidos cinzentos foi realizada em um espectrômetro de emissão óptica. Para a determinação do teor de carbono e enxofre, utilizou-se a análise química por combustão direta infravermelho de acordo com a norma ASTM-E-1019 (2011). O teor de silício foi determinado por meio de espectrometria de emissão atômica com fonte de plasma de acordo com o procedimento IT LAB. 005 revisão 06 do LAMAT. O teor de nióbio foi estabelecido por meio da espectrometria por fluorescência de Raios-X de acordo com procedimento IT LAB 320 do LAMAT. Todas as análises descritas foram repetidas ao menos duas vezes. Os resultados apresentados correspondem a uma média delas.

3.3.3 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi efetuada na seção transversal das amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para os ensaios de usinabilidade. Para as análises microestruturais, recorreu-se a análises qualitativas e quantitativas, por meio de imagens obtidas via MO, MEV, EDS e AFM.

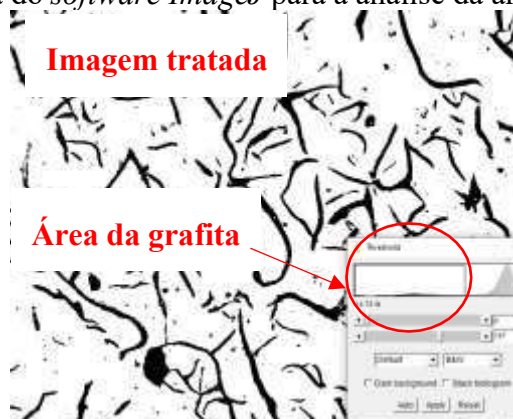
3.3.3.1 Caracterização da grafita

Para caracterização da grafita foram utilizadas, para cada teor de nióbio, duas amostras metalográficas (30x5x10 mm) obtidas dos corpos de prova produzidos para os ensaios de usinabilidade. Para o polimento e preparação das amostras, foi utilizado suspensão aquosa de alumina de 1 µm e pasta de diamante de 1 µm.

A análise consistiu em obter, para cada amostra, 5 imagens ampliadas 100 vezes. As imagens foram analisadas pelo *software Image Analysis da Olympus*. Ademais, foram realizadas imagens com ampliações de 200, 500 e 1000 vezes. Adicionalmente, foi possível

obter informações referentes à área percentual da matriz ocupada por grafita. O estudo consistiu em analisar imagens ampliadas 100 vezes no *software Image J*, conforme descrito na Figura 3.9. Foram realizadas doze análises para cada teor de nióbio e os resultados correspondem a uma média das mesmas.

Figura 3.9- Tela do *software ImageJ* para a análise da área da grafita.



Fonte: a autora (2021).

3.3.3.2 Caracterização das fases: MO

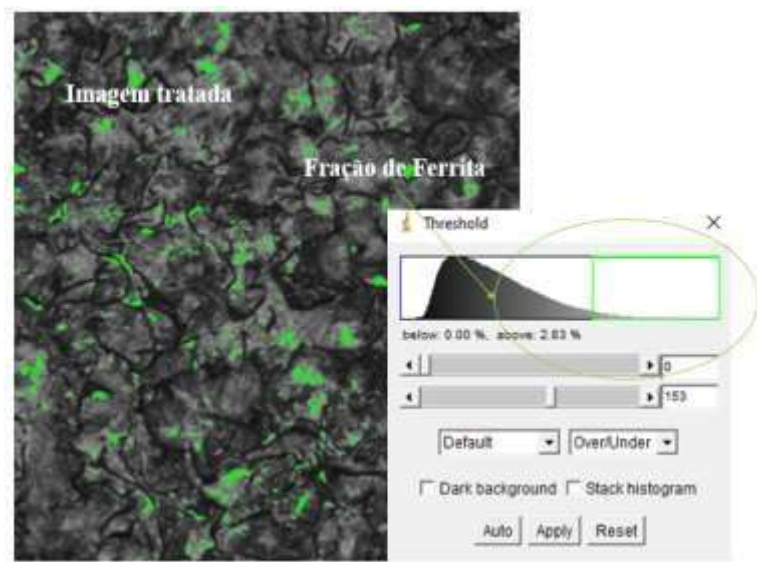
Inicialmente, recorreu-se a análise das imagens obtidas via MO para a análise da matriz metálica. O procedimento de preparação e polimento das amostras foi o mesmo descrito em 3.3.3.1. A presença de inclusões foi verificada a partir de ampliações de 200 vezes. A observação de carbonetos via MO deu-se por meio de imagens com ampliação de 500 vezes. Adiante, para revelação da estrutura empregou-se o reativo Nital 4% por 10 segundos. Verificada perlita pouco atacada, recorreu-se a novo ataque com Nital 4% por 2 segundos. A observação das fases via MO deu-se por meio de imagens com ampliação de 100 vezes.

A obtenção das frações volumétricas das fases da matriz metálica -perlita e ferrita- foi realizada utilizando imagens obtidas via MO ampliadas 100 vezes. As análises estatísticas basearam-se nos resultados de imagens de dez campos para cada liga. A Figura 3.10 exemplificou o método para a análise da fração volumétrica de microconstituintes da matriz metálica. Para fins de simplificação, foi obtido os percentuais de grafita (vide tópico 3.3.3.1), ferrita e calculado a fração de perlita via complementação, conforme Equação 3.1.

Equação 3.1:

$$\text{Fração de perlita} = 100\% - \text{fração de grafita} - \text{fração de ferrita}$$

Figura 3.10- Tela do *software ImageJ* para análise da fração volumétrica de ferrita da matriz metálica na ampliação de 100X.



Fonte: a autora (2021).

3.3.3.3 Caracterização das fases: MEV e EDS

Para a melhor caracterização da microestrutura, recorreu-se a comparação de imagens obtidas via MEV. A preparação das amostras obedeceu às especificações da norma ASTM E3 (2017). Para cada teor de nióbio estudado, foi preparada uma amostra com dimensões de 5x5x5 mm. As amostras foram lixadas em uma sequência de lixas de carboneto de silício até uma gramatura de 1200 mesh. Em seguida, polidas com suspensão aquosa de alumina de 1 µm e em pasta de diamante de 1 µm até a eliminação dos riscos da superfície. O ataque químico foi realizado com Nital 2% durante 10 segundos.

Para a geração das imagens, o detector de elétrons secundários, responsável pelo contraste topográfico da imagem gerada, permitiu melhor revelação dos contornos dos microconstituintes presente na amostra. A análise consistiu em obter, para cada amostra, no mínimo vinte e cinco imagens com ampliações distintas: desde 100 à 5000 vezes.

Conjuntamente, para a análise da composição química elementar dos microconstituintes (perlita, grafita, ferrita, precipitados e inclusões) foi empregado o espectrômetro de energia dispersiva de Raios X (EDS).

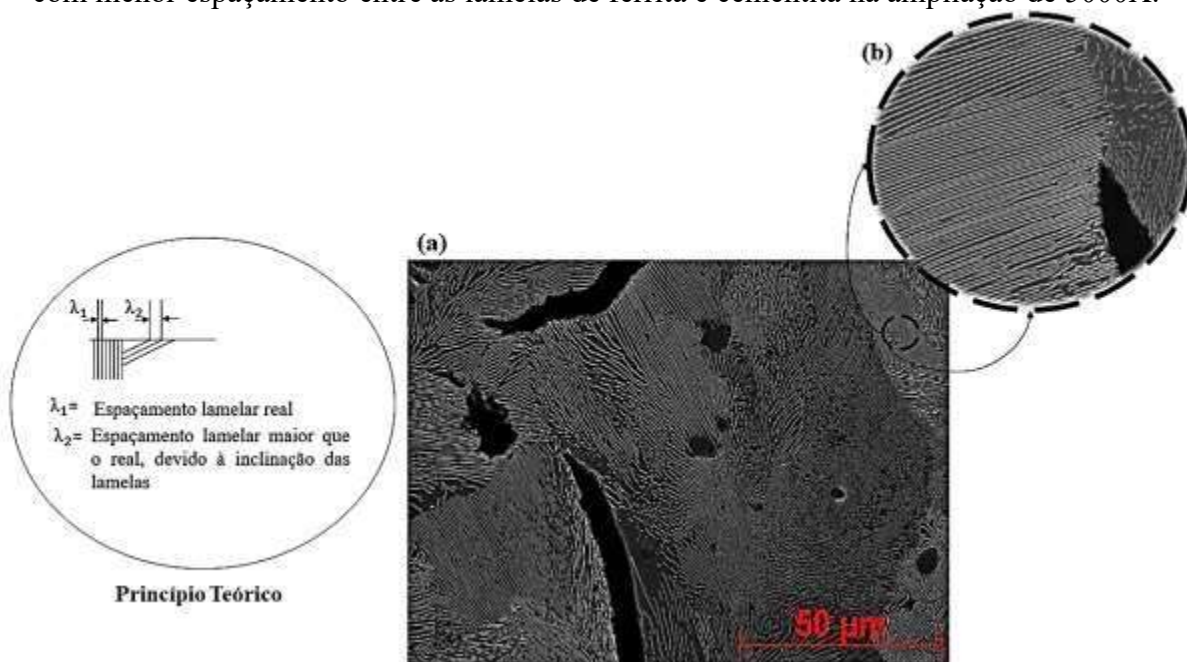
3.3.3.4 Caracterização das fases: DRX

Material em pó (10 gramas) foi obtido para cada teor de nióbio estudado. Os parâmetros de varredura utilizados foram: (i) radiação Cu-K α 1 ($\lambda = 1,54056 \text{ \AA}$); (ii) tensão de tubo de 50 kV; (iii) corrente de 20 mA; (iv) cristal monocromador de grafita; (v) intervalo de varredura: ângulo inicial (2θ): 10° ; ângulo final (2θ): 120° ; (vi) espaçamento (*step size*): $0,02^\circ$ e geometria Bragg-Brentano.

3.3.3.5 Espaçamento interlamelar da perlita

Uma amostra para cada teor de nióbio foi preparada conforme descrito em 3.3.3.3. Ao analisar a microestrutura no MEV, verificou-se uma variabilidade do espaçamento interlamelar da perlita entre as diferentes colônias (Figura 3.11a). Moreira (2019) explicou que tal variação pode ser entendida a partir de dois fatores: a formação da perlita dentro de uma faixa de temperatura e os distintos ângulos que as lamelas fazem com o plano de polimento. Ao considerar que todas as colônias de perlita formaram-se aproximadamente à mesma temperatura, Silva e Mei (2010) afirmaram que lamelas perpendiculares em relação ao plano de polimento representam o valor real do espaçamento interlamelar da perlita. Dessa forma, como a perlita é um constituinte tridimensional, mas o espaçamento interlamelar da perlita é medido apenas em uma superfície polida, de acordo com a literatura, é necessário garantir que este parâmetro seja medido preferencialmente nas lamelas perpendiculares ao plano polido, ou seja, com o menor espaçamento interlamelar (Figura 3.11b).

Figura 3.11- Análise do espaçamento interlamelar: (a) colônias de perlita com diferentes inclinações em relação à superfície medida ampliação de 1000X; (b) detaque para a colônia com menor espaçamento entre as lamelas de ferrita e cementita na ampliação de 5000X.



Fonte: a autora (2021).

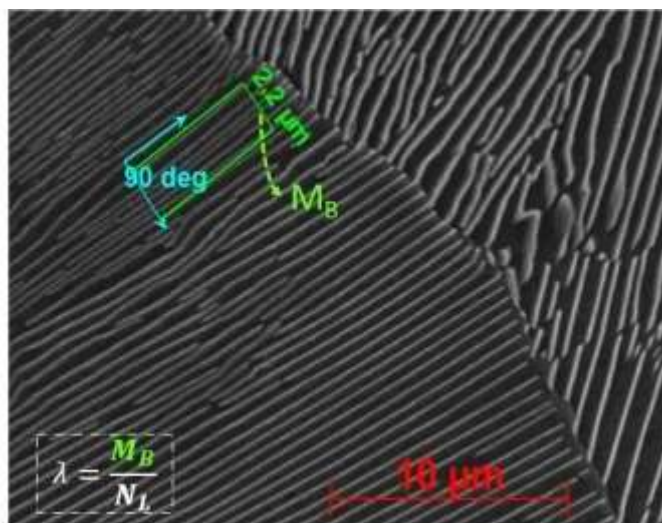
Dessa maneira, esse procedimento foi repetido para 20 pontos equidistantes na amostra metálica. As medidas dos espaçamentos interlamelares da perlita foram obtidas por meio da utilização da Equação 3.2. Essa etapa foi realizada a partir das imagens geradas pelo MEV com auxílio do *software Axion Vision*.

Equação 3.2:

$$\lambda = \frac{MB}{NL}$$

Onde λ é o valor do espaçamento interlamelar da perlita, MB é a medida da barra traçada perpendicularmente as lamelas de cementita, em μm na imagem, e NL é o número de lamelas de cementita contadas ao longo da linha traçada, como esquematizado na Figura 3.12, para uma determinada colônia selecionada. Para cada uma das vinte imagens foram realizadas no mínimo duas medições em áreas distintas.

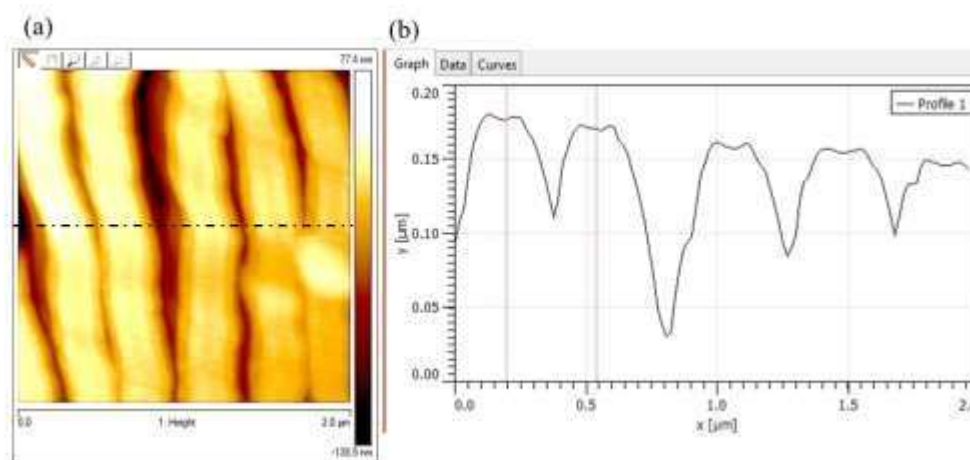
Figura 3.12- Esquema indicando os parâmetros medidos, em uma imagem obtida em MEV com ampliação de 5000X e tratada no *software AxionVision* para obtenção do valor médio do espaçamento interlamelar da perlita.



Fonte: a autora (2021).

A fim de comparar e confirmar o valor obtido para o espaçamento interlamelar da perlita, foi utilizada também uma técnica AFM. Nessa situação, as colônias de perlita aparentemente perpendiculares ao plano de corte também foram selecionadas para análise. As características topográficas reveladas nas imagens de AFM apresentaram lamelas de cementita formando picos ao lado de vales de ferrita. Para obtenção do valor de espaçamento interlamelar médio, foram tomadas 20 medidas em uma mesma imagem. Esse procedimento evitou incertezas produzidas por uma possível contaminação da sonda ou alterações morfológicas das amostras. Uma linha de teste perpendicular às lamelas foi traçada sobre a imagem e o *software* de análise de imagem acoplado ao microscópio forneceu um perfil topográfico da microestrutura ao longo da linha de teste. Foi possível medir distâncias entre os marcadores desenhados para essa linha, que forneceu a distância e o número de picos ao longo do perfil e permitiu, então, a medição das distâncias dos grupos de lamelas, como apresentado na Figura 3.13.

Figura 3.13: (a) Linha de teste traçada perpendicularmente às lamelas de perlita em uma imagem obtida por AFM; (b) perfil topográfico correspondente à região atravessada pela linha de ensaio.



Fonte: a autora (2021).

3.3.3.6 Determinação do número de células eutéticas

O mesmo procedimento de preparação e polimento das amostras descrito em 3.3.3.1 foi utilizado para a preparação das amostras para a análise das células eutéticas. O reativo *Stead* (1 g cloreto de cobre - CuCl_2 ; 4 g cloreto de magnésio - MgCl_2 ; 1 ml ácido clorídrico - HCl ; e 100 ml álcool etílico) foi utilizado para revelar as células eutéticas. O ataque se deu por imersão de 15 a 20 segundos.

Para cada teor de nióbio, foram selecionadas duas amostras. A quantidade de células eutéticas foi determinada na metade da espessura da parede das peças. Em cada amostra metalográfica foram analisadas no mínimo cinco campos. A quantidade de campos analisados variou de acordo com o tamanho da amostra e sua heterogeneidade: (i) nas amostras com baixo teor de nióbio foram analisados sete e cinco campos; e (ii) nas amostras com alto teor de nióbio foram analisados doze e seis campos. Cada campo foi ampliado 25 vezes para a análise. O número de células eutéticas das amostras foi medido pelo método estabelecido em procedimento interno (IT LAB 088). Esse procedimento foi baseado na norma para contagem de células eutéticas ABNT NBR 6849, porém a mesma foi cancelada. Para cada campo foram contados o número de células inteiras (N) e o número de células incompletas (N_i). Assim, o número de células eutéticas por unidade de área por campo foi calculado segundo a Equação 3.3.

Equação 3.3:

$$\text{Células eutéticas. cm}^2 = \frac{(\text{média N}) + \left(\frac{\text{média N}_1}{2}\right)}{0,251}$$

Para cada teor de nióbio estudado, a densidade celular resultou na média aritmética dos valores obtidos pela Equação 3.3.

3.3.4 Propriedades Mecânicas

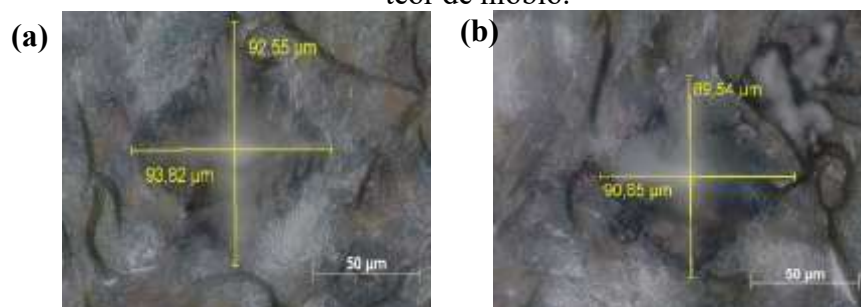
3.3.4.1 Dureza

O ensaio de dureza Brinell é o método mais usual para aplicação em ferros fundidos cinzentos, pois permite obter um valor médio de dureza da liga fundida formada pela grafita e pela matriz (ELORZ; GONZÁLEZ e VERDEJA, 2018). Os ensaios foram realizados conforme a norma DIN EN 1561 (1997). Uma carga de 3000 kgf e uma esfera de diâmetro de 10 mm foram empregados nos ensaios. Para cada teor de nióbio foram realizadas seis medições, ou seja, feitos três ensaios para cada amostra. Assim, o valor de dureza para cada material da peça é a média da dureza nas duas amostras.

Ademais, foram realizados ensaios de dureza Vickers. Para cada teor de nióbio estudado, foi selecionada uma amostra com dimensões de 5x5 mm. As amostras foram embutidas a frio e lixadas em uma sequência de lixas de carboneto de silício até uma gramatura de 1200 mesh na politriz automática *Struers*. A eliminação dos riscos da superfície ocorreu após o polimento das amostras com pasta de diamante. O ataque químico foi realizado com Nital 3% durante 10 segundos.

A carga aplicada foi de 1 kgf e o tempo de penetração foi de 15s. Para cada teor de nióbio, foram realizadas quarenta medições. A distância entre as endentações foi de 0,4 mm. Esse valor foi obtido pela relação de 2,5 vezes a maior diagonal verificada na endentação. O cálculo da dureza Vickers se deu por meio dos valores das diagonais, conforme ilustrado na Figura 3.14.

Figura 3.14- Dureza Vickers: (a) amostra com baixo teor de nióbio; (b) amostra com alto teor de nióbio.



Fonte: a autora (2021).

Os valores das diagonais foram convertidos para milímetros e substituídos na Equação 3.4, de acordo com a norma ASTM E. 92-82.

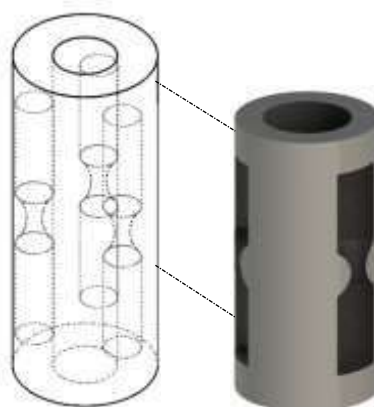
Equação 3.4:

$$HV = \frac{1,8544}{\left(\frac{D_1+D_2}{2}\right)^2}$$

3.3.4.2 Ensaio de tração

Para cada teor de nióbio estudado, cinco corpos de prova de tração foram retirados da seção longitudinal dos corpos de prova segundo o esquema da Figura 3.15. Dois ou três corpos de prova de tração foram retirados de cada amostra, de acordo com a disponibilidade de material.

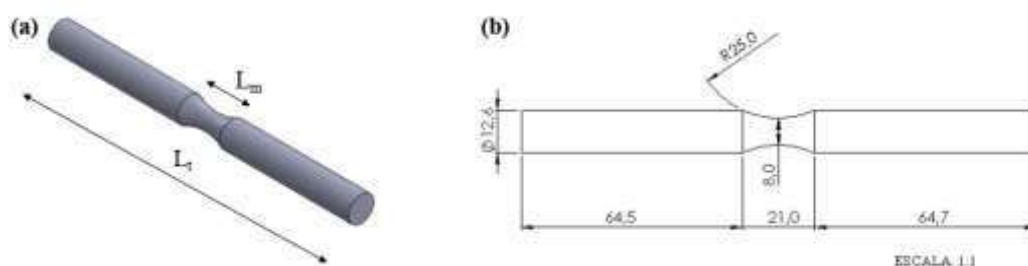
Figura 3.15- Posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração.



Fonte: a autora (2021).

Os corpos de prova foram confeccionados e ensaiados de acordo com a Norma DIN EN 1561/1997 (Figura 3.16a). As dimensões sugeridas pelo laboratório SENAI Itaúna CETEF para a adequação da máquina de ensaio encontram-se relacionadas na Figura 3.16(b). Como critério de advertência, foram indicadas a usinagem de roscas (M12X1,75) caso o comprimento total do corpo de prova estivesse abaixo do intervalo recomendado (150 à 200 milímetros).

Figura 3.16- Corpos de prova de tração: (a) esquema 3D e (b) desenho técnico (dimensões em milímetros).



Fonte: a autora (2021).

A velocidade do teste foi de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, a distância entre as garras de 50 mm e um comprimento útil de 21 mm. O tratamento dos dados fornecidos pelo ensaio de tração permitiu a construção da curva “tensão-deformação” e da obtenção dos valores de tensão limite de resistência e deformação total, realizadas de acordo com a Norma DIN EN 1561(1997).

A determinação da força máxima seguiu conforme a norma DIN EN 100002-1. A partir deste valor, foi calculada a tensão máxima que o material pôde suportar antes da ruptura. Dessa maneira, a tensão limite de resistência (σ_{LR})(MPa), foi calculada conforme Callister e Rethwisch (2008) descrito pela Equação 3.5.

Equação 3.5:

$$\sigma_{LR} = \frac{F}{A_0}$$

Onde F foi a força máxima registrada antes da falha [N] e A_0 foi a área inicial da seção transversal compreendida por L_m [mm^2]. A deformação (ϵ) usada para a curva de engenharia foi a deformação linear média, obtida pela divisão do alongamento do corpo de prova (ΔL) pelo seu comprimento original (L_m), conforme descrito na Equação 3.6.

Equação 3.6:

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_m}$$

Neste experimento, o extensômetro foi acoplado no barramento da máquina. Dessa maneira, o deslocamento das garras foi utilizado para medir o alongamento dos corpos de provas e, dessa maneira, justifica-se a ausência do cálculo do módulo de elasticidade.

3.3.4.2.1 Fractografia

Foi realizada análise de microfractografia por meio de imagens obtidas via MEV para identificação de detalhes microfrácticos da superfície de fratura e confirmação dos mecanismos de fratura presentes nos materiais.

3.3.5 Propriedade Térmica

3.3.5.1 Difusividade térmica

Oito amostras com dimensões de 11 mm de diâmetro e 3 mm de altura foram enviadas ao PROTOLAB para a análise da difusividade térmica (α'). As amostras foram polidas com lixas de carboneto de silício até uma gramatura de 1200 mesh. A difusividade térmica foi avaliada em 4 temperaturas: 300, 400, 500 e 600 °C. Justifica-se este intervalo a partir de temperaturas verificadas durante o torneamento de ferro fundido cinzento (SOUZA *et al.*, 2009; NAYAR *et al.*, 2012; SOUSA; SALES e MACHADO, 2018). Também foi considerado a faixa de operação mínima do pirômetro infravermelho utilizado durante os testes de torneamento, conforme descrito em 3.2.7, assim como a temperatura máxima alcançada por discos de freios (MALUF *et al.* 2009; SILVA, 2017).

Os parâmetros de análise utilizados foram: (i) energia do *flash* de 5000 J; (ii) aquisição via 5 canais: filtro passa-baixas 2000 Hz, frequência 2000 Hz, ganhos canais termopares: 5000x; ganho detetor faixa infravermelha: 100x; (iii) tempo de varredura: 10 segundos e pré-aquisição de 2 segundos. A atmosfera utilizada em todos os ensaios foi argônio, a fim de reduzir a oxidação da amostra e componentes.

O procedimento iniciou com a programação do forno até cada isoterma indicada, estabilização por 10 minutos e realização de sete disparos *flash*. O desvio admissível para a realização do ensaio foi de 2 °C. Cada termograma obtido foi processado no *software Diffusivity Estimation* v3.0. Guisard-Restivo (2019) explicou que este *software* realiza um

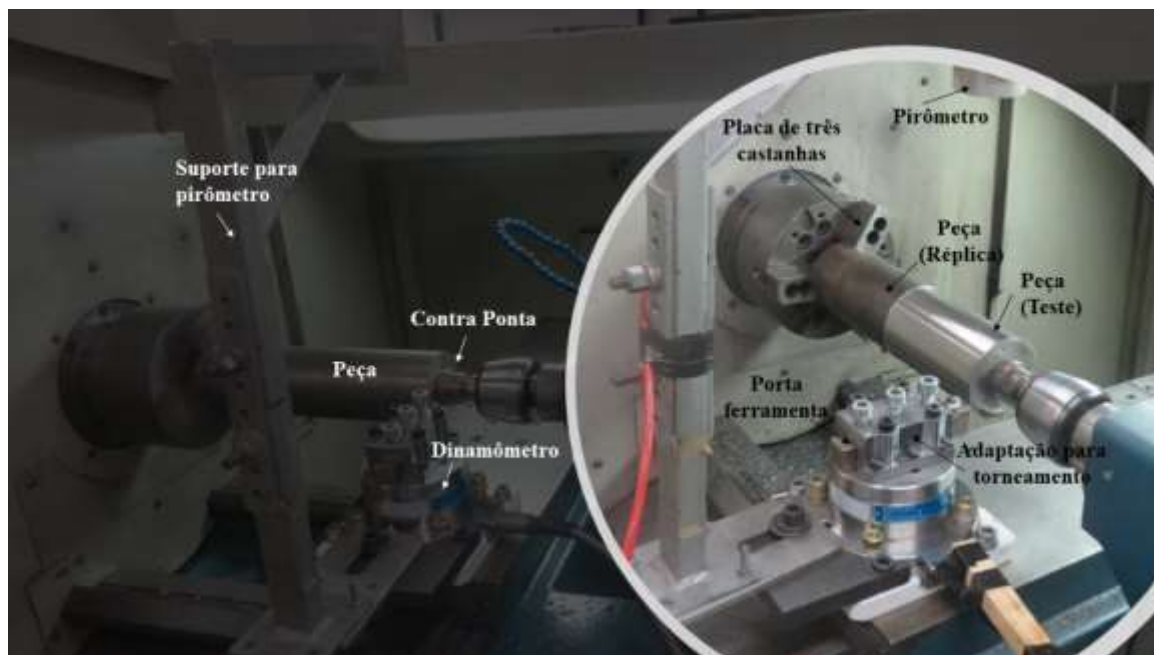
conjunto de cálculos e interações, fornecendo três valores de difusividade térmica em cada análise: (i) método *flash*; (ii) momentos temporais parciais; e (iii) quadropolos térmicos. De acordo com Guisard-Restivo (2019), os critérios de escolha dos valores mais confiáveis e análises de boa qualidade admitem: (i) os resultados baseados no quadropolo térmico e no método de *flash*; (ii) o número de Biot positivo (significa que existe perdas de calor); (iii) os valores das três análises (método *flash*, momentos temporais parciais e quadropolos térmicos) se aproximam; e (iv) artefatos, como ruídos, não influem de modo apreciável na faixa de tempos analisada no termograma.

3.3.6 Ensaio de torneamento

Inicialmente, os corpos de provas foram preparados para os ensaios de torneamento. Removeu-se 4 mm de camada superficial dos tarugos devido ao estado bruto do material após a fundição não apresentar boas condições para os testes. Na parte interna dos corpos de prova usinou-se um chanfro com 30° para melhorar o posicionamento do adaptador para o contra ponta garantindo o aumento da rigidez de fixação dos corpos de provas no torno.

O torneamento dos corpos de prova foi realizado sem fluido de corte. O material foi fixado por meio do adaptador contra ponta e a placa de três castanhas. Uma base foi utilizada para a fixação do porta-ferramenta sobre o dinamômetro. Um suporte foi assentado junto ao torno, para a fixação do pirômetro, de modo a garantir rigidez ao equipamento e a correta posição do foco. O arranjo do torneamento deste trabalho foi apresentado na Figura 3.17.

Figura 3.17- Arranjo experimental do torneamento.



Fonte: a autora (2021).

O fabricante da ferramenta recomendou o intervalo para v_c entre 150 e 300 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ no torneamento de ferro fundido cinzento com resistência à tração inferior a 300 MPa para os insertos selecionados (descritos nas seções 3.1.3 e 3.1.4). Em relação a área de corte, o fabricante indicou o intervalo entre 4,0 e 7,0 mm para a profundidade de usinagem uma vez que ambos insertos são enquadrados no corte semi-pesado. O fabricante não apresentou sugestões para o intervalo de avanço. Os valores para os parâmetros de corte sugeridos pelo fabricante não foram aplicados ao escopo destes experimentos, visto a limitação de material disponível. Dessa forma, os parâmetros utilizados foram escolhidos com base no levantamento de dados em trabalhos acadêmicos publicados a partir de 2010 (Quadro 3.1) que estudaram os mesmos critérios de usinabilidade explorados nesta tese no torneamento do ferro fundido cinzento, seguido por pré-testes práticos considerando a rotação máxima do torno.

Quadro 3.1- Relação de parâmetros de corte empregado em torneamentos diversos de ferros fundidos cinzentos.

Autor(es) e ano	Ferramenta de Corte	Revestimento	Marca e modelo do torno, potência e rotação máximas	Parâmetros de corte			Critérios de usinabilidade
				v_c (m.min ⁻¹)	f (mm.rev ⁻¹)	a_p (mm)	
Souza <i>et al.</i> (2009)	Cerâmica à base de Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	Romi Centur 30D 7,5 kW 4000 rpm	180 240 300 360 420	0,12 0,23 0,33 0,40 0,50	1,0	F_c, F_f, F_p Temperatura do cavaco Rugosidade (R_a e R_y) Vida ferramenta
Dixit, Sarma e Davim (2012)	Cerâmica à base de Al ₂ O ₃ e ZrO ₂ (zircônia)	Não revestido	Não descrito	480 600	0,04 0,32	0,5 1,5	Vibração F_c e F_f Rugosidade (R_a) Vida ferramenta
Nayyar <i>et al.</i> (2012)	Metal duro classe P10	Al ₂ O ₃	Não descrito	52 100 211 320	0,2	3,5	Temperatura de corte
Li (2014)	Metal duro	Al ₂ O ₃ +TiCN	CA6140 7,5 kW 1400 rpm	34,29 44,09 53,88	0,153 0,220 0,315	1,0 1,5 2,0	F_c Vida ferramenta
Fiorini e Byrne (2016)	pcBN (90% CBN, 10% aglutinante)	Não revestido	Colchester Mastiff 1400	250 750	0,3	1,0	Formação de BUL e relação com temperatura de corte e vida da ferramenta
Guesser, Pereira e Bochs (2016)	Cerâmica à base de Si ₃ N ₄	Não revestido	Heynumat 75 kW 4500 rpm	400 700 1200 1400	0,2	2,0	Rugosidade (R_a, R_z e R_y)
Oleg <i>et al.</i> (2018)	Cermet	Al ₂ O ₃	CNC Hitachi Seiki Ts-15 7,5 kW 6000 rpm	100 150 200	0,1; 0,2; 0,3 0,4; 0,5; 0,6 0,8; 1,0; 1,2	0,2 0,3 0,4	F_c F_p
Leal <i>et al.</i> (2019)	Metal duro classe K15	Não revestido	Romi GL 240M Romi Centur 30S 5,5 kW 3500 rpm	200	0,10	1,5	F_c, F_f, F_p Vida da ferramenta Rugosidade (R_a, R_z)
Laouissi <i>et al.</i> (2019)	Cerâmica à base de Si ₃ N ₄	Revestida (não informado cobertura) Não revestido	Tos Trencin SN40C 6,6 kW	260 370 530	0,08 0,14 0,20	0,25 0,50 0,75	Força Tangencial (F_z) Rugosidade (R_a, R_z)

Fonte: a autora (2021).

Os ensaios do torneamento foram concebidos segundo um planejamento fatorial completo, de acordo com a definição de Montgomery e Runger (2016): uma tentativa completa ou réplica do experimento, em que todas as combinações possíveis dos níveis dos fatores fossem investigadas. Um fatorial 2³3¹ foi proposto, como descrito na Tabela 3.5. Neste

caso, tem-se um planejamento com dois materiais de peça, ferramenta de corte com duas geometrias de quebra-cavaco, três velocidades de corte, dois avanços, totalizando 24 condições de ensaio. Para cada condição, foram realizadas duas observações. O valor da profundidade de usinagem foi mantido em 1,5 mm.

Tabela 3.5- Planejamento Fatorial.

Fator	Níveis
Material da peça de trabalho	Baixo teor de nióbio
	Alto teor de nióbio
Geometria QC	<i>Flat Top</i>
	GH
v_c (m.min ⁻¹)	240; 360; 480
f (mm.rev ⁻¹)	0,25; 0,50

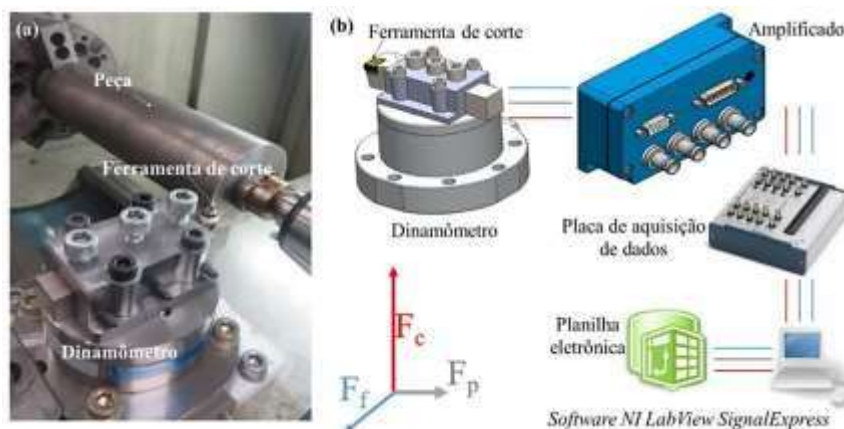
Fonte: a autora (2021).

3.3.7 Aquisição dos dados

3.3.7.1 Componentes da força de usinagem

Os sinais da força de corte (F_c), força de avanço (F_f) e força passiva (F_p) foram obtidos por meio de um dinamômetro. O dinamômetro foi conectado a um amplificador e em seguida em uma placa de aquisição de dados como indicado na Figura 3.18.

Figura 3.18- Aquisição de dados dos sinais de força: (a) dinamômetro, peça e ferramenta de corte montados no torno, (b) esquemas do sistema de medição das componentes de F_u .



Fonte: a autora (2021).

A taxa de aquisição de dados foi de 25 mil amostras por segundo. Um filtro passa baixa *Butterwoth* foi utilizado para tratamento dos dados. Os dados coletados foram exportados para planilhas eletrônicas. Inicialmente, uma curva da componente da força estudada foi traçada

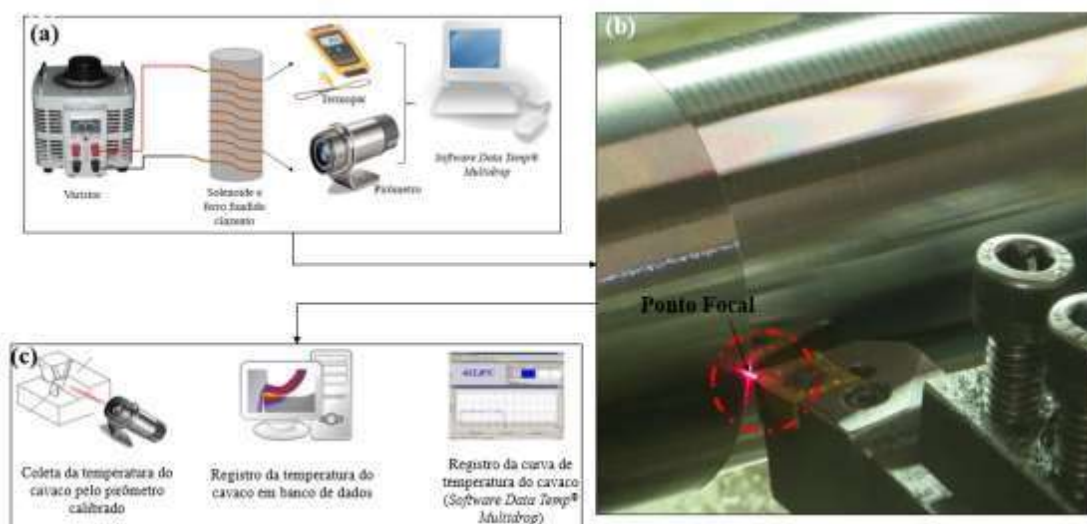
em função do tempo de usinagem. Observou-se a região estável do corte. O sinal foi tratado a partir dos valores máximos verificados nesta região. Assim, estabeleceu uma análise de tendência central destes valores. Tal procedimento foi realizado para todas as componentes de F_u . Os dados obtidos encontram-se no Apêndice A.1.

3.3.7.2 Temperatura do Cavaco

O material de trabalho possui emissividade característica. Portanto, para uma medição correta, foi necessário conhecer a emissividade do ferro fundido cinzento para ajustar o software *Data Temp® Multidrop* manualmente. A montagem foi realizada de maneira a garantir que o calor emitido pelo corpo de prova atingisse o sistema óptico do pirômetro.

O detector converteu o calor irradiado em um sinal elétrico que, por sua vez, foi convertido em um valor de temperatura, que se baseia na equação de calibração do sensor e na emissividade do alvo. Este valor de temperatura foi comparado com os valores indicados pelo termopar inserido no material e retomados pelo termômetro portátil. Na Figura 3.19(a) foi ilustrado o sistema montado para calibração do pirômetro. Para cada corpo de prova foi repetido o método descrito acima, totalizando quatro montagens. O valor de emissividade encontrado foi de 0,790 independentemente do teor de nióbio.

Figura 3.19- Aquisição de dados da temperatura do cavaco: (a) esquema de calibração do pirômetro; (b) ponto focal; (c) esquema da aquisição dos dados da temperatura do cavaco.



Fonte: adaptado de Rezende, Magalhães e Rubio (2020).

O ponto focal foi direcionado sobre a aresta de corte na superfície de saída, como pode ser observado nos detalhes da Figura 3.19(b). Os dados de temperatura mostrados no Apêndice A.2 referem-se à média das temperaturas máximas na região estável do corte, conforme simulado em Figura 3.19(c).

3.3.7.3 Rugosidade

Os valores do desvio aritmético médio (R_a) e altura total do perfil (R_t) foram coletados após cada condição de teste e réplica realizados. Os comprimentos de amostragem de 2,5 mm e de avaliação de 12,5 mm foram empregados conforme norma ISO 4288. A medição de rugosidade ocorreu em três pontos equidistantes da circunferência do corpo de prova (0°, 120° e 240°) para cada configuração, e o valor médio foi calculado. O rugosímetro foi verificado com um padrão antes da medição. Os dados obtidos para estes parâmetros encontram-se no Apêndice A.2.

3.3.8 Análise de Variância (ANOVA)

Os efeitos dos fatores (material da peça, geometria do quebra-cavaco, velocidade de corte e avanço) sobre as variáveis (componentes da força de usinagem, temperatura do cavaco e acabamento superficial) foram avaliados estatisticamente. Para este fim, foi proposto o modelo de análise de variância (ANOVA) para efeitos fixos. No contexto estatístico, os parâmetros de usinagem corresponderam aos fatores ou variáveis independentes do planejamento fatorial, enquanto os critérios de usinabilidade tornaram-se as variáveis dependentes ou variáveis respostas. A ANOVA visou fundamentalmente verificar se existia variabilidade nas médias das variáveis respostas em funções dos distintos níveis dos fatores e, se estes, exerceram influência estatisticamente significativa em alguma variável dependente (DOANE e SEWARD, 2014).

Visto que a normalidade foi verificada ao nível de 1% pelo teste de aderência de Anderson-Darling, recorreu-se ao teste de igualdade de variâncias, a partir de intervalos de comparação múltipla para o desvio padrão para uma significância de 5% (HINES *et al.* 2006). A igualdade de variâncias é a primeira premissa as ANOVA. Os grupos foram estratificados a partir dos níveis dos fatores. Optou-se por um teste não-paramétrico, o Teste de Levene, pois ele utiliza da mediana da amostra, tornando-se mais robusto para amostras de menor

dimensão, assim como um procedimento assintoticamente livre de distribuição. O teste de Levene testa as hipóteses, sumarizadas na pela Equação 3.7:

Equação 3.7:

$$\begin{cases} H_0: \sigma_1^2 = \sigma_2^2 = \dots = \sigma_n^2 \\ H_1: \text{pelo menos um } \sigma_i^2 \text{ é diferente, } i = 1, \dots, k \end{cases}$$

Nos casos que foram verificados *p-valores* inferiores ao nível de significância (0,05), rejeitou-se a hipótese nula em favor da alternativa e concluiu-se que ao menos uma variância era diferente entre os níveis daquele fator e a ANOVA foi realizada conforme o Teste de Welch/Games-Howell. Já para os casos que foram verificados *p-valores* superiores ao nível de significância, concluiu-se que as variâncias eram iguais e a ANOVA seguiu conforme um planejamento fatorial completo.

Para todos os casos descritos anteriormente, recorreu-se à análise residual. A ANOVA requer que os erros decorrentes do modelo sejam padronizados (distribuição normal com média zero e variância constante) independentes e aleatórios (DOANE e SEWARD, 2014). Estas premissas foram analisadas por meio de gráficos de probabilidade normal, resíduos *versus* ajuste e resíduos *versus* ordem.

Atendidas as premissas anteriores, observou-se que as análises de variâncias continham fatores e/ou interações significativos (*p-valor* < 0,05), assim como não significativos. Portanto, para todos os planejamentos fatoriais foi desenvolvido o Modelo 2. Este fatorial contemplou somente os fatores e interações significativos do Modelo 1, conforme orientações de Hines *et al.* (2006) e Doane e Seward (2014). Dessa maneira, neste trabalho serão apresentadas as análises de resíduos padronizados, as tabelas com os principais resultados da ANOVA e os gráficos de efeitos principais (no caso de ausência interação significativa entre os fatores) ou interações significativas de maior ordem para todos os critérios de usabilidade estudados. Destaca-se que todos estes resultados se referem ao Modelo 2 (somente fatores e interações significativas).

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, são apresentados os resultados obtidos neste trabalho e uma discussão baseada nos resultados obtidos e em dados publicados por outros autores referentes ao assunto investigado. O objetivo principal deste capítulo é caracterizar o ferro fundido cinzento em função do teor de nióbio e relacionar suas características microestruturais com as propriedades mecânicas, características térmicas e resultados alcançados em testes de torneamento.

4.1 Composição Química

Ferro, carbono, silício, fósforo e manganês são elementos típicos na composição do ferro fundido cinzento (NYLÉN, 2001; GUESSER, 2009; BEDOLLA-JACUINDE, 2016; SOUSA; SALES e MACHADO, 2018). Além disso, o uso de manganês, silício, níquel, estanho e enxofre como elementos de liga aumenta o número de sítios de nucleação e controla a morfologia da grafita, favorecendo o aumento do número de células eutéticas e a formação de grafita com distribuição A (GUESSER, 2009). Por outro lado, o uso de titânio e cromo promove a formação de carbonetos mais estáveis que a cementita, além de estabilizar a cementita como um carboneto complexo (GUESSER, 2009; SOUSA; SALES e MACHADO, 2018).

Ao comparar os valores retratados na Tabela 3.1 às composições de base típicas de ferros fundidos cinzentos para aplicações automotivas, de acordo com a norma SAE J431 (Tabela 2.1), não foi encontrada classificação em que todos os intervalos coincidam. Com exceção do fósforo, os valores observados para todas as amostras deste trabalho estariam próximos à classe G2500a (Tabela 2.1): ferro fundido cinzento com matriz perlítica com percentual de ferrita livre inferior a 15%.

Se comparada a composição química desses ferros fundidos cinzentos às composições químicas de ferros fundidos cinzentos de aplicação em discos de freios encontrados no mercado europeu (Anexo A.1), os teores dos elementos típicos do ferro fundido cinzento são os relatados em faixas descritas na Tabela 3.1. Serbino (2005) pesquisou um ferro fundido cinzento com composições próximas aos corpos de prova estudados nesta tese (C=3,36; S= 0,10; Si= 2,11; Mn= 0,53; P= 0,049; Cu= 0,30; Cr= 0,062; Mo= 0,014; Ni= 0,022) e o classificou como uma liga “básica” com o mínimo de elementos de liga, com o teor

de carbono classificado como médio em âmbito de teores tipicamente encontrados em discos de freios (Anexo A.1), ressaltando que esta composição não seria ideal para frenagens mais rigorosas ou em veículos esportivos, devido à relativa baixa resistência à fadiga térmica.

Neste trabalho, o destaque é a presença de nióbio, elemento adicionado como um substituto parcial do molibdênio. Bedolla-Jacuinde (2016) afirmou que o nióbio pode estar presente em ligas de ferro fundido cinzento de 0,05 a 0,3% em peso. Devecili e Yakut (2014) relataram que pequenas adições de nióbio (<0,5% em peso) em ferro fundido cinzento ajudariam no refinamento da estrutura de grafita e perlita e na formação de precipitados de nióbio (C, N) relativamente pequenos.

Os teores de nióbio encontrados nas amostras com baixo teor desse elemento (amostras 01 e 04) foram extremamente pequenos, sendo atribuídos a impurezas, como destacou Elliott (1988). Já as amostras com alto teor de nióbio (amostras 02 e 03) apresentaram porcentagens referentes a elementos de liga. Novamente, resalta-se que as análises químicas das amostras coquilhadas não foram disponibilizadas. Por isso, os valores relatados na Tabela 3.1 foram obtidos a partir de moedas produzidas para análise química. Portanto, foi aceito que a composição química alcançada se aproximou do limite pretendido e descrito no tópico 3.3.1, devido a erros inerentes do processo de medição.

À luz dos trabalhos relatados no Quadro 2.3, o teor de nióbio presente nas amostras 02 e 03 foram considerados significativos. Doravante, as amostras com baixo e alto teor de nióbio serão designadas por FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb, respectivamente. Em seguida, recorreu-se à descrição das amostras em função do valor do carbono equivalente (CE), conforme sumarizado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Carbono Equivalente calculado a partir de equações disponíveis na literatura.

Nomenclatura da amostra	Nome da equação utilizada para o cálculo CE	Valor do CE
FC 0,02%Nb	Equação 2.1	$3,99 \pm 0,03$
FC 0,23%Nb	Equação 2.1	$4,10 \pm 0,02$
FC 0,02%Nb	Equação 2.2	$3,97 \pm 0,03$
FC 0,23%Nb	Equação 2.2	$4,05 \pm 0,03$

Fonte: a autora (2021).

Os valores apresentados na Tabela 4.1 permitiram classificar todos os ferros fundidos cinzentos como ligas hipoeutéticas. No entanto, os valores de CE foram ligeiramente

inferiores aos observados na literatura (SERBINO, 2005; MEURER; BOEHS e GUESSER, 2007; VADIRAJ e TIWARI, 2015; HANNA, 2011; MOHRBACHER e ZHAI, 2011). Webin *et al.* (2011) destacaram que o CE do ferro fundido cinzento usado em discos de freio geralmente varia de 3,8% a 4,6%. Essa afirmação corrobora Zhou *et al.*(2010), que informaram a aplicação de nióbio em discos de freio de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos e hipereutéticos.

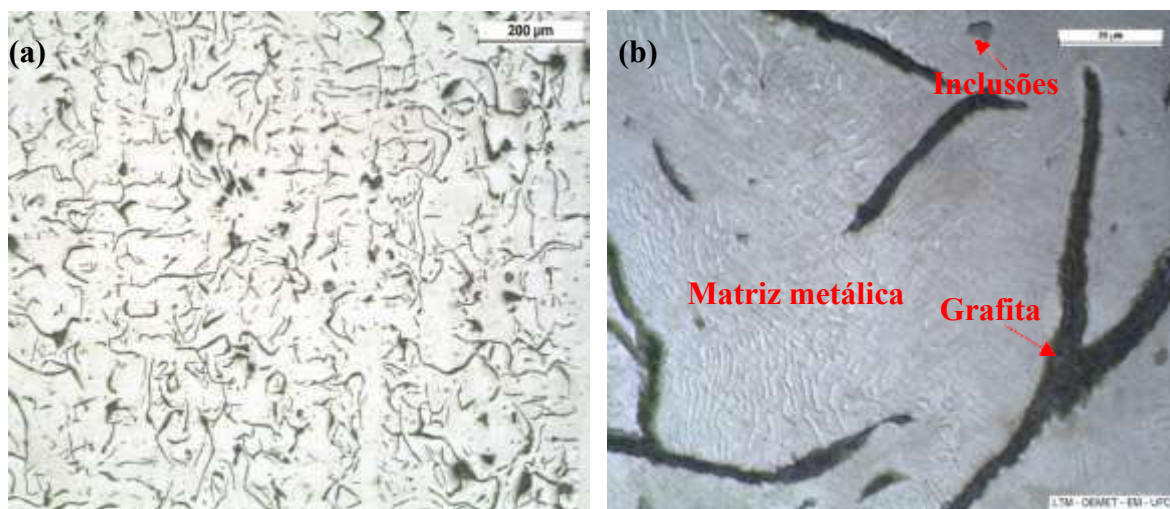
4.2 Análise Microestrutural

A seguir, serão apresentados os resultados das análises microestruturais, qualitativas e quantitativas, para as amostras FC 0,02% Nb e FC 0,23% Nb realizadas via microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria de energia dispersiva (EDS) e microscopia de força atômica (AFM).

4.2.1 Caracterização da grafita

A investigação por MO foi a primeira etapa na investigação da microestrutura. Na Figura 4.1, foi apresentada fotomicrografias sem realização de ataque químico com distintas ampliações para a amostra FC 0,02% Nb. Nota-se que a grafita predominante é do tipo lamelar (tipo VII) (ASTM A247) (Figura 4.1a). Além disso, é possível identificar grafita e inclusões típicas de sulfetos e óxidos dispersas sobre uma matriz metálica (Figura 4.1b)

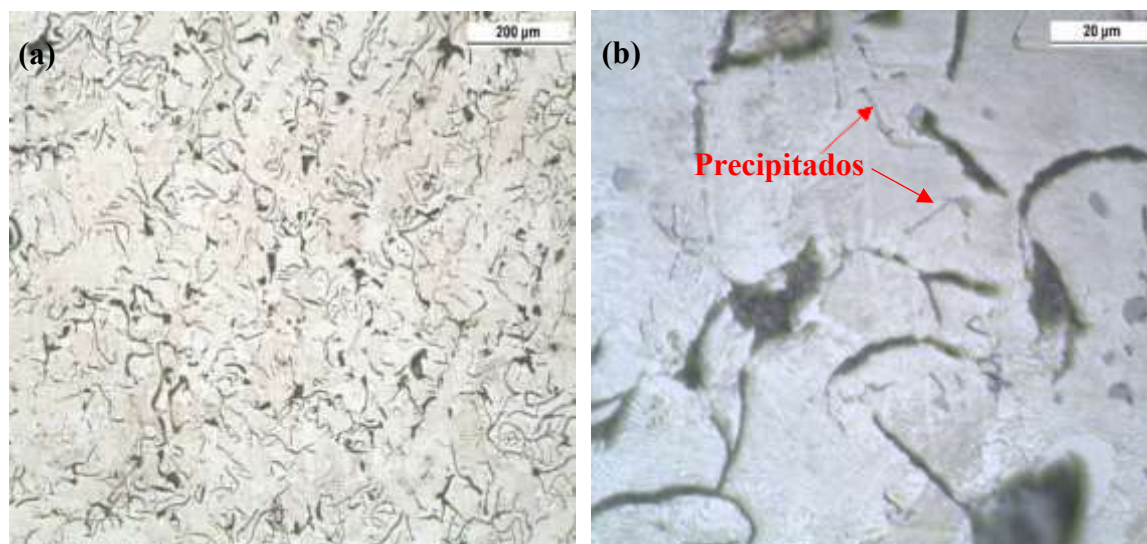
Figura 4.1- Microestrutura da amostra FC 0,02%Nb, MO, sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 1000X.



Fonte: a autora (2021).

Análise similar pôde ser realizada para as fotomicrografias da amostra FC 0,23% Nb apresentadas a partir da Figura 4.2: grafita lamelar (Figura 4.2a) dispersa em matriz metálica com presença de inclusões (Figura 4.2b). Ademais, destaca-se a presença de precipitados sugestivos de carbonetos de nióbio na Figura 4.2(b).

Figura 4.2- Microestrutura da amostra FC 0,23%Nb, MO, sem ataque: (a) ampliação de 100X (b) ampliação de 1000X.



Fonte: a autora (2021).

Ainda por meio das fotomicrografias, foi possível classificar a grafita quanto à distribuição, ao tamanho (ASTM A247), conforme sumarizado na Tabela 4.2. A adição de

nióbio não foi capaz de modificar a distribuição da grafita, resultado semelhante aos encontrados por Castelo Branco (1984) e Nylén (2001).

Tabela 4.2- Classificação da grafita segundo a distribuição e o tamanho (ASTM A247) para as amostras em relação ao teor de nióbio.

Amostra	Distribuição		Tamanho	
	Predominante	Raro	Predominante	Raro
FC 0,02% Nb	A	E	4	3-6
FC 0,23% Nb	A	E	4-5	6

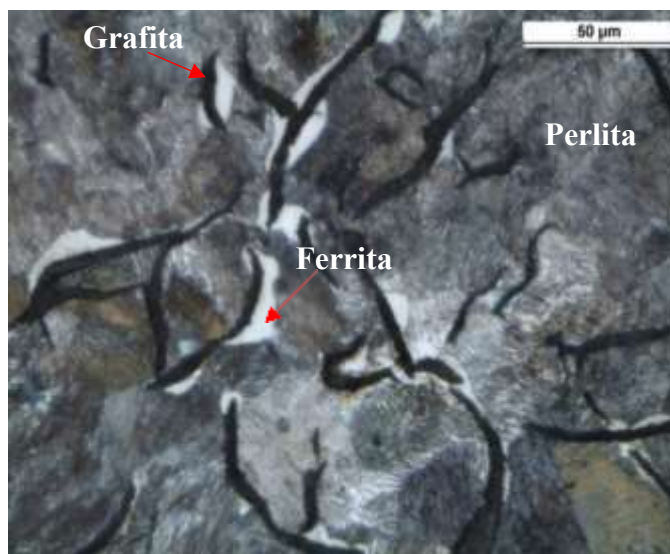
Fonte: a autora (2021).

Castelo Branco (1984) observou que há partículas de Nb (C, N) dentro da dendrita de austenita e assim justificou o refinamento da grafita. Tal fato apoiou a alegação de que a capacidade do nióbio para refinar a microestrutura da fundição deriva da ação catalítica de partículas de Nb (C, N) na nucleação da austenita. Como o nióbio possui forte tendência para formação de carboneto, ele combina com o carbono para formar partículas finas de NbC em ferro fundido antes da solidificação (PAN *et al.*, 2020). Essas partículas tornam-se sítios de nucleação para a grafita, resultando em refinamento da grafita. O refinamento da grafita a partir da adição crescente de nióbio em ligas de ferro fundido cinzento também foi descrito por Webin *et al.* (2011) (0,042; 0,29 e 0,85% Nb em peso) e Zhang e Ren (2013) (0,10; 0,20 e 0,30% Nb em peso).

4.2.2 Caracterização da matriz metálica e frações volumétricas

Imagens de MO, obtidas após ataque químico, foram apresentadas na Figura 4.3 e na Figura 4.4. A microestrutura de todas as amostras é composta de grafita dispersa em uma matriz perlito-ferrítica. Ademais, existem evidências de ferritização direta na microestrutura (regiões brancas em torno da grafita). Li *et al.* (2020) explicaram que os átomos de carbono se difundem continuamente da austenita para a grafita no processo de reação eutética. Conseqüentemente, surge uma região empobrecida em relação ao carbono que, finalmente, forma a ferrita em torno da grafita.

Figura 4.3- Microestrutura da amostra FC 0,02%Nb, MO, ataque Nital 4%, ampliação de 500X.



Fonte: a autora (2021).

Figura 4.4- Microestrutura da amostra FC 0,23%Nb, MO, ataque Nital 4%, ampliação de 500X.



Fonte: a autora (2021).

As frações volumétricas deste material foram determinadas com o auxílio do *software ImageJ* e sumarizadas na Tabela 4.3. Para verificação do efeito dos teores de nióbio (0,02% e 0,23%) sobre as frações volumétricas, foi empregado um teste t para duas amostras para um nível de significância de 5% (Tabela 4.3).

Tabela 4.3- Frações volumétricas da matriz metálica para as amostras em relação ao teor de nióbio.

Fração Volumétrica (%)	FC 0,02% Nb	FC 0,23% Nb	Variâncias (Teste de Levene)	Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$
Grafita	17 ± 1	16 ± 1	Iguais <i>p</i> -valor: 0,618	<i>p</i> -valor: 0,002
Perlita	80 ± 1	80 ± 1	Iguais <i>p</i> -valor: 0,524	<i>p</i> -valor: 0,966
Ferrita	3 ± 1	4 ± 1	Diferentes <i>p</i> -valor: 0,009	<i>p</i> -valor: 0,000

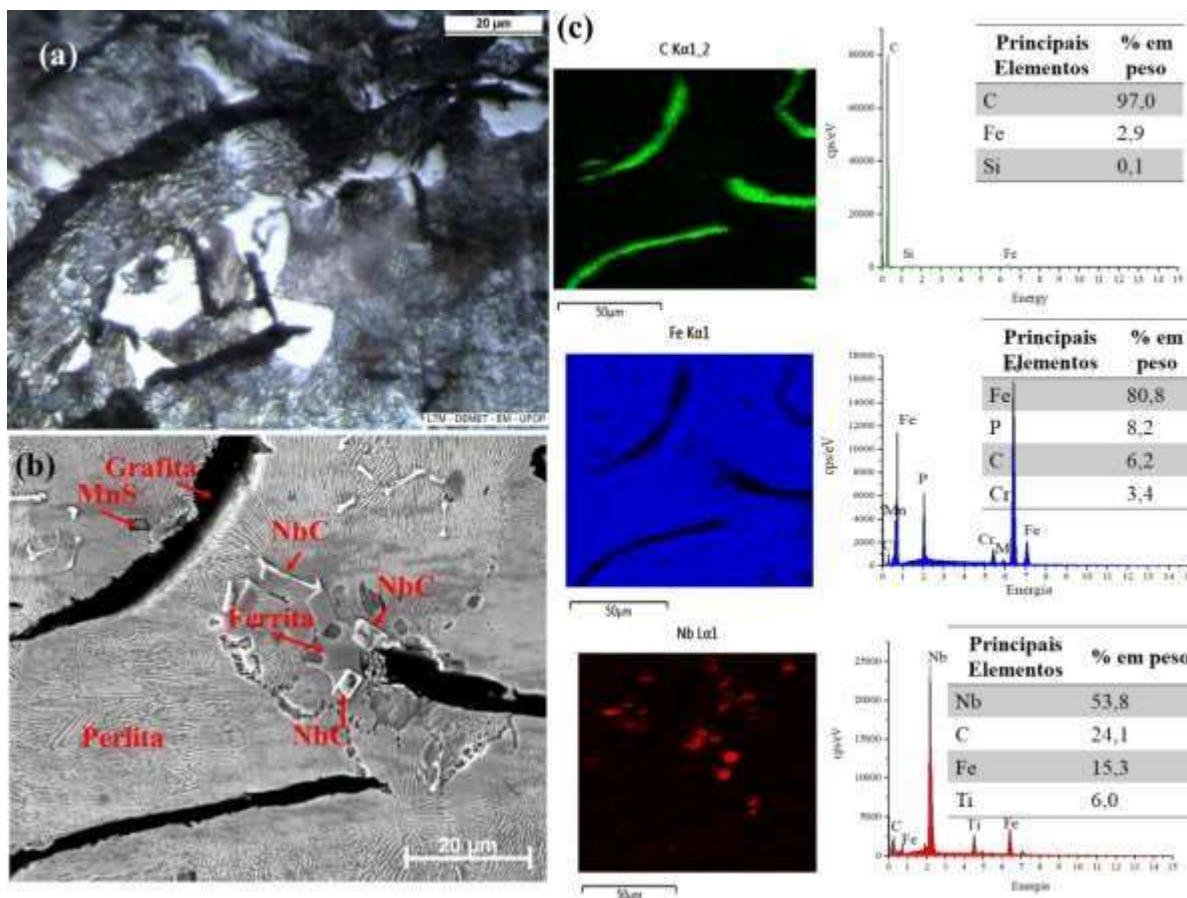
Fonte: a autora (2021).

Da Tabela 4.3, visto que alguns *p*-valores para os testes de hipóteses foram inferiores ao nível de significância (5%), conclui-se que a adição de 0,23% de nióbio alterou significativamente as frações de grafita e ferrita.

As interações entre nióbio e carbono podem ter sido intensas o suficiente para afetar a fração de grafita (Tabela 4.3): nas amostras FC 0,02%Nb, após o resfriamento, o carbono se encontra presente em uma fase metaestável (cementita) e estável (grafita). Nas amostras FC 0,23%Nb, além dessas fases, uma fração do carbono se associou ao nióbio e precipitou como carboneto estável (NbC), resultado similar ao comportamento descrito por Durand-Charre (2013). Por fim, destaca-se que os valores de fração volumétrica de grafita foram coerentes com os relatados por Vadiraj *et al.* (2010b) (11,8 a 20% para faixas de carbono entre 3,4 e 4,42% em peso) e Serbino (2005) (11 a 13% em relação à superfície total para CE amostra com 3,36% de carbono e 2,11% de silício em peso).

As amostras FC 0,23%Nb apresentaram maior percentual de ferrita livre. Desta maneira, recorreu -se a imagens de MO, MEV e EDS (Figura 4.5) para descrição do resultado. Os resultados apresentados sugerem que esse fenômeno pode estar associado à precipitação primária de carbonetos de nióbio na fase líquida, conforme descrito por Chen *et al.* (2017) e Mohrbacher (2018).

Figura 4.5- Microestrutura da amostra FC 0,23% Nb, ataque Nital 4%, ampliação de 1000X: (a) MO; (b) MEV; (c) EDS (mapas e espectros químicos).



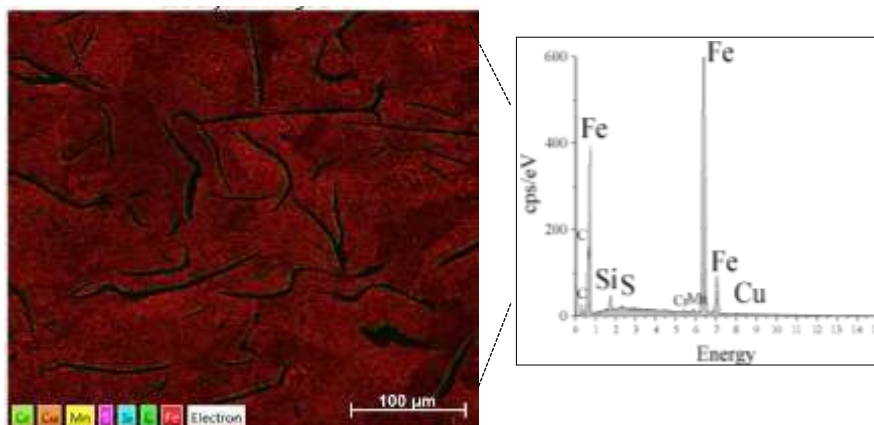
Fonte: a autora (2021).

Conforme explicado anteriormente, Castelo Branco (1984) alegou que a capacidade do nióbio para refinar a microestrutura da fundição deriva da ação catalítica de partículas de Nb (C, N) na nucleação de austenita. Pan *et al.* (2020) explicaram que o nióbio é um forte elemento formador de carboneto, do ponto de vista da energia livre para reação química e eletronegatividade dos elementos, pois a sua afinidade com o carbono é muito maior comparada à afinidade entre ferro e carbono. Quando uma pequena quantidade de nióbio é adicionada ao ferro fundido, durante a solidificação, a maioria dos átomos de nióbio se combinam com o carbono para formar carbonetos de nióbio. Dessa maneira, associados ao mecanismo responsável pela ferritização direta, acredita-se que os átomos de carbono também se difundiram da austenita em direção a estes carbonetos primários de nióbio, contribuindo para um empobrecimento ainda maior dessas regiões. Conseqüentemente, os carbonetos primários de nióbio podem ter atuado como sítios de nucleação indireta de ferrita, justificando assim os resultados descritos na Tabela 4.3.

4.2.3 Análise de precipitados

Ao analisar o mapa e o espectro químico (Figura 4.6) construídos por meio de espectrometria de energia dispersiva (EDS), conclui-se que, para as amostras FC 0,02% Nb, o teor de nióbio é muito pequeno para observar a fase NbC na estrutura final solidificada. Resultados semelhantes foram descritos por Webin *et al.* (2011).

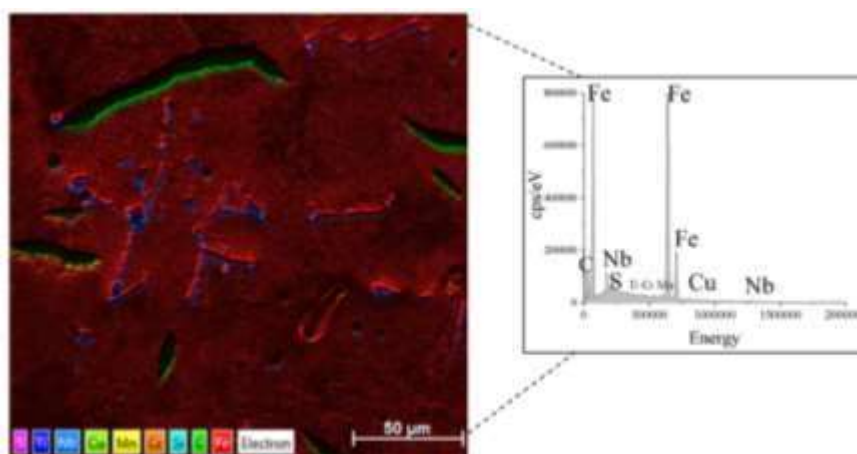
Figura 4.6- Mapa EDS e espectro químico para amostra FC 0,02%Nb.



Fonte: a autora (2021).

As fases com morfologia e tamanhos distintos distribuídos de maneira heterogênea, destacadas na Figura 4.2(b), apresentaram regiões com altas concentrações de nióbio, conforme apresentado na Figura 4.7. Essas partículas de segunda fase são precipitados de nióbio: carbonetos de nióbio (NbC). Análises similares foram apresentadas por Nylén (2001), Mohrbacher e Zhai (2011), Devecili e Yakut (2014) e Bedolla-Jacuinde (2016).

Figura 4.7- Mapa EDS e espectro químico para amostra FC 0,23%Nb.

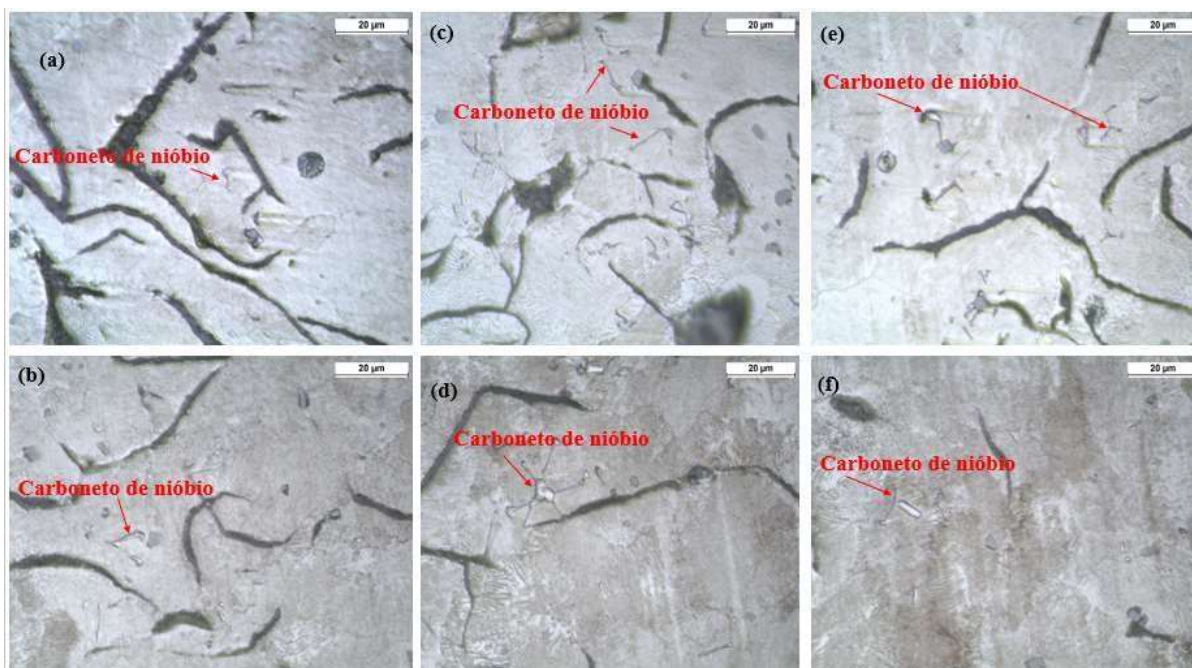


Fonte: a autora (2021).

Nas amostras FC 0,23%Nb, foram encontrados carbonetos de nióbio ramificados e não poliédricos (inclusive formato Y e V) por meio de imagens obtidas via MO e MEV, conforme apresentado na Figura 4.8 e na Figura 4.9. Os comprimentos dos carbonetos de nióbio observados estiveram compreendidos na faixa de cerca de 2–30 μm . A observação de carbonetos grosseiros reafirma a hipótese de ocorrência de carbonetos primários. Mohrbacher (2006) explicou que o NbC primário aparece em diferentes formas devido à sua estrutura cristalina CFC e seu crescimento de cristal típico. Devido ao seu alto ponto de fusão, o nióbio tende a segregar no fundido e a concentração local pode fazer com que as estruturas dendríticas atinjam grandes tamanhos (MOHRBACHER, 2006). Essa morfologia dendrítica ou aglutinante de partículas de NbC é prejudicial à tenacidade (MOHRBACHER, 2006).

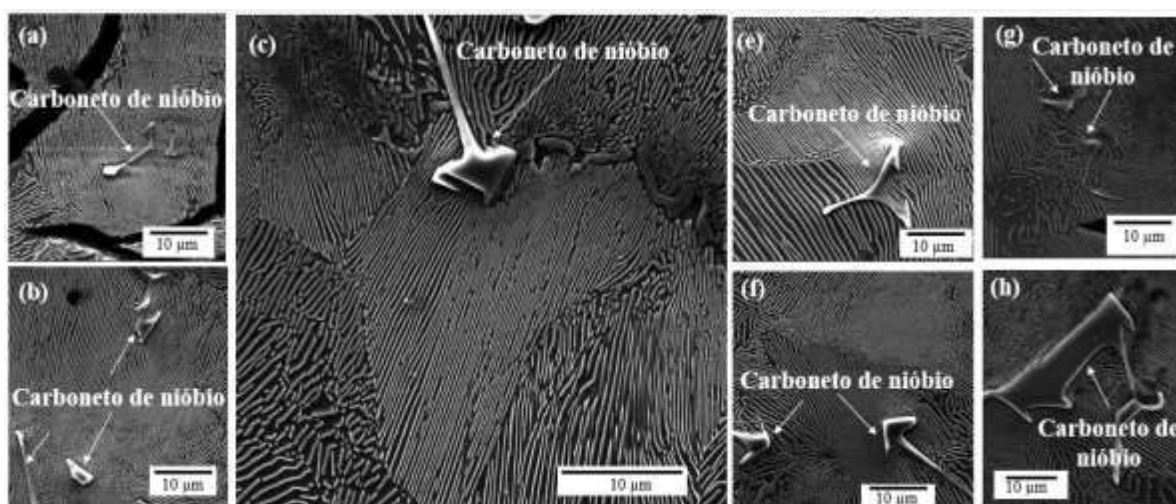
De acordo com Webin *et al.* (2011), o tamanho dos carbonetos depende da temperatura de formação e, portanto, do teor de nióbio em peso nas ligas de ferro fundido cinzento. Quanto mais precoce for sua nucleação, mais tempo o precipitado terá para crescer devido ao processo difusivo. Associa-se tal fato aos maiores carbonetos verificados nesta microestrutura (comprimento médio de $28 \pm 3 \mu\text{m}$). Por outro lado, acredita-se que a presença de carbonetos bastante finos poderia ser justificada a partir de filmes líquidos residuais entre os grãos de austenita que enriqueceram com nióbio durante os estágios finais da solidificação. Resultados semelhantes foram descritos por Bedolla-Jacuinde (2016) e Mohrbacher (2018).

Figura 4.8- Carbonetos de nióbio verificados na microestrutura das amostras FC 0,23%Nb via MO, sem ataque, ampliação de 1000X.



Fonte: a autora (2021).

Figura 4.9- Carbonetos de nióbio verificados na microestrutura das amostras FC 0,23%Nb via MEV, ataque Nital 4%.



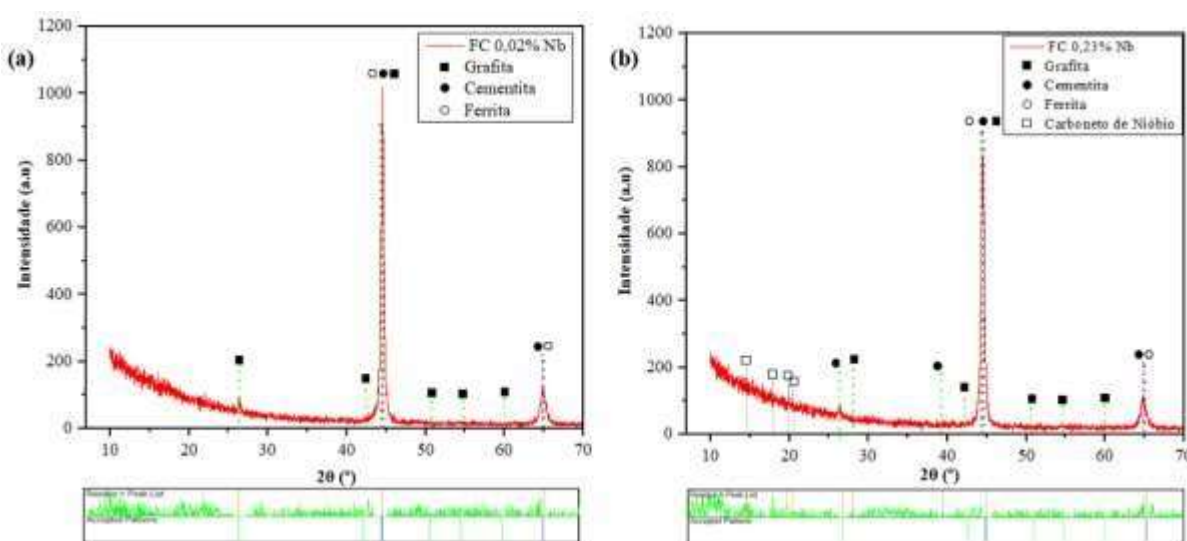
Fonte: a autora (2021).

4.2.4 Identificação das fases por DRX

As estruturas cristalinas das amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb foram analisadas por meio da técnica de difração de Raios-X. Na Figura 4.10(a) e (b), foram apresentados os

difratogramas obtidos, respectivamente e, em ambas as amostras, três fases principais foram identificadas: grafita, ferrita (α) e cementita (Fe_3C). A modificação na concentração de nióbio não foi suficiente para promover diferenças significativas nos difratogramas. Devido ao nível de ruído nas medições, resultantes da fluorescência do ferro excitado principalmente pela radiação $\text{Cu K}\alpha$, não foi possível realizar um refinamento de Rietveld para obter as frações de fases presentes. Oloyede *et al.* (2016) e Pereira (2005) reportaram resultados similares.

Figura 4.10- DRX: (a) amostra FC 0,02%Nb; (b) amostra FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

O pico de maior intensidade da grafita está em 2θ próximo de $26,6^\circ$, conforme descreveu o trabalho de Boulet-Roblin *et al.* (2017). Este pico apresentou uma base larga, apesar de baixa intensidade. Tal fato é indício de sobreposição de picos. O trabalho de Wood *et al.* (2004) apontou que a cementita tem um pico correspondente a uma interferência construtiva em $26,59^\circ$. Portanto, como foi utilizado o tubo de cobre durante o ensaio, esse pico pequeno e mais largo pode ser uma sobreposição dos planos (002) da cementita e (002) da grafita, que possuem distâncias interplanares muito semelhantes. Tal fato foi confirmado pelo difratograma da amostra FC 0,23%Nb que indicou esse pico da cementita.

Em relação à ferrita, o principal pico desta fase está em torno de $44,7^\circ$ (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards -JCPDS*, número do cartão 6-696). De maneira similar à pesquisa de Oloyede *et al.* (2016), em ambos difratogramas, esses picos também possuem bases largas. O trabalho de Wood *et al.* (2004) indicou inúmeros picos da cementita em torno 37° a 50° . O principal pico desta fase está em torno de $45,2^\circ$ (JCPDS 44-1290).

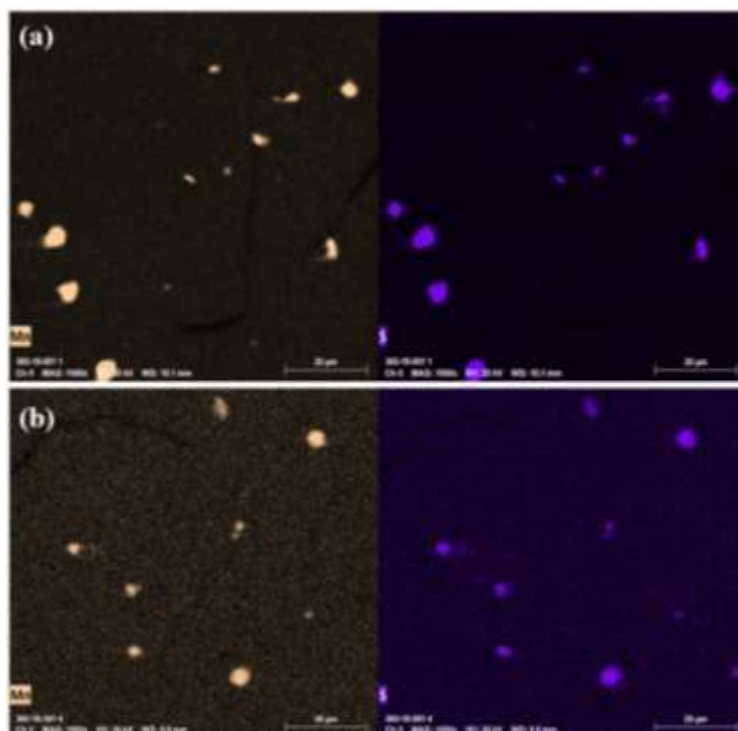
Portanto, os picos referentes à cementita também estão nessas regiões dos difratogramas, porém sobrepostos ao pico principal da ferrita. Situação similar ocorreu na região $65^\circ 2\theta$.

Por fim, a fase NbC não foi identificada claramente por meio da técnica de DRX, o que pode ser justificado a partir do limite de detecção em torno de 3-5% para um difratômetro convencional e do baixo teor de nióbio nas amostras analisadas. A difração de Raios-X não possui sensibilidade para identificação de frações muito pequenas. No entanto, Deveceli e Yakut (2014) encontraram a fase NbC para intensidades relativamente baixas (0 a 500 a.u.) para um ferro fundido cinzento contendo 0,641% de nióbio em peso. O trabalho de Skripov *et al.* (2009) retratou o principal pico da fase Nb₆C₅ em aproximadamente 35° para o intervalo de alta intensidade (0 a 17000 a.u.). Porém, ao estratificar o intervalo para menores intensidades (0 a 500 a.u.), os difratogramas apresentados por Skripov *et al.* (2009), Deveceli e Yakut (2014) apontaram três pequenos picos de baixa intensidade entre 15 e $20^\circ 2\theta$. No cartão JCPDS 37-1201, esses picos são característicos da fase de carboneto de nióbio. Somente no difratograma da amostra FC 0,23%Nb foram encontrados picos em tal região. Logo, tal resultado sugere a confirmação da fase NbC. Por fim, atribui-se a dificuldade na identificação dos principais picos da fase Nb₆C₅, aproximadamente na região 35° - $40^\circ 2\theta$, ao fato de que, nesta região, também é possível identificar picos característicos da cementita e essa fase está presente em uma quantidade maior comparada à baixa fração de carbonetos.

4.2.6 Análise de inclusões

Inclusões sugestivas de sulfeto de manganês (MnS) no ferro fundido cinzento foram observadas nas análises por MO (Figura 4.1a e Figura 4.2b) e um EDS foi usado para descrição destas inclusões (Figura 4.11). De acordo com o trabalho de Pereira (2005), estas inclusões de MnS são classificadas como predominantemente do tipo globular (tipo I). Por meio de análise qualitativa de imagens microestruturais, conclui-se que o tipo, a quantidade e a dispersão das inclusões não diferiu com respeito ao teor de nióbio.

Figura 4.11- Mapeamento químico destacando regiões ricas em manganês e enxofre: (a) amostra FC 0,02%Nb; (b) amostra FC 0,23%Nb.

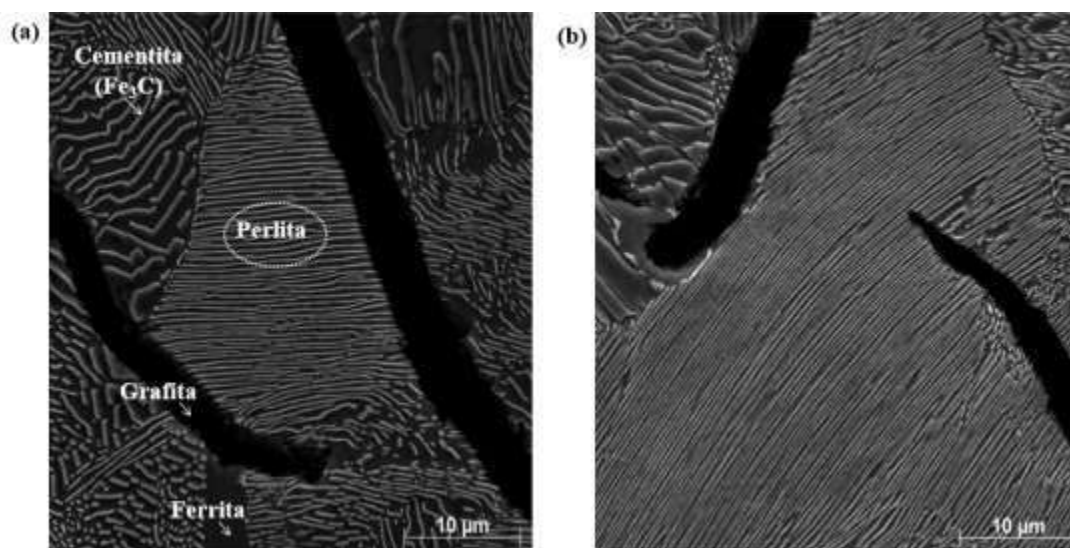


Fonte: a autora (2021).

4.2.7 Distância interlamelar da perlita

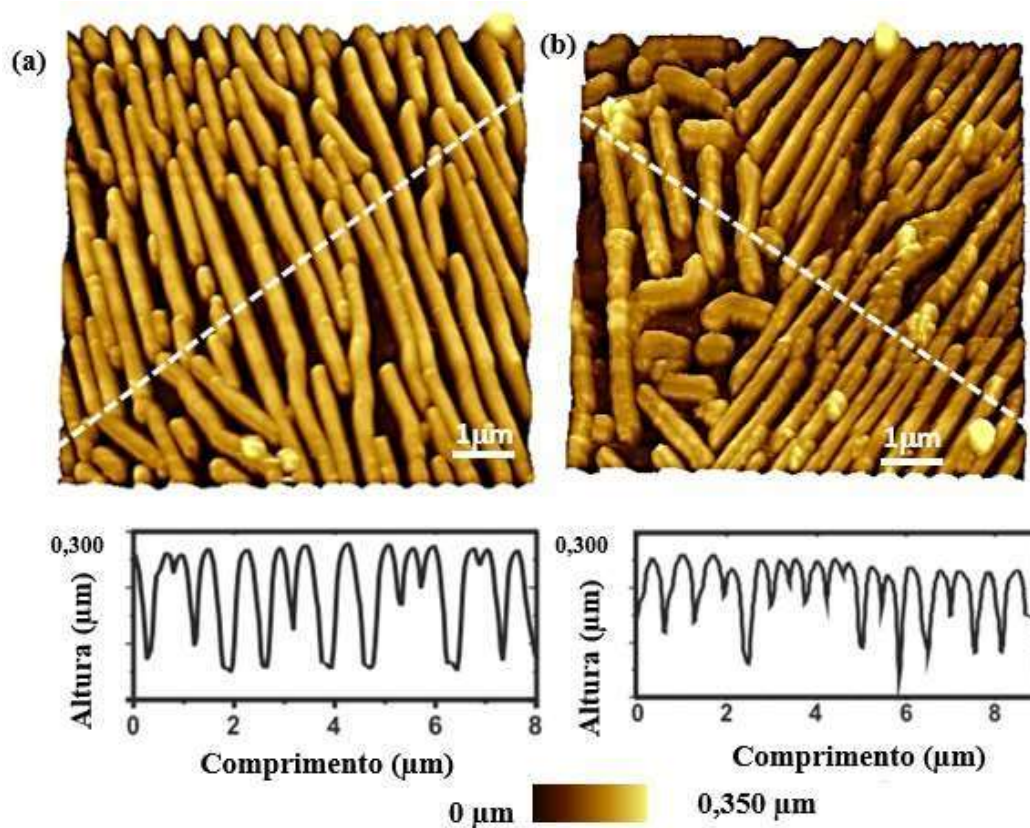
Os espaçamentos interlamelares das colônias de perlita (λ) para as amostras FC 0,02% Nb (Figura 4.12a) e FC 0,23% Nb (Figura 4.12b) foram determinados a partir de fotomicrografias obtidas por MEV. Esses resultados foram confirmados por microscopia de força atômica (AFM), conforme descrito no item 3.3.3.6. As características topográficas reveladas nas imagens de AFM mostram lamelas de cementita formando “picos” ao lado de “vales” de ferrita. Os perfis topográficos da perlita para as amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb foram ilustrados na Figura 4.13 (a)(b), nessa ordem. Os valores e desvios padrões de λ foram sumarizados na Tabela 4.4.

Figura 4.12- Espaçamento interlamelar da perlita: (a) imagem da amostra FC 0.02%Nb obtida por MEV, ataque: Nital 2%; (b) imagem da amostra FC 0.23%Nb obtida por MEV, ataque: Nital 2%.



Fonte: a autora (2021).

Figura 4.13- Topografia da perlita: (a) imagem da amostra FC 0.02%Nb obtida por AFM, ataque: Nital 2%; (b) imagem da amostra FC 0.23%Nb obtida por AFM, ataque: Nital 2%.



Fonte: a autora (2021).

Tabela 4.4- Distância interlamelar média da perlita para as amostras em relação ao teor de nióbio.

Técnica utilizada	FC 0,02% Nb	FC 0,23% Nb	Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 > 0$
MEV (μm)	0,412 \pm 0,008	0,308 \pm 0,006	<i>p</i> -valor: 0,02
AFM (μm)	0,428 \pm 0,015	0,343 \pm 0,026	Não realizado

Fonte: a autora (2021).

Ao comparar os resultados apresentados na Tabela 4.4, percebe-se que os valores obtidos pelas duas técnicas de medição foram próximos e seguiram a mesma tendência. Logo, em função do maior número de amostras obtidas a partir das imagens em MEV, 20 campos diferentes, as discussões serão limitadas a este caso. Para esse conjunto de dados, foi empregado um teste t para duas amostras com variâncias iguais, para um nível de significância de 5%. Visto que *p*-valor foi 0,02, conclui-se que a adição de nióbio proposta refinou significativamente a perlita.

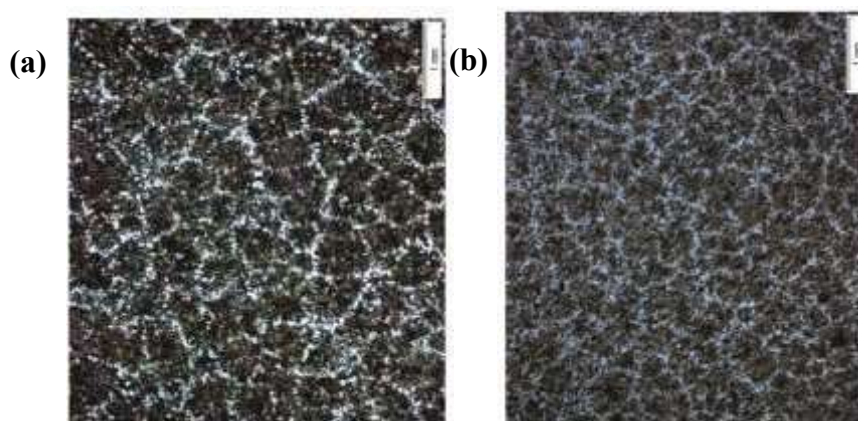
O espaçamento interlamelar da perlita é controlado principalmente pela temperatura de transformação da austenita em perlita, ou seja, a temperatura eutetóide (ABBASCHIAN e REED-HILL, 2008). Quanto menor a temperatura de início da decomposição da austenita em perlita, maior será a força motriz para a transformação eutetóide e, portanto, maior será a taxa de nucleação da perlita, favorecendo tanto a diminuição do tamanho das colônias quanto a diminuição do espaçamento interlamelar da perlita. Trabalhos anteriores (MOHRBACHER, 2018; LI *et al.*, 2020) provaram que o nióbio em solução sólida diminui a temperatura eutetóide do ferro fundido cinzento e aumenta significativamente a taxa de nucleação da perlita. O refinamento da matriz é evidente quando uma quantidade crescente de nióbio permanece em solução sólida em temperaturas mais baixas, nas quais a austenita é metaestável (MOHRBACHER, 2018). Quando alta quantidade de nióbio está presente em solução sólida, a formação da ferrita é retardada de duas maneiras diferentes: (i) a segregação de nióbio nos contornos dos grãos de austenita diminui suas energias interfaciais e, assim, diminui a taxa de nucleação heterogênea da ferrita; (ii) a forte interação entre nióbio e carbono diminui a difusividade do carbono, uma vez que é particionado de núcleos de ferrita para austenita. Esses efeitos são mais intensos com o aumento da taxa de resfriamento da austenita e, assim, a temperatura de decomposição da austenita em ferrita diminui. Como consequência, a fração de ferrita proeutetóide diminui fortemente e, devido à redução da distância média de difusão do carbono, a distância média entre as lamelas de ferrita e cementita diminui, resultando em

uma microestrutura perlítica mais refinada (BEDOLLA-JACUINDE, 2016). Resultados similares foram descritos por Mohrbacher (2018), Pan *et al.* (2019) e Li *et al.* (2020), por exemplo.

4.2.8 Células Eutéticas

O número de células eutéticas para as amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb foi determinado a partir de fotomicrografias obtidas por MO, conforme ilustrações da Figura 4.14(a)(b), nessa ordem. As densidades celulares e seus respectivos desvios padrões foram sumarizados na Tabela 4.5. Além disso, foi empregado um teste t para duas amostras com variâncias iguais, para um nível de significância de 5%.

Figura 4.14- Células eutéticas, MO, ataque *Stead*, ampliação de 25X: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

Tabela 4.5- Análise das células eutéticas para as amostras em relação ao teor de nióbio.

Parâmetro analisado	FC 0,02% Nb	FC 0,23% Nb	Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$
Densidade celular ₂ (células eutéticas.cm ⁻²)	403 ± 36	436 ± 69	<i>p</i> -valor: 0,153

Fonte: a autora (2021).

O número de células eutéticas das amostras ficou compreendido na faixa conhecida como padrão 3+, 388-549 células eutéticas.cm⁻². Devecili e Yakut (2014) e Mohrbacher e Zhai (2011) relataram resultados similares. No entanto, visto que *p*-valor foi superior a 0,05 (Figura 4.14), conclui-se que o alto teor de nióbio não alterou significativamente o número de células eutéticas do ferro fundido cinzento.

4.3 Ensaios mecânicos convencionais

4.3.1 Dureza

Os valores de dureza Brinell e Vickers e seus respectivos desvios padrões para as amostras foram apresentados na Tabela 4.6. Para verificação do efeito dos teores de nióbio (0,02% e 0,23% em peso) na dureza do ferro fundido cinzento, foi empregado um teste t para duas amostras com variâncias iguais (dureza Brinell) e variâncias diferentes (dureza Vickers), para um nível de significância de 5%. A partir da Tabela 4.6, conclui-se que a adição de 0,23% de nióbio não alterou significativamente a dureza do ferro fundido cinzento.

Tabela 4.6- Valores de dureza Brinell e Vickers para as amostras em relação ao teor de nióbio.

Dureza	FC		Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$
	0,02% Nb	0,23% Nb	
Brinell- HB 3000 kgf	193 ± 2	195 ± 3	<i>p</i> -valor: 0,159
Vickers- HV 1 kgf	206 ± 16	214 ± 23	<i>p</i> -valor: 0,109

Fonte: a autora (2021)

Independentemente do teor de nióbio, os resultados encontrados para dureza foram compatíveis com os valores de dureza de ferros fundidos cinzentos, de aplicação em discos de freios, relatados na literatura (Anexo A.2). As eventuais diferenças entre os valores de dureza das amostras deste trabalho para os relatos da literatura foram atribuídas às modificações dos CE, precipitados de segunda ordem e perlita grosseira.

4.3.2 Ensaios de tração

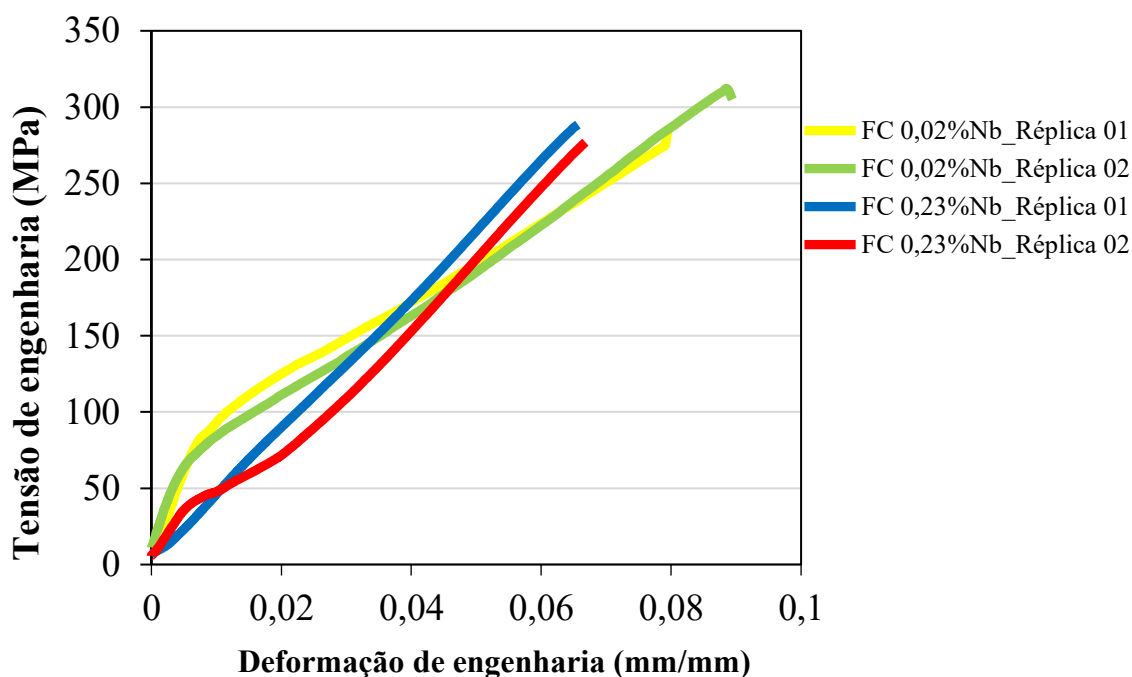
Os resultados das médias para os ensaios de tração realizados em cinco corpos de prova para cada condição estudada são apresentados na Tabela 4.7 e na Figura 4.15.

Tabela 4.7- Valores de σ_{LR} para as amostras em relação ao teor de nióbio.

(σ_{LR}) (MPa)	FC		Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$
	0,02% Nb	0,23% Nb	
	294 ± 12	291 ± 10	<i>p</i> -valor: 0,711

Fonte: a autora (2021).

Figura 4.15-Curvas “Tensão-Deformação” para as amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb. As curvas foram obtidas sem extensômetro acoplado aos corpos de prova.



Fonte: a autora (2021).

A despeito do teor de nióbio estudado, as amostras seriam classificadas como EN-GJL-250 (Tabela 2.3), de acordo com a norma DIN EN 1561 (1997). Já segundo a norma ASTM A48/A48M (2016), ambas as amostras seriam agrupadas na Classe 40 (Quadro 2.3). Se comparada a tensão limite de resistência por tração desses materiais estudados aos valores de σ_{LR} de ferros fundidos cinzentos, de aplicação em discos de freios, apresentados na literatura (Anexo A.2), os valores de σ_{LR} para as amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb foram ligeiramente superiores. A princípio, esse resultado pode ser associado a menores valores de CE das amostras estudadas em relações aos valores de CE descritos na literatura; no entanto, conforme descrito na seção 2.2.5, diversos fatores microestruturais podem explicar esse resultado: espaçamento interlamelar da perlita, densidade celular, presença/ausência de carbonetos, frações volumétricas, por exemplo. Ademais, as condições de solidificação e resfriamento e a preparação dos corpos de prova de tração (local e espessura) também podem influenciar diretamente esses resultados.

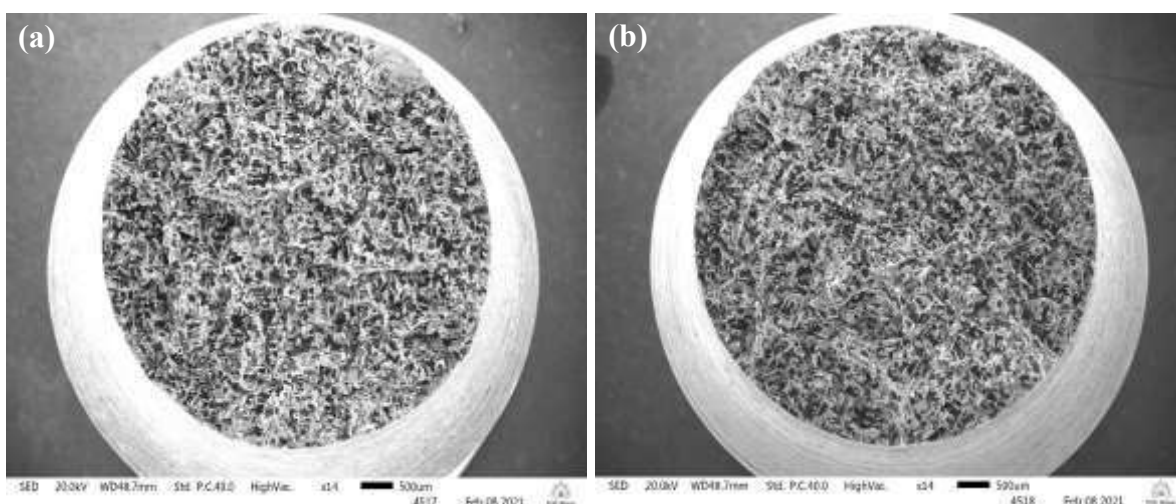
Foi empregado um teste t para duas amostras com variâncias iguais para um nível de significância de 5%, a fim de verificar a influência da adição de nióbio na tensão limite de

resistência por tração (σ_{LR}) das amostras (Tabela 4.7) e concluiu-se que a adição de 0,23% de nióbio não alterou significativamente a tensão limite de resistência por tração dos ferros fundidos cinzentos (Tabela 4.7).

4.3.3 Fractografia

Na Figura 4.16, foram apresentadas fractografias da seção transversal de um dos corpos de prova de tração ensaiados das amostras FC 0,02% Nb (Figura 4.16a) e FC 0,23% Nb (Figura 4.16b). Independentemente do teor de nióbio, notou-se que todos os corpos de prova apresentaram as mesmas características topográficas e morfológicas das suas superfícies de fratura, ausência de estrição e aspecto de fratura frágil.

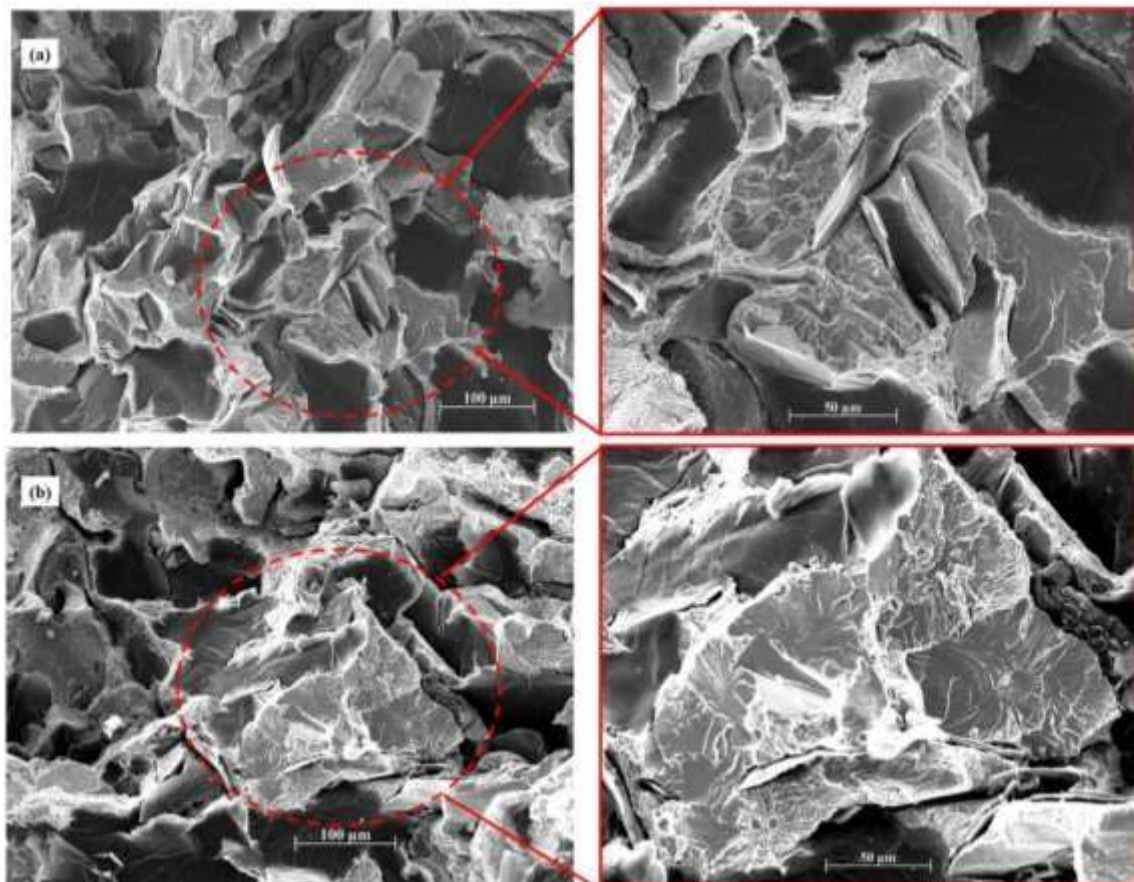
Figura 4.16- Fractografias da superfície de fratura de um corpo de prova de tração, fratura frágil, 14X: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021)

São também apresentadas imagens com maiores ampliações, onde se observa as regiões centrais das fraturas. Na Figura 4.17, facetas de clivagem foram destacadas: uma separação direta ao longo dos planos cristalográficos específicos, por uma quebra de ligações atômicas, características típicas de fratura do tipo frágil.

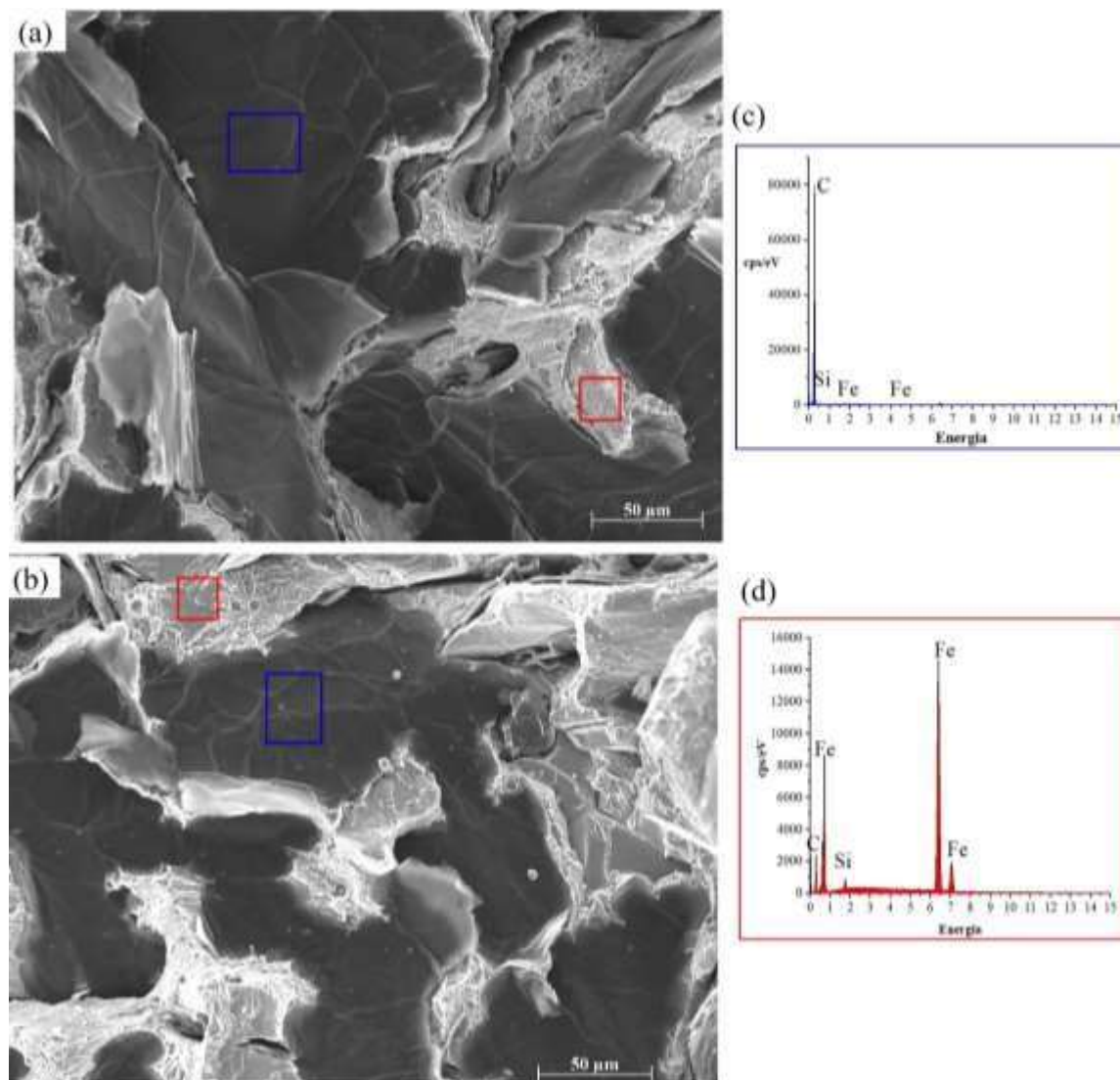
Figura 4.17- Vista geral das fractografias mostrando facetas de clivagem, 200X e 500X, respectivamente: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

Lima FFO *et al.* (2020) descreveram que a fratura da grafita ocorre preferencialmente pela clivagem dos planos basais. Regiões ricas em carbono com facetas de clivagem sugeriram a confirmação da afirmação anterior, conforme descrito nos destaques azuis na Figura 4.18(a), 4.18(b) e 4.18(c). Além disso, facetas de clivagem também foram observadas em regiões ricas em ferro e carbono conforme destaques vermelhos na Figura 4.18 (a)(b)(d). Logo, a ruptura por clivagem foi o mecanismo de fratura dominante em ambas as amostras, sendo que resultados semelhantes foram descritos por Taşlıçukur *et al.* (2012) e Guessser (2009).

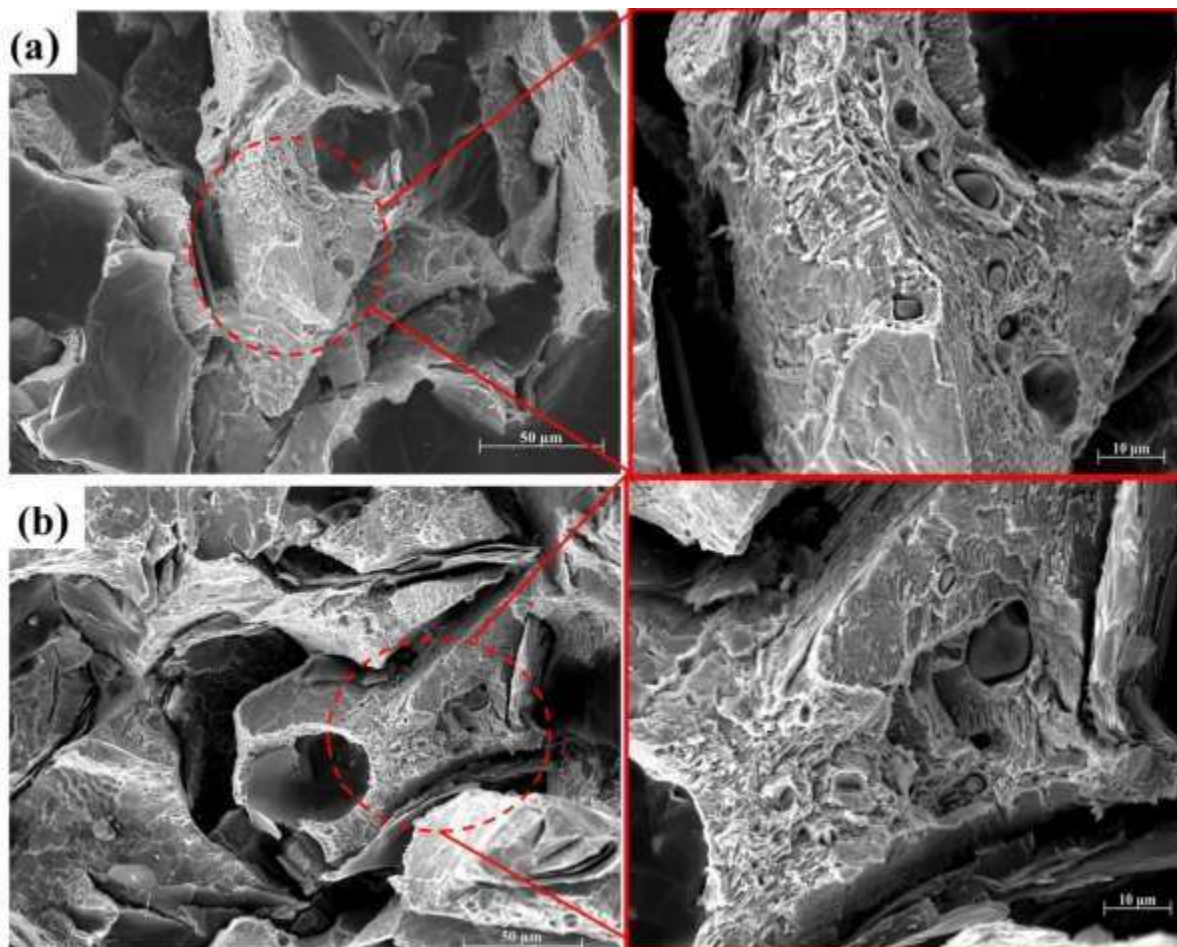
Figura 4.18- Regiões com facetas de clivagem e destaques de EDS: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23% Nb; (c)(d) espectros EDS.



Fonte: a autora (2021)

No entanto, algumas regiões na forma de alvéolos foram observadas por entre regiões com facetas de clivagem: aspecto fibroso com deformação plástica localizada e presença de *dimples* (Figura 4.19). Nesse sentido, Cetlin, Silva e Penna (1988) alertaram que nem toda fratura frágil é por clivagem, ou mesmo intergranular, sendo frequentes os eventos causados por micromecanismos que envolvem alta deformação localizada, como *dimples*. Logo, foi apropriado examinar algumas das características topográficas gerais dessas regiões nas superfícies de fratura das amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb, a partir de maiores ampliações (500X).

Figura 4.19- Fractografias mostrando deformação plástica localizada e *dimples*, 500X e 2500 X, respectivamente: (a) FC 0,02%Nb, (b) FC 0,23%Nb.



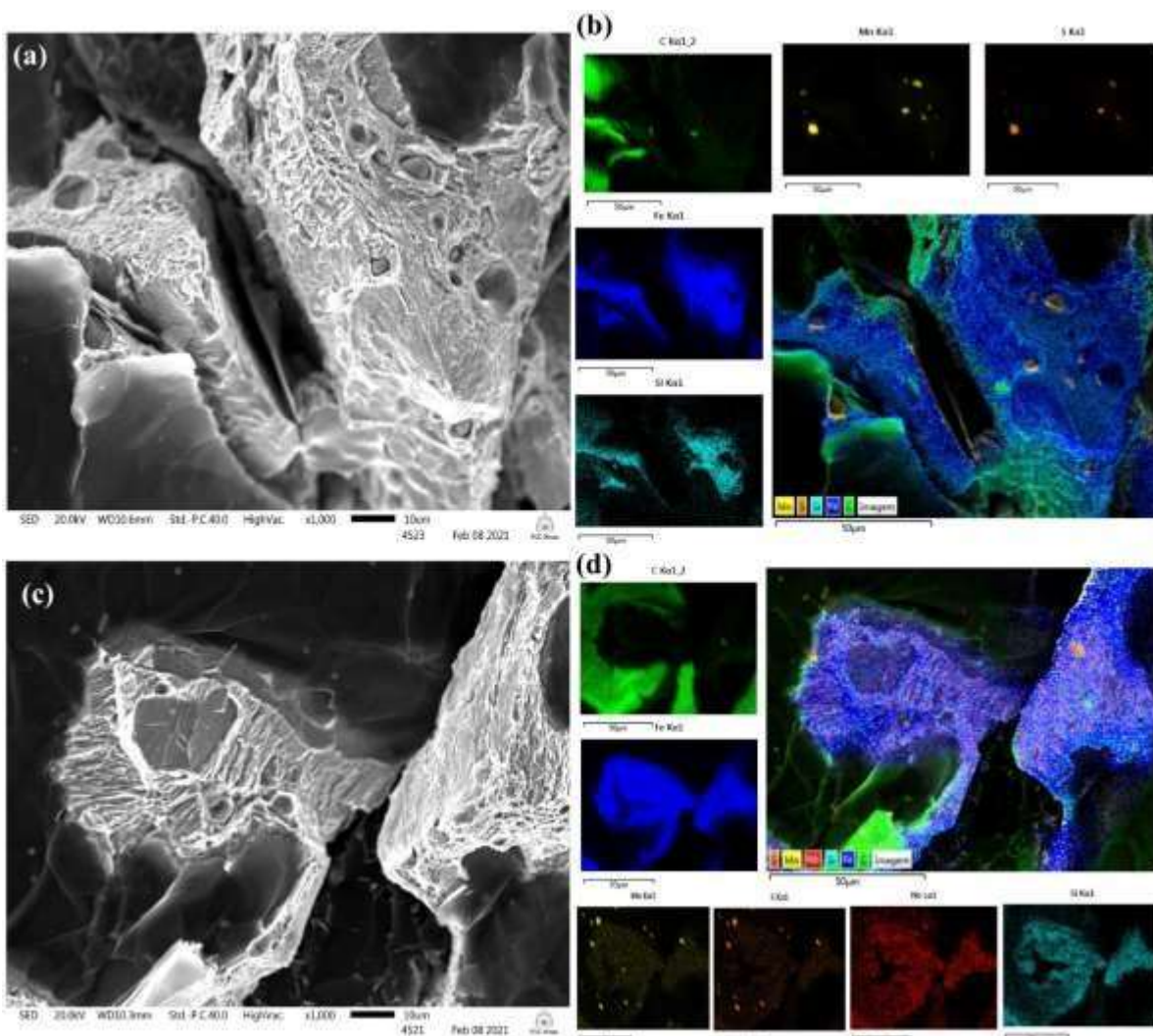
Fonte: a autora (2021).

Powell (1994) descreveu esse aspecto de superfícies de fratura (Figura 4.19) como uma série de picos e vales com plaquetas de cementita localizadas no fundo de cada vale e explicou que, aparentemente, a cementita fratura inicialmente e, em seguida, a ferrita deforma plasticamente. Lindborg (1968) *apud* Powell (1994) investigou a fratura da perlita e usou os termos “*dimples midrib*” ou “*lamellar dimples*” para descrever este tipo de morfologia da fratura.

Por meio de mapeamentos químicos, foi possível identificar elementos característicos da matriz metálica em regiões com deformação plástica localizada (Figura 4.20). Tal fato sugere que a fratura da matriz metálica ocorreu de forma frágil, ora pelo mecanismo de clivagem (Figura 4.18), ora pelo mecanismo de nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades (Figura 4.20). Para a amostra FC 0,23%Nb, o nióbio foi encontrado disperso

na matriz metálica conforme descrito na Figura 4.20 (c) e 4.20(d). Ademais, foram verificadas inclusões ricas em manganês e enxofre, Figura 4.20(b) e 4.20(d), associadas às regiões de *dimples*, indicando sulfeto de manganês.

Figura 4.20- Regiões com deformação plástica localizada e mapeamentos químicos: (a) (b) FC 0,02%Nb; (c)(d) FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

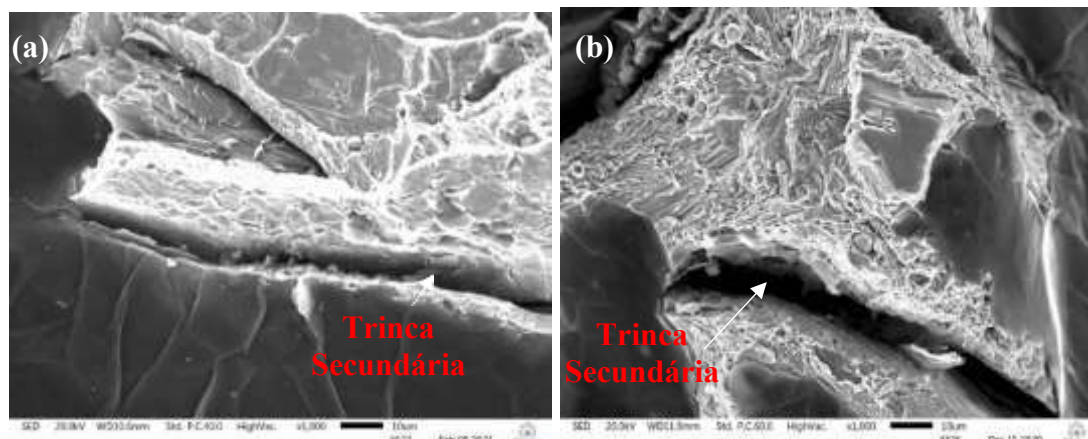
Guesser (2009) destacou que o processo de fratura em ferro fundido cinzento é dominado pela estrutura da grafita, que atua como concentrador de tensão quando o ferro fundido cinzento é submetido ao carregamento monotônico de tração, devido à sua baixa resistência intrínseca (aproximadamente 10 MPa, perpendicular ao plano basal) e ao seu fácil descolamento da matriz perlítica, conforme explicaram Taşlıçukur *et al.* (2012) e Lima FFO *et al.* (2020). Dentro da célula eutética, a trinca segue o esqueleto da grafita, que tem a mesma

estrutura bidimensional da trinca. Já no contorno das células eutéticas, a fratura deve romper a matriz, o que exige aumento da energia da fratura, podendo produzir algumas deformações plásticas localizadas na superfície de fratura de um ligamento de matriz (POWELL, 1994; GUESSER, 2009). Neste trabalho, essas regiões com deformação plástica localizada foram associadas a regiões com ferritização direta. A partir do carregamento de tração monotônico, acredita-se que ocorreu concentração de tensão na ferrita que está localizada ao redor da grafita (Figura 4.3 e Figura 4.4). Dado que o limite de escoamento da ferrita é menor em relação ao da perlita, a ferrita foi a primeira fase a se deformar. Nesse caso, o mecanismo dessa deformação foi nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades (BERTOLINO e PEREZ-IPINA, 2006). Conseqüentemente, microtrincas foram formadas na ferrita e a concentração de tensão aumentou, até chegar a um nível de carregamento em que a fratura aconteceu de forma frágil.

Apesar de a fração de ferrita ser pequena em ambas as amostras, mas estatisticamente maior em amostras FC 0,23%Nb (Tabela 4.3), esse fenômeno foi associado à pequena mudança de inclinação nas curvas “tensão-deformação” observada na Figura 4.15. Por meio da análise qualitativa das imagens obtidas via MEV, um maior número de regiões com deformação plástica localizada foi observado nas amostras FC 0,23%Nb. Essa relação respalda a associação das regiões com deformação plástica localizada com as zonas de ferrita livre, visto que o percentual de ferrita foi maior nas amostras FC 0,23%Nb.

Além disso, foram identificadas trincas secundárias próximas às regiões com deformação plástica localizada para ambas as amostras (Figura 4.21). Tais trincas se formam em regiões de maior concentração de tensão, aliviando o estado de tensão local no plano principal da fratura.

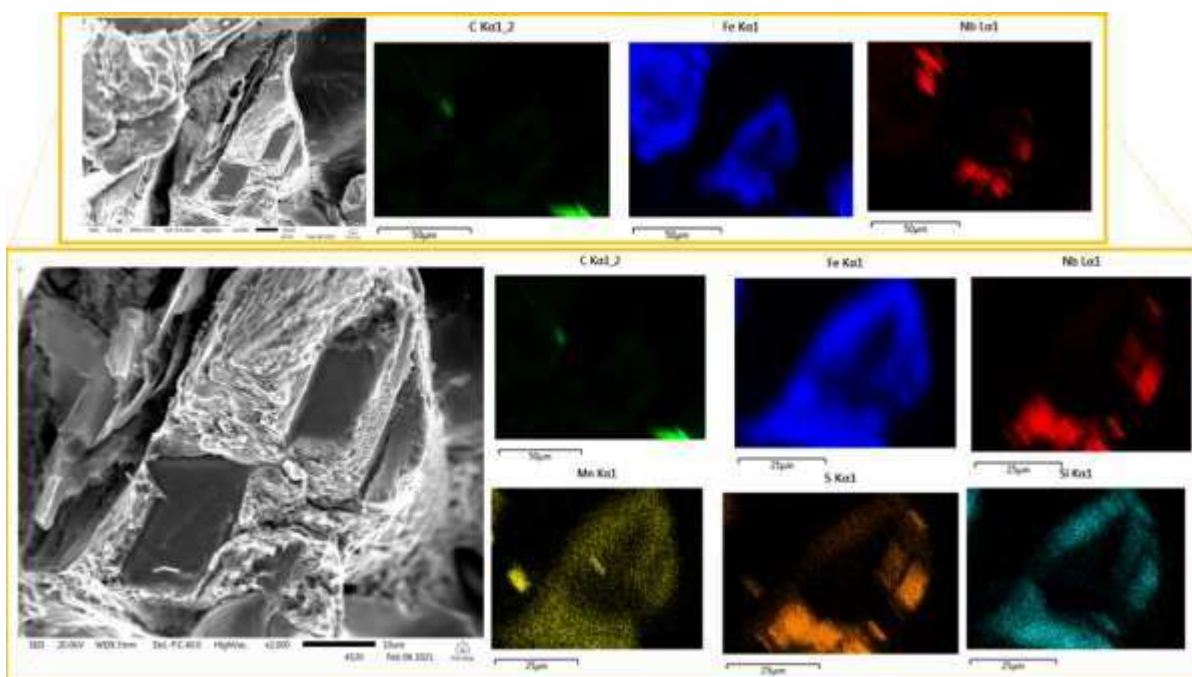
Figura 4.21- Regiões com trincas secundárias: (a) FC 0,02%Nb; (b) FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

Para as amostras FC 0,23%Nb, associadas às regiões com deformação plástica localizada, verificou-se zonas com topografia lisa sugestivas de fratura intergranular (Figura 4.18b, por exemplo). Ademais, com auxílio do mapeamento químico, o nióbio foi encontrado no interior dessas regiões (Figura 4.22). Cetlin, Silva e Penna (1988) explicaram que materiais fragilizados em consequência de precipitação de fase frágil em contorno de grão, por exemplo, são suscetíveis a fratura intergranular.

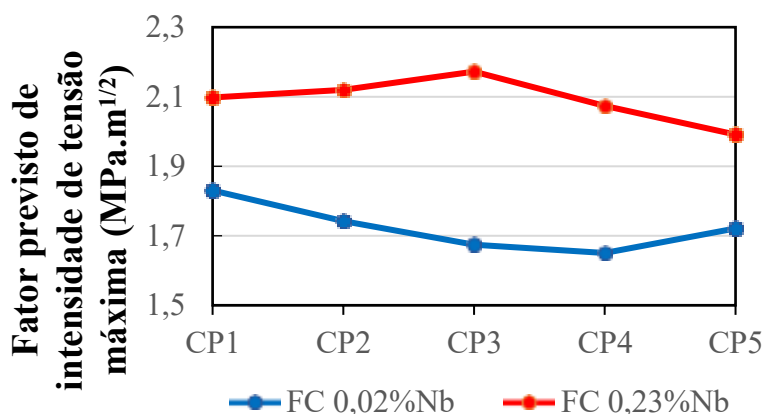
Figura 4.22- Fratura intergranular nas amostras FC 0,23%Nb.



Fonte: a autora (2021).

Por fim, os resultados verificados nos ensaios de tração e fractografias foram associados ao fator de concentração de tensão (K). Neste trabalho, K foi calculado segundo as Equações 2.3 à 2.8 à luz das observações de Diószegi, Fourlakidis e Svensson (2010). O grau com que uma tensão externa foi amplificada na extremidade de uma trinca foi maior para as amostras FC 0,23%Nb (Figura 4.23). De acordo com Cetlin, Silva e Penna (1988) a concentração de tensão não está restrita a defeitos microscópicos, podendo ocorrer em descontinuidades internas de dimensões macroscópicas (vazios), em arestas vivas e entalhes em grandes estruturas e, nesse caso, pode ter ocorrido também com os carbonetos de nióbio. De acordo com Callister e Rethwisch (2008), materiais frágeis contêm uma população de pequenos defeitos e trincas que possuem uma variedade de tamanhos, geometrias e orientações. Portanto, neste trabalho a fratura ocorreu quando com a aplicação de uma tensão de tração, a resistência à tração teórica do material, foi excedida na extremidade de um desses defeitos, levando à formação de uma trinca que se propagou rapidamente.

Figura 4.23- Concentração de tensão prevista na falha de uma única célula eutética.

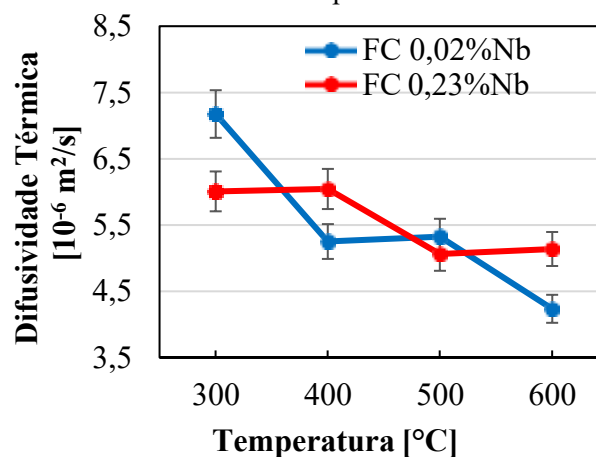


Fonte: a autora (2021).

4.4 Ensaio para caracterização de propriedade térmica

Os resultados de difusividade térmica para o intervalo de temperatura 300 °C a 600 °C foram apresentados na Figura 4.24. Pode-se observar, como esperado (HOLMGREN, 2005; CALLISTER e RETHWISCH, 2008; MALUF *et al.*, 2009; WANG *et al.*, 2019), que a difusividade térmica diminuiu com o aumento da temperatura. Em outras palavras, a habilidade do ferro fundido cinzento remover calor diminuiu conforme a temperatura aumentou no intervalo de 300 °C a 600 °C, independentemente do teor de nióbio estudado.

Figura 4.24- Curvas de difusividade térmica para as amostras em relação ao teor de nióbio.



Fonte: a autora (2021).

As curvas de difusividade térmica das amostras FC 0,02%Nb e FC 0,23%Nb foram relativamente próximas para o intervalo de temperatura analisado, indicando que as ligas estudadas têm valores de difusividade térmica próximos (Figura 4.24). Os resultados de difusividade térmica foram analisados em função da média e sumarizados na Tabela 4.11.

Tabela 4.8- Valores de difusividade térmica para as amostras em relação ao teor de nióbio.

	FC 0,02% Nb	FC 0,23% Nb	Teste de Hipótese: $H_1: \mu_1 - \mu_2 \neq 0$
Difusividade térmica [10 ⁻⁶ m ² .s ⁻¹]	6 ± 1	6 ± 1	<i>p</i> -valor: 0,924

Fonte: a autora (2021).

Maluf *et al.* (2009) reportaram os mesmos resultados para ligas de ferros fundidos cinzentos com adições de molibdênio e cobre para temperaturas desde a ambiente até ligeiramente superiores a 600 °C. Maluf *et al.* (2009) explicaram que, para temperaturas superiores a 300 °C, a vibração atômica é tão intensa que a dificuldade de movimento da condução de elétrons é praticamente a mesma, independentemente do elemento de liga presente na estrutura cristalina do material (MALUF *et al.*, 2009). A análise estatística apresentada na Tabela 4.8 corrobora o comportamento físico descrito por Maluf *et al.* (2009) e permite concluir que a adição de 0,23% de nióbio não alterou significativamente a difusividade térmica dos ferros fundidos cinzentos estudados entre as temperaturas 300 °C a 600 °C, com 5% de significância.

4.5 Ensaios de torneamento

4.5.1 Componentes da Força de Usinagem

Dado que a normalidade foi verificada ao nível de 1% em relação aos fatores de cada componente de F_u , para a análise das variâncias para os níveis de cada fator foi realizado o teste de Levene, como descrito na Tabela 4.9.

Tabela 4.9- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de F_c , F_f , F_p em função dos níveis.

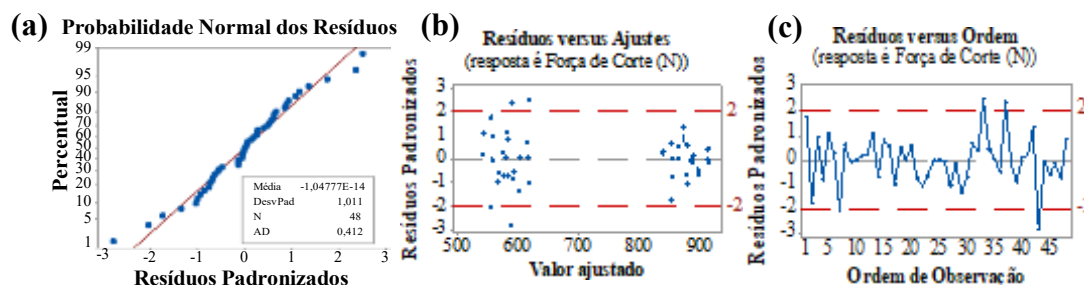
Fator	Teste de Levene (<i>p</i> -valor)		
	F_c	F_f	F_p
Material da peça	0,813	0,476	0,312
Geometria do QC	0,549	0,641	0,340
v_c (m.min ⁻¹)	0,635	0,758	0,016
f (mm.rev ⁻¹)	0,162	0,025	0,000

Fonte: a autora (2021).

Os resultados apontaram que a todos os fatores apresentaram variâncias iguais para F_c , implicando que os testes foram realizados sob o mesmo grau de variabilidade. Para os casos em que foram identificadas variâncias diferentes (destacados em cinza), recorreu-se à ANOVA para um fator com variâncias distintas entre os níveis por meio do Teste de Welch/Games-Howell. Em função dessa situação, a análise residual do modelo de fatores e interações significativas foi proposta para todas as componentes de F_u , conforme ilustrado nas Figuras 4.25 à 4.27.

A normalidade dos dados foi atestada por meio da Figura 4.25(a). Em seguida, a hipótese de independência foi verificada, plotando-se os resíduos contra o tempo ou ordem na qual o experimento foi realizado (HINES *et al.* 2006), conforme descrito na Figura 4.25(b) e (c), respectivamente. Dessas imagens, foi possível perceber que 95% dos resíduos padronizados estavam compreendidos entre os intervalos de -2 e 2, indicando que apresentaram média zero e variância constante. Na Figura 4.25(b), existem espaços vazios, indicando ausência de dados amostrais entre 700 e 800 N. Na Figura 4.25(c), observou-se que os resíduos estavam distribuídos aleatoriamente em relação ao tempo e que os resíduos analisados não exibiam um padrão não-aleatório. Logo, os gráficos de resíduos apresentados permitiram afirmar que os erros decorrentes do modelo foram aleatórios e que a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

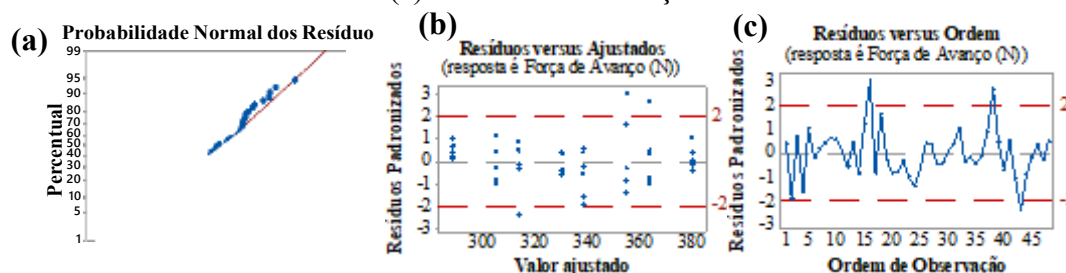
Figura 4.25- Análise residual para F_c : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021).

De maneira similar à análise residual para F_c , os resíduos do modelo construído para a explicação de F_f atenderam as premissas de normalidade (Figura 4.26a e 4.26b), independência e aleatoriedade (Figura 4.26c).

Figura 4.26- Análise residual para F_f : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021).

Por fim, a análise residual do modelo construído para a explicação de F_p indicou resíduos normais (Figura 4.27a e b), independentes e aleatórios (Figura 4.27c).

Figura 4.27- Análise residual para F_p : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021).

Os resultados da ANOVA para F_c , F_f e F_p em nível de confiança de 95% foram sumarizados na Tabela 4.10 e os fatores e/ou interações significativas foram destacados em cinza. O material da peça, a geometria do QC e a taxa de avanço (f) afetaram significativamente as forças de corte e avanço (F_c , e F_f), respectivamente. Além disso, os

resultados mostraram que todos os fatores principais e as interações material da peça e taxa de avanço; geometria do quebra-cavaco e taxa de avanço; velocidade de corte e taxa de avanço afetaram significativamente o comportamento da F_p (força passiva). Quanto aos erros dos modelos propostos para as componentes de F_u conclui-se que a maior variabilidade se deveu a variação aleatória (erro puro) e que os modelos descreveram bem os dados (falta de ajuste não significativa).

Tabela 4.10-ANOVA para a F_c , F_f e F_p (material da peça, geometria do QC, v_c e f).

Fonte	F_c		F_f		F_p	
	<i>p</i> -valor	Contribuição	<i>p</i> -valor	Contribuição	<i>p</i> -valor	Contribuição
Material da Peça (A)	0,015	0,68%	0,017	5,04%	0,002	4,48%
Geometria do QC (B)	0,001	1,23%	0,000	11,86%	0,013	2,62%
Velocidade de Corte [m.min ⁻¹] (C)	0,410	0,21%	0,699	0,68%	0,000*	8,64%
Avanço [mm.rev ⁻¹] (D)	0,000	93,40%	0,000*	46,81%	0,000*	53,36%
A*B	0,851	0,00%	0,959	0,00%	0,968	0,00%
A*C	0,165	0,44%	0,750	0,55%	0,264	1,06%
A*D	0,770	0,01%	0,255	1,27%	0,028	2,00%
B*C	0,925	0,02%	0,441	1,58%	0,243	1,12%
B* D	0,439	0,07%	0,336	0,90%	0,032	1,90%
C*D	0,526	0,15%	0,931	0,14%	0,000	12,26%
Erro		3,79%		31,17%		12,55%
Sumário do Modelo 2 (modelo somente com variáveis e interações significativas)						
R ²		95,31%		63,72%		85,27%
R ² (aj.)		94,99%		61,25%		81,78%
R ² (pred)		94,42%		56,82%		76,49%
Soma de Quadrados de Erros						
Falta de ajuste	14098	(<i>p</i> -valor= 0,969)	2180	(<i>p</i> -valor= 0,403)	22508	(<i>p</i> -valor= 0,564)
Erro puro	39026		21126		42555	
Equações de Regressão**						
$F_c [N] = Q_0 - Q_1X_1 + Q_1X_2 + Q_2X_3 - Q_2X_4 - Q_3X_5 + Q_3X_6$						
Q ₀ : 729,45 (<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₁ : 12,64 (<i>p</i> - valor = 0,015) Q ₂ : 17,05 (<i>p</i> - valor = 0,001); Q ₃ : 148,44 (<i>p</i> - valor = 0,000)						
$F_f [N] = Q_0 - Q_1X_1 + Q_1X_2 + Q_2X_3 - Q_2X_4 - Q_3X_5 + Q_3X_6$						
Q ₀ : 334,25 (<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₁ : 8,22 (<i>p</i> - valor = 0,017); Q ₂ : 12,60(<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₃ : 25,03(<i>p</i> - valor = 0,000)						
$F_p [N] = Q_0 - Q_1X_1 + Q_1X_2 + Q_2X_3 - Q_2X_4 - Q_3X_5 + Q_3X_6 + Q_4X_7 + Q_5X_9 + Q_6X_1X_5 - Q_6X_1X_6 - Q_6X_2X_5 + Q_6X_2X_6 - Q_7X_3X_5 + Q_7X_3X_6 + Q_7X_4X_5 - Q_7X_4X_6 - Q_8X_7X_5 + Q_8X_7X_6 + Q_9X_9X_5 - Q_9X_9X_6$						
Q ₀ : 241,98 (<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₁ : 20,30 (<i>p</i> - valor = 0,002) Q ₂ : 15,54(<i>p</i> - valor = 0,013); Q ₃ : 70,06(<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₄ : 29,87(<i>p</i> - valor = 0,001); Q ₅ : 37,79(<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₆ : 13,58(<i>p</i> - valor = 0,029); Q ₇ : 13,22(<i>p</i> - valor = 0,033); Q ₈ : 37,07(<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₉ : 44,25(<i>p</i> - valor = 0,000)						

*Teste de Welch/Games-Howell (ANOVA para um fator)

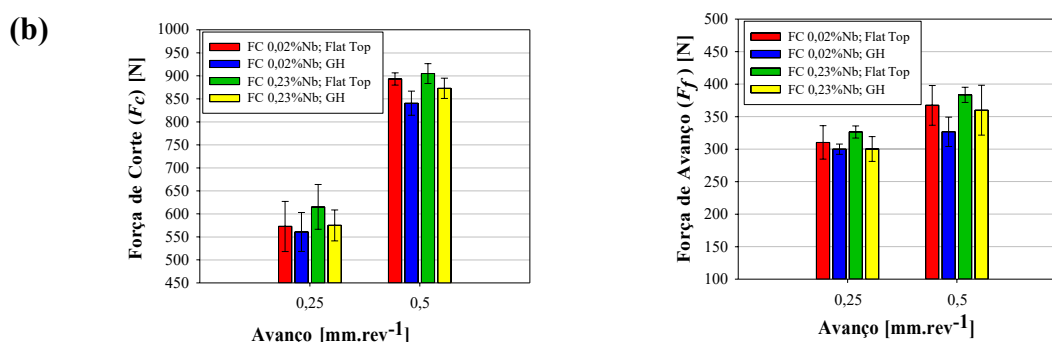
**Variáveis independentes binárias (Não: 0; Sim: 1) X₁: FC 0,02% Nb; X₂: FC 0,23% Nb; X₃: QC Flat Top; X₄: QC GH; X₅: f = 0,25 mm.rev⁻¹; X₆: f = 0,50 mm.rev⁻¹; X₇: v_c = 240 m.min⁻¹; X₈: v_c = 360 m.min⁻¹; X₉: v_c = 480 m.min⁻¹.

Fonte: a autora (2021).

À luz do exposto por Hines *et al.* (2006), Doane e Seward (2014) e Montgomery e Runger (2016) sobre a adequação dos modelos, os coeficientes de determinação, R^2 , dos modelos propostos para F_c e F_p foram altos e, portanto, capazes de prever um elevado percentual do comportamento destas componentes da F_u . No entanto, para a F_f essa capacidade de explicação do modelo proposto foi menor. Acredita-se que tal fato poderia ser justificado pela ausência do estudo da profundidade de usinagem (a_p), variável que, de acordo com a literatura, contribui para a variação das componentes de F_u , associado aos poucos níveis de avanço. No entanto, para todos os modelos, foi verificado que a diferença entre os valores de R^2 e R^2 (aj.) sempre foi inferior a 10%, implicando afirmar que não existiam fatores em excesso no modelo. Por fim, os coeficientes R^2 (pred.) correspondem ao potencial do modelo em prever valores corretos para as variáveis respostas. Os valores de R^2 (pred.) foram bastante altos comparados aos demais indicadores de adequação do modelo (R^2 e R^2 (aj.)), o que permitiu utilizar seus resultados doravante.

Em relação a F_c , um aumento de duas vezes em f causou uma elevação de 581 ± 47 N para 878 ± 31 N (33,8%), conforme ilustrado na Figura 4.28(a). Já na Figura 4.28(b), foi mostrado que o mesmo aumento em f levou a um aumento médio de 13,9% em F_f . Os valores médios variaram de 309 ± 64 N a 359 ± 33 N. Conforme observado na Tabela 4.10, esse parâmetro contribuiu para o maior incremento em todas as componentes de F_u . Resultados similares foram descritos por Martinho, Silva e Baptista (2007), Wang *et al.* (2010) e Laouissi *et al.* (2019). O aumento em f faz com que a seção de cavacos aumente, exigindo assim maior potência para atingir a tensão de cisalhamento necessária para a remoção dos cavacos.

Figura 4.28- Efeito do material da peça, geometria do QC e avanço na (a) F_c e (b) F_p .



Fonte: a autora (2021).

Em contraste, a presença do quebra-cavaco (geometria GH) reduziu F_c de 747 ± 160 N para 713 ± 151 N (4,8%) (Figura 4.28a). Além disso, na ausência de quebra de cavacos (geometria *Flat Top*), o valor médio de F_f foi de 347 ± 36 N, enquanto o corte com a geometria GH atingiu valores de 322 ± 33 N (7,8%) (Figura 4.28b). Da Figura 3.6, verificou-se que os insertos lisos possuem um γ_o nulo, enquanto o quebra-cavaco tipo GH possui um valor γ_o de 18° . No momento em que é considerada a geometria do suporte da ferramenta PCLNR 2020K-12, os ângulos efetivos de saída foram -6° para ferramenta sem quebra-cavaco e 12° para a ferramenta com quebra-cavaco GH. Portanto, o QC GH associado à geometria da ferramenta resultou em um γ_o efetivo positivo, contribuindo para a saída do cavaco. Ferraz (2011) relatou resultados semelhantes ao comparar geometrias tipo ISO (CNMG 160616) e uma superpositiva (CNMX 120708-HTW), descrevendo que o consumo de potência exigido pela geometria positiva foi menor, com um corte mais suave e menos ruidoso. Ademais, acredita-se que para $f=0,5$ mm.rev⁻¹ a redução de força é mais acentuada porque o cavaco é formado dentro do quebra-cavaco. Para $f=0,25$ mm.rev⁻¹ o cavaco é formado antes do quebra-cavaco e o efeito da contribuição do quebra-cavaco GH sobre a redução do esforço de corte é menor.

Klocke (2011) e Grzesik (2017) explicaram que o uso de quebra-cavaco permite um maior controle do comprimento de contato, favorecendo a redução de F_u quando comparado à sua ausência, seja qual for o material da ferramenta. Essa afirmação foi importante, uma vez que não era esperada contribuição significativa do quebra-cavaco, tendo em vista a natureza frágil do ferro fundido cinzento, seu cavaco descontínuo, os veios de grafita e descontinuidades. Nesse sentido, Yılmaz, Karabulut e Güllü (2018) descreveram problemas de controle de cavacos nas operações de torneamento de aços dúcteis e superligas. Li (2014) afirmou que cavacos descontínuos fracamente unidos entre si contribuem para um comprimento de contato na superfície de saída muito curto e, conseqüentemente, esforços de corte pequenos.

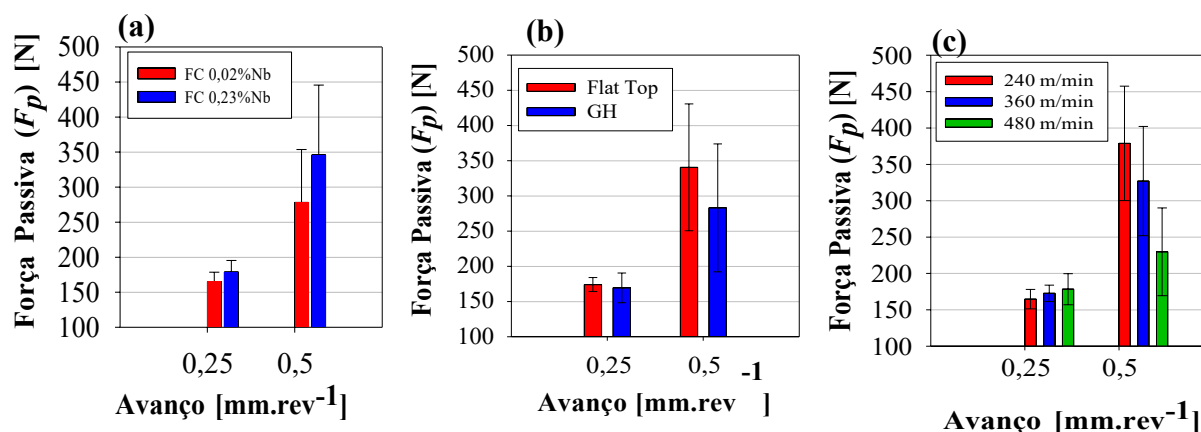
A F_c média das amostras FC 0,02%Nb foi 717 ± 158 N, enquanto para as amostras FC 0,23%Nb foi de 742 ± 154 N (Figura 4.28a). Os valores médios de F_f variaram de 326 ± 34 N para as amostras FC 0,02%Nb a 342 ± 38 N para as amostras FC 0,23%Nb (Figura 4.28b). A partir das estimativas pontuais para F_c e F_f pode-se inferir o crescimento dos esforços de corte em 3% e 5%, nesta ordem, a partir do aumento do teor de nióbio. Ademais, de acordo com os *p-valores*, 0,015 e 0,017, nessa ordem (Tabela 4.10), aceitam-se as respectivas hipóteses

alternativas das ANOVAS, que afirmaram ser diferente pelo menos uma das médias de população (médias de nível de fator). A adição de 0,23% de nióbio refinou significativamente a perlita (Figura 4.12) e tornou o material mais resistente ao cisalhamento, exigindo maiores forças de usinagem. Logo, a estrutura-base FC 0,23%Nb, refinada, forçou a trinca a mudar de direção durante seu processo de propagação. Como resultado, os componentes de F_u e o consumo de energia aumentaram, prejudicando o desempenho de corte.

A distância de formação do cavaco aumenta com o aumento do tamanho da grafita e a redução da resistência da matriz (ferrita, perlita grossa), facilitando a geração do cavaco (GUESSER, 2009). Neste trabalho, houve uma redução no tamanho da grafita com a adição de nióbio (Tabela 4.2). Quanto menores os veios de grafita, menores são as distâncias de fratura do cavaco na frente e abaixo da ferramenta (VOIGT; MARWANGA e COHEN, 1999), pois a grafita lamelar atua como lubrificante. Portanto, veios menores são desfavoráveis para esta característica e, conseqüentemente, para a capacidade de quebra do cavaco (ZHANG e REN, 2013). Assim, a redução do tamanho da grafita, juntamente com o refino da perlita, dificultou a formação dos cavacos e justificou o aumento das componentes de F_u .

Na Figura 4.29, são destacadas as interações significativas sobre F_p , cujos maiores valores foram obtidos para as amostras FC 0,23%Nb com QC *Flat Top*. Quanto maior f , maior a contribuição da adição de nióbio para a elevação de F_p , (ao dobrar f , essa diferença aumentou de 2,6% para 6,6%, vide Figura 4.29a). O mesmo comportamento foi observado com a presença de quebra-cavacos. No nível mais baixo de f , as ferramentas sem quebra-cavacos apresentaram valores de F_p aproximadamente 6,1% maiores em relação às ferramentas com quebra-cavaco GH, enquanto no nível de f mais alto essa diferença foi de 9,4% (Figura 4.29b). Para $f = 0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$, a diferença entre os valores de F_p registrados para a menor e a maior velocidade de corte ($v_c = 240$ e $v_c = 480 \text{ m.min}^{-1}$) foi de 7,6%. Para o nível mais alto de f , a v_c mais alta promoveu valores 64,8% menores do que os registrados pela v_c mais baixa (Figura 4.29c). Este resultado sugere que, o aumento sucessivo da velocidade de corte, associada ao avanço de $0,50 \text{ mm.rev}^{-1}$, pode ter contribuído para um incremento da temperatura de corte que contribuiu para a redução progressiva de F_p .

Figura 4.29- Gráficos de interação da F_p : (a) do material da peça e avanço; (b) geometria do QC e avanço; (c) velocidade de corte e avanço.



Fonte: a autora (2021).

Por fim, os elevados desvios-padrão observados para F_p na maior taxa de avanço são destacados. Grzesik (2017) definiu tal componente de F_u como a força perpendicular ao plano de trabalho. Visto que a matriz do ferro fundido cinzento é bastante heterogênea, as diferentes características das fases microconstituintes podem ter contribuído para a requisição de diferentes forças, justificando o elevado desvio-padrão.

4.5.2 Temperatura do Cavaco

Uma vez que a normalidade foi verificada ao nível de 1% em relação aos fatores da temperatura do cavaco, foi realizado o teste de Levene para a análise das variâncias para os níveis de cada fator, como descrito na Tabela 4.11.

Tabela 4.11- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de temperatura do cavaco em função dos níveis.

Fator	<i>p</i> -valor
Material da peça	0,942
Geometria do QC	0,857
v_c (m.min ⁻¹)	0,000
f (mm.rev ⁻¹)	0,000

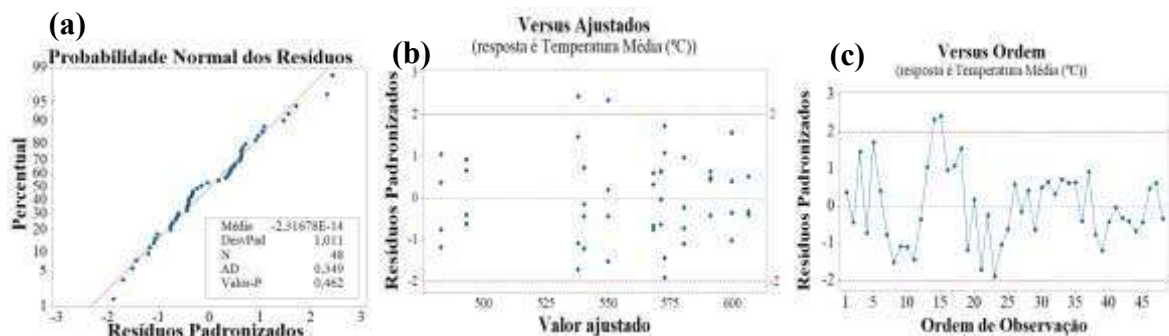
Fonte: a autora (2021).

Conforme a Tabela 4.11, verificou-se que v_c e f não apresentaram variâncias iguais entre os níveis dos fatores. Logo, recorreu-se ao Teste de Welch/Games-Howell para estes casos.

As análises de adequação da ANOVA para o comportamento da temperatura do cavaco foram conduzidas por meio dos resíduos do modelo com fatores e interações significativos. O *p*-valor encontrado para o teste de Anderson-Darling (Figura 4.30a) atestou que os resíduos

seguem a distribuição normal e a amostra apresentou resíduos com média zero e variância constante (Figura 4.30a e 4.30b), aleatórios e independentes (Figura 4.30c).

Figura 4.30- Análise residual para Temperatura do Cavaco: (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021).

Na

Tabela 4.12, foram apresentados os resultados da ANOVA para os efeitos principais e interações dos fatores em relação à temperatura do cavaco, estimada por meio dos valores médios da zona estável do corte, ao nível de confiança de 95%, sendo que os fatores *e*/ou interações significativas estão destacados em cinza. A quantidade de nióbio no ferro fundido cinzento não afetou significativamente a temperatura do cavaco; já a geometria do QC, v_c e f e todas as interações de segunda ordem destes três fatores significativos afetaram significativamente a temperatura do cavaco.

Tabela 4.12- ANOVA para a temperatura do cavaco (material da peça, ferramenta, v_c e f).

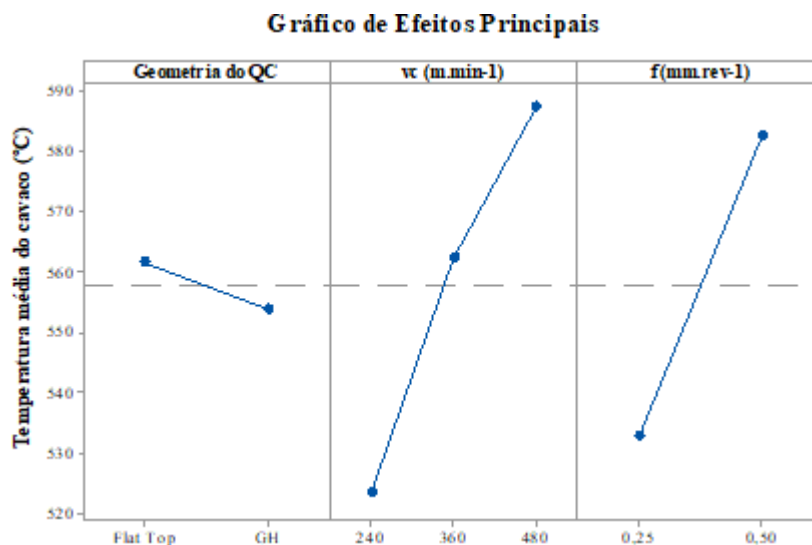
Fonte	MODELO 1		MODELO 2	
	<i>p</i> -valor	Contribuição	<i>p</i> -valor	Contribuição
Material da Peça (A)	0,119	0,11%		
Geometria do QC (B)	0,000	1,04%	0,000	1,04%
Velocidade de Corte [m.min ⁻¹] (C)	0,000*	48,60%	0,000*	48,60%
Avanço [mm.rev ⁻¹] (D)	0,000*	43,18%	0,000*	43,18%
A*B	0,821	0,00%		
A*C	0,462	0,07%		
A*D	0,163	0,09%		
B*C	0,016	0,40%	0,017	0,40%
B* D	0,014	0,29%	0,015	0,29%
C*D	0,000	4,79%	0,000	4,79%
R ²		98,58%		98,31%
R ² (aj.)		97,97%		97,91%
R ² (pred)		96,99%		97,30%
Soma de Quadrados dos Erros				
Falta de Ajuste	105,2 (<i>p</i> -valor = 0,959)		289,0 (<i>p</i> -valor = 0,861)	
Erro Puro		867,8		867,8
Equação de Regressão**				
$T [^{\circ}\text{C}] = Q_0 + Q_1X_1 - Q_1X_2 - Q_2X_3 + Q_2X_4 - Q_3X_5 + Q_4X_6 + Q_5X_7 + Q_6X_1X_5$ $- Q_6X_2X_5 - Q_7X_1X_7 + Q_7X_2X_7 - Q_8X_1X_3 + Q_8X_1X_4 + Q_8X_2X_3$ $- Q_8X_2X_4 - Q_9X_3X_5 + Q_9X_4X_5 + Q_{10}X_3X_7 - Q_{10}X_4X_7$				
$Q_0: 557,67 (p - valor = 0,000); Q_1 : 3,84 (p - valor = 0,000) Q_2: 24,79(p -$ $valor = 0,013); Q_3 : 34,24(p - valor = 0,000); Q_4: 4,62(p - valor =$ $0,001); Q_5: 29,66(p - valor = 0,000); Q_6: 3,19(p - valor =$ $0,000); Q_7: 2,59(p - valor = 0,000); Q_8: 2,03(p - valor = 0,015); Q_9: 10,79(p -$ $valor = 0,000); Q_{10}: 9,27(p - valor = 0,000)$				

*Teste de Welch/Games-Howell (ANOVA para um fator)

**Variáveis independentes binárias (Não: 0; Sim: 1) X_1 : QC Flat Top; X_2 : QC GH; X_3 : $f = 0,25 \text{ mm.rev}^{-1}$; X_4 : $f = 0,50 \text{ mm.rev}^{-1}$; X_5 : $v_c = 240 \text{ m.min}^{-1}$; X_6 : $v_c = 360 \text{ m.min}^{-1}$; X_7 : $v_c = 480 \text{ m.min}^{-1}$.

Fonte: a autora (2021).

Quanto aos erros dos modelos propostos para a análise da temperatura do cavaco conclui-se que a maior variabilidade se deveu a variação aleatória (erro puro) e que ambos os modelos descreveram bem os dados (falta de ajuste não significativa). Na Figura 4.31, foram ilustrados os efeitos principais sobre a temperatura do cavaco.

Figura 4.31- Gráfico para a temperatura do cavaco (ferramenta de corte, v_c e f)

Fonte: a autora (2021).

A v_c foi o parâmetro significativo que mais contribuiu para a variação da temperatura do cavaco. Tal resultado está de acordo com Machado *et al.* (2015) e Stephenson e Agapiou (2016), os quais afirmaram que a v_c será o parâmetro mais influente sobre a temperatura de corte quando a usinagem ocorre sob velocidades moderadas. Para a menor v_c , a temperatura de corte encontrada foi de 523 ± 42 °C. Quando observada a v_c intermediária, os valores médios da variável resposta foram de 562 ± 27 °C, ou seja, valores cerca de 7,4% superiores ao intervalo anterior. Por fim, para a maior v_c , as maiores temperaturas foram encontradas. A temperatura média para a v_c de 480 m.min^{-1} foi de 587 ± 18 °C, o que representou um aumento de 4,5% em relação aos valores obtidos para a v_c intermediária e 12,2% em comparação à menor v_c estudada. Souza *et al.* (2009) relataram resultados semelhantes.

A v_c influencia não apenas a temperatura, mas também a distribuição de calor entre o cavaco, a ferramenta e a peça de trabalho. À medida que a v_c aumenta, uma proporção maior do calor gerado é levada pelo cavaco e menos calor é conduzido para a peça de trabalho (GRZESIK, 2017). Ademais, o autor acrescentou que o tempo no qual os fluxos de calor das fontes fluem para a peça de trabalho e a ferramenta é encurtado quando a v_c aumenta. Souza *et al.* (2009) afirmaram que, na usinagem de ferro fundido cinzento, uma parte importante do calor é dissipada por meio do cavaco e da ferramenta, porque este material é um bom condutor de calor. Por fim, Stephenson e Agapiou (2016) explicaram que, como as forças de corte geralmente não variam muito com a v_c , aumentá-la implica a expansão da taxa na qual a

energia é dissipada por meio de deformação plástica e atrito e, conseqüentemente, o calor gerado na zona de corte aumenta.

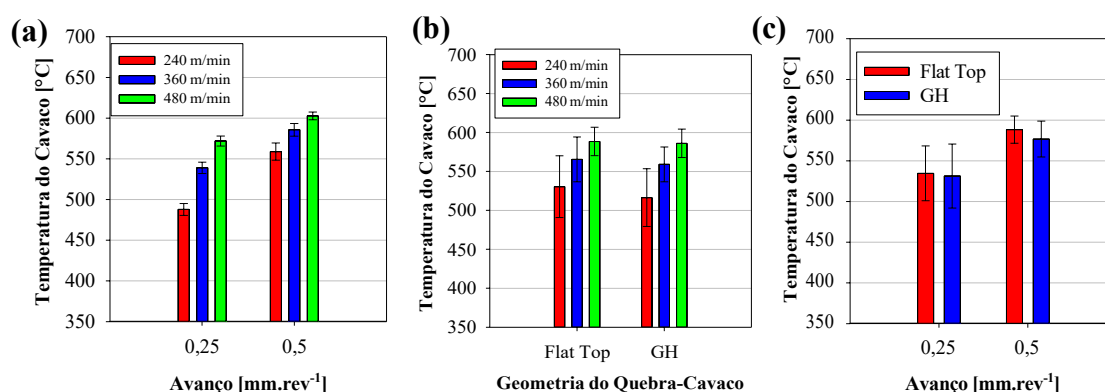
O avanço foi o segundo parâmetro que mais alterou o comportamento da temperatura do cavaco. Dobrar f causou um aumento médio de 9,3% na temperatura do cavaco: de 533 ± 38 °C para 582 ± 21 °C. Como é possível observar na Figura 4.31, a variação destes valores é menor para o avanço de $0,50 \text{ mm.rev}^{-1}$. O aumento de f resulta em aumento da área do plano de cisalhamento primário e zona de cisalhamento secundário, favorecendo uma maior dissipação de calor na ferramenta e na peça de trabalho. Porém, a partir desse resultado, infere-se que o incremento de f não aumentou efetivamente a área de contato cavaco e ferramenta. Fang (1994) e Sousa, Sales e Machado (2018) apresentaram achados próximos.

Com relação à geometria do quebra-cavaco, a configuração *Flat Top* proporcionou a temperatura mais alta do cavaco. O corte com insertos GH apresentou uma temperatura do cavaco média de 554 ± 41 °C, enquanto o torneamento com quebra-cavaco *Flat Top* retornou os valores de 562 ± 40 °C. Observando a seção transversal das ferramentas de corte (Figura 3.6), o quebra-cavaco GH favoreceu a retirada dos cavacos da zona de corte, reduzindo o comprimento e eventualmente o tempo de contato com a ferramenta de corte. Assim, as temperaturas na zona de fluxo de cavacos diminuíram com base nas condições de operação e tempo de corte. Yılmaz, Karabulut, Güllü, (2018) e Ay e Yang (1998) descreveram resultados semelhantes. Outro parâmetro que afetou a força de corte, γ_0 , também influenciou a temperatura de corte; alterações nesse parâmetro levaram a componentes de força de usinagem mais elevados (Figura 4.28 e Figura 4.29) e, portanto, favoreceram aumentos ligeiros da temperatura do cavaco (STEPHENSON e AGAPIOU, 2016).

Para a temperatura do cavaco, foi possível observar três interações significativas, como retratado na

Tabela 4.12: quando o valor de f foi aumentado, a temperatura do cavaco aumentou para todas as velocidades de corte, mas em taxas progressivamente menores (Figura 4.32a). Na Figura 4.32(b), foi mostrado que, quanto maior o valor de v_c , menor a contribuição da geometria QC na redução da temperatura do cavaco. Finalmente, quanto maior for o valor de f , maior será a contribuição da geometria QC na redução da temperatura do cavaco (Figura 4.32c).

Figura 4.32- Gráfico de interação para a temperatura do cavaco: (a) v_c e f ; (b) v_c e geometria do quebra-cavaco; (c) geometria do quebra-cavaco e f .



Fonte: a autora (2021).

4.5.3 Rugosidade da superfície torneada

Como a normalidade foi verificada ao nível de 1% em relação aos fatores de R_a e R_t , foi realizado o teste de Levene para a análise das variâncias para os níveis de cada fator, como descrito na Tabela 4.13.

Tabela 4.13- Teste de Levene para a igualdade de variâncias para os fatores de R_a e R_t em função dos níveis.

Fator	Teste de Levene (<i>p</i> -valor)	
	R_a	R_t
Material da peça	0,341	0,911
Geometria da ferramenta	0,727	0,080
v_c (m.min ⁻¹)	0,147	0,534
f (mm.rev ⁻¹)	0,390	0,631

Fonte: a autora (2021)

Da Tabela 4.13, verificou-se que todos os fatores apresentaram variâncias iguais entre seus níveis. Assim sendo, recorreu-se à análise residual dos modelos de fatores e interações significativos para os parâmetros de rugosidade investigados nesta tese.

Da Figura 4.33(a), verificou-se que a saída do teste de aderência de Anderson-Darling foi de 0,226, atestando a normalidade dos dados. Na Figura 4.33(b) e (c), foi possível perceber que 95% dos resíduos padronizados estavam compreendidos entre os intervalos de -2 e 2, fato que sugeriu a normalidade e independência dos resíduos com média zero e variância constante. Na Figura 4.33(a), existe um espaço vazio após a rugosidade de 3 μ m até aproximadamente 5 μ m, indicando ausência de dados amostrais nessa região. Na Figura

4.33(b), observou-se que os resíduos estavam distribuídos aleatoriamente em relação ao tempo e não exibiam um padrão óbvio. Logo, os gráficos de resíduos apresentados permitiram afirmar que os erros decorrentes do modelo foram aleatórios e que a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

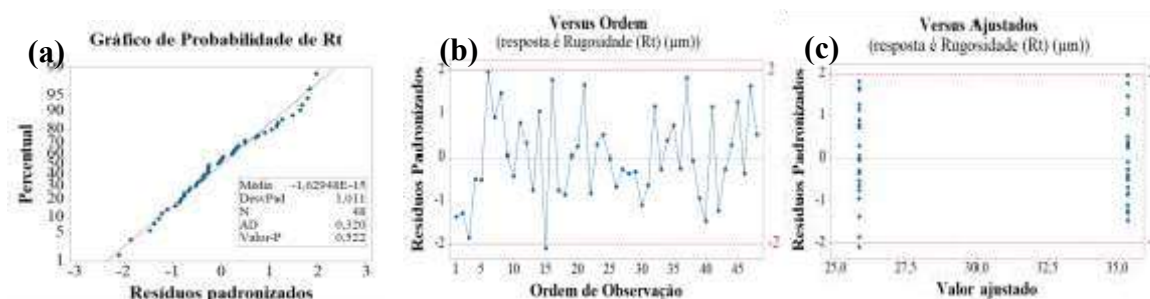
Figura 4.33- Análise residual para R_a : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021).

De maneira similar à análise residual para R_a , os resíduos do modelo construído para a explicação de R_t atenderam as premissas de normalidade (Figura 4.34a), independência (Figura 4.34b) e aleatoriedade (Figura 4.34c).

Figura 4.34- Análise residual para R_t : (a) teste de normalidade, (b) valor ajustado e (c) ordem de observação.



Fonte: a autora (2021)

Na Tabela 4.14, encontra-se a ANOVA para os efeitos principais e interações significativos das variáveis de entrada para a rugosidade da superfície torneada. O modelo ANOVA para R_a apresentou coeficiente de determinação R^2 alto e capaz de prever 91,67% do comportamento de R_a (Tabela 4.14). Ademais, verificou-se que os valores de R^2 e R^2 (aj.) foram próximos, o que implicou afirmar que não existiam fatores em excesso no modelo. Por fim, o coeficiente R^2 (pred) foi capaz de predizer 90,09% dos valores de R_a . Por outro lado, o modelo ANOVA para R_t apresentou R^2 baixo e capaz de prever somente 43,48% do

comportamento de R_t (Tabela 4.14). Este resultado foi relacionado ao fato de ter sido encontrado um único fator significativo para o nível de significância estabelecido. Estudar outros parâmetros, como profundidade de usinagem (a_p), possivelmente contribuiria para o aumento da adequação da ANOVA. No entanto, apesar de único, o avanço foi um fator que contribuiu fortemente para explicar a variação de R_t . Os valores próximos de R^2 , R^2 (aj.) e R^2 (pred) atestam a afirmação anterior (Tabela 4.14). Por fim, a análise de erros permitiu concluir que a maior parcela de variabilidade dos modelos propostos para a análise de R_a e R_t referiu-se a variação aleatória (erro puro) e ainda que ambos os modelos foram capazes de descrever as variáveis respostas (falta de ajuste não significativa). Dessa maneira, justifica-se a apresentação e explicação do modelo ANOVA para R_t .

Tabela 4.14- ANOVA para a rugosidade (R_a e R_t) (material da peça, ferramenta e f).

Fonte	R_a		R_t	
	<i>p</i> -valor	Contribuição	<i>p</i> -valor	Contribuição
Material da Peça (A)	0,008	1,48%		
Ferramenta de Corte (B)	0,017	1,16%		
Velocidade de corte [m.min ⁻¹] (C)	0,377	0,37%		
Avanço [mm.rev ⁻¹] (D)	0,000	89,03%	0,000	43,48%
R^2		91,66%		43,48%
R^2 (aj.)		91,09%		42,25%
R^2 (pred)		90,07%		38,46%
Soma de Quadrados dos Erros				
Falta de ajuste	0,8119 (<i>p</i> -valor= 0,261)		204,1 (<i>p</i> -valor= 0,369)	
Erro puro	5,9140		1216,8	
Equações de Regressão*				
R_a [μm] = $Q_0 + Q_1X_1 - Q_1X_2 + Q_2X_3 - Q_2X_4 - Q_3X_5 + Q_3X_6$				
Q ₀ : 3,69 (<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₁ : 0,16 (<i>p</i> - valor = 0,008) Q ₂ : 0,14 (<i>p</i> - valor = 0,017); Q ₃ : 1,22 (<i>p</i> - valor = 0,000)]				
R_t [μm] = $Q_0 - Q_1X_5 + Q_1X_6$				
Q ₀ : 30,59 (<i>p</i> - valor = 0,000); Q ₁ : 4,77 (<i>p</i> - valor = 0,000)				

*Variáveis independentes binárias (Não: 0; Sim:1)

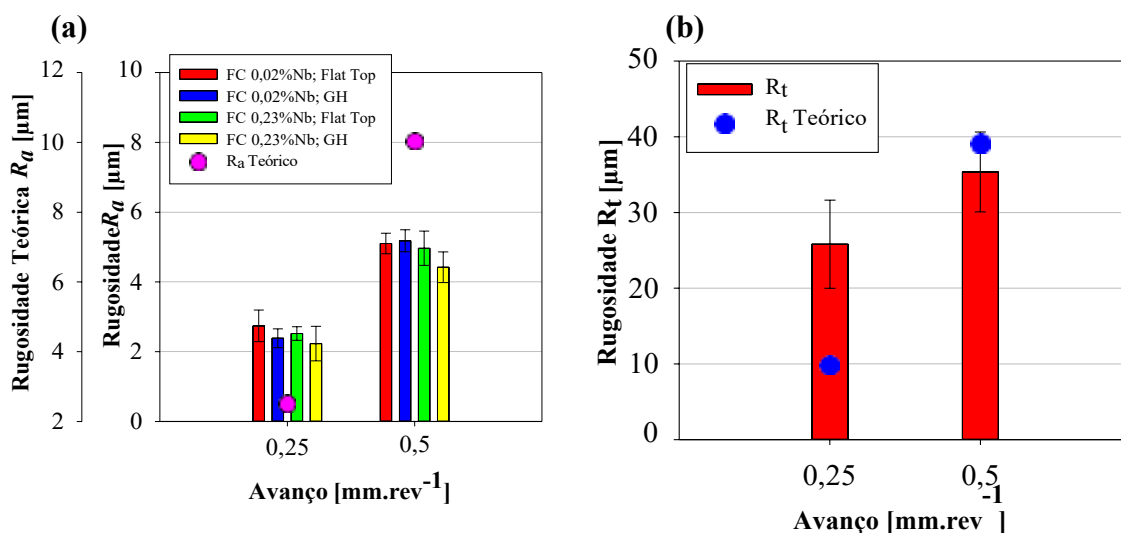
X_1 : FC 0,02% Nb; X_2 : FC 0,23% Nb; X_3 : QC Flat Top; X_4 : QC GH; X_5 : $f = 0,25 \text{ mm. rev}^{-1}$; X_6 : $f = 0,50 \text{ mm. rev}^{-1}$

Fonte: a autora (2021).

Os resultados dos parâmetros R_a e R_t para o ferro fundido cinzento após o torneamento foram ilustrados na Figura 4.35. O avanço foi o fator significativo que mais afetou R_a , seguido

pelo material da peça e a geometria QC (Figura 4.35a). Além disso, f foi o único parâmetro significativo para a explicação da variação de R_t (Figura 4.35b).

Figura 4.35- Gráfico para:(a) R_a (material da peça, ferramenta de corte e f) e (b) R_t (f).



Fonte: a autora (2021).

O avanço mostrou ser o parâmetro mais influente, uma vez que a altura média dos vales tende a aumentar em proporção quadrática ao avanço (KLOCKE, 2011; GRZESIK, 2017). O aumento de R_a e R_t a partir do incremento de f também pode ser entendido a partir das componentes de F_u . O aumento das componentes de F_u , fato fortemente favorecido pelo aumento de f neste trabalho, pode ter favorecido o aumento de tamanho das microtrincas na matriz metálica, resultando em aumento da rugosidade da superfície, além de provavelmente aumentar a intensidade das vibrações durante o corte de um material frágil.

O tamanho predominante da grafita reduziu nas amostras FC 0,23%Nb (Tabela 4.2). A formação do cavaco no ferro fundido cinzento está relacionada à fratura na frente do cavaco, de modo que quanto menor o tamanho da grafita, menores serão as partículas formadas pela fratura (VOIGT; MARWANGA e COHEN, 1999). Ademais, lamelas curtas de grafita interrompem a matriz em menor grau, favorecendo um acabamento suave (LAOUISSI *et al.*, 2019). Cavidades conhecidas como “grãos abertos” são deixados pela fratura e arrancamento da grafita após a usinagem do ferro fundido cinzento (GUESSER; PEREIRA e BOEHS, 2016). Dessa maneira, como o tamanho da grafita afeta o tamanho dessas cavidades, a grafita

menor contribuiu para a redução do tamanho dos “grãos abertos” e, conseqüentemente, dos valores de R_a .

O espaçamento interlamelar da perlita também apresenta correlação com estes resultados. Estruturas mais grosseiras (Figura 4.12a) têm efeito preponderante sobre o acabamento, o que se deve à maior ductilidade da ferrita, que dificulta o processo de formação do cavaco (ŞEKER; ÇİFTÇİ e HASIRCI, 2003; ROSA *et al.*, 2010). Nesses casos, ocorrem deformações na superfície que resultam em pequenos fluxos de material de cavaco e, por consequência, irregularidades de forma na superfície, gerando aumento da rugosidade superficial da peça. Por outro lado, a estrutura mais refinada (Figura 4.12b) possui maior dureza e tende a apresentar uma matriz com fragmentação mais facilitada, que resultará em irregularidades de forma menores, o que melhorará o acabamento.

Uma vez que o quebra-cavaco GH auxiliou na redução significativa dos esforços de corte (Figura 4.28 e Figura 4.29), o torneamento se deu de maneira mais suave e menos ruidosa, justificando assim a redução dos valores de R_a . No entanto, a curva R_a medida mostrou taxas de crescimento menores do que os valores calculados (Figura 4.35a), de modo que, para valores elevados de f ($0,50 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$), o R_a medido tornou-se menor do que o R_a teórico. Isso pode ser explicado pelo fato de que o aumento em f aumenta a tendência do fluxo do material na direção oposta, fazendo com que as marcas de avanço e imperfeições na superfície sejam cobertas, gerando uma superfície mais lisa (GUESSER; PEREIRA e BOEHS, 2016).

CAPÍTULO 5 CONCLUSÕES

Após a realização de testes de caracterização química, microestrutural, de propriedades mecânicas e térmicas, além dos ensaios de torneamento das amostras de ferros fundidos cinzentos com baixo (0,02%) e alto (0,23%) teor de nióbio, as seguintes conclusões podem ser extraídas.

➤ Por meio de análises ao microscópio óptico, observou-se que, para ambas as amostras, a grafita foi do tipo lamelar, com distribuições A (predominante) e E (rara). O alto teor de nióbio contribuiu para o refinamento do tamanho da grafita e a redução significativa da fração volumétrica de grafita dispersa sobre a matriz metálica classificada como perlito-ferrítica, independentemente do teor de nióbio. Os resultados de MO e MEV indicaram carbonetos de nióbio ramificados e não poliédricos com variados comprimentos (2–30 μm) dispersos sobre a matriz metálica da amostra FC 0,23%Nb. Os variados tamanhos dos carbonetos foram associados às distintas temperaturas de formação desta segunda fase. As frações volumétricas de ferrita alteraram significativamente a partir da adição de nióbio. As amostras com alto teor de nióbio apresentaram maior percentual de ferrita livre. Os carbonetos primários de nióbio (precipitados ainda na fase líquida ou no início da transformação eutética) foram associados a sítios preferenciais de nucleação de ferrita.

➤ As três fases principais (grafita, ferrita e cementita) dos ferros fundidos cinzentos foram identificadas via DRX. A modificação na concentração de nióbio não foi suficiente para promover diferenças significativas nos difratogramas e, devido ao nível de ruído nas medições, não foi possível realizar um refinamento de Rietveld para obter as frações de fases presentes.

➤ O nióbio em solução sólida contribuiu para a redução do espaçamento interlamelar da perlita para as amostras FC 0,23%Nb, conforme indicado pelas análises MEV e AFM. Os resultados sugeriram que o nióbio em solução sólida atrasou a decomposição da austenita em perlita aumentando significativamente a taxa de nucleação da perlita. No entanto, imagens obtidas via MO evidenciaram que a densidade celular não sofreu modificação significativa conforme o teor de nióbio variou.

➤ As propriedades mecânicas investigadas (dureza Brinell e Vickers e tensão limite de resistência por tração) não sofreram alterações significativas a partir do aumento do teor de nióbio. Por meio do ensaio de tração, as curvas tensão-deformação de engenharia foram

levantadas e seus resultados permitiram classificar ambas as amostras como EN-GJL-250. A partir das análises de fractografia, foram observados mecanismos de fratura frágil, sendo que clivagem foi o mecanismo de fratura dominante em ambas as amostras. No entanto, regiões com deformações plásticas localizadas e *dimples* indicaram que a fratura também ocorreu devido a mecanismo de nucleação, crescimento e coalescimento de microcavidades. Essas regiões foram associadas a locais de ferritização direta e correlacionadas a leves modificações de inclinações das curvas tensão-deformação. Estimou-se que o grau com que uma tensão externa foi amplificada na extremidade de uma trinca foi maior para as amostras com alto teor de nióbio. Dessa maneira, os carbonetos de nióbio foram considerados concentradores de tensão e associados às ligeiras modificações observadas nas curvas tensão-deformação e fractografias.

➤ Difusividade térmica não sofreu alteração significativa a partir do aumento do teor de nióbio no intervalo para a temperatura entre 300 °C e 600 °C.

➤ Os fatores que mais influenciaram F_c e F_f foram f , geometria do QC e material da peça. Os percentuais de contribuição desses fatores na explicação da variação de F_c foram 93,40%, 1,23% e 0,68%, respectivamente; já para F_f , as contribuições assumiram percentuais de 46,81%, 11,86% e 5,04%, nessa ordem. A adição de 0,23% de nióbio elevou F_c e F_f , enquanto a geometria de quebra-cavaco tipo GH e o menor avanço garantiram os menores valores de F_c e F_f . Os aumentos destes esforços de corte associados à modificação do material da peça foram correlacionados ao refinamento do espaçamento interlamelar da perlita, tamanho da grafita e presença de fases duras ricas em nióbio.

➤ Todos os fatores principais influenciaram F_p . Os percentuais de contribuição dos fatores f , v_c , material da peça e geometria do QC foram 53,36%, 8,64%, 4,48% e 2,62%, respectivamente. As interações entre materiais da peça e f (2,0%), geometria do QC e f (1,90%) e v_c e f (12,26%) também influenciaram significativamente F_p . Quanto maior foi f , maior foi a contribuição da adição de nióbio, da ausência do QC ou da redução de v_c para a elevação de F_p .

➤ O incremento do teor de nióbio nas amostras de ferro fundido cinzento não influenciou significativamente a temperatura do cavaco, enquanto v_c (48,60%), f (43,18%), v_c x f (4,79%), geometria do QC (1,04%), geometria do QC x v_c (0,40%) e geometria do QC x f (0,29%) afetaram significativamente a temperatura do cavaco. Os menores valores dessa

variável resposta foram alcançados para v_c de $240 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, f de $0,25 \text{ mm}\cdot\text{rev}^{-1}$ e geometria de quebra-cavaco tipo GH.

➤ A adição de 0,23% de nióbio em peso reduziu em torno de 8% o valor de R_a do ferro fundido cinzento após o torneamento. Os fatores f (89,03%), material da peça (1,48%) e geometria do QC (1,16%) afetaram significativamente R_a , cujos menores valores foram alcançados para o menor nível de f no torneamento das peças que continham alto teor de nióbio, utilizando as ferramentas que continham geometria de quebra-cavaco tipo GH. A redução de R_a associada à modificação do material da peça foi explicada a partir do refinamento do espaçamento interlamelar da perlita e do tamanho da grafita.

➤ A modificação do teor de nióbio nas amostras de ferro fundido cinzento não apresentou modificação estatisticamente significativa para o parâmetro de rugosidade R_t , sendo que somente f (43,48%) contribuiu significativamente para a variação de R_t . O sumário de adequação do modelo ANOVA apresentou baixo grau de determinação, fato que sugeriu o estudo de outros parâmetros de corte e fatores da operação para a maior explicação de R_t .

CAPÍTULO 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir do conhecimento adquirido durante a realização deste trabalho, sugerem-se algumas possibilidades para trabalhos futuros.

➤ Realização de ensaio tribológico para avaliar o comportamento do atrito e dos mecanismos de desgaste dos revestimentos TICN + Al₂O₃ contra o ferro fundido cinzento com 0,02% e 0,23% de Nb em peso.

➤ Utilizar a metodologia descrita na dissertação intitulada “Influência da espessura e do carbono equivalente nas propriedades mecânicas de tração de ferros fundidos cinzentos com espessura fina de parede” para a análise do tamanho médio das células eutéticas a fim de correlacionar os resultados com o modelo proposto por Diószegi, Furlakidis e Svensson (2010) para análise da concentração de tensões.

➤ Por meio da caracterização microestrutural e de propriedades físicas e químicas apresentadas neste trabalho, realizar um modelo de simulação numérica por meio do método de elementos finitos para descrever esse processo de torneamento estudado. Validar o modelo experimental e simular cenários para outras condições de torneamento.

➤ Elaboração de corpos de prova com composição química similar à aplicada neste trabalho, variando o teor de nióbio entre 0,1 e 0,2% em peso. Analisar características microestruturais e propriedades mecânicas convencionais, a fim de determinar o teor de nióbio que melhoraria o desempenho da liga em aplicações para discos de freio.

➤ A partir da liga com composição química otimizada, fundir muitos discos de freios (acima de 200 unidades) para simular o torneamento com parâmetros de corte empregados na indústria. Estudar a usinabilidade desses discos com adição de nióbio em função das forças de usinagem, temperatura de corte e rugosidade (parâmetros R_a , desvio médio quadrático- R_q , R_t , R_z - altura máxima do perfil, fator de assimetria do perfil- R_{sk} , fator de achatamento do perfil- R_{ku}). Concomitantemente, realizar testes de longa duração para avaliação dos mecanismos de desgaste e determinação de vida dos insertos, analisando se o comportamento é semelhante à vida útil dos insertos empregados atualmente na indústria.

CAPÍTULO 7 REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R.; REED-HILL, R. E. **Physical metallurgy principles**. Cengage Learning, 2008.

ABBASI, H. R.; BAZDAR, M.; HALVAEE, A. Effect of phosphorus as an alloying element on microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. **Materials Science and Engineering: A**, v. 444, n. 1-2, p. 314-317, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A247**. Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings. 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A48/A48M**. Standard Specification for Gray Iron Castings. ASTM International, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E-3**. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM-E-1019**. Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques. 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM, E. 92–82**. Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. **Annual Book of ASTM Standards**, v. 3, n. 1, p. 1-9, 2003.

AMERICAN SOCIETY OF METAL. **ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, v.1, 1990.

ARAB, N. Competitive Nucleation in Grey Cast Irons. **Archives of Foundry Engineering**, v. 17, 2017.

ASKELAND, D. R; WRIGHT, W.J. **The science and engineering of materials**. 7th Edition. Boston: Cengage Learning, 2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 4288**. Especificações geométricas de produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Regras e procedimentos para avaliação de rugosidade. 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 8583**. Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme a dureza Brinell. 1981.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 6589**. Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme a resistência à tração. 1986.

ÁLVAREZ, L.; LUIS, C. J.; PUERTAS, I. Analysis of the influence of chemical composition on the mechanical and metallurgical properties of engine cylinder blocks in grey cast iron. **Journal of materials processing technology**, v. 153, p. 1039-1044, 2004.

- ANGUS, H.T. **Cast iron: physical and engineering properties**. Elsevier, 2013.
- AZZOUG, M. O., BOUTAREK, N., DRIF, R., MADAOU, N., & BOULGHEB, K. Metallurgical, Mechanical and Electrochemical Behavior Study of the Lamellar Gray Cast Iron Treated with Vanadium. **Acta Physica Polonica A**, v. 129, n. 4, p. 548–551, 2016.
- AZZOUG, M. O.; BOUTAREK-ZAOURAR, N.; ABOUDI, D.; MADAOU, N.; MOSSANG, E.; CHENTOUF, S. Niobium addition effect in molds at last cooling step on EN-GJL250 gray cast iron: Microstructural changes and electrochemical behavior. **China Foundry**, v. 15, n. 3, p. 228–235, 2018.
- AY, H.; YANG, W.J. Heat transfer and life of metal cutting tools in turning. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 41, n. 3, p. 613-623, 1998.
- BALDAM, R.L.; VIEIRA, E.A. **Fundição: Processos e Tecnologias Correlatas**. 2ª Edição. São Paulo: Editora Érica, 2014.
- BARTOCHA, D.; JANERKA, K.; SUCHOŃ, J. Charge materials and technology of melt and structure of gray cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 162, p. 465-470, 2005.
- BEHNAMA, M.M J.; DAVAMI, P.; VARAHRAM, N. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of gray cast iron. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 2, p. 583-588, 2010.
- BERTOLINO, G.; PEREZ-IPINA, J. E. Geometrical effects on lamellar grey cast iron fracture toughness. **Journal of materials processing technology**, v. 179, n. 1-3, p. 202-206, 2006.
- BRAMFITT, Bruce L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron. **Metallurgical Transactions**, v. 1, n. 7, p. 1987-1995, 1970.
- BRAMFITT, B. L.; BENSCOTER, A.O. Metallographer's guide: practice and procedures for irons and steels. **ASM International**, 2001.
- BEDOLLA-JACUINDE, A. Niobium in Cast Irons. *In: Progress in Metallic Alloys*. **IntechOpen**, 2016.
- BERNS, H.; THEISEN, W. **Ferrous materials: steel and cast iron**. Springer Science & Business Media, 2008.
- BOULET-ROBLIN, L.; SHEPTYAKOV, D.; BOREL, P.; TESSIER, C.; NOVÁK, P.; VILLEVIEILLE, C. Crystal structure evolution via operando neutron diffraction during long-term cycling of a customized 5 V full Li-ion cylindrical cell LiNi 0.5 Mn 1.5 O 4 vs. graphite. **Journal of Materials Chemistry A**, v. 5, n. 48, p. 25574-25582, 2017.
- BREMBO, SPA. **The Brake Disc Manual**. 1997.
- BUDINSKI, K.G.; BUDINSKI, M.K. **Engineering materials: properties and selection**. Prentice Hall, Seventh Edition, 2002.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Materials science and engineering: an introduction**. New York: John Wiley & Sons, 2008.

CAMUŞCU, N. Effect of cutting speed on the performance of Al₂O₃ based ceramic tools in turning nodular cast iron. **Materials and Design**, v. 27, n. 10, p. 997-1006, 2006.

CAMPBELL, F.C. (ed.). **Elements of metallurgy and engineering alloys**. ASM International, 2008.

CASTELLO BRANCO, C. H., Beckert, **Niobium Technical Report NbTR 05/84**, CBMM, São Paulo (Brazil), 1984.

ČERČE, L.; PUŠAVEC, F. Increasing machinability of grey cast iron using cubic boron nitride tools: Evaluation of wear mechanisms. **Indian Journal of Engineering & Materials Sciences**, v. 23, p. 65-78, 2016.

CETLIN, P.R.; SILVA, P.S.P.; PENNA, J. A. **Análise de fraturas**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1988.

CHEN, H-X.; CHANG, Z-C; LU, J-C; LIN, H-T. Effect of niobium on wear resistance of 15% Cr white cast iron. **Wear**, v. 166, n. 2, p. 197-201, 1993.

CHEN, X.; XU, J.; HU, H.; MOHRBACHER, H.; KANG, M.; ZHANG, W.; GUO, A.; ZHAI, Q. Effects of niobium addition on microstructure and tensile behavior of as-cast ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 688, p. 416–428, 2017.

CHEN, X. R.; ZHAI, Q. J.; DONG, H.; DAI, B. H.; MOHRBACHER, H. Molybdenum alloying in cast iron and steel. **Advances in Manufacturing**, v. 8, n. 1, p. 3-14, 2020.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 6^o Edição. Publicado da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 1990.

CHISAMERA, M.; RIPOSAN, I.; STAN, S.; WHITE, D.; GRASMO, G. Graphite nucleation control in grey cast iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 21, n. 1-4, p. 39-44, 2008.

CHU, F. M.; ZU, X. H.; ZHAO, Z. K.; JIANG, X. Y. Microstructure and Properties of High Carbon Equivalent Gray Cast Iron Modified by Rare Earth. *In: Advanced Materials Research*. Trans Tech Publications Ltd, p. 962-968, 2011.

COLLINI, L.; NICOLETTO, G.; KONEČNÁ, R. J. M. S. Microstructure and mechanical properties of pearlitic gray cast iron. **Materials Science and Engineering: A**, v. 488, n. 1-2, p. 529-539, 2008.

COLPAERT, H.; COSTA, A.L.V. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher, 2008.

COMETA. Cometa ferro ligas, metais, polímeros. **FESICAALBA**. Disponível em: < <http://www.comercialcometa.com.br/produto/fesi-caba/> >. Acesso em: 11 de nov. de 2020.

COMPANHIA BRASILEIRA DE METALURGIA E MINERAÇÃO. CBMM. Relatório de análise nº 18619. Araxá: 2017.

DEGIOVANNI, A. **Conduction**. Institut National Polytechnique de Lorraine, INPL – ENSEM, module 02-02-003, 1997.

DEVECILI, A.O; YAKUT, R. The effect of Nb supplement on material characteristics of iron with lamellar graphite. **Advances in Materials Science and Engineering**, 2014.

DIAS, L.R.M.; DINIZ, A.E. Effect of the gray cast iron microstructure on milling tool life and cutting force. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 35, n. 1, p. 17-29, 2013.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª edição. Ed Guanabara, Rio de Janeiro, 1981.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 1561**. Giessereiwesen-Gusseisen mit lamellengraphit; Europäisches Komitee für Normung (CEN), 1997. (Versão em inglês)

DING, X.; LI, X.; HUANG, H.; MATTHIAS, W.; HUANG, S.; FENG, Q. Effect of Mo addition on as-cast microstructures and properties of grey cast irons. **Materials Science and Engineering: A**, v. 718, p. 483-491, 2018.

DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. Artliber, 8ª edição, 2013.

DIÓSZEGI, A.; FOURLAKIDIS, V.; SVENSSON, I. L. Fracture Mechanics of Gray Cast Iron. *In: Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, p. 517-522, 2010.

DIÓSZEGI, A.; LIU, K. Z.; SVENSSON, I.L. Inoculation of primary austenite in grey cast iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 20, n. 2, p. 68-72, 2007.

DIXIT, U. S.; SARMA, D. K.; DAVIM, J. Paulo. A Detailed Comparison of Dry and Air-Cooled Turning. *In: Environmentally Friendly Machining*. Springer, Boston, MA, p. 41-62, 2012.

DOANE, D.P; SEWARD, L. E. **Estatística Aplicada à Administração e Economia**. AMGH Editora, 4ª edição, 2014.

DONTAMSETTI, S. K.; FISCHER, G. W. Factors affecting surface roughness in finish turning of gray cast iron. **Material and Manufacturing Process**, v. 3, n. 4, p. 689-725, 1988.

DRYDEN, J. R.; PURDY, G. R. The effect of graphite on the mechanical properties of cast irons. **Acta Metallurgica**, v. 37, n. 7, p. 1999-2006, 1989.

DURAND-CHARRE, M. **Microstructure of steels and cast irons**. Springer Science & Business Media, 2013.

ELLIOTT, R. **Cast iron technology**. Butterworth-Heinemann, 1988.

ELORZ, J.A.P.S.; GONZÁLEZ, D.F.; VERDEJA, L.P. **Physical Metallurgy of Cast Irons**. Springer, 2018.

ELMQUIST, L.; SALERA, S.; DIÓSZEGI, A. Inoculation and its effect on primary solidification structure of hypoeutectic grey cast iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 23, n. 2, p. 124-129, 2010.

EZUGWU, E. O.; LEONG, V. K. Surface abuse associated with finish turning of gray cast iron with ceramic tools. **Tribology transactions**, v. 39, n. 2, p. 362-367, 1996.

FANG, X. D. Experimental investigation of overall machining performance with overall progressive tool wear at different tool faces. **Wear**, v. 173, n. 1-2, p. 171-178, 1994.

FAY, A. Influence of inoculation on cast iron machinability: Case studies. **China Foundry**, v. 17, p. 150-157, 2020.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. Blucher, 1970.

FERRAZ, M. Contribuição da geometria superpositiva para a usinagem sustentável e econômica. **Máquinas e Metais**, a. 47, n.547, p. 134-149, 2011.

FERRO, P.; BORSATO, T.; BONOLLO, F.; PADOVAN, S. A Solidification Time-Based Method for Rapid Evaluation of the Mechanical Properties of Grey Iron Castings. **International Journal of Metalcasting**, v. 13, n. 4, p. 845-852, 2019.

FIORINI, P.; BYRNE, G. The influence of built-up layer formation on cutting performance of GG25 grey cast iron. **CIRP Annals**, v. 65, n. 1, p. 93-96, 2016.

FOURLAKIDIS, V.; DIACONU, V.L.; DIÓSZEGI, A. Effects of Carbon Content on the Ultimate Tensile Strength in Gray Cast Iron. *In: Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd*, 2010. p. 511-516.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Editora da UNICAMP, 2007.

GASPARIN, H.D. **Propriedades mecânicas a altas temperaturas de ferros fundidos cinzentos aplicados a cabeçotes de motor a diesel**. 2014. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville, 2014. Disponível em: <http://www.tede.udesc.br/handle/tede/1558> Acesso em:12/01/2021.

GROTE, K.H.; ANTONSSON, E. K. (Ed.). **Springer handbook of mechanical engineering**. Springer Science & Business Media, 2009.

GUESSER, W.L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. Blucher, 2009.

GUESSER, W. L.; BAUMER, I.; TSCHIPTSCHIN, A. P.; CUEVA, G.; SINATORA, A. Ferros fundidos empregados para discos e tambores de freio. *In: Brake Colloquium*, SAE. 2003.

GUESSER, W.L.; PEREIRA, F.S.; BOEHS, L. Surface changes during turning of grey cast iron. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 18, n. 3, p. 313-324, 2016.

GUISARD-RESTIVO, T.A. **Desenvolvimento de instrumento para a medida de difusividade térmica de materiais pelo método do pulso de energia**. [S.I.] 2019. Disponível em:

https://www.researchgate.net/publication/331473685_Developing_report_with_images_measurements_calculations_and_uncertainties/references> Acesso em: 11 nov. 2020.

GRZESIK, W. **Advanced machining processes of metallic materials: theory, modelling and applications**. Elsevier, Second Edition, 2017.

HANNA, I. **Mechanical Properties of Niobium Alloyed Gray Iron**. Master Thesis (Aeronautical and Vehicle Engineering Royal Institute of Technology). KTH Vetenskap Och Konst. Stockholm, 2011.

HECK, M.; ORTNER, H. M.; FLEGE, S.; REUTER, U.; ENSINGER, W. Analytical investigations concerning the wear behaviour of cutting tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 26, n. 3, p. 197-206, 2008.

HERTZBERG, R.W.; VINCI, R.P.; HERTZBERG, J. L. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. John Wiley & Sons, 2020.

HE-XING, C. H. E. N.; ZHE-CHUAN, C.; JIN-CAI, L.; HUI-TAO, L. Effect of niobium on wear resistance of 15% Cr white cast iron. **Wear**, v. 166, n. 2, p. 197-201, 1993.

HINES, W. W.; MONTGOMERY, D. C.; GOLDSMAN, D. M.; BORROR, C. M. **Probabilidade e Estatística na Engenharia**. Editora LTC, 4ª Edição, 2006.

HOLMGREN, D. Review of thermal conductivity of cast iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 18, n. 6, p. 331-345, 2005.

HOLMGREN, D.; DIÓSZEGI, A.; SVENSSON, I.L. Effects of carbon content and solidification rate on the thermal conductivity of grey cast iron. **Tsinghua Science and Technology**, v. 13, n. 2, p. 170-176, 2008.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 185**. Grey cast irons - Classification. 2005.

JASZAROWSKI, J.K.; CONKLIN, R.W.; MATHENY, L.W.MOTYL, M.J. High Strength Gray Cast Iron Containing Niobium. International Depósito: Publication Number WO 2008/105987 A15,894,010, 04 set. 2008. Disponível em: <https://patents.google.com/patent/WO2008105987A1/en> Acesso em: 12/01/2021;

JIYANG, Z. Colour metallography of cast iron. **China foundry**, v. 6, n. 1, p. 57-69, 2009.

KALIDASAN, R.; YATIN, M.; SARMA, D. K.; SENTHILVELAN, S.; DIXIT, U. S. An experimental study of cutting forces and temperature in multi-tool turning of grey cast iron. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 18, n. 5-6, p. 540-551, 2016.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. R.; MUSA, H. **Manufacturing engineering and technology**. Pearson Education India, Sixth Edition, 2009.

KANNO, T.; NAKAE, H. Prediction of graphite types and mechanical properties in cast iron using three cups thermal analysis. **Journal of Japan Foundry Engineering Society**, v. 72, n. 3, p. 175-180, 2000.

KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1: Cutting**. Springer, 2011.

KWON, P.; SCHIEMANN, T.; KOUNTANYA, R. An inverse estimation scheme to measure steady-state tool–chip interface temperatures using an infrared camera. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 41, n. 7, p. 1015-1030, 2001.

KRAUSE, D. Gray Iron—A Unique Engineering Material. *In: Gray, Ductile, and Malleable Iron Castings—Current Capabilities*. ASTM International, 1969.

LAOUISSI, A.; YALLESE, M. A.; BELBAH, A.; KHELLAF, A.; HADDAD, A. Comparative study of the performance of coated and uncoated silicon nitride (Si₃N₄) ceramics when machining EN-GJL-250 cast iron using the RSM method and 2D and 3D roughness functional parameters. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 41, n. 5, p. 205, 2019.

LEAL, C. A. A. **Torneamento do ferro fundido cinzento com ferramentas de corte texturizadas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015. Disponível em: <https://repositorio.ufmg.br/handle/1843/BUBD-A8ZQUM> Acesso em: 12/01/2021.

LEAL, C. A.; ABRÃO, A. M.; BRANDÃO, L. C.; VENTURA, C. E.; DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B. Chamfer texturing of tungsten carbide inserts applied to turning of grey cast iron. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1-10, 2019.

LI, B. An experimental investigation of dry cutting performance for machining gray cast iron with carbide coating tool. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 71, n. 5-8, p. 1093-1098, 2014.

LI, Q.; ZHANG, Y.; ZHANG, Y.; LIU, H.; REN, H.; ZHONG, Y.; ...; HUANG, W. Qiangguo *et al.* Influence of Sn and Nb additions on the microstructure and wear characteristics of a gray cast iron. **Applied Physics A**, v. 126, n. 4, p. 1-8, 2020.

LIMA, M. L.; ALBERTIN, E.; CORREA, E. R.; RABELLO, R. B.; UEHARA, S. Pearlite Refining Strategies for Hypoeutectic Gray Cast Iron. **International Journal of Metalcasting**, p. 1-8, 2020.

LIMA, F. F. O.; BAURI, L. F.; PEREIRA, H. B.; AZEVEDO, C. R. F. Effect of the cooling rate on the tensile strength of pearlitic lamellar graphite cast iron. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 33, n. 4-5, p. 201-217, 2020.

LU, H.; LIU, M.; YU, D.; ZHOU, T.; ZHOU, H.; ZHANG, P.; BO, H.; SU, W.; ZHANG, Z.; BAO, H. Effects of Different Graphite Types on the Thermal Fatigue Behavior of Bionic Laser-Processed Gray Cast Iron. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 11, p. 5848-5857, 2018.

LUO, H.; WANG, Y.; ZHANG, P. Effect of cutting parameters on machinability of 7075-T651 aluminum alloy in different processing methods. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1-13, 2020.

MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T. SILVA, M. B. D. **Teoria da usinagem dos materiais**. Blucher, 2ª Edição, 2015.

MAILLET, D. **Thermal quadrupoles: solving the heat equation through integral transforms**. John Wiley & Sons Inc, 2000.

MAJA, M. E.; MARUMA, M. G.; MAMPURU, L. A.; MOEMA, S. J. Effect of niobium on the solidification structure and properties of hypoeutectic high-chromium white cast irons. **Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy**, v. 116, n. 10, p. 981-986, 2016.

MALUF, O.; ANGELONI, M.; CASTRO, D. B. V.; BOSE FILHO, W. W.; SPINELLI, D.; RUCKERT, C. O. F. T. Effect of alloying elements on thermal diffusivity of gray cast iron used in automotive brake disks. **Journal of materials engineering and performance**, v. 18, n. 7, p. 980-984, 2009.

MARIANI, F. E.; RÊGO, G. C.; BONELLA, P. G.; NETO, A. L.; TOTTEN, G. E.; CASTELETTI, L. C. Wear Resistance of Niobium Carbide Layers Produced on Gray Cast Iron by Thermoreactive Treatments. **Journal of Materials Engineering and Performance**, p. 1-7, 2020.

MARTINHO, R. P.; SILVA, F. J. G.; BAPTISTA, A. P. M. Wear behaviour of uncoated and diamond coated Si₃N₄ tools under severe turning conditions. **Wear**, v. 263, n. 7-12, p. 1417-1422, 2007.

MELO, A.; TEN CATEN, C. S.; SANT'ANNA, A. M. O. Otimização dos parâmetros de usinagem na manufatura do ferro fundido. **Revista Produção Online**, v. 13, n. 1, p. 375-388, 2013.

MEURER, P. R.; BOEHS, L.; GUESSER, W. L. Usinabilidade de ferro fundido cinzento ligado utilizado na fabricação de discos de freios automotivos. *In: 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, São Paulo. 2007.

MITSUBISHI. **Tool News: CVD coated grade targeted for turning of cast iron and ductile cast iron**. Uptade B061G. 2006.

MODERN CASTING STAFF REPORT. Faircast's Fresh Start, **Modern Casting**. American Foundry Society, 2018.

MOHRBACHER, H. On the metallurgical effects of niobium in cast iron alloys. *In: WFO 2018 conference*, Suzhou, China. p. 1-6, 2018.

MOHRBACHER, H. The Beneficial Effect of Niobium Alloying in Gray Cast Iron—Fundamentals and Applications. *中国机械工程学会第十一届全国铸造年会论文集*, 2006.

MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J.; HUANG, S. Niobium Carbide—An Innovative and Sustainable High-Performance Material for Tooling, Friction and Wear Applications. **Advances in Materials Science for Environmental and Energy Technologies V: Ceramic Transactions**, v. 260, p. 67-80, 2016.

MOHRBACHER, H.; ZHAI, Q. Niobium alloying in gray cast iron for vehicle brake discs. *In: AIST Steel Properties and Applications Conference Proceedings-Combined with MS and T'11, Materials Science and Technology*, p. 137-148, 2011.

MONTGOMERY, D.C.; RUNGER, G. C. **Estatística Aplicada E Probabilidade Para Engenheiros**. LTC, 6ª Edição, 2016.

MOREIRA, L. P. **Influência de tratamentos térmicos na resistência à fadiga e ao desgaste de um aço alto carbono microligado ao Nb e V de aplicação ferroviária**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais), Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2019.

MÖHRING, H. C.; BRECHER, C.; ABELE, E.; FLEISCHER, J.; BLEICHER, F. Materials in machine tool structures. **CIRP Annals**, v. 64, n.2, p. 725-748, 2015.

MUÑOZ DIAS, L.R.M. **A influência do teor relativo perlita/ferrita na usinabilidade do ferro fundido cinzento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2011. Disponível em: http://repositorio.unicamp.br/jspui/bitstream/REPOSIP/264155/1/MunozDias_LuizRoberto_M.pdf Acesso em:12/01/2021.

NAYYAR, V.; GRENMYR, G.; KAMINSKI, J.; NYBORG, L. Machinability of compacted graphite iron (CGI) and flake graphite iron (FGI) with coated carbide. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 13, n. 1, p. 67-90, 2013.

NAYYAR, V.; KAMINSKI, J.; KINNANDER, A.; NYBORG, L. An experimental investigation of machinability of graphitic cast iron grades; Flake, compacted and spheroidal graphite iron in continuous machining operations. **Procedia CIRP**, v. 1, p. 488-493, 2012.

NEACSU, E. L.; RIPOSAN, I.; COJOCARU, A. M.; STAN, S.; STAN, I. Carbide to Graphite Transition Control by Thermal Analysis in Grey Cast Irons. **Metals**, v. 10, n. 8, p. 993, 2020.

NOVELETO, P.; BERTOLETE, M.; BARBOSA, P.; MACHADO, A.; SAMAD, R.; DE ROSSI, W.; ALMEIDA, A.; VIEIRA, N. Avaliação do desempenho de ferramenta de corte cerâmica texturizada na usinagem de ferro fundido cinzento. *In: IX Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Joinville, 2017.

NYLÉN, T. Niobium in cast iron. *In: International Symposium on Niobium*. 2001. p. 1-25.

OLEG, R.; KANO, S.; SAWADA, H.; HERWAN, J. Empirical Modelling of Cutting Force Components in Turning. *In: 2018 IEEE International Conference on Advanced Manufacturing (ICAM)*. IEEE, p. 7-10, 2018.

OLOYEDE, O.; BIGG, T. D.; COCHRANE, R. F.; MULLIS, A. M. Microstructure evolution and mechanical properties of drop-tube processed, rapidly solidified grey cast iron. **Materials Science and Engineering: A**, v. 654, p. 143-150, 2016.

OLSEN, S. O.; SKALAND, T.; HARTUNG, C. Inoculation of grey and ductile iron a comparison of nucleation sites and some practical advises, Elkem ASA, Foundry Products Division. *In: 14-th International Baltic Conference Materials Engineering*. 2005.

ORLANDO, P. H. G. **Avaliação experimental do efeito de ciclos térmicos nas propriedades mecânicas convencionais e à fratura de ferros fundidos cinzentos hipoeutéticos ligados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, 2012. Disponível em: <https://repositorio.fei.edu.br/handle/FEI/552?mode=full> Acesso em:12/01/2021

PAN, S.; ZENG, F.; SU, N.; XIAN, Z. The effect of niobium addition on the microstructure and properties of cast iron used in cylinder head. **Journal of Materials Research and Technology**, 2019.

P. JÚNIOR, R.F. Nióbio. **Sumário Mineral 2017**. Departamento Nacional de Produção Mineral (DNPM), v.37, 2017.

PEREIRA, A.A. **Influência do teor de enxofre na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005. Disponível em: <https://repositorio.ufsc.br/bitstream/handle/123456789/103069/213498.pdf?sequence=1> Acesso em:12/01/2021.

PEREIRA, A.A.; BOEHS, L.; GUESSER, W.L. The influence of sulfur on the machinability of gray cast iron FC25. **Journal of materials processing technology**, v. 179, n. 1-3, p. 165-171, 2006.

POPOVSKI, V.; MISTEREK, C.; KAISER, L. Metallurgical Comparisons between Operating Conditions, Inoculant Types and Fade Effects in Gray Iron. *In: Proceedings of the AFS Cast Iron Conference*. Schaumburg, Illinois. 2005. p. 57.

PORKERT, J.; LOTZ, W. Optimized gray cast iron plate alloy for utility vehicle brake disks. Depósito: U.S. Patent n. 5,894,010, 13 abr. 1999. Disponível em: <https://patents.google.com/patent/US5894010A/en> Acesso em:12/01/2021

POWELL, G. W. The fractography of casting alloys. **Materials characterization**, v. 33, n. 3, p. 275-293, 1994.

RADULOVIC, M.; FISET, M.; PEEV, K.; TOMOVIC, M. The influence of vanadium on fracture toughness and abrasion resistance in high chromium white cast irons. **Journal of Materials Science**, v. 29, n. 19, p. 5085-5094, 1994.

RAGIP, M.; YILDIRIM, G. Effect of Niobium Addition in Grey Cast Iron on Mechanical Properties. *In: 18th International Metallurgy & Materials Congress*, p. 1071–1072, 2016.

REZENDE, B.A.; MAGALHÃES, F.C.; RUBIO, J.C.C. Study of the measurement and mathematical modelling of temperature in turning by means equivalent thermal conductivity. **Measurement**, v. 152, p. 107275, 2020.

RIPOSAN, I., CHISAMERA, M., STAN, S., HARTUNG, C., WHITE, D. Three-stage model for nucleation of graphite in grey cast iron. **Materials Science and Technology**, v. 26, n. 12, p. 1439-1447, 2010.

RIPOSAN, I.; CHISAMERA, M.; STAN, S. New developments in high quality grey cast irons. **China Foundry**, v. 11, n. 4, 2014.

RIVERA, G.L.; BOERI, R.E.; SIKORA, J.A. Solidification of gray cast iron. **Scripta Materialia**, v. 50, n. 3, p. 331-335, 2004.

ROSA, S. D. N.; DINIZ, A. E.; ANDRADE, C. L. F.; GUESSER, W. L. Analysis of tool wear, surface roughness and cutting power in the turning process of compact graphite irons with different titanium content. **Journal of the Brazilian society of mechanical sciences and engineering**, v. 32, n. 3, p. 234-240, 2010.

ROSARIO, A.D.; **Estudo dos efeitos de elementos de liga na solidificação de um ferro fundido cinzento via análise térmica**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2012. Disponível em: <https://tede2.uepg.br/jspui/handle/prefix/1448> Acesso em: 12/01/2021.

RUNDMAN, K.B., IACOVIELLO, F.. Cast Irons, Reference Module *In: Materials Science and Materials Engineering*, 1-11, 2016.

SANDVIK COROMANT. Disponível em: < http://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/knowledge/materials/workpiece_materials/machinability_definition?Country=br>. Acesso em: 30 jun.2020.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **SAE J431**. Automotive Gray Iron Castings, 2018.

SANTNER, J. S.; GOODRICH, G. M. **Iron alloys. Engineered Casting Solutions**, v. 8, n. 4, p. 17-22, 2006.

SARMA, D. K.; DIXIT, U. S. A comparison of dry and air-cooled turning of grey cast iron with mixed oxide ceramic tool. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 190, n. 1-3, p. 160-172, 2007.

SHAONAN, L. Effect of Nb on the Mechanical Properties of Grey Cast Iron. **Foundry Technology**, v. 4, 1999.

ŞEKER, U.; CIFTCI, I.; HASIRCI, H. The effect of alloying elements on surface roughness and cutting forces during machining of ductile iron. **Materials and Design**, v. 24, n. 1, p. 47-51, 2003.

SERBINO, E.M. **Um estudo dos mecanismos de desgaste em discos de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005. Disponível em: <https://teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-12052005-093850/pt-br.php>. Acesso em: 12/01/2021.

SILVA, A. E.; SILVA, L. R. R.; REIS, A.; MACHADO, Á. R.; GUESSER, W. L.; EZUGWU, E. O. Relationship between mechanical and metallurgical properties with machinability when drilling high-strength cast irons. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 106, n. 7-8, p. 3389-3407, 2020.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e ligas especiais**. Editora Blucher, 2010.

SILVA, M.A. **Efeito do elemento de liga nióbio na condutividade térmica, microestrutura e propriedades mecânicas de uma liga de ferro fundido cinzento**. Dissertação (Mestrado em Tecnologia e Engenharia de Materiais). Instituto Federal do Rio Grande do Sul, Caxias do Sul, 2017. Disponível em: <https://repositorio.ifrs.edu.br/handle/123456789/143> Acesso em: 12/01/2021.

SJÖGREN, T.; SVENSSON, H. Study of the eutectoid transformation in grey cast irons and its effect on mechanical properties. *In: Key Engineering Materials*. Trans Tech Publications Ltd, p. 157-162, 2011.

SKRIPOV, A. V.; WU, H.; UDOVIC, T. J.; HUANG, Q.; HEMPELMANN, R.; SOLONININ, A. V.; ...; GUSEV, A. I. Hydrogen in nonstoichiometric cubic niobium carbides: Neutron vibrational spectroscopy and neutron diffraction studies. **Journal of alloys and compounds**, v. 478, n. 1-2, p. 68-74, 2009.

SOUSA J.A.G., CARDOSO R.N., CARVALHO H.C., MACHADO A.R. Investigação experimental da força de usinagem no torneamento cilíndrico de alguns materiais metálicos. *In: VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica*, Campina Grande, 2010.

SOUSA, J.A.G.; SALES, W.F.; MACHADO, A.R. A review on the machining of cast irons. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 94, n. 9-12, p. 4073-4092, 2018.

SOUTO, U. B., SALES, W. F., SANTOS, S. C., PALMA, E. S., GUESSER, W. L., BAUMER, I. Avaliação dos fenômenos de Open Grain e Side Flow no torneamento de discos de freio. *In: II Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Uberlândia. 2003.

SOUZA, B.V. **Desenvolvimento de ferro fundido austemperado (ADI) em banho de zinco-alumínio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia de Materiais). Pontifícia

Universidade Católica do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015. Disponível em: <http://tede2.pucrs.br/tede2/handle/tede/6220>. Acesso em: 12/01/2021.

SOUZA, J. V. C.; NONO, M. D. C. D. A.; SILVA, O. M. M.; RIBEIRO, M. V. Comparative study on turning CI and CGI using silicon nitride cutting tools. *In: Materials Science Forum. Trans Tech Publications*, p. 572-577, 2008.

SOUZA, J.V.C.; NONO, M.C.A.; RIBEIRO, M.V.; MACHADO, J.P.B.; SILVA, O.M.M. Cutting forces in turning of gray cast iron using silicon nitride based cutting tool. **Materials and Design**, v. 30, n. 7, p. 2715-2720, 2009.

STÄHL, E.J. **Metal cutting theories and models**. Division of Production and Materials Engineering, 2012.

STEFANESCU, D.M.; DAVIS, J.R.; DESTEFANI, J.D. **Metals Handbook**, Vol. 15--Casting. ASM International, 1988.

STEFANESCU, D.M. **Science and engineering of casting solidification**. Springer, Third Edition, 2015.

STEPHENSON, D.A.; AGAPIOU, J.S. **Metal cutting theory and practice**. CRC press, 2016.

SUBRAMANIAN, S.V.; GENUALDI, A.J. Resistência e capacidade de amortecimento do ferro cinzento hipereutético. (Artigo traduzido). **Fundição e Serviços**, p.35-49, abril, 1999.

SUN, X. L.; ZHU, H. B.; YAN, Y. S.; HUA, Q.; ZAI, Q. J. Influence of Niobium on Abrasion Resistance of High CE Gray Cast Irons. **Modern Cast Iron**, v. 2, p. 52-57, 2011.

TAŞLIÇUKUR, Z.; ALTUĞ, G.S.; POLAT, Ş.; ATAPEK, Ş. H.; TÜREDİ, E. Characterization of microstructure and fracture behavior of GG20 and GG25 cast iron materials used in valves. *In: Proceedings of the 21st International Conference on Metallurgy and Materials*, Brno, Czech Republic. p. 23-25, 2012.

THAMIZHMANI, S.; HASAN, S. Analyses of roughness, forces and wear in turning gray cast iron. **Journal of achievements in materials and manufacturing engineering**, v. 17, n. 1-2, p. 401-404, 2006.

THE WORLD FOUNDRY. 51th Census of World Casting Production. **A Modern Casting**, 2017.

TONGTAE, C.; DAWAN, P.; KUMVONG, S. Effect of Inoculation on Turning Machinability of Gray Cast Iron. **SAE Technical Paper**, 2012.

TOOPTONG, S.; PARK, K. H.; LEE, S. W.; KWON, P. Y. A preliminary machinability study of flake and compacted graphite irons with multilayer coated and uncoated carbide inserts. **Procedia Manufacturing**, v. 5, p. 644-657, 2016.

TOOPTONG, S.; PARK, K.H.; KWON, P. A comparative investigation on flank wear when turning three cast irons. **Tribology International**, v. 120, p. 127-139, 2018.

TRENT, E.M.; WRIGHT, P.K. **Metal cutting**. Butterworth-Heinemann, 2000.

VADIRAJ, A.; BALACHANDRAN, G.; KAMARAJ, M.; GOPALAKRISHNA, B.; RAO, D. V. Wear behavior of alloyed hypereutectic gray cast iron. **Tribology International**, v. 43, n. 3, p. 647-653, 2010a.

VADIRAJ, A.; BALACHANDRAN, G.; KAMARAJ, M.; GOPALAKRISHNA, B.; RAO, K. P. Structure–property correlation in austempered alloyed hypereutectic gray cast irons. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 3, p. 782-788, 2010b.

VADIRAJ, A.; TIWARI, S. Mechanical and Wear Properties of High Carbon Grey Cast Iron for Automotive Brake Application. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 68, n. 3, p. 491-494, 2015.

VATAVUK, J.; VILLAR, C.A. Ferro fundido nodular com nióbio para aumento da resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna. **Revista Mackenzie de Engenharia e Computação**, v. 3, n. 3, 2010.

VELICHKO, A.; HOLZAPFEL, C.; MUECKLICH, F. 3D characterization of graphite morphologies in cast iron. **Advanced Engineering Materials**, v. 9, n. 1-2, p. 39-45, 2007.

VISWANATHAN, S. *et al.* **ASM Handbook**, Volume 15, Casting. ASM International. Estados Unidos, 2008.

VOIGT, R.C.; MARWANGA, R. O.; COHEN, P. H. **Machinability of gray iron—mechanics of chip formation**. International Journal of Cast Metals Research, v. 11, n. 6, p. 567-572, 1999.

WANG, Q.C.; NA, Q.L.; CHEN, M.; LIU, G.; ZHANG, Y.S. Experimental study on turning of alloy cast iron with coated and uncoated tools. *In: Advanced Materials Research. Trans Tech Publications*, p. 265-270, 2010.

WANG, G.; CHEN, X.; LI, Y.; LIU, Z. Effects of inoculation on the pearlitic gray cast iron with high thermal conductivity and tensile strength. **Materials**, v. 11, n. 10, p. 1876, 2018.

WANG, G. Q.; CHEN, X.; LI, Y. X.; LIU, Y.; ZHANG, H. W.; LIU, Z. L. Effects of alloying elements on thermal conductivity of pearlitic gray cast iron. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 26, n. 9, p. 1022-1030, 2019.

WENBIN, Z.; HONGBO, Z.; DENGKE, Z.; HONGXING, Z.; QIN, H.; QIJIE, Z. Niobium alloying effect in high carbon equivalent grey cast iron. **Research and Development**, p. 36-40, 2011.

WOOD, I. G.; VOČADLO, L.; KNIGHT, K. S.; DOBSON, D. P.; MARSHALL, W. G.; PRICE, G. D.; BRODHOLT, J. Thermal expansion and crystal structure of cementite, Fe₃C, between 4 and 600 K determined by time-of-flight neutron powder diffraction. **Journal of Applied Crystallography**, v. 37, n. 1, p. 82-90, 2004.

ZHANG, J.T.; REN, F.Z. Study on the Influences on Microstructure and Properties of High-Strength Grey Cast Iron in Addition to Alloying Elements Nb. *In: Advanced Materials Research. Trans Tech Publications*, p. 221-224, 2013.

ZHENG, H.; LIU, K. **Machinability of Engineering Materials**. Handbook of Manufacturing Engineering and Technology, p. 1–34, 2013.

ZHOU, W.; ZHU, H. Application of Niobium to High Thermal Conductivity Cast Iron Brake Disc. **Modern Cast Iron**, v. 2, 2011.

ZHOU, W. B.; ZHENG, D. K.; HUA, Q.; ZHAI, Q. J. Application of Niobium to High Carbon Equivalent Gray Cast Iron Brake Discs. **Foundry**, n. 3, p. 35, 2010.

YAN, Y. S.; SUN, X. L.; ZHU, H. B.; HUA, Q.; ZAI, Q. J. Influence of Nb on Phase Transition Temperature of Gray Irons. **Modern Cast Iron**, n. 2, p. 7, 2011.

YİĞİT, R.; FINDIK, F.; CELIK, E. Performance of multilayer coated carbide tools when turning cast iron. **Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences**, v. 33, n. 3, p. 147-158, 2010.

YILMAZ, B.; KARABULUT, Ş.; GÜLLÜ, A. Performance analysis of new external chip breaker for efficient machining of Inconel 718 and optimization of the cutting parameters. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 32, p. 553-563, 2018.

Anexo A- Valores da Literatura

A.1- Composições químicas de discos de freios encontrados no mercado europeu.

Fonte	Elemento de liga, em massa (%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni
Audi-VW	2,8 – 3,4	1,8 – 2,8	0,3 – 1,0	≤ 0,25	≤ 0,1	0,3	0,8		0,25
BMW (1)	3,1 – 3,4	1,8 – 2,2	0,7 – 0,9	≤ 0,12	≤ 0,12	0,1 – 0,15	-		
BMW (2)	3,2 – 3,4	1,9 – 2,2	0,7 – 0,9	≤ 0,09	≤ 0,1	0,2 – 0,4	-		
BMW (3)	3,7 – 3,9	1,8 – 2,2	0,6 – 0,8	≤ 0,1	≤ 0,12	≤ 0,12	≤ 0,25	≤ 0,1	
DAF	3,4 – 3,6	2,0 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,15	≤ 0,1	0,25 – 0,35	0,5 – 0,75	0,4 – 0,6	
Daimler Benz (1)	3,2 – 3,6	1,9 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,25	≤ 0,08	-	-	≤ 0,6	
Daimler Benz (2)	3,7 – 3,9	1,8 – 2,2	0,6 – 0,9	≤ 0,1	≤ 0,12	0,4 – 0,6	≤ 0,25	0,4 – 0,6	1,2 – 1,4
Ford	3,1 – 3,4	2,0 – 2,3	0,6 – 0,9	≤ 0,3	≤ 0,13	0,15 – 0,35	-	-	0,15 – 0,3
Girling	3,1 – 3,4	2,0 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,15	≤ 0,15	-	-	-	
Jaguar	3,5 – 3,7	1,9 – 2,4	0,6 – 0,8	≤ 0,15	≤ 0,15	≤ 0,15	≤ 0,80	≤ 0,05	≤ 0,10
MAN	3,2 – 3,6	1,9 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,25	≤ 0,08	-	-	-	
Opel (1)	3,0 – 3,4	1,9 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,35	≤ 0,12	-	-		
Opel (2)	3,0 – 3,4	1,9 – 2,4	0,6 – 0,9	≤ 0,1	≤ 0,1	0,25 – 0,4	-	0,35 – 0,45	≤ 0,2
Porsche	3,3 – 3,5	1,9 – 2,1	0,7 – 0,9	≤ 0,12	≤ 0,12	0,15 – 0,25	-	0,35 – 0,50	0,4 – 0,6
Renault	3,2 – 3,5	2,0 – 2,3	0,7 – 0,9	≤ 0,1	≤ 0,18	-	-		
Rover	3,3 – 3,5	2,0 – 2,3	0,7 – 0,9	≤ 0,1	≤ 0,12	0,10 – 0,30	0,75 – 0,95		≤ 0,25

Fonte: Serbino (2005).

A.2- Apresentação de diversos ferros fundidos aplicados ou especificados para discos de freios, seus valores de CE, dureza e tensões limite de resistência por tração.

Autor(es)	Nomenclatura	CE (calculado conforme Equação 2.1)	Dureza (Brinell e Vickers)	σ_{LR} (MPa)
Serbino (2005)	Fundição <i>Tupy Ltda</i> (<i>Volkswagen</i> do Brasil, peça nº 6QE 615 301 A)	4,08	Superfície: 215 – 234 HB Núcleo: 200 - 220	Pista: 289-300 Cubo: 226-238
Meurer, Bochs e Guesser (2007)	FC250	4,28	230 ± 3 HB 314 ± 15 HV	266
	FC250Ti:	4,17	225 ± 3 HB 330 ± 19 HV	242
Vadiraj e Tiwari (2015)	Amostra Base	3,80	210 HB	243
	Amostra S1	4,23	170 HB	199
	Amostra S2	4,21	170 HB	196
	Amostra S3	4,39	179 HB	206
Hanna (2011)	Disco de referência	4,28		147 ± 8
	Disco 15	4,24		130 ± 4
	Disco 16	4,30	Não analisou	128 ± 3
	Disco 17	4,16		165 ± 3
Mohrbacher e Zhai (2011)	<i>Mercedes-Benz</i> (especificação DBL4007)	4,3 a 4,7	180 ± 20 HB	150 (mínimo)
	<i>ShangHai Huizhong Automotive Manufacturing Co</i> (especificação <i>Volkswagen</i> VW TL011-2001)	2,8 a 3,4	220 ± 25 HB	262
	<i>Rover 75</i> (especificação <i>Volkswagen</i> VW TL048)	Aumentar para 4,4	150-200 HB	150-250

Fonte: a autora (2021).

Apêndice A – Valores experimentais

A.1 Força de Usinagem e Componentes

Material da Peça	Geometria do QC	v_c (m.min ⁻¹)	f (mm.rev ⁻¹)	F_u (N)	F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)	Ordem
FC 0,02% Nb	GH	240	0,25	694,64	611,65	297,36	141,39	1
FC 0,02% Nb	GH	240	0,5	884,44	794,94	296,79	249,44	2
FC 0,02% Nb	GH	360	0,25	678,26	587,16	304,21	150,79	3
FC 0,02% Nb	GH	360	0,5	910,41	829,31	303,25	221,64	4
FC 0,02% Nb	GH	480	0,25	677,67	576,21	311,64	173,51	5
FC 0,02% Nb	GH	480	0,5	921,43	847,13	334,24	140,31	6
FC 0,02% Nb	GH	240	0,25	589,86	488,45	292,36	154,53	25
FC 0,02% Nb	GH	240	0,5	987,58	871,96	347,82	306,63	26
FC 0,02% Nb	GH	360	0,25	653,88	555,42	302,84	165,38	27
FC 0,02% Nb	GH	360	0,5	970,79	853,15	351,29	301,94	28
FC 0,02% Nb	GH	480	0,25	639,17	547,28	290,72	156,53	29
FC 0,02% Nb	GH	480	0,5	960,08	846,33	326,47	314,48	30
FC 0,23% Nb	GH	240	0,25	713,20	617,66	314,50	168,03	7
FC 0,23% Nb	GH	240	0,5	1025,73	855,00	336,31	456,06	8
FC 0,23% Nb	GH	360	0,25	713,58	609,81	331,32	165,99	9
FC 0,23% Nb	GH	360	0,5	1061,94	897,60	422,14	379,25	10
FC 0,23% Nb	GH	480	0,25	645,67	535,75	286,72	218,31	11
FC 0,23% Nb	GH	480	0,5	985,71	880,12	390,96	210,17	12
FC 0,23% Nb	GH	240	0,25	672,92	581,23	298,49	160,94	31
FC 0,23% Nb	GH	240	0,5	1032,84	897,08	336,74	385,51	32
FC 0,23% Nb	GH	360	0,25	655,27	558,31	288,06	186,27	33
FC 0,23% Nb	GH	360	0,5	940,69	845,46	348,22	221,00	34
FC 0,23% Nb	GH	480	0,25	645,85	547,44	282,81	193,53	35
FC 0,23% Nb	GH	480	0,5	946,35	863,16	324,26	213,05	36
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	712,43	615,42	317,53	167,31	13
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	1096,50	909,30	389,85	472,75	14
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	698,13	583,61	337,69	180,96	15
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	1055,75	908,88	370,77	388,69	16
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	662,01	556,61	321,39	158,57	17
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	998,76	876,33	381,83	289,45	18
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	744,77	636,02	338,85	187,99	37
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	1104,18	924,200	403,620	449,620	38
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	788,61	697,92	322,02	176,37	39
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	1085,78	928,93	376,50	417,44	40
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	705,44	602,33	320,34	179,50	41
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	996,28	881,84	378,18	268,15	42
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	763,35	665,40	333,57	169,35	19
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	1045,84	881,45	422,38	372,04	20
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	673,11	562,93	324,14	176,41	21
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	1009,75	892,54	348,71	318,39	22
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	686,55	583,55	324,98	158,79	23
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	991,16	916,08	341,44	163,12	24
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	587,24	498,10	261,61	168,27	43
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	1008,07	884,44	344,21	339,83	44
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	676,32	573,45	310,62	179,10	45
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	1027,15	883,62	371,75	368,85	46
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	659,63	552,40	307,43	188,30	47
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	1004,90	900,57	374,93	241,31	48

A.2 Temperatura do Cavaco e Rugosidade

Material da Peça	Geometria do QC	v_c (m.min ⁻¹)	f (mm rev ⁻¹)	Temperatura do cavaco (°C)	Rugosidade (R_a) (μm)	Rugosidade (R_t) (μm)
FC 0,02% Nb	GH	240	0,25	484,62	2,20	18,33
FC 0,02% Nb	GH	240	0,5	547,72	4,80	28,33
FC 0,02% Nb	GH	360	0,25	545	2,00	15,67
FC 0,02% Nb	GH	360	0,5	576,71	5,13	32,67
FC 0,02% Nb	GH	480	0,25	580,98	2,40	23,00
FC 0,02% Nb	GH	480	0,5	601,54	5,00	46,00
FC 0,02% Nb	GH	240	0,25	479,05	2,80	30,67
FC 0,02% Nb	GH	240	0,5	542,47	5,73	43,33
FC 0,02% Nb	GH	360	0,25	532,49	2,43	26,00
FC 0,02% Nb	GH	360	0,5	574,9	5,27	33,00
FC 0,02% Nb	GH	480	0,25	565,48	2,47	30,00
FC 0,02% Nb	GH	480	0,5	597,8	5,13	37,00
FC 0,23% Nb	GH	240	0,25	487,96	1,67	21,67
FC 0,23% Nb	GH	240	0,5	561,33	4,87	41,00
FC 0,23% Nb	GH	360	0,25	549,75	1,67	14,33
FC 0,23% Nb	GH	360	0,5	585,03	4,67	45,00
FC 0,23% Nb	GH	480	0,25	577,87	2,23	21,67
FC 0,23% Nb	GH	480	0,5	607,2	4,13	30,67
FC 0,23% Nb	GH	240	0,25	476,99	2,86	25,87
FC 0,23% Nb	GH	240	0,5	550,79	4,80	36,53
FC 0,23% Nb	GH	360	0,25	529,4	2,66	34,85
FC 0,23% Nb	GH	360	0,5	579,12	4,33	30,87
FC 0,23% Nb	GH	480	0,25	563,24	2,31	27,27
FC 0,23% Nb	GH	480	0,5	594,5	3,73	38,00
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	489,79	2,53	25,67
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	570,93	4,73	31,67
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	539,45	2,40	24,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	592,93	4,80	33,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	567,88	2,33	24,00
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	608,63	4,20	29,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	496,05	2,60	22,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	569,58	5,47	41,67
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	543,73	2,40	24,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	593,91	5,13	37,33
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	574,13	2,87	29,67
FC 0,23% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	604,1	5,47	34,00
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	497,33	2,60	35,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	564,26	5,53	35,00
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	534,27	2,13	20,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	588,75	5,27	27,33
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	570,81	2,73	32,00
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	604,54	4,93	28,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,25	490,8	2,53	24,33
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	240	0,5	564,75	5,13	36,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,25	538,02	3,00	32,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	360	0,5	593,17	4,67	33,33
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,25	574,1	3,47	34,67
FC 0,02% Nb	<i>Flat Top</i>	480	0,5	604,48	5,07	38,00