



Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais



**Dissertação de Mestrado**

**Anderson Edson da Silva**

**DESENVOLVIMENTO, CARACTERIZAÇÃO E USINABILIDADE DO FERRO  
FUNDIDO BRANCO ALTO CROMO ENDURECIDO COM E SEM ADIÇÃO DE  
NIÓBIO**

**Belo Horizonte  
Agosto de 2019**

Anderson Edson da Silva

**Desenvolvimento, caracterização e usinabilidade do ferro fundido branco alto cromo endurecido com e sem adição de nióbio**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva

Belo Horizonte  
Agosto de 2019

S586d Silva, Anderson Edson da.  
Desenvolvimento, caracterização e usinabilidade do ferro fundido branco alto cromo endurecido com e sem adição de nióbio / Anderson Edson da Silva. – 2019.  
148 f. : il.

Orientador: Leonardo Roberto da Silva

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2019.  
Bibliografia.

1. Torneamento. 2. Metais - Usinabilidade. 3. Ferro Fundido. 4. Nióbio. 5. Desgaste dos materiais. I. Silva, Leonardo Roberto da. II. Título.

CDD: 620.1122



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS  
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

*DISSERTAÇÃO DE MESTRADO*  
*“DESENVOLVIMENTO, CARACTERIZAÇÃO E*  
*USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO BRANCO ALTO*  
*CROMO ENDURECIDO COM E SEM ADIÇÃO DE*  
*NIÓBIO”*

Autor: Anderson Edson da Silva

Orientador: Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva (ORIENTADOR)  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG

Profª. Drª. Ivete Peixoto Pinheiro Silva  
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Luis Henrique Andrade Maia  
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC MINAS)

Belo Horizonte, 13 de Agosto de 2019.

## AGRADECIMENTOS

Embora não possa agradecer a todos a quem devo, destaco alguns agradecimentos:

A Deus, pela saúde, determinação e perseverança que não me deixaram desistir, mesmo nos momentos de grandes dificuldades.

Aos meus pais e familiares, que estavam comigo em todos os momentos, bons e difíceis, e que são o motivo maior que me possibilitou concluir este trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Leonardo Roberto da Silva, que esteve sempre presente, apoiando, tirando dúvidas e me orientando em todos os momentos.

A todos os professores do curso de Mestrado em Engenharia de Materiais do CEFET, pela motivação e incentivo.

Ao amigo Ismael Nogueira Rabelo de Melo e à professora Ivete Peixoto Pinheiro, pelas constantes discussões e motivações para execução do trabalho.

À CBMM, pelo incentivo e doação do nióbio para realização do trabalho.

A cada um dos professores e colegas de trabalho do DEMAT, que me apoiaram para o desenvolvimento do meu trabalho, direta e indiretamente.

Ao diretor do SENAI Itaúna CETEF, Pedro Paulo Drumond, e ao supervisor Carlos Alberto pelo apoio, incentivo e disponibilização de infraestrutura, contribuindo de forma decisiva na elaboração do trabalho.

Ao analista Diego Alexandre pelo desenvolvimento do projeto de fundição, ao instrutor Júnio Fonte Boa pela elaboração do modelo e aos técnicos Trajano e Helton pela elaboração dos moldes e auxílio na fusão do material.

À equipe de pesquisa do SENAI Itaúna CETEF, em especial ao Denílson José do Carmo e Wendel de Carvalho Torres, pelo auxílio na parte de fundição.

Aos amigos e companheiros do SENAI, principalmente aos colegas dos laboratórios de preparação de amostras, laboratório de análises metalográficas e MEV, laboratório mecânico e químico, laboratório de areias e aos colegas das oficinas de fundição e mecânica, que estiveram sempre presentes e ajudaram muito para que o objetivo final fosse alcançado.

A Sandvik, em especial na pessoa de Aldeci Santos, pela doação de parte das ferramentas utilizadas neste trabalho.

Ao Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Bueno e ao técnico de laboratório Samuel Barbosa Lima do DEMET da UFMG por disponibilizar o laboratório de Raios X para realização do ensaio de DRX.

A todos os outros amigos, colegas, parceiros de turma, que ajudaram de alguma forma para elaboração deste trabalho...

## RESUMO

O Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC) é um tipo especial de ferro fundido que recebe adições de elementos de liga. O FFBAC recebe adições de até 30% de cromo, segundo norma *American Society for Testing Materials (ASTM) A 532*, conferindo a este material uma alta resistência ao desgaste e corrosão. O FFBAC é utilizado em ambientes de regime severo de desgaste, se mostrando como um dos materiais com melhor relação custo-benefício para este tipo de regime. A mineração é um exemplo de aplicação deste material em peças como placas de desgaste e bombas de polpa de minério. Pesquisas realizadas adicionando nióbio a esta liga obtiveram resultados positivos, aumentando a resistência ao desgaste com inserções de percentagens de massa entre 0,5% e 1% de nióbio em peso. O FFBAC é considerado um material de difícil usinabilidade em função do alto teor de carbonetos, que associados a matriz, formam uma microestrutura rígida e de alta dureza. O material utilizado na pesquisa foi desenvolvido pelo processo de fundição e posteriormente caracterizado, visto que não é um material comercial e que o conhecimento da sua microestrutura e suas propriedades são importantes para avaliar as características deste material em relação a sua usinabilidade. A usinabilidade foi analisada no material com e sem adição de nióbio no processo de torneamento, variando-se os parâmetros de corte: velocidade de corte; avanço e condição de corte a seco e lubri-refrigerado. Os parâmetros de saída analisados foram: vida das ferramentas; rugosidade e mecanismos de desgaste. A adição de nióbio provocou redução da fração volumétrica de carbonetos, redução de dureza, refinamento da microestrutura e contribuiu de forma positiva na usinabilidade do FFBAC. O aumento da velocidade de corte impacta fortemente na redução de vida das ferramentas de corte. O aumento do avanço possibilitou maior volume de material removido, tendo baixo impacto sobre a vida das ferramentas. De maneira geral, a utilização de fluido de corte proporcionou melhor desempenho na rugosidade e na vida das ferramentas de corte, tendo influência na redução do mecanismo de desgaste por abrasão.

**Palavras chave:** Torneamento. Metais - Usinabilidade. Ferro Fundido. Nióbio. Desgaste dos materiais.

## ABSTRACT

High Chromium White Cast Iron (HCWCI) is a special type of cast iron that receives alloying element additions. HCWCI receives additions of up to 30% chromium according to the American Society for Testing Materials (ASTM) A 532 standard, giving this material a high wear and corrosion resistance. HCWCI is used in harsh wear environments and is one of the most cost-effective materials for this type of wear. Mining is an example of applying this material to parts such as wear plates and ore slurry pumps. Research on adding niobium to this alloy has yielded positive results, increasing wear resistance with insertions of mass percentages between 0.5% and 1% niobium by weight. HCWCI is considered a material that is difficult to machine due to the high carbide content, which associated with the matrix form a rigid and high hardness microstructure. The material used in the research was developed by the casting process and later characterized, since it is not a commercial material and the knowledge of its microstructure and its properties are important to evaluate the characteristics of this material in relation to its machinability. The machinability was analyzed in the material with and without niobium addition in the turning process, varying the cutting parameters: cutting speed; advance and condition of dry and lubricated cooling. The output parameters analyzed were: tool life; roughness and wear mechanisms. The addition of niobium caused reduction of the carbide volume fraction, hardness reduction, microstructure refinement and positively contributed to the HCWCI machinability. Increasing cutting speed has a strong impact on cutting tool life. Increased feed rate allowed for greater volume of material removed, with low impact on tool life. In general, the use of cutting fluid provided better performance in the roughness and life of cutting tools, influencing the reduction of the abrasion wear mechanism.

**Keywords:** Turning. Metals - Machinability. Cast iron. Niobium. Wear of materials.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação entre a tenacidade e a dureza de materiais tipicamente utilizados na mineração.....	24
Figura 2 - Colônias eutéticas de carbonetos em forma de bastões cilíndricos. ....	25
Figura 3 - Colônia eutética .....	26
Figura 4 - Microestrutura do FFBAC .....	27
Figura 5 - Visão 2D da superfície metaestável liquidus do FFBAC .....	28
Figura 6 - Microestrutura de um FFBAC com 0,476% de Nb apresentando carbonetos de nióbio (NbC) .....	30
Figura 7 - Perda de massa em função da porcentagem de nióbio. ....	31
Figura 8 - Carbonetos de nióbio (NbC) compactos e não-compactos.....	32
Figura 9 - Relação entre taxas de desgaste x FVC x austenita retida.....	33
Figura 10 - FFBAC com matriz austenítica. ....	35
Figura 11 - FFBAC com matriz martensítica. ....	35
Figura 12 - Matriz com carbonetos secundários após desestabilização da austenita. ....	36
Figura 13 - Dureza da martensita e percentual de austenita retida em função da temperatura de tratamento térmico. ....	38
Figura 14 - Dureza em função da temperatura e porcentagem de Cr. ....	39
Figura 15 - Relação entre sulcos e carbonetos .....	45
Figura 16 - Carbonetos fragmentados.....	48
Figura 17 - Vida útil das ferramentas .....	49
Figura 18 - Quebra .....	52
Figura 19 - Trincas térmicas.....	52
Figura 20 - Lascamento fora da zona de corte.....	53
Figura 21 - Lascamento na aresta.....	54
Figura 22 - Deformação plástica da aresta de corte.....	54
Figura 23 - Áreas de desgaste de uma ferramenta de corte .....	55
Figura 24 - Parâmetros para medição de desgaste em ferramentas de corte. ....	56
Figura 25 - Comportamento do desgaste de ferramentas de corte em função do tempo .....	57
Figura 26 - Desgaste de flanco .....	58
Figura 27 - Desgaste tipo entalhe .....	59

Figura 28 - Desgaste de cratera.....	60
Figura 29 - Desgaste por abrasão em uma ferramenta de pcBN.....	61
Figura 30 - Desgaste por adesão e abrasão em uma ferramenta de pcBN.....	62
Figura 31 - Aresta postiça de corte.....	63
Figura 32 - Mecanismo de desgaste em função da temperatura.....	64
Figura 33 - Classificação da integridade superficial.....	66
Figura 34 - Cálculo da rugosidade teórica.....	67
Figura 35 - Desvio aritmético médio (Ra) ao final da vida das ferramentas.....	68
Figura 36 - Desvio aritmético médio (Ra) em função da dureza e desgaste de flanco.....	69
Figura 37 - Procedimentos experimental.....	70
Figura 38 - Identificação das amostras e corpos de prova.....	71
Figura 39 - Identificação dos testes de usinabilidade.....	72
Figura 40 - Modelo de corpo de prova para teste de usinabilidade.....	73
Figura 41 - Modelo de fundição dos corpos de prova em madeira.....	74
Figura 42 - Molde para fundição dos corpos de prova, caixa inferior.....	74
Figura 43 - Molde para fundição dos corpos de prova, caixa superior.....	75
Figura 44 - Granulometria a laser.....	76
Figura 45 - Sucata de rotor de bomba de FFBAC III-A utilizada como matéria prima.....	76
Figura 46 - Retirada do metal do forno.....	77
Figura 47 - Vazamento de metal no molde.....	78
Figura 48 - Molde preenchido com metal em fase de resfriamento.....	78
Figura 49 - Corpos de prova após desmoldagem e jateamento de granalha.....	79
Figura 50 - Peças dentro do forno para tratamento térmico.....	80
Figura 51 - Peças após tratamento térmico de recozimento.....	80
Figura 52 - Faceamento dos corpos de prova na pré-usinagem.....	81
Figura 53 - Dispositivo para fixação dos corpos de prova na pré-usinagem do diâmetro externo.....	82
Figura 54 - Corpos de prova fixos no dispositivo.....	82
Figura 55 - Disposição dos corpos de prova para tratamento térmico.....	83
Figura 56 - Corpos de prova em fase de resfriamento.....	84
Figura 57 - Porta ferramenta utilizado nos experimentos e usinabilidade.....	87
Figura 58 - Sistema de fixação nos testes de usinabilidade.....	89

Figura 59 - Sistema de lubri-refrigeração primário e secundário utilizado.....	90
Figura 60 - Dureza das ligas com e sem adição de nióbio.....	94
Figura 61 - Dureza em função da profundidade da liga com e sem adição nióbio....	95
Figura 62 - Amostras das ligas sem tratamento térmico .....	97
Figura 63 - Mapeamento químico da liga sem adição nióbio e sem tratamento térmico .....	97
Figura 64 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio e sem tratamento térmico .....	98
Figura 65 - Amostras das ligas após recozimento.....	99
Figura 66 - Mapeamento químico da liga sem adição nióbio recozida.....	99
Figura 67 - Mapeamento químico da liga com adição nióbio recozida.....	100
Figura 68 - Amostras das ligas temperadas.....	101
Figura 69 - Mapeamento químico da liga sem adição de nióbio após têmpera .....	101
Figura 70 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio após têmpera .....	102
Figura 71 - Microestrutura das ligas temperadas e revenidas com e sem adição de nióbio .....	103
Figura 72 - Mapeamento químico com maior área de varredura da liga com nióbio temperada e revenida .....	104
Figura 73 - Morfologia das microestruturas das ligas temperadas e revenidas.....	105
Figura 74 - Mapeamento químico da liga sem adição de nióbio temperadas e revenidas .....	105
Figura 75 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio temperadas e revenidas .....	106
Figura 76 - Carboneto de nióbio.....	106
Figura 77 - Associação entre carbonetos de cromo e nióbio .....	107
Figura 78 - Fração volumétrica de carbonetos na liga com e sem adição de nióbio .....	108
Figura 79 - Difratometria de raios X .....	110
Figura 80 - Vida das ferramentas de corte .....	114
Figura 81 - Evolução do desgaste de flanco para avanço de 0,08 mm/rot.....	115
Figura 82 - Evolução do desgaste para avanço de 0,12 mm/rot .....	115
Figura 83 - Fratura na área de saída da ferramenta .....	121
Figura 84 - Lascamento na aresta de corte na usinagem do FFBAC com adição de nióbio ( $v_c = 100$ m/min., $f = 0,08$ mm/rot) com lubri-refrigeração.....	122

Figura 85 - Desvio aritmético médio - Ra .....	124
Figura 86 - Desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido para avanço de 0,08 mm/rot.....	125
Figura 87 - Desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido para avanço de 0,12 mm/rot.....	129
Figura 88 - Altura total do perfil (Rt) .....	130
Figura 89 - Altura total do perfil (Rt) em função do volume de material removido para avanço de 0,08 mm/rot.....	131
Figura 90 - Altura total do perfil (Rt) em função do volume de material removido para o avanço de 0,12 mm/rot.....	132
Figura 91 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 100 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.....	134
Figura 92 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 150 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.....	136
Figura 93 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 200 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.....	138
Figura 94 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 300 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.....	139
Figura 95 - Distância entre os sulcos em relação ao tamanho dos carbonetos .....	140

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) para os ferros fundidos resistentes ao desgaste.....	23
Tabela 2 - Parâmetros de corte na usinagem do ferro fundido branco alto cromo....	46
Tabela 3 - Composição das ferramentas de pcBN.....	46
Tabela 4 - Legenda de identificação das amostras.....	71
Tabela 5 - Parâmetros de usinagem .....	89
Tabela 6 - Composição química das ligas fundidas em peso (%). .....	93
Tabela 7 - Teste t da dureza entre as ligas e tratamentos térmicos.....	95
Tabela 8 - ANOVA da dureza das ligas com e sem adição de nióbio em função da profundidade .....	96
Tabela 9 - Teste t da FVC .....	109
Tabela 10 - Número de passes. ....	113

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	-	<i>American Society for Testing Materials</i> (Sociedade Americana para Testes de Materiais)
CBMM	-	Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração
cBN	-	<i>Cubic Boron Nitride</i> (Nitreto cúbico de Boro)
CETEF	-	Centro Tecnológico de Fundição
CNC	-	Comando Numérico Computadorizado
CVD	-	<i>Chemical Vapor Deposition</i> (Deposição Química de Vapor)
Fe-Nb	-	Ferro-Nióbio
FVC	-	Fração Volumétrica de Carbonetos
FFBAC	-	Ferro Fundido Branco Alto Cromo
HRC	-	Dureza Rockwell – Escala C
HV	-	Dureza Vickers
ISO	-	<i>International Organization for Standardization</i> (Organização Internacional de Normalização)
LAMAT	-	Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais
MEV	-	Microscópio Eletrônico de Varredura
pcBN	-	<i>Polycrystalline cubic Boron Nitride</i> (Nitreto cúbico de Boro policristalino)
PVD	-	<i>Physical Vapor Deposition</i> (Deposição Física de Vapor)
RBC	-	Rede Brasileira de Calibração

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\text{Al}_2\text{O}_3$	-	Óxido de Alumínio
$\text{AlCrN}$	-	Nitreto de Cromo-Alumínio
ap	-	profundidade de corte (mm)
f	-	Avanço (mm)
KT	-	Profundidade da Cratera (mm)
$\text{M}_7\text{C}_3$	-	Carboneto de Cromo
MgO	-	Óxido de Magnésio
NbC	-	Carboneto de Nióbio
Ra	-	Desvio aritmético médio ( $\mu\text{m}$ )
Rq	-	Desvio aritmético quadrático ( $\mu\text{m}$ )
Rt	-	Altura total do perfil ( $\mu\text{m}$ )
Rz	-	Altura máxima do perfil ( $\mu\text{m}$ )
TaC	-	Carboneto de Tântalo
TiC	-	Carboneto de Titânio
TiCN	-	Carbonitreto de Titânio
TiN	-	Nitreto de Titânio
TiAlN	-	Nitreto de Titânio-Alumínio
VB	-	Desgaste de flanco (mm)
$\text{VB}_B$	-	Desgaste de flanco médio (mm)
$\text{VB}_{B\text{máx}}$	-	Desgaste de flanco máximo (mm)

$VB_C$	-	Desgaste de ponta (mm)
$VB_N$	-	Desgaste de entalhe (mm)
$v_c$	-	Velocidade de corte (m/min)
WC	-	Carboneto de Tungstênio
$Y_2O_3$	-	Óxido de Ítrio
$\chi_r$	-	Ângulo de posição principal
$\chi_r'$	-	Ângulo de posição secundário
$\gamma_0$	-	Ângulo de saída
$\gamma_s$	-	Ângulo de inclinação

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO .....	17
2. JUSTIFICATIVA PARA A REALIZAÇÃO DO TRABALHO.....	19
3. OBJETIVOS .....	20
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
4.1. Ferro Fundido Branco.....	21
4.1.1. Ferro Fundido Branco Alto Cromo com adição de nióbio.....	28
4.1.2. Tratamento térmico dos Ferros Fundidos Brancos Alto Cromo .....	34
4.2. Usinabilidade em materiais de alta dureza .....	39
4.2.1. Ferramentas Cerâmicas.....	41
4.2.2. Ferramentas de Nitreto cúbico de Boro (cBN) .....	43
4.2.3. Usinagem do Ferro Fundido Branco Alto Cromo .....	44
4.2.4. Usinagem do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com adição de nióbio.....	50
4.3. Desgaste, avarias e vida das ferramentas de corte.....	50
4.3.1. Mecanismos de desgaste.....	61
4.4. Integridade superficial .....	65
4.4.1. Rugosidade .....	66
5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	70
5.1. Identificação das amostras .....	71
5.2. Geometria dos corpos de prova .....	72
5.2.1. Fundição dos corpos de prova .....	73
5.3. Tratamento térmico de recozimento .....	79
5.4. Pré-usinagem dos corpos de prova.....	81
5.5. Tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	83
5.6. Análise química .....	85
5.7. Pré-teste da usinabilidade .....	85

5.8.	Dureza.....	86
5.9.	Análise microestrutural.....	86
5.10.	Fração Volumétrica de Carbonetos (FVC).....	86
5.11.	Difratometria de Raios X (DRX).....	87
5.12.	Ferramenta e porta ferramenta.....	87
5.13.	Máquina ferramenta.....	88
5.14.	Ensaio de usinabilidade.....	88
5.15.	Mecanismos de desgaste.....	91
5.16.	Análise estatística.....	91
6.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	93
6.1.	Análise química.....	93
6.2.	Dureza.....	94
6.3.	Análise microestrutural.....	96
6.3.1.	Bruto de fusão.....	96
6.3.2.	Recozimento.....	98
6.3.3.	Tratamento térmico de têmpera e revenimento.....	100
6.4.	Fração Volumétrica de Carbonetos - FVC.....	108
6.5.	Análise estrutural – Difração de raios X.....	109
6.6.	Análise da usinabilidade do FFBC.....	112
6.6.1.	Vida da ferramenta.....	114
6.6.2.	Influência da velocidade de corte.....	116
6.6.3.	Influência do avanço.....	117
6.6.4.	Efeito da adição de nióbio.....	119
6.6.5.	Influência do fluido de corte.....	120
6.6.6.	Análise da rugosidade.....	124
6.6.6.1.	Desvio aritmético médio (Ra).....	124
6.6.6.2.	Altura total do perfil (Rt).....	130

6.6.7. Análise dos mecanismos de desgaste .....	133
7. CONCLUSÃO .....	142
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	144
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	145

## 1. INTRODUÇÃO

Os gastos provenientes do desgaste de peças e equipamentos são de grande representatividade em custos totais de produção dos mais diversos tipos de processos. Segundo Czichos e Habig (1992) *apud* Penagos (2016), o desgaste causa um custo de 1% a 6% do Produto Interno Bruto de países desenvolvidos, sendo que, embora o conhecimento acerca dos fatores controlando o desgaste dos materiais não esteja em sua totalidade concretizado, caso se aplique as informações disponíveis, poderia se evitar cerca de 20% destas perdas.

Um levantamento feito por Penagos (2016) revelou que muitos autores conseguiram ganhos consideráveis de resistência ao desgaste do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC) com inserções de 0,5% a 1% de nióbio (Nb). Estes ganhos projetam que o uso do nióbio como elemento de aumento de ganho na resistência ao desgaste deste material pode ser viável e, por isso, poderá ser muito utilizado nos próximos anos.

Boing (2010) destaca que componentes mecânicos sujeitos a desgaste devem possuir elevada dureza superficial (acima de 45 HRC), sendo comum utilizar operações de acabamento nestas peças por processos de usinagem por retificação, porém com o desenvolvimento de ferramentas cerâmicas e Nitreto cúbico de Boro policristalino (pcBN), o torneamento se tornou uma alternativa a retificação. O torneamento de materiais endurecidos é tipicamente utilizado em aços que possuem restrita fração volumétrica de carbonetos, o desafio de se usinar o FFBAC é principalmente sua alta fração volumétrica de carbonetos, que pode acarretar altas taxas de desgaste e avarias nas arestas de corte.

A literatura tem uma carência em relação a pesquisas de usinagem do FFBAC, apesar deste material ser muito utilizado principalmente em indústrias de mineração. A usinagem deste material tem sido pouco estudada, e pesquisas da usinagem deste material com acréscimo de nióbio são escassas na literatura. Com o desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte, com resistência ao desgaste na usinagem de materiais endurecidos, como é o caso do pcBN, a usinagem de materiais de alta dureza vem sendo amplamente estudada nos últimos anos.

Neste trabalho foi fundida e caracterizada uma liga FFBC endurecido com e sem adição de nióbio. Esta liga foi submetida ao torneamento com ferramentas de pcBN variando-se os parâmetros de velocidade de corte e avanço, na usinagem a seco e com utilização de fluido de corte. Este estudo incrementa pesquisas sobre a usinabilidade de materiais de alta dureza e com alta fração volumétrica de carbonetos, buscando alternativas na usinagem do FFBC em relação ao processo de retificação.

## **2. JUSTIFICATIVA PARA A REALIZAÇÃO DO TRABALHO**

A ausência de dados sobre a usinabilidade deste material na literatura, principalmente na condição endurecida, bem como a necessidade de estabelecer parâmetros e condições de corte para a execução da usinagem deste material, são motivadores para a execução deste trabalho. Estudos sobre a usinabilidade do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC) podem possibilitar a substituição de peças atualmente fabricadas com outros materiais, utilizadas em ambientes de desgaste, pelo FFBAC. A inserção de nióbio neste tipo de ferro fundido tem mostrado resultados promissores, principalmente na resistência ao desgaste a abrasão, podendo gerar avanços nos próximos anos.

Muitas peças de FFBAC são usadas com o acabamento proveniente da fundição, porém, se necessário rugosidade e tolerância dimensional e geométricas mais apertadas, surge a necessidade de se usinar estas peças. A usinagem do FFBAC atualmente é efetuada por processos abrasivos ou de forma empírica em oficinas de usinagem. Pesquisas na usinabilidade deste material com adição de nióbio são escassas, avanços nestes estudos podem facilitar a manufatura de peças na usinagem, além de auxiliar na aplicação deste material em novas áreas.

### 3. OBJETIVOS

Este trabalho visa o desenvolvimento, caracterização e avaliação da usinabilidade de uma liga de Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC) endurecido com e sem adição de nióbio. Para isso, os corpos de prova foram fundidos em uma liga conforme ASTM A 532 (1999) CLASSE III sem adição nióbio, e outra com adição de 0,5% de nióbio, possibilitando a análise da influência da adição de nióbio nos parâmetros avaliados.

Os objetivos específicos são:

- Caracterização microestrutural e dureza das ligas de FFBAC com e sem adição de nióbio.
- Estabelecer um material de ferramenta de corte para a usinagem desse tipo de material, em função dos parâmetros analisados.
- Avaliar a usinabilidade da liga de FFBAC em relação à velocidade de corte, avanço, acabamento superficial e adição do nióbio.
- Analisar a viabilidade da utilização de fluido de corte na usinagem do FFBAC.
- Caracterizar os mecanismos de desgaste das ferramentas de corte na usinagem do FFBAC.
- Estabelecer a influência dos carbonetos de cromo e de nióbio na usinagem FFBAC.

## **4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Esta revisão bibliográfica aborda temas relacionados com o Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC), ganhos de resistência ao desgaste por meio da adição de nióbio, usinabilidade dos materiais, torneamento de materiais de alta dureza, ferramentas de corte, mecanismos de desgaste e rugosidade.

### **4.1. Ferro Fundido Branco**

Os ferros fundidos resistentes ao desgaste possuem microestruturas e propriedades tão complexas quanto a mais exótica e avançada liga de engenharia. Esses materiais têm sido utilizados constantemente durante séculos, e centenas de artigos foram escritos sobre suas características metalúrgicas e comportamento de desgaste (LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

As peças resistentes ao desgaste têm grande aplicação na indústria, principalmente em minerações, onde a maioria dos componentes estão constantemente submetidos a desgastes durante a operação dos equipamentos. Entre alguns componentes de mineração, pode-se citar: bolas de moinho, martelos, mandíbulas e grelhas. Os ferros fundidos resistentes ao desgaste ocupam grande parte deste mercado, principalmente devido à possibilidade de obtenção de formas complexas e à boa resistência ao desgaste conseguida por esse tipo de material. Os ferros fundidos resistentes ao desgaste têm sido aprimorados, motivando a realização de constantes pesquisas, tanto na área de processamento do material como em manufatura, com o objetivo de se alcançar peças com desempenho superior, mesmo trabalhando em condições adversas (MELO; CARMO, 2001).

Os ferros fundidos brancos são conhecidos por terem alta dureza e elevada resistência ao desgaste abrasivo. Geralmente devido à alta dureza, possuem ductilidade comprometida. Sua utilização se baseia principalmente em aplicações em que o objetivo é dureza e resistência ao desgaste sem que, simultaneamente, seja necessária a ductilidade da peça (COLPAERT, 2008).

Diferentemente dos outros tipos de ferros fundidos, no ferro fundido branco existe um alto teor de carbonetos, este fato se explica pelo motivo de praticamente todo o

carbono se combinar na forma de  $Fe_3C$ , devido ao alto teor de carbonetos, geralmente denominados de cementitas, este material apresenta elevadas durezas e alta resistência ao desgaste. Em contrapartida, a usinabilidade do material fica comprometida mesmo com ferramentas de corte de alta performance (CHIAVERINI, 2012).

Segundo Melo e Carmo (2001), os ferros fundidos brancos podem ser fabricados com a utilização de elementos de liga. Em função da sua composição química, são classificados em dois grupos: os ferros brancos comuns onde não se tem elementos de liga e os ferros brancos ligados. Os ferros fundidos brancos ligados são subdivididos novamente em três categorias, sendo baixa, média e alta liga. A escolha de qual material utilizar está diretamente ligada à sua aplicação e às solicitações sofridas pelo componente, a partir destes dados, pode-se especificar entre as classes, qual material deve ser utilizado.

Melo e Carmo (2001) descreve que os ferros fundidos brancos resistentes ao desgaste podem ser divididos em dois grupos:

- Ferros fundidos brancos ligados com níquel (Ni) e cromo (Cr) (conhecidos como ferros Ni-Hard);
- Ferros fundidos brancos alto cromo.

De acordo com Melo e Carmo (2001), numa associação com a norma ASTM A 532 – Tabela 1, estes dois grupos podem ser relacionados com suas classes da seguinte forma: o primeiro grupo (Ni-Hard) corresponde à classe I e o segundo grupo corresponde às classes II e III definidas pela norma.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) para os ferros fundidos resistentes ao desgaste

Classe	Tipo	Designação	Carbono	Manganês	Silício	Níquel	Cromo	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre
I	A	Ni-Cr-Hc	2.8–3.6	2.0 máx	0.8 máx	3.3–5.0	1.4–4.0	1.0 máx	...	0.3 máx	0.15 máx
I	B	Ni-Cr-Lc	2.4–3.0	2.0 máx	0.8 máx	3.3–5.0	1.4–4.0	1.0 máx	...	0.3 máx	0.15 máx
I	C	Ni-Cr-GB	2.5–3.7	2.0 máx	0.8 máx	4.0 máx	1.0–2.5	1.0 máx	...	0.3 máx	0.15 máx
I	D	Ni-HiCr	2.5–3.6	2.0 máx	2.0 máx	4.5-7.0	7.0–11.0	1.5 máx	...	0.10 máx	0.15 máx
II	A	12 % Cr	2.0–3.3	2.0 máx	1.5 máx	2.5 máx	11.0–14.0	3.0 máx	1.2 máx	0.10 máx	0.06 máx
II	B	15 % Cr-Mo	2.0–3.3	2.0 máx	1.5 máx	2.5 máx	14.0–18.0	3.0 máx	1.2 máx	0.10 máx	0.06 máx
II	D	20 % Cr-Mo	2.0–3.3	2.0 máx	1.0–2.2	2.5 máx	18.0–23.0	3.0 máx	1.2 máx	0.10 máx	0.06 máx
III	A	25 % Cr	2.0–3.3	2.0 máx	1.5 máx	2.5 máx	23.0–30.0	3.0 máx	1.2 máx	0.10 máx	0.06 máx

Fonte: Norma ASTM A 532 (1999).

Entre esses dois grupos, os ferros fundidos alto cromo que correspondem às classes II e III possuem elevada resistência à abrasão e à corrosão, recebendo por isso atenção especial, e sendo amplamente utilizados na indústria, especialmente em condições severas em que ocorrem altas taxas de desgaste, como na mineração. A resistência ao desgaste é explicada pela microestrutura deste material, que combina uma fase dura (carbonetos) em uma matriz ferrosa. Geralmente a matriz utilizada é a martensítica, conseguida através de tratamentos térmicos. Esta matriz fornece uma resistência à abrasão superior, além de servir de suporte aos carbonetos. Como consequência da elevada dureza do material, os ferros fundidos alto cromo têm baixa resistência ao impacto e, portanto, sua aplicação se limita a situações onde os componentes não sofrem altos impactos que poderiam comprometer a peça. Geralmente, a tenacidade e a dureza se comportam de forma inversa dentro de um mesmo material, fazendo com que, de modo geral, peças de elevadas durezas tenham comportamento frágil (PENAGOS, 2016).

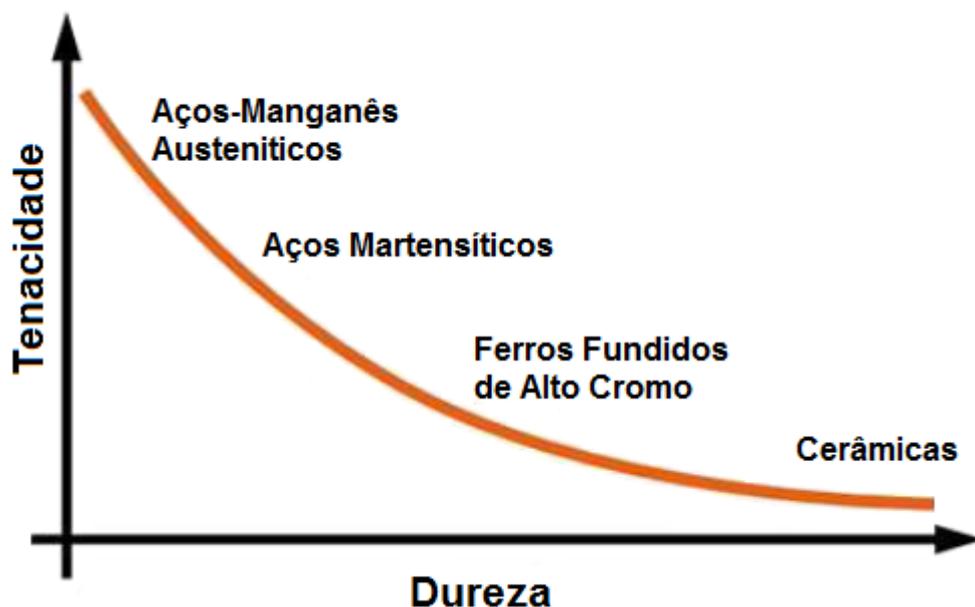
A classe de ferro fundido branco com o teor de cromo mais elevado, segundo a norma ASTM A 532 (1999), é a classe III que, é recomendada para situações de abrasão se o ambiente for altamente corrosivo (GUNDLACH, 1988).

Os FFBC são conhecidos por sua resistência ao desgaste abrasivo. No entanto, são esses mesmos carbonetos rígidos que tornam esses ferros propensos à baixa tenacidade e falhas catastróficas após o impacto. Consequentemente, a resistência à

abrasão e a tenacidade tendem a ser propriedades que caminham em sentidos opostos nos ferros fundidos resistentes ao desgaste (LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

Segundo Metso (2011), os FFBC são materiais de baixo custo, sendo uma boa escolha para muitas aplicações. A resistência ao desgaste é baseada nos carbonetos duros associados a uma matriz resistente, apesar da composição química poder ser alterada consideravelmente, os ferros fundidos de alto teor de cromo são comumente utilizados em aplicações de desgaste abrasivo. Na Figura 1 observa-se uma relação entre dureza e tenacidade, e a posição do FFBC em relação outros materiais utilizados na indústria de mineração.

Figura 1 - Relação entre a tenacidade e a dureza de materiais tipicamente utilizados na mineração.



Fonte: Adaptado de Metso (2011).

As propriedades do material podem ser modificadas a partir de tratamentos térmicos nas diferentes ligas de ferros fundidos brancos resistentes a abrasão. Frequentemente, tratamentos térmicos como a têmpera e o recozimento são realizados para alterar a microestrutura da matriz da liga e, conseqüentemente, a dureza (BOING, 2010).

O ferro fundido branco alto cromo possui elevada resistência ao desgaste, se tornando um material muito atraente para aplicações em ambientes agressivos, onde é necessária alta resistência à abrasão, erosão e corrosão. Exemplo de aplicações incluem volutas e rotores de bomba de polpa, trituradores, grelhas de trituradores, bombas de cascalho e dragas (GUTNICHENKO et al., 2017).

Conforme Laird, Gundlach e Rohrig, (2000), a reação eutética na formação dos FFBC forma colônias eutéticas que apresentam carbonetos na forma de cilindros dispersos no material, como pode ser observado na Figura 2. Uma colônia eutética de carbonetos de cromo do tipo  $M_7C_3$  (M = liga de ferro e cromo, C = carbono) juntamente com a austenita tem uma direção de crescimento dominante, assim durante a formação e crescimento destas colônias existe a formação bem definida de bastões cilíndricos de carbonetos no material.

Figura 2 - Colônias eutéticas de carbonetos em forma de bastões cilíndricos.

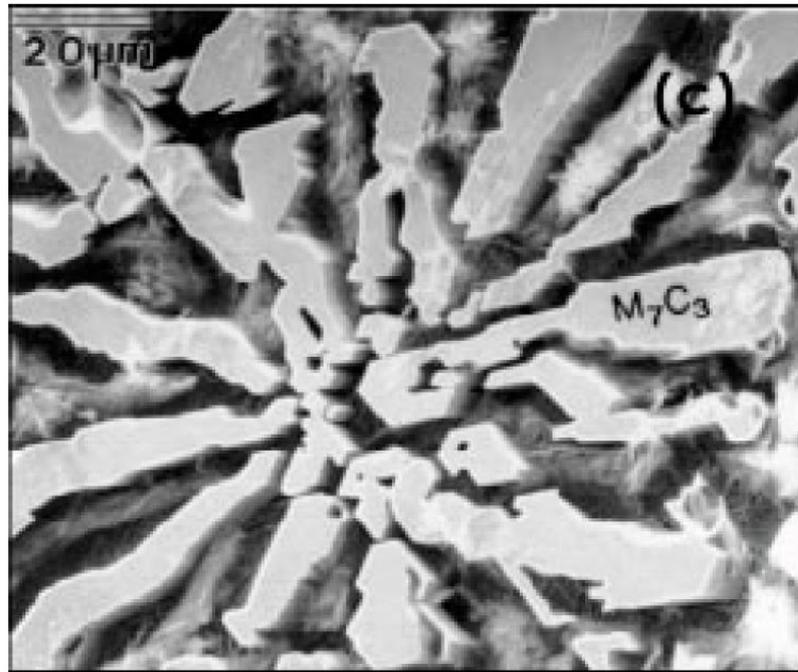


Fonte: Laird, Gundlach e Rohrig (2000).

Com um plano de observação com direção aproximadamente perpendicular a direção de crescimento dos bastões observados na Figura 2. Pode-se observar na Figura 3

uma única colônia eutética de carbonetos  $M_7C_3$  e o crescimento de forma cooperativa do eutético em uma única direção (LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

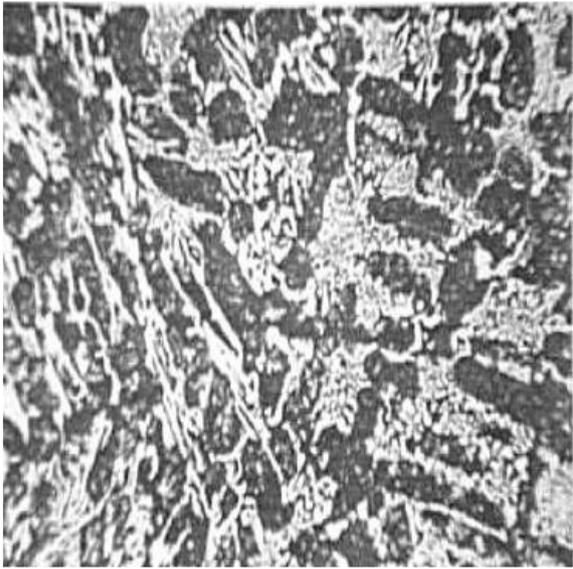
Figura 3 - Colônia eutética



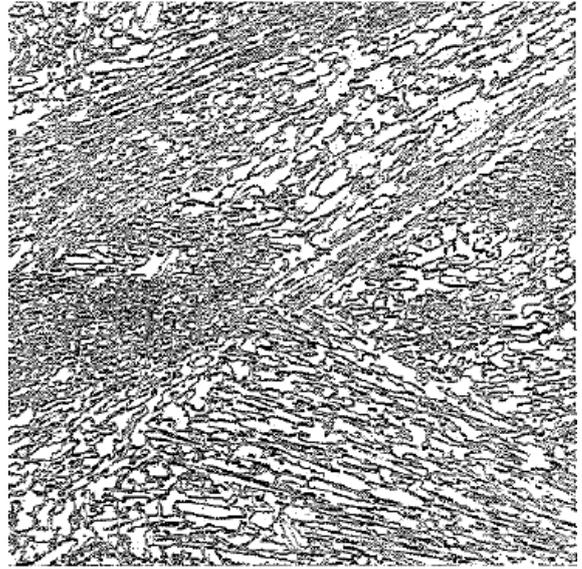
Fonte: Laird, Gundlach e Rohrig (2000).

Segundo Santos (2009), os FFBC podem apresentar microestrutura hipoeutética, eutética e hipereutética, que podem ser observadas nas Figuras 4, (a), (b) e (c). A ligas hipoeutéticas podem ser caracterizadas pela presença de dendritas de austenita como pode ser observado na Figura 4 (a), estas dendritas são envolvidas por um eutético formado basicamente por austenita e carbonetos, nas ligas eutéticas, Figura 4 (b), a estrutura é caracterizada por lamelas formadas pelo eutético, já na estrutura hipereutética pode-se notar a presença de grandes carbonetos primários hexagonais como pode-se observar na Figura 4 (c).

Figura 4 - Microestrutura do FFBC



(a) Hipoeutética - Ampliação de 150X



(b) Eutética - Ampliação de 150X



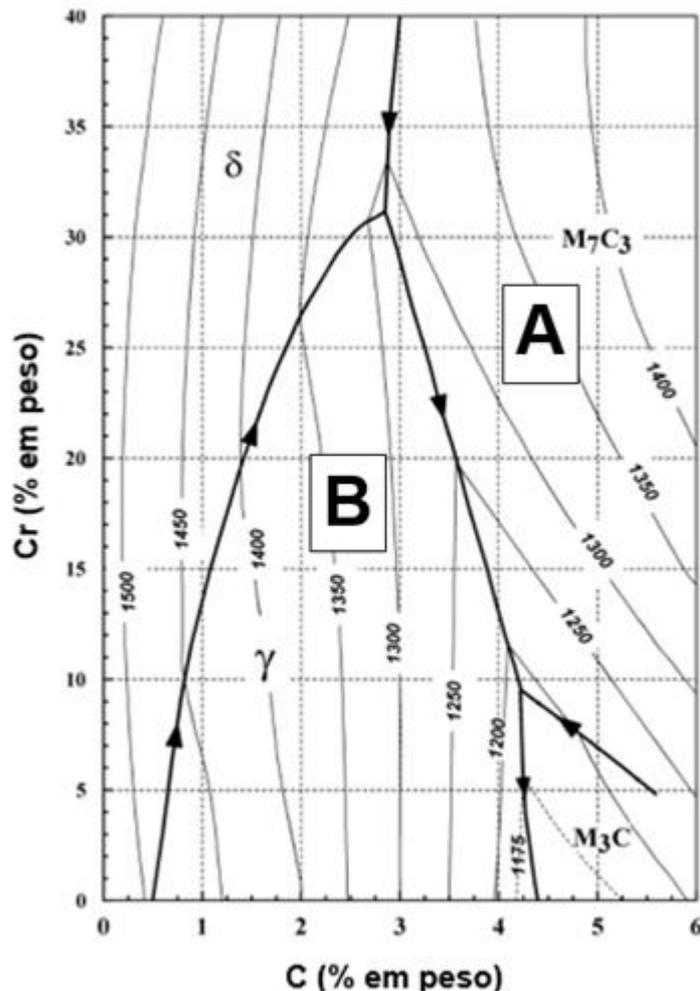
(c) Hipereutética - Ampliação de 150X

Fonte: Maratray e Usseglio-Nanot (1970)

Observa-se na Figura 5 a visão 2D da superfície metaestável liquidus do FFBC que identifica a microestrutura do FFBC em função de sua composição química no momento da solidificação, A região "A" caracteriza que a solidificação se inicia formando uma liga hipereutética em função da solidificação primária dos carbonetos  $M_7C_3$ , já a região "B" caracteriza que a solidificação se inicia formando uma liga hipoeutética pela solidificação primária da autenita, ligas situadas na fronteira entre

“A” e “B” se solidificam de forma eutética, onde a solidificação dos carbonetos e austenita ocorre de forma simultânea (LAIRD; GUNDLACH; ROHRIG, 2000).

Figura 5 - Visão 2D da superfície metaestável liquidus do FFBC



Fonte: Adaptado de Thorpe e Chicco (1985).

#### 4.1.1. Ferro Fundido Branco Alto Cromo com adição de nióbio

Segundo Pereira Júnior (2014), as maiores reservas mundiais de nióbio estão no Brasil, com 98% das reservas conhecidas, seguido por Canadá, Austrália, Egito, República Democrática do Congo, Groelândia, Rússia, Finlândia, Gabão, Tanzânia, dentre outros. O Brasil é também o maior produtor mundial do mineral, representando mais de 90% da produção mundial. O Brasil é alto suficiente e exporta praticamente 90% da sua produção para outros países. Os principais estados brasileiros produtores de nióbio são Minas Gerais e Goiás.

Conforme Silva (2001), o nióbio sofre a concorrência dos elementos vanádio, titânio, molibdênio, tungstênio e tântalo que, isoladamente ou combinados em certas proporções, podem conferir ao produto que os contém características próximas das obtidas com o nióbio. Em 1992, a Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM), desenvolveu um ferro liga (ferro-nióbio), especialmente para adição em aços e ferros fundidos e outras ligas metálicas, sendo que a microestrutura desse ferro liga facilita a dissolução do nióbio.

De acordo com Penagos (2016), para se elevar a resistência à abrasão dos FFAC, pode-se inserir no material elementos de liga. Tais elementos de liga podem modificar a matriz ou gerar novos carbonetos com dureza superior ao carboneto de cromo. Alguns exemplos de elementos que podem ser incorporados ao material são: níquel, titânio, vanádio, manganês, tungstênio, molibdênio, e nióbio entre outros.

[...] Existem vários trabalhos na literatura mostrando, com sucesso, o uso do nióbio para incrementar as propriedades tribológicas dos FFAC's (Savitskii et al. 1967, Savitskii et al. 1968, Shadrov et al. 1983, Guesser et al. 1989, Fiset et al. 1993, He-Xing et al. 1993, Mascia 2002, Zhi et al. 2008, Bouhamla et al. 2011, Chung et al. 2013, Filipovic et al. 2013, Filipovic et al. 2013, Correa et al. 2015). Esses trabalhos apresentam adições do nióbio em teores de até 12%, entretanto, algumas dessas pesquisas mostram ganhos muito importantes de resistência a abrasão com adições de nióbio em teores baixos (entre 0,5 e 1 % Nb); o que representa uma relação custo x benefício muito vantajosa[...] (PENAGOS, 2016, p. 29).

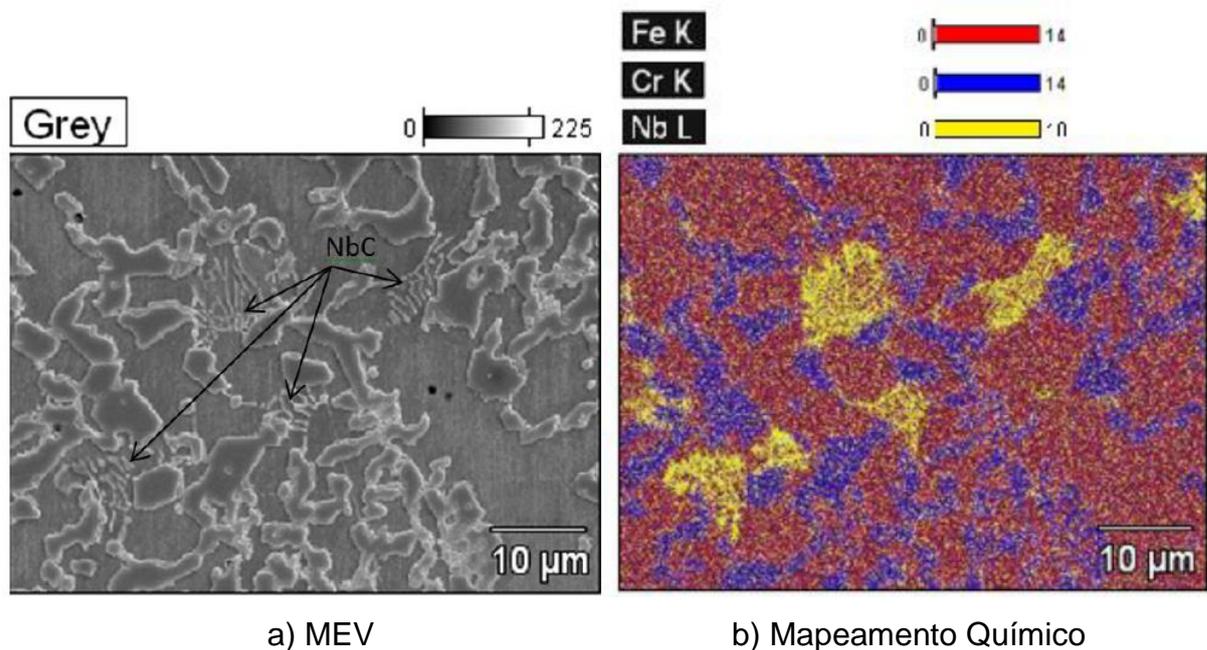
A inserção de nióbio em uma liga de ferro fundido branco alto cromo afeta o processo de solidificação, visto ter solubilidade muito baixa, tanto na austenita como no carboneto de cromo  $M_7C_3$ . Por isso, a grande maioria do nióbio inserido na liga resulta na formação carbonetos de nióbio (NbC), contribuindo na microestrutura tanto no aumento da dureza como no refinamento estrutural. O carboneto de nióbio pode contribuir com o aumento de resistência ao desgaste da liga, devido à sua morfologia e elevada dureza Vickers (2370 HV<sub>10</sub>). O refinamento da microestrutura também contribui para resistência ao desgaste, pois ajuda a proteger a matriz do ataque de partículas abrasivas (FILIPOVIC et al., 2013a)

Chung et al. (2013) adicionaram vanádio, nióbio, boro e molibdênio ao FFAC para avaliação do desempenho a resistência ao desgaste das ligas com a presença destes elementos. Entre as ligas estudadas, na condição pino sobre lixa, a liga contendo

nióbio resultou no melhor desempenho em relação às outras ligas estudadas, alcançando reduções de perda de peso de até 15 vezes em relação a liga base e cerca de 10 vezes melhor que uma liga semelhante eutética, sem adição de elementos de liga.

Melo, Guimarães e Pinheiro (2017), pesquisaram análise da dissolução do nióbio no FFBC, concluindo que o processo de simples adição de Fe-Nb em pó com granulometria média de 19,73  $\mu\text{m}$ , a temperaturas de  $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$ , gerava uma taxa de dissolução em torno de 90% após 10 minutos. Os carbonetos de nióbio dissolvidos desta forma apresentaram morfologia fina, ficando, porém, aglomerados e criando colônias de carbonetos de nióbio. Na Figura 6 pode-se observar uma microscopia eletrônica de varredura (MEV) (a) e um mapeamento químico (b) do FFBC com 0,476% de Nb.

Figura 6 - Microestrutura de um FFBC com 0,476% de Nb apresentando carbonetos de nióbio (NbC)

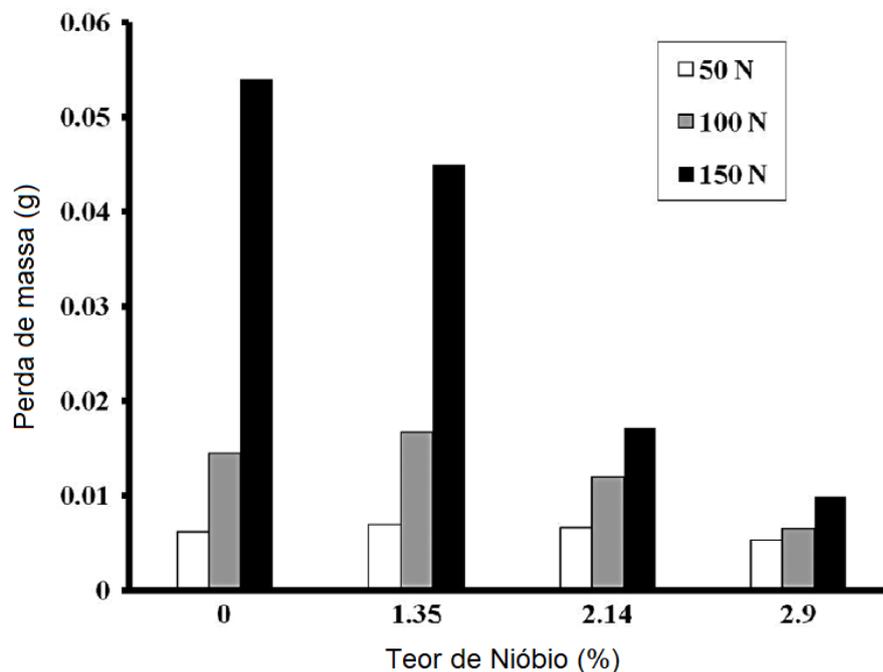


Fonte: Melo, Guimarães e Pinheiro (2017).

Ibrahim, El-Hadad, Mourad (2017) estudaram o efeito das adições de nióbio no FFBC hipoeutético com 2,2% de C e 16,5% de Cr. Os autores observaram que a morfologia dos carbonetos de nióbio se modificaram à medida que as porcentagens de nióbio no material mudaram, foi notado que à medida que o teor de nióbio cresce,

os carbonetos tendem a ficar menos alongados, transformando-se assim em carbonetos compactos. Como o carboneto de nióbio possui dureza superior ao carboneto de cromo, quando a fração volumétrica de carbonetos de nióbio aumentou no material, foi possível também notar que a dureza do material subiu. Notou-se também que as partículas de NbC atuam como núcleos de austenita proeutética, resultando no refinamento da estrutura. Na Figura 7 pode-se analisar os resultados obtidos pelos autores relacionando a perda de massa com a carga aplicada no ensaio; nota-se que a cargas baixas (50N) as perdas de massa foram semelhantes em todas as amostras, porém em cargas maiores (150N) o material com teores de nióbio mais elevado se mostrou muito mais resistentes à perda de massa. A resistência ao desgaste no material foi observada principalmente em desgastes de alta carga (150N). Já em situações de baixa carga, o fortalecimento da matriz não se mostrou eficiente para evitar a perda de massa.

Figura 7 - Perda de massa em função da porcentagem de nióbio.

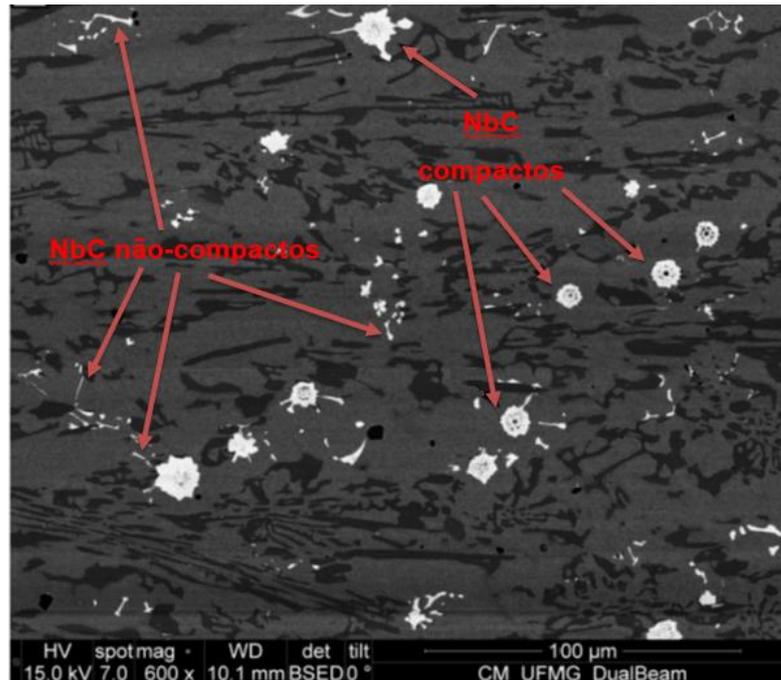


Fonte: Ibrahim, EI-Hadad, Mourad (2017).

Pacheco (2018) estudou uma liga de FFBC com adição de nióbio, usando neste caso uma adição de 2,35% de nióbio, o que provocou uma transformação da microestrutura de eutética para hipoeutética, e uma redução de 32% na fração volumétrica de carbonetos eutéticos na liga, resultado da precipitação dos carbonetos de nióbio.

Diferentemente de Melo, Guimarães e Pinheiro (2017), que encontraram apenas carbonetos de nióbio não compactos como mostra a Figura 6, Pacheco (2018) encontrou carbonetos compactos e não compactos como pode ser observado na Figura 8.

Figura 8 - Carbonetos de nióbio (NbC) compactos e não-compactos.



Fonte: Pacheco (2018).

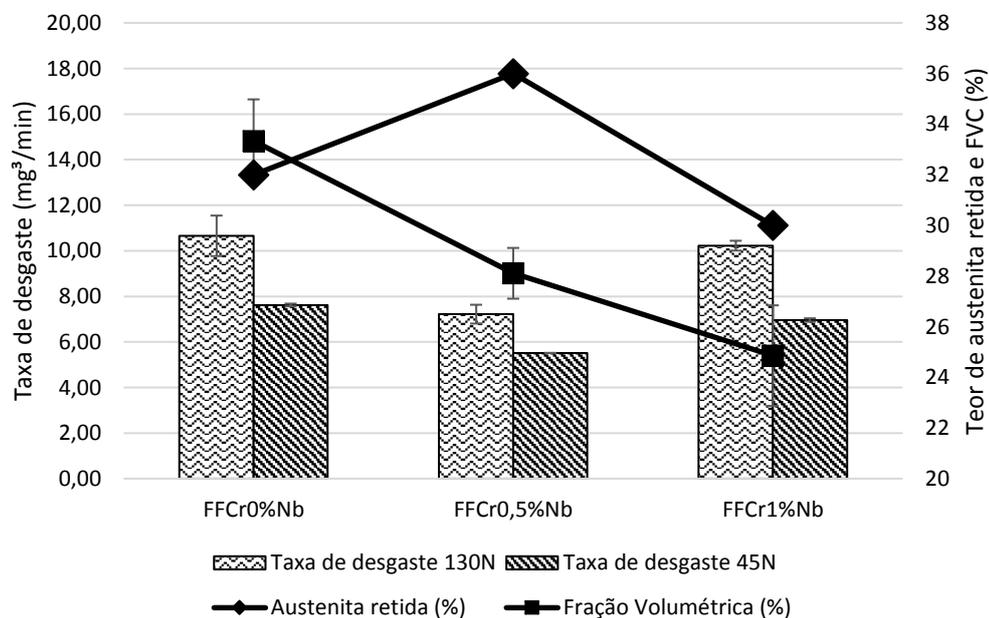
Segundo Pacheco (2018), 62,5% dos carbonetos encontrados foram na forma compacta, e a liga com 2,35% de nióbio apresentou uma resistência ao desgaste 15,6% maior que a liga sem nióbio quando submetida a condições de desgaste mais brandos com carga de 45N; em situações de desgaste mais severo, porém, com carga de 130N, as ligas não apresentaram diferença estatística significativa de desgaste.

Melo (2018) pesquisou uma liga inicialmente eutética de FFAC com aproximadamente 25,7% de cromo, adicionando-lhe nióbio, sem correção de matriz, e obtendo teores de 0,47% e 1,014% de nióbio. A adição de nióbio, mesmo em pequenas porcentagens, transformou a microestrutura da liga de eutética inicialmente para hipoeutética, tanto na adição de 0,47% como na adição de 1,014%. O autor notou também que a fração volumétrica de carbonetos caiu à medida que o teor de nióbio aumentou, sendo que a liga sem nióbio apresentou Fração Volumétrica de Carbonetos

(FVC) =  $33,34 \pm 1,64\%$ , a liga com  $0,476\%Nb$  apresentou  $28,11 \pm 1,00\%$  e a liga com  $1,014\%Nb$ ,  $24,86 \pm 1,98\%$ .

Ao analisar o teor de austenita retida após o tratamento térmico, foi encontrado um aumento de austenita retida na liga com  $0,47\%Nb$  e, posteriormente, uma redução neste teor na liga com  $1,014\%Nb$ . O autor realizou ensaio de desgaste a seco do modelo roda de borracha nas amostras tratadas termicamente. Foram utilizadas duas cargas, 45N e 130N; os resultados mostraram que as ligas sem nióbio e com  $1,014\%Nb$  não apresentaram diferença estatisticamente significativa na perda de massa, porém a liga com  $0,47\%Nb$  apresentou redução na perda de massa quando comparada à liga sem nióbio de  $32,17\%$  com carga de 130N e de  $27,45\%$  com carga de 45N. A Figura 9 mostra uma relação utilizada pelo autor, onde relaciona as taxas de desgaste das ligas com a fração volumétrica de carbonetos e a austenita retida (MELO, 2018).

Figura 9 - Relação entre taxas de desgaste x FVC x austenita retida



Fonte: Melo (2018).

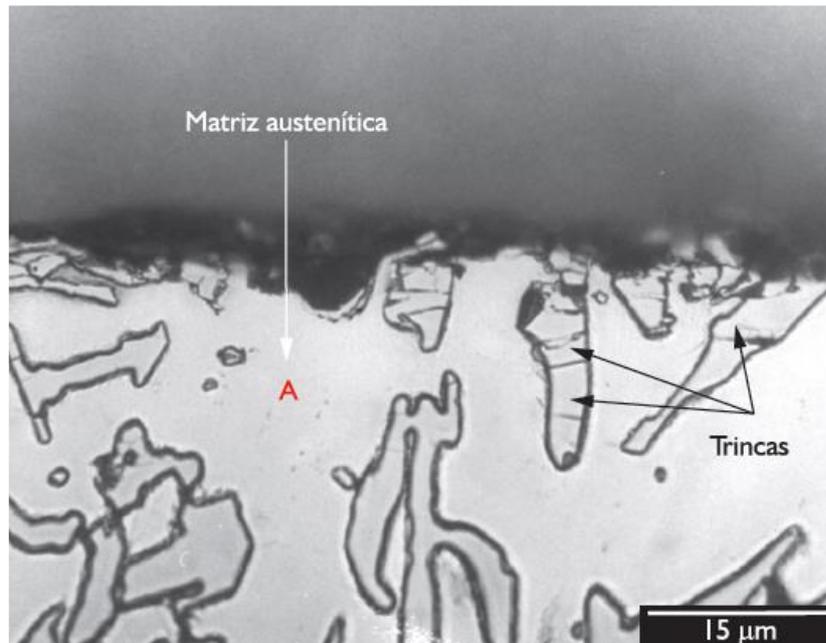
É importante observar na Figura 9, que mesmo a liga com  $0,47\%Nb$  apresentando menor fração volumétrica de carbonetos e um maior teor de austenita retida que a liga sem nióbio, apresentou uma resistência ao desgaste superior, comprovando assim que os carbonetos de nióbio contribuíram com a resistência ao desgaste da liga.

#### **4.1.2. Tratamento térmico dos Ferros Fundidos Brancos Alto Cromo**

As peças produzidas de ferro fundido branco alto cromo raramente são utilizadas na indústria em seu estado bruto de fundição. Após a fase de fundição, com o objetivo de se aprimorar as propriedades mecânicas das peças e conferir a estas, maior vida útil, são desenvolvidos tratamentos térmicos (FARAH, 1997).

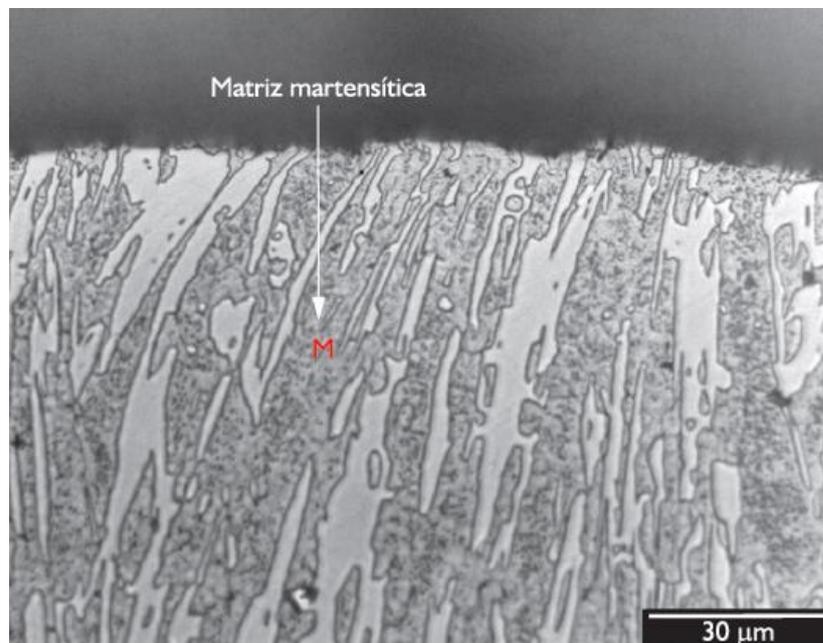
Segundo Carmo, Dias e Leonardo (1998), os FFBC possuem uma estrutura bruta de fundição constituída basicamente de carbonetos eutéticos do tipo  $M_7C_3$ , distribuídos em uma matriz austenítica. Esta estrutura não é favorável à usinagem do material, pois possui má usinabilidade. Entretanto, é possível a realização de um tratamento térmico a fim de possibilitar a transformação da austenita em ferrita e carbonetos secundários e, conseqüentemente, possibilitar uma melhor usinabilidade. Porém, para se obter peças com maior resistência ao desgaste, é necessária uma matriz martensítica. Assim, peças fabricadas por usinagem e que serão submetidas a mecanismos de desgaste, devem passar por dois tipos de tratamento, o primeiro para melhorar sua usinabilidade, que é difícil em estado bruto de fusão, e o segundo, após a usinagem, para promover um endurecimento da matriz, aumentando possivelmente a resistência ao desgaste. Na Figura 10 pode-se analisar uma microscopia do FFBC com matriz austenítica e na Figura 11 uma imagem do FFBC com matriz martensítica.

Figura 10 - FFBAC com matriz austenítica.



Fonte: Albertini, Beneduce Neto e Teixeira (2011).

Figura 11 - FFBAC com matriz martensítica.

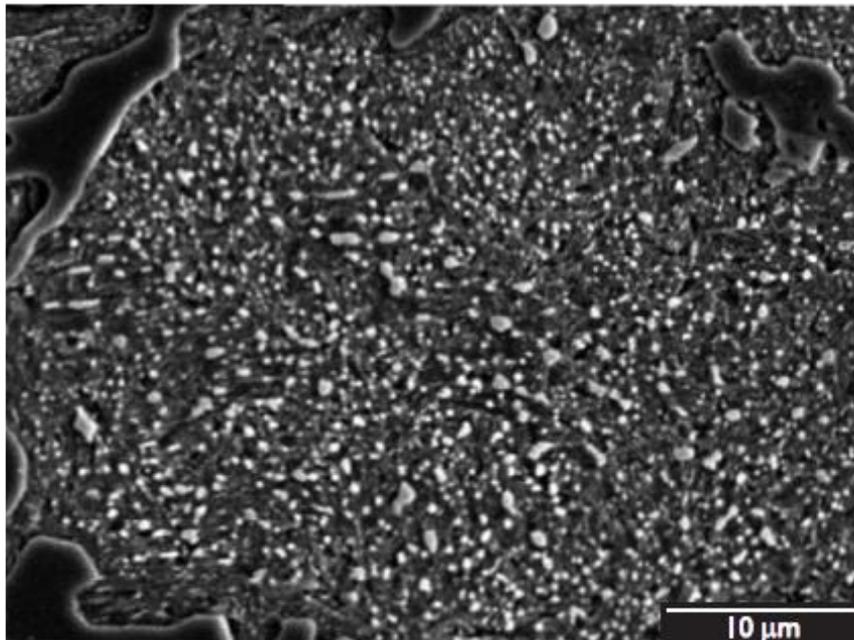


Fonte: Albertini, Beneduce Neto e Teixeira (2011).

Segundo Albertini, Beneduce Neto e Teixeira (2011) as Figuras 10 e 11 mostram o resultado de dois FFBAC submetidos ao ensaio de desgaste, mostrando que apenas o material com matriz austenítica apresentou trincas em seus carbonetos, devido à matriz de baixa dureza, causando assim elevadas taxas de desgaste. Desta forma,

como a estrutura bruta de fusão é predominantemente austenítica, na grande maioria das aplicações torna-se necessário um tratamento térmico de desestabilização da austenita, seguido de têmpera, promovendo uma matriz mais resistente ao desgaste, com estrutura martensítica. Na Figura 12 pode-se notar o aspecto da matriz metálica repleta de carbonetos secundários após o tratamento de desestabilização da austenita.

Figura 12 - Matriz com carbonetos secundários após desestabilização da austenita.



Fonte: Albertini, Benedito Neto e Teixeira (2011).

A desestabilização da austenita resulta no empobrecimento desta em carbono e elementos de liga; esse fenômeno ocorre, devido, parte do carbono e cromo presente dissolvido na austenita se precipita na matriz, formando carbonetos secundários e fazendo com que a austenita fique mais pobre e em condições de se transformar em ferrita (SANTOS, 2009).

Carmo, Dias e Leonardo (1998), utilizando o método da dilatométrica, que consiste na variação dimensional provocada pela variação de temperatura e transformações no estado sólido, que ocorrem durante os ciclos de tratamento térmico, definiu o tempo ideal de 6 horas para a transformação da austenita em ferrita, promovendo a desestabilização total da austenita, com a peça submetida a temperatura de 700°C. Para o tratamento de têmpera, como a matriz já estaria desestabilizada, a manutenção

da peça a temperatura de 700°C por longos períodos não seria mais necessária em peças que tivessem sido previamente recozidas. Concluindo que o tratamento proposto possibilita melhores condições de usinabilidade.

Ainda segundo Carmo, Dias e Leonardo (1998), após realização de têmpera no material a temperatura de 950°C e a 1050°C e posterior ensaio de desgaste, pode-se concluir que o tratamento a 1050°C proporcionou uma matriz martensítica mais dura e com maior resistência ao desgaste.

Tabrett e Sare (1997) testaram os efeitos da temperatura e do tempo de desestabilização no tratamento térmico de duas ligas de FFBC, uma com 15% e outra com 27% de Cr. Foi analisado a resistência ao desgaste destas ligas submetidas ao tratamento térmico. As temperaturas analisadas foram entre 950 e 1100°C pelo tempo de 0,5 a 5 horas. Os autores notaram que o aumento da temperatura de desestabilização aumenta o teor de austenita retida. A maior dureza conseguida pelos autores na liga de 27% de Cr foi de 728 HV<sub>30</sub> a temperatura de 1000°C com um tempo de permanência de 5 horas; porém, com o tempo de 2 horas o melhor resultado foi a temperatura de 1050°C, alcançando dureza de 709 HV<sub>30</sub>. Com tempos de desestabilização menores de 0,5 e 1 hora, as maiores durezas encontradas foram de 683 e 701 HV<sub>30</sub> respectivamente, na temperatura de 1100°C.

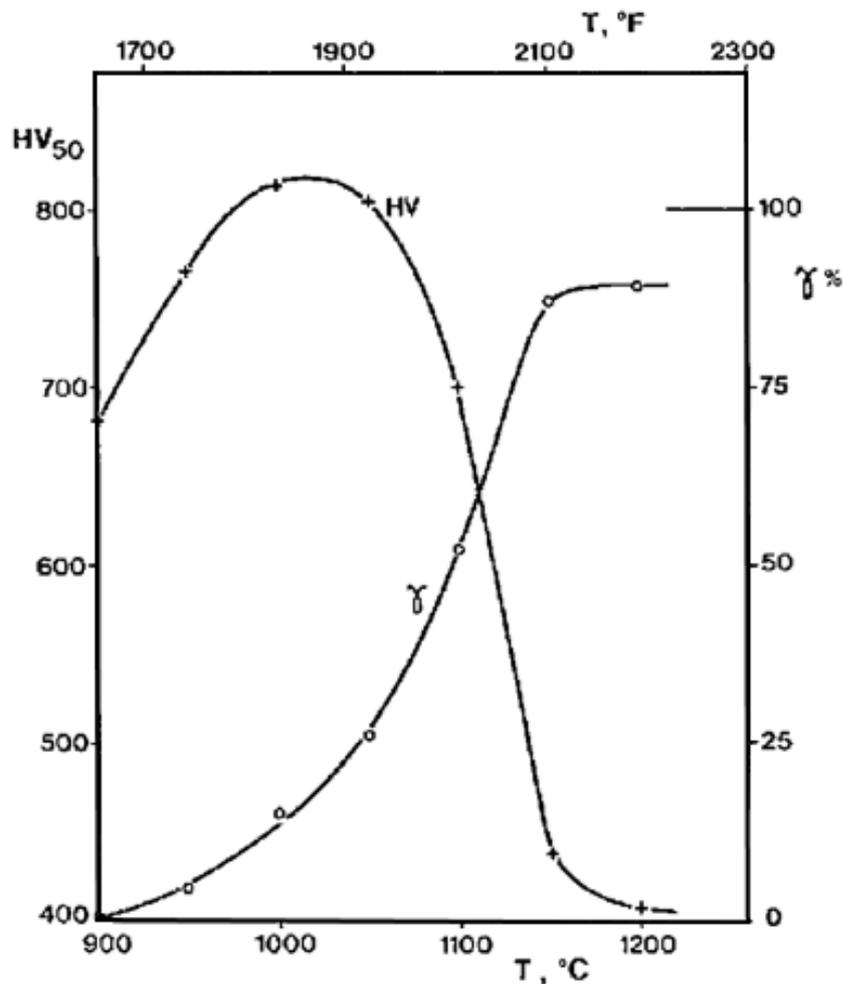
Farah (1997) realizou um estudo de resistência ao desgaste em uma liga de FFBC com adição de nióbio, realizando tratamento térmico de têmpera utilizando temperaturas de desestabilização entre 950 e 1100°C, observando que a resistência ao desgaste e à dureza aumentaram até a temperatura de 1050°C, regredindo na temperatura de 1100°C.

Ortega, Bernadini e Torres (2006) realizaram um estudo para otimização do tratamento térmico nos FFBC utilizando corpos de prova com e sem recozimento prévio de 700°C por 6 horas, temperaturas de desestabilização entre 950°C e 1100°C e tempos entre 0,5 e 5 horas, realizando resfriamento ao ar e revenimento a 200°C por 1 hora. Após ensaios de desgaste, concluíram que a maior resistência ao desgaste ocorreu no material recozido, seguido de desestabilização a 1050°C por 0,5

horas de manutenção, podendo-se notar também que a liga com emprego do recozimento apresentou maiores resultados de dureza e resistência ao desgaste que a liga desestabilizada a partir do estado bruto de fusão.

Laird, Gundlach e Rohrig, (2000) sugerem que a medida que a temperatura do tratamento térmico aumenta, a quantidade de austenita retida também aumenta; porém a dureza aumenta até certo ponto, quando a partir deste, há uma inversão na curva e a dureza começa a cair. Os autores defendem que, para uma dureza máxima, o material após tratamento térmico fica com algo em torno de 20% de austenita retida. Este comportamento pode ser evidenciado a partir da Figura 13, que relaciona a dureza da martensita com o percentual de austenita retida em função da temperatura do tratamento térmico.

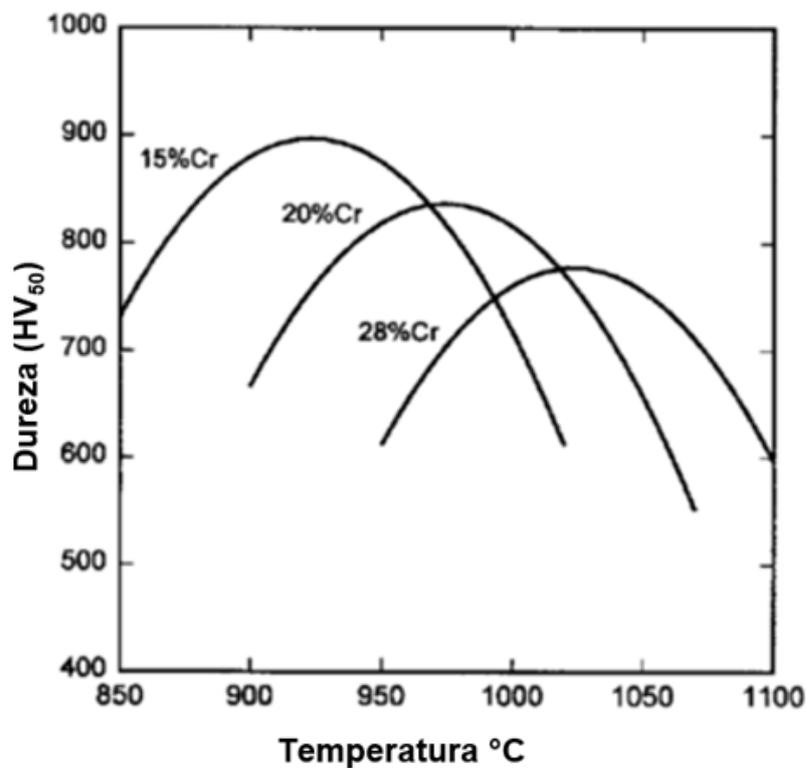
Figura 13 - Dureza da martensita e percentual de austenita retida em função da temperatura de tratamento térmico.



Fonte: Laird, Gundlach e Rohrig (2000).

Segundo Laird, Gundlach e Rohrig, (2000), os FFBC contendo de 23 a 28% de Cr são austenitizados em uma faixa de temperatura entre 1010 e 1090°C e a dureza máxima é alcançada quando o percentual de austenita retida está nas proximidades de 20%. Observando a Figura 14 é possível concluir que a dureza máxima é alcançada em uma faixa de temperatura entre 1000 e 1050°C para uma liga com 28% de Cr, e que esta faixa de temperatura cai, à medida que o teor de cromo da liga é reduzido.

Figura 14 - Dureza em função da temperatura e porcentagem de Cr.



Fonte: Laird, Gundlach e Rohrig (2000).

#### 4.2. Usinabilidade em materiais de alta dureza

A usinabilidade é uma grandeza tecnológica que permite a comparação entre as propriedades de usinagem de um material, definindo assim o grau de dificuldade para a usinagem. A usinabilidade é influenciada tanto por propriedades do material a ser usinado, quanto por condições de usinagem. Entre as propriedades do material, podemos destacar o estado metalúrgico, propriedades mecânicas, microestrutura, composição química e seu processo de fabricação, quanto as condições de usinagem,

destacam-se, geometria da ferramenta, lubri-refrigeração, operações, corte contínuo e interrompido e condições de entrada e saída da ferramenta (DINIZ, et al., 2014).

O surgimento de novos materiais com propriedades mecânicas cada vez melhores tem contribuído para o desenvolvimento de novas ferramentas de corte cada vez mais resistentes, suportando velocidades de corte mais elevadas. O principal desafio para os atuais fabricantes de ferramentas é a usinagem de materiais frágeis e em corte interrompidos, pois neste caso a ferramenta é exigida em duas propriedades que caminham em sentidos opostos, dureza e tenacidade. A dureza confere resistência ao desgaste à ferramenta, já a tenacidade confere resistência à quebra da ferramenta. Para conciliar estas duas propriedades, os fabricantes têm buscado alternativas como refinamento dos grãos, variação de composição química, controle dos processos e tratamento térmico, entre outros (MACHADO et al., 2015).

Conforme Ferraresi (1970), a escolha de qual ferramenta de corte utilizar depende de vários fatores como: material a ser usinado, natureza da operação de usinagem, condição da máquina operatriz, as formas e dimensões da ferramenta de corte, o custo da ferramenta de corte e o emprego ou não da lubri-refrigeração. A escolha da melhor ferramenta de corte para uma determinada situação não é tarefa simples, e deve-se basear tanto nos fatores acima como em dados práticos disponíveis e testes prévios de usinagem.

Segundo Machado et al. (2015), é considerado um material de alta dureza aqueles cuja dureza alcança valores acima de 45 Rockwell C (HRC), sendo que, no passado, tais materiais eram usinados apenas através de processos abrasivos. Atualmente, com o avanço dos materiais para ferramentas de corte e desenvolvimentos de máquinas com maior rigidez, é possível a usinagem destes materiais com ferramentas de geometria definida. A usinagem de materiais endurecidos acarreta em altas forças de corte e severas condições tribológicas na formação de cavacos, sendo essencial a busca por uma boa relação entre geometria de ferramentas, máquinas e parâmetros de corte adequados, principalmente em operações de torneamento e fresamento.

Apesar de alguns autores classificarem a usinabilidade de um material simplesmente por sua dureza, pode-se encontrar facilmente na literatura que a usinabilidade não é

uma propriedade do material e não pode ser avaliada apenas pela análise de dureza. Ela é um conjunto de características entre o metal que está sendo usinado e a operação a ser executada. Para avaliar a usinabilidade de um material geralmente são analisados quatro fatores: vida útil da ferramenta, forças geradas na usinagem, qualidade superficial da peça e a formação de cavacos (PERNAMBUCO, 2014).

Conforme Machado et al. (2015), em materiais de alta dureza, as ferramentas mais indicadas são carbonetos com altas durezas, cerâmicas e ferramentas de Nitreto cúbico de Boro policristalino (pcBN). Devido à alta dureza destas ferramentas, elas apresentam comportamento frágil, sendo necessário, desta forma que o sistema máquina-ferramenta tenha rigidez, fixação e estabilidade dinâmica, a fim de suportar os esforços de usinagem. Em operações de acabamento em materiais de alta dureza, ferramentas de pcBN com baixa porcentagem de cBN e um ligante cerâmico são as melhores opções.

Segundo Godoy e Diniz (2011), no torneamento de peças com alta dureza, os principais materiais de ferramenta utilizados são pcBN e cerâmicas, pois possuem alta dureza e em algumas classes, alta estabilidade química com o ferro. Porém, no torneamento de superfícies interrompidas, apenas estas propriedades não garantem a eficiência do processo, sendo necessário que a ferramenta possua também uma resistência suficiente para suportar os impactos gerados pelo corte interrompido durante a usinagem.

#### **4.2.1. Ferramentas Cerâmicas**

Machado et al. (2015), ressalta que apesar da literatura citar a utilização de ferramentas de corte de materiais cerâmicos desde o princípio do século XX, apenas em 1950 ferramentas a base de alumina ( $Al_2O_3$ ) entraram no mercado de ferramentas. As cerâmicas são formadas a partir de elementos metálicos e não metálicos, sendo que estes compostos geralmente formam óxidos, carbonetos ou nitretos, possuem estrutura cristalina formada por ligações iônicas e covalentes. De forma geral podemos destacar as seguintes propriedades das cerâmicas:

- São materiais refratários, possuindo alta resistência a altas temperaturas;
- Alta resistência ao desgaste;
- Frágeis;
- Baixa condutividade térmica;
- Boa estabilidade química e térmica;
- Boa resistência à fluência;
- Alta resistência à compressão e baixa resistência à tração.

Ainda conforme Machado et al. (2015), as ferramentas de cerâmica apresentavam limites de aplicações devido à sua fragilidade, porém atualmente com a inserção no mercado de cerâmicas mistas, reforçadas com SiC (*whiskers*) e das cerâmicas à base de nitreto de silício, estas ferramentas se tornaram mais tenazes, podendo ser utilizadas inclusive em corte interrompido com altas velocidades de corte e avanço. Atualmente as cerâmicas à base de alumina se mostram competitivas no mercado, principalmente por sua alta dureza e resistência ao desgaste, aliados à sua excelente estabilidade química na usinagem dos ferrosos. Podem ser usadas na usinagem de ferros fundidos e em aços com dureza acima de 45 HRC, principalmente no corte contínuo.

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), as cerâmicas se dividem em dois grupos: as cerâmicas à base de óxido de alumínio e as cerâmicas à base de nitreto de silício. As cerâmicas à base de óxidos de alumínio, por sua vez, podem ser classificadas como cerâmicas puras (chamadas também de cerâmicas brancas), onde são constituídas somente por óxidos, podendo ser alumina pura sintetizada ou com baixos teores de óxido de magnésio (MgO). O MgO inibe o crescimento de grãos, óxidos de cromo, titânio e níquel são inseridos para aumentar a resistência mecânica e o óxido de zircônio (ZrO<sub>2</sub>) aumenta a tenacidade do material. As cerâmicas à base de óxido de alumínio ainda podem ser do tipo mistas onde, além da alumina, possuem de 20 a 30% de carboneto de titânio (TiC) e pequenas adições de nitreto de titânio (TiN); e do tipo reforçadas com "*whiskers*" onde é incorporado ao material inclusões de monocristais de SiC chamados de "*whiskers*". Já as cerâmicas à base de nitreto de silício (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) são formadas por cristais de nitreto de silício com uma fase intergranular

de  $\text{SiO}_2$ ; estes são sinterizados juntamente com a alumina e/ou óxido de ítrio ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) e magnésio ( $\text{MgO}$ ).

#### **4.2.2. Ferramentas de Nitreto cúbico de Boro (cBN)**

O Nitreto cúbico de Boro (cBN) é o segundo material conhecido mais duro do mundo, sendo superado apenas pelo diamante. Esta propriedade, entre outras, faz dele um excelente material para usinagem de peças de alta dureza e abrasivas. Além de sua alta dureza, possui uma estabilidade química e térmica maior que o diamante, podendo ser utilizado em temperaturas acima de  $1000^\circ\text{C}$ , enquanto o diamante não suporta temperaturas acima de  $700^\circ\text{C}$  e sofre por difusão na usinagem de materiais ferrosos. O uso do cBN foi introduzido no mercado na década de 1980, se tornando uma solução para usinagem de materiais de difícil usinagem como aços endurecidos, ferros fundidos, superligas resistentes ao calor e materiais sinterizados. Uma aresta de cBN, mesmo submetida a altas temperaturas de trabalho e altas forças de corte, pode ainda resistir e manter a sua aresta cortante, proporcionando assim uma longa vida útil da ferramenta e produzindo peças de qualidade (SANDVIK COROMANT, 2012).

As ferramentas de pcBN podem se dividir em duas categorias: usinagem de desbaste e acabamento. As ferramentas de pcBN destinadas ao desbaste geralmente possuem uma maior concentração de pcBN (85% a quase 100% em volume), maior tenacidade e, devido ao alto teor de cBN e maior dureza dentre as outras ferramentas de pcBN. Estas características tornam estas ferramentas muito interessantes quando o mecanismo de desgaste é predominantemente de abrasão e/ou quando são submetidas a cortes interrompidos pesados. Entretanto, seu comportamento fica comprometido quando submetido a características químicas e térmicas; em contrapartida, as ferramentas cerâmicas não possuem boa tenacidade e dureza, mas são boas em relação às suas propriedades térmicas e químicas. Por este motivo, ferramentas de pcBN destinadas a operações de acabamento possuem uma fase cerâmica adicionada (35 a 60% de cerâmica); desta forma as ferramentas resultantes possuem menor dureza e menor tenacidade, mas em contrapartida a combinação da fase cerâmica com a fase de cBN contribui significativamente nas propriedades

térmicas e químicas destas ferramentas, comparadas às ferramentas com alto teor de cBN (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014)

O uso de ferramentas de pcBN tem crescido continuamente em aplicações como de torneamento, principalmente em função do aumento do número de classes comerciais e redução do custo. As ferramentas de pcBN são materiais compósitos que compreende grãos de nitreto de boro cúbico (cBN) em uma matriz aglutinante. Estes materiais são amplamente classificados como material de alto teor de cBN ou baixo teor de cBN. Os altos teores de conteúdo de cBN são de aproximadamente 80–95% de cBN com um ligante do tipo metálico. Os baixos teores de conteúdo de cBN podem conter de 40 a 70% de cBN e a maioria possui sistemas de aglomerantes baseados em cerâmica, como TiC e TiN. Pesquisas até o momento indicam que materiais de baixo teor de cBN fornecem o melhor desempenho em torneamento duro em termos de vida da ferramenta e acabamento superficial (LAHIFF; GORDON; PHELAN, 2007).

#### **4.2.3. Usinagem do Ferro Fundido Branco Alto Cromo**

A usinagem do ferro fundido branco alto cromo com ferramentas de metal duro, mesmo que de classes especiais ou revestidos não é eficiente. A alta dureza do material exige a utilização de materiais de ferramentas específicos, sendo indicado ferramentas de Nitreto cúbico de Boro policristalino (pcBN) (GUTNICHENKO et al., 2017).

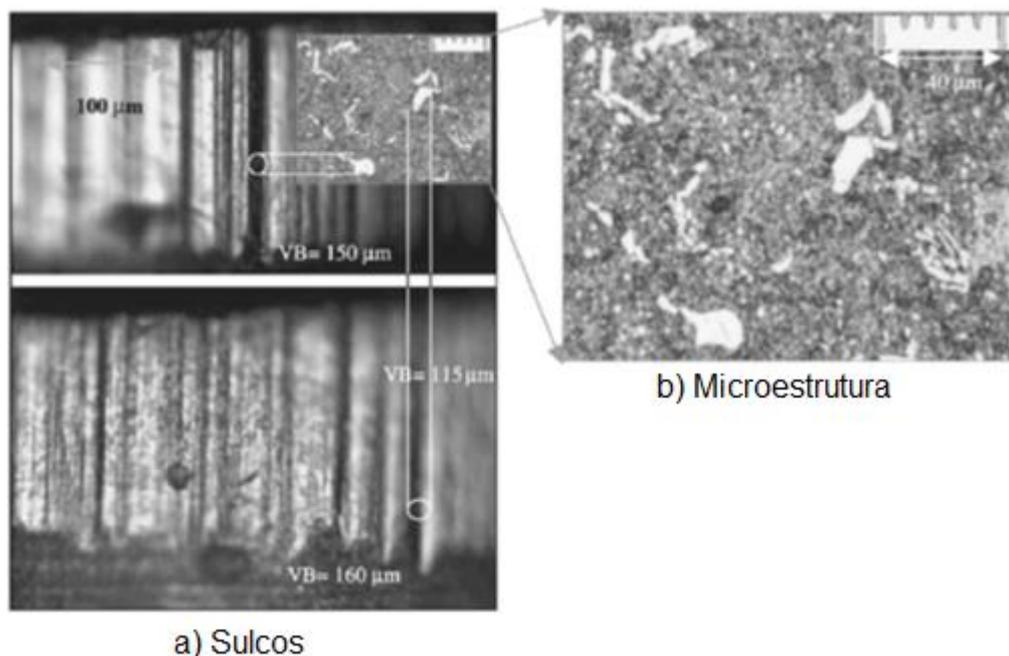
A ferramenta de corte, quando submetida ao torneamento de peças de alta dureza, se encontra sobre condições de elevada temperatura, pressão e abrasão, fato que se agrava devido à interação da ferramenta com a peça com altas pressões de corte. As consequências deste processo é o desgaste da ponta da ferramenta, composto por abrasão, adesão e reações químicas, que, juntos, são os principais meios de desgaste em ferramentas de pcBN, principalmente em materiais com alta quantidade de carbonetos, como no caso do FFBC (ZHOU; ANDERSSON, 2008).

Segundo Oliveira, Boing e Schroeter (2016), o torneamento de aços de alta dureza são amplamente realizados com ferramentas de pcBN, mesmo em materiais de elevada dureza (40 a 60 HRC) alcançadas após tratamentos térmicos de têmpera. No

entanto, componentes mecânicos submetidos a cargas abrasivas severas mostram, além de alta dureza da matriz, a presença de uma fração de grande volume de partículas rígidas na sua microestrutura. O torneamento de materiais com alta fração de partículas duras na sua microestrutura, como é o exemplo do FFBC, resulta em elevadas taxas de desgaste e danos nas arestas de corte da ferramenta, e as informações sobre o torneamento de materiais caracterizados por uma alta fração de carbonetos na microestrutura são limitados na literatura.

Poulachon et al. (2004), pesquisaram a usinagem de aços endurecidos com alto teor de cromo, os autores correlacionaram os sulcos gerados nas ferramentas de corte com os carbonetos duros presentes no material usinado, estas ranhuras são resultado do alto desgaste abrasivo, e estão sempre presentes na face da ferramenta após o início da usinagem, uma correlação entre o tamanho dos carbonetos primários de cromo  $M_7C_3$  presentes no aço AISI D2 observados na Figura 15 (b) e a largura dos sulcos gerados nas ferramentas de corte vistos na Figura 15 (a) sugere que o tamanho dos sulcos tem relação direta com o tamanho dos carbonetos, estes carbonetos são os mesmos encontrados no FFBC, a relação do tamanho dos sulcos com o tamanho dos carbonetos pode ser visualizada na Figura 15.

Figura 15 - Relação entre sulcos e carbonetos



Fonte: Poulachon et al. (2004).

A Tabela 2 mostra os parâmetros de corte utilizados pelos principais pesquisadores na usinagem do FFAC, sendo que todos utilizaram processo de torneamento com ferramentas de pcBN em seus estudos, variando apenas a classe do material, e utilizaram velocidade de corte em um intervalo de 50 a 250 m/min.

Tabela 2 - Parâmetros de corte na usinagem do ferro fundido branco alto cromo

Pesquisador	Material da ferramenta	Material usinado segundo ASTM A532	Tratamento térmico	Dureza (HRC)	Condição de corte	Vc (m/min)	Ap (mm)	f (mm/rot)
Gutnichenko et al. (2017)	pcBN 90% de cBN pcBN 97% de cBN	III - A	Sem tratamento Com tratamento	41-54 56-59	longitudinal contínuo	120-140-160	1,5	0,4
Oliveira, Boing e Schroeter (2016)	pcBN com 90% de cBN (7050) pcBN com 60% de cBN (7025)	II - E	Sem tratamento	-	faceamento com corte contínuo e interrompido	200	0,15	0,08
Chen et al. (2015)	pcBN com 90% de cBN pcBN com 100% de cBN	III - A	Sem tratamento Com tratamento	40-54 57-58	longitudinal contínuo	120-140-160	1,5	0,4
Zhou e Andersson (2008)	pcBN com 50, 80 e 85% de cBN	Alto cromo com tungstenio	Sem tratamento	-	longitudinal contínuo	50-250	0,2	0,1

Fonte: Elaborado pelo autor.

Zhou e Andersson (2008) testaram de forma qualitativa a usinabilidade do FFAC com valores relativos de Cr/C de 8,07; 8,98 e 8,88 com respectivos valores de W/C de 3,17; 2,45 e 3,06. Utilizando nestes experimentos três tipos de ferramentas de pcBN, alterando entre elas o aglutinante, o teor de cBN e o tamanho das partículas que as compõe. Os dados referentes às ferramentas utilizadas podem ser observados na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição das ferramentas de pcBN

Ferramenta	Aglutinante	Conteúdo de cBN (vol. %)	Tamanho da partícula
pcBN_A	TiC	50	2 µm
pcBN_B	TiAl	80	6 µm
pcBN_C	Co-W-Al	85	2 µm

Fonte: Zhou e Andersson (2008)

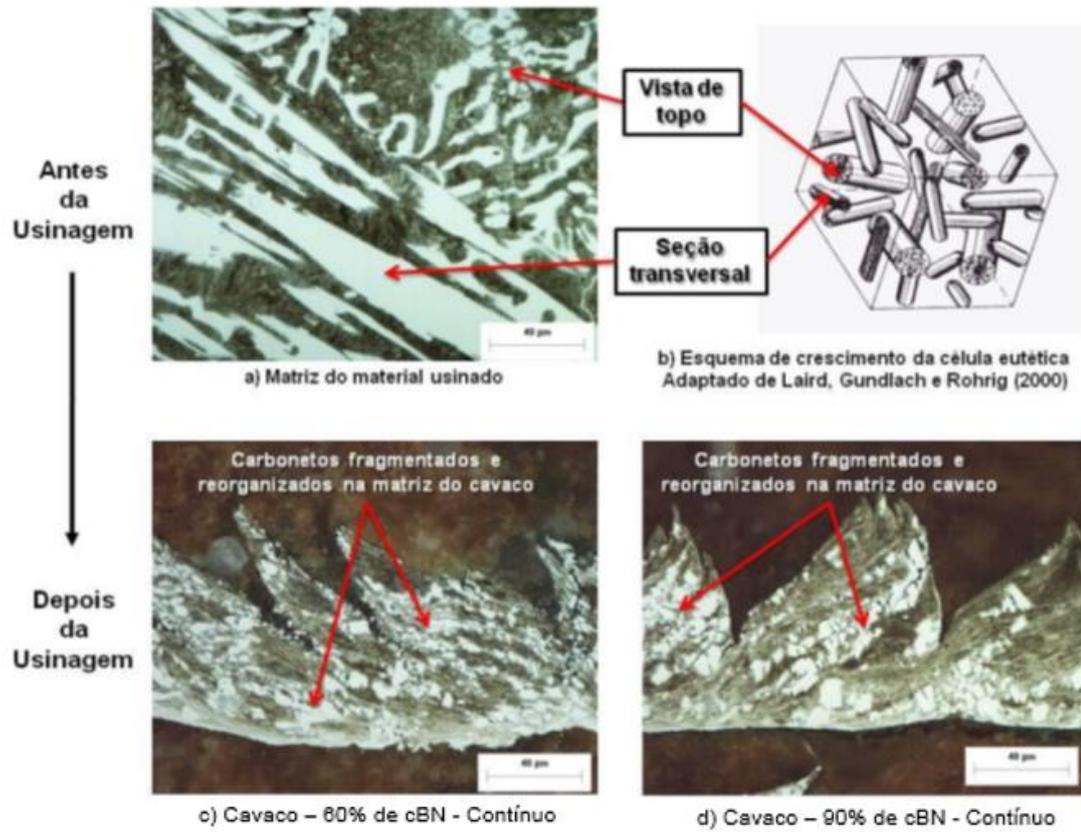
As ferramentas foram inspecionadas após cada teste em um microscópio medindo o desgaste de flanco em cada ferramenta após a mesma percorrer uma distância de corte constante na peça. Entre as ferramentas testadas, os autores notaram que a ferramenta com baixo teor de cBN (pcBN\_A) apresentou um desgaste muito superior

aos outros dois modelos de ferramenta (pcBN\_B e pcBN\_C), com teor de cBN mais elevados, sugerindo que o teor de cBN tem papel decisivo no desgaste da ferramenta cortando os bastões de carbonetos na usinagem do ferro fundido com alta fração volumétrica de carbonetos. Embora as ferramentas pcBN\_B e pcBN\_C tenham praticamente o mesmo teor de cBN, a ferramenta de pcBN\_C apresentou melhores resultados, o que pode ser explicado pela menor granulometria de sua composição associada ao aglutinante, fazendo com que esta ferramenta possua uma resistência à fratura superior e dificultando a remoção destes grãos por aderência durante a usinagem (ZHOU; ANDERSSON, 2008).

Zhou e Andersson (2008) também observaram que o desgaste da ferramenta é significativamente influenciado proporcionalmente à quantidade de carbonetos presentes no material, e pela temperatura do processo, acelerando o processo de difusão. O desgaste da ferramenta é provocado principalmente pelo carboneto eliminado pelo flanco da ferramenta, aumentando desta forma o desgaste em função da quantidade de carbonetos. Pode-se observar também que carbonetos grandes falham particularmente a velocidades de corte baixas, causando abrasão devido às bordas da fratura afiadas, podendo presumir também que o impacto dos fragmentos de carbonetos com o flanco da ferramenta provoca a remoção de grãos de cBN, contribuindo assim, para o desgaste da ferramenta de corte.

Boing (2010) analisou a vida das ferramentas de pcBN na usinagem do FFAC, um dos itens analisado foi a formação do cavaco, o autor concluiu que os cavacos gerados no processo podem ser classificados como segmentados, e pela heterogeneidade microestrutural do material, composto de matriz austenítica com carbonetos primários de cromo ( $M_7C_3$ ) a frequência de formação das lamelas nos cavacos foi irregular, porém o principal resultado obtido segundo o autor é a fragmentação dos carbonetos primários como pode ser observado na Figura 16.

Figura 16 - Carbonetos fragmentados



Fonte: Boing (2010)

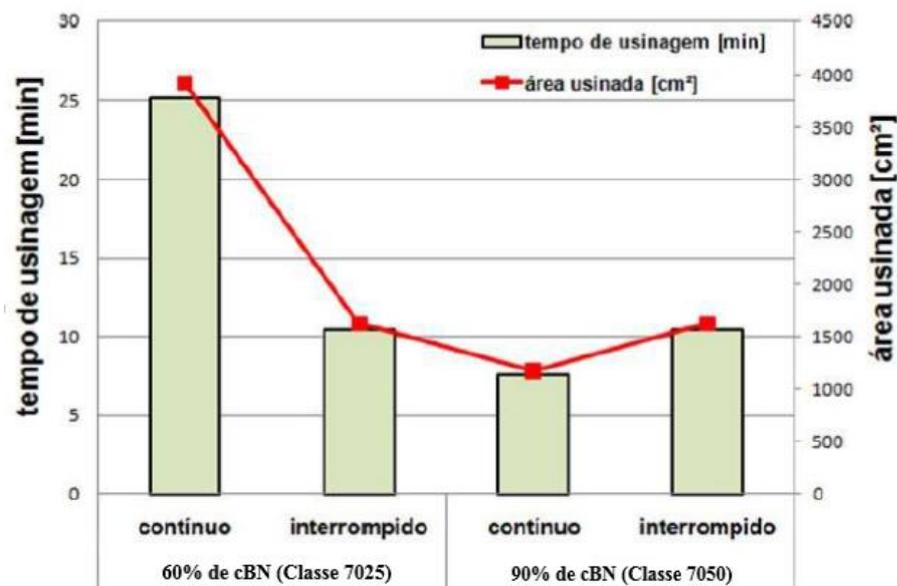
Boing (2010), descreve que a partir da interpretação da Figura 16 é possível observar que os carbonetos primários de cromo alcançavam tamanhos superiores a 100 μm na microestrutura do material, porém após a usinagem não foram encontrados carbonetos com tamanho superior a 10 μm na análise dos cavacos, indicando que os carbonetos foram fragmentados durante a formação do cavaco tanto no corte contínuo, como no corte interrompido.

Chen et al. (2015) utilizaram dois tipos de ferramentas de cBN na usinagem do FFAC, uma convencional de pcBN com aproximadamente 90% de teor de cBN e uma classe de cBN denominada de bcBN, que não possui ligante, constituindo assim uma fase única de cBN, apresentando maior dureza e tenacidade quando comparada à ferramenta de pcBN, apresentando um potencial de melhorar o desempenho na usinagem do FFAC. Na pesquisa também foram utilizados materiais com duas variações químicas em função dos níveis de silício e carbono e trabalhados no estado bruto de fusão e endurecidos. Com os testes, concluíram que as ferramentas de pcBN

apresentaram uma vida útil maior que as ferramentas de bcNB, porém o acabamento superficial da ferramenta de bcBN foi superior. As ferramentas de bcBN apresentaram maior desgaste de cratera e de flanco quando comparadas as ferramentas de pcBN.

Oliveira, Boing e Schroeter (2016) relatam que utilizaram uma velocidade de corte de 200 m/min, tornando a condição de usinagem mais severa comparada aos patamares de velocidade de corte comumente utilizados no torneamento destes materiais. Ainda segundo os autores, este valor de velocidade de corte também foi estipulado para incentivar o surgimento de diferentes mecanismos de desgaste nas arestas de corte, como a difusão. Os autores realizaram o torneamento do FFBAC em estado bruto de fusão e utilizaram em seus testes dois modelos de ferramentas de pcBN, uma classe com alto teor de cBN (Sandvik classe 7050 com 90% de cBN) e outra classe de baixo teor de cBN com adição de uma fase cerâmica (Sandvik classe 7025 com 60% de cBN) trabalhando com corte contínuo e interrompido. As duas ferramentas tiveram resultados semelhantes no corte interrompido, porém a ferramenta de baixo teor de cBN (7025) apresentou uma vida útil aproximadamente três vezes maior que a ferramenta de alto teor de cBN (7050) na condição de corte contínuo, a velocidade de corte utilizada em ambos os testes foi de 200 m/min, avanço de 0,08 mm/rot e profundidade de corte de 0,15 mm, os resultados são apresentados na Figura 17.

Figura 17 - Vida útil das ferramentas



Fonte: Oliveira, Boing e Schroeter (2016)

Gutnichencko et al. (2017) pesquisaram o torneamento do FFBC com diferentes teores de carbono e silício, realizando emprego de dois tipos diferentes de ferramentas de corte de pcBN (cBN 500, contendo aproximadamente 90% de cBN e a pcBN, contendo 97% de cBN). Os autores trabalharam na usinagem no material em estado bruto de fusão e endurecido por meio de tratamento térmico de têmpera. A partir dos resultados, concluíram que o tratamento térmico de têmpera tem forte influência sobre o desgaste da ferramenta, e que a usinagem deste material endurecido gera taxas de desgaste e forças de corte muito superiores ao material em estado bruto de fusão. Também observaram que o principal mecanismo de desgaste nas ferramentas de corte é o desgaste de cratera próximo às bordas de corte, juntamente com o desgaste de flanco e o arredondamento das arestas de corte. O desgaste da ferramenta foi acompanhado da formação de uma camada de proteção da ferramenta, que se formou envolta dela, fornecendo maior estabilidade à ferramenta e reduzindo a vibração do sistema.

#### **4.2.4. Usinagem do Ferro Fundido Branco Alto Cromo com adição de nióbio**

A literatura ainda é escassa quando se trata da usinagem do FFBC, sendo que a usinagem deste material com nióbio praticamente não possui referências. Filipovic et al. (2013a) destacam que os carbonetos de nióbio, devido a sua maior dureza e morfologia característica, pode implicar no aumento da resistência ao desgaste da liga. Sendo assim, a crescente quantidade dos carbonetos de nióbio pode contribuir para a melhoria da resistência ao desgaste do material. Como a quantidade de carbonetos aumentou em relação aos carbonetos geralmente encontrados na liga, e esta apresentou um aumento de resistência ao desgaste, este comportamento pode influenciar também na usinagem do material, podendo ter aumento significativo no desgaste e na vida útil de ferramentas de corte. Segundo Machado et al. (2015), o nióbio contribui no aumento da resistência mecânica e na resistência à corrosão dos materiais, e que desta forma, a usinagem ficaria comprometida, sendo possível apenas a baixas velocidades de corte.

#### **4.3. Desgaste, avarias e vida das ferramentas de corte**

Na usinagem dos materiais, por maior que seja a resistência da ferramenta, mesmo em peças onde a resistência mecânica oferecida na usinagem seja muito baixa, a

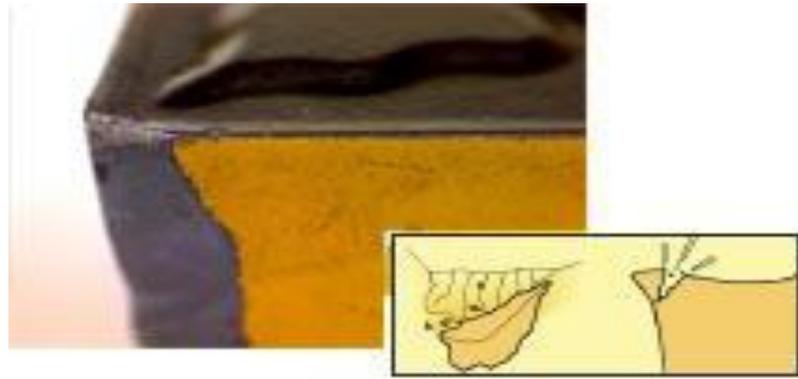
ferramenta de corte sofrerá desgaste e terá que ser substituída após um determinado período de tempo. Entender e estudar como acontece o processo de desgaste das ferramentas de corte é fundamental, pois possibilita tomar medidas para prolongar a vida útil destas ferramentas, reduzindo assim, além do custo de ferramentas de corte, o tempo de máquina parada, tornando o processo mais eficiente. A vida útil das ferramentas de corte pode se encerrar devido a três causas: a ocorrência de uma avaria, desgaste, ou deformação da aresta de corte (MACHADO et al., 2015).

Ferraresi (1970) descreve que as avarias em ferramentas de corte podem ser quebras, trincas, lascamentos e deformações plásticas, que ocorrem na aresta de corte durante o processo de retirada de material. Machado et al. (2015) relatam que as avarias acontecem de forma repentina e inesperada, podendo levar à destruição total ou parcial da aresta de corte. Geralmente, ferramentas com baixa tenacidade estão mais sujeitas a sofrerem avarias, principalmente se sujeitas a cortes interrompidos.

Diniz, Marcondes e Copini (2015) descrevem as principais avarias em ferramentas de corte como:

- Quebra: A quebra da ferramenta de corte pode ocorrer por duas situações: o desgaste excessivo da aresta gera forças de usinagem muito altas que quebram a ferramenta, ou ela pode ocorrer de forma inesperada devido à baixa tenacidade ou esforço excessivo gerado por algum motivo sobre a ferramenta. A quebra da ferramenta é considerada uma falha grave e indesejada, pois pode causar, além do dano na ferramenta, danos no porta ferramenta e na própria peça que está sendo usinada. A Figura 18 mostra uma ferramenta danificada por quebra. É importante ressaltar que a quebra de uma aresta pode danificar outras arestas que não estão a trabalho, podendo também inutilizar toda a ferramenta.

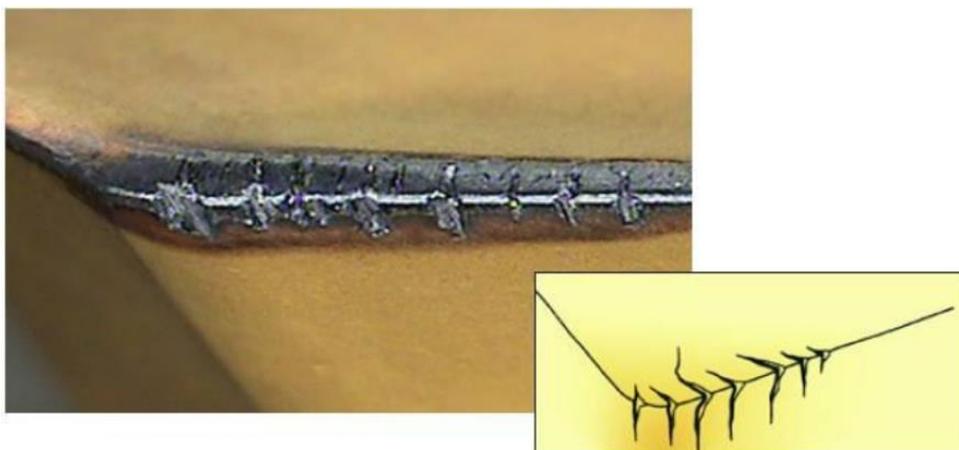
Figura 18 - Quebra



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

- Trincas: As trincas podem surgir por origem mecânica ou por variações de temperaturas. As trincas de origem térmica ocorrem perpendicularmente à aresta de corte, enquanto as trincas de origem mecânicas ocorrem paralelamente à aresta de corte. Os principais fatores que levam as arestas a trincas, tanto térmicas quanto mecânicas são: corte interrompido, lubri-refrigeração inadequada, e variação na espessura de corte. A Figura 19, mostra trincas perpendiculares à aresta de corte, estas são classificadas como trincas térmicas.

Figura 19 - Trincas térmicas



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

O crescimento das trincas leva conseqüentemente as ferramentas de corte à quebra. Escolher ferramentas mais tenazes, reduzir avanços de corte e posicionar a ferramenta corretamente nas operações de fresamento podem ser

fatores que ajudam a minimizar as trincas. O fato de não utilizar o fluido de corte, principalmente no corte interrompido, também pode contribuir para evitar o aparecimento de trincas, pois este minimiza os choques térmicos sofridos pela ferramenta durante a usinagem.

- **Lascamento:** É uma retirada progressiva de partículas na aresta de corte. O lascamento se diferencia do desgaste de flanco devido ao tamanho das partículas retiradas, que no lascamento são maiores que no desgaste. Este ocorre principalmente em ferramentas de baixa tenacidade e com arestas pouco reforçadas. Prejudica o acabamento superficial e sua evolução pode levar à quebra da ferramenta. O lascamento pode ocorrer tanto na zona de corte como fora. A Figura 20 mostra um lascamento fora da zona de corte em uma ferramenta de metal duro.

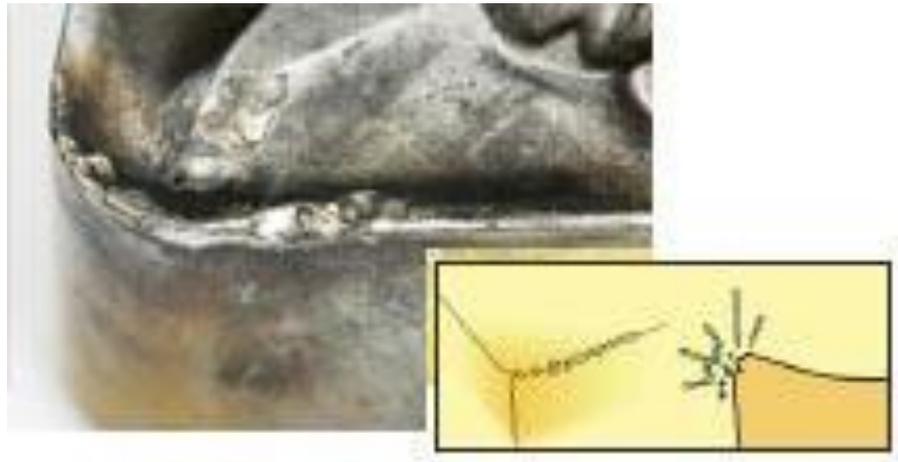
Figura 20 - Lascamento fora da zona de corte



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

A Figura 21 apresenta um lascamento na aresta de corte, que geralmente retira porções menores da ferramenta de corte que o lascamento fora da zona de corte, porém fica localizado em uma parte fundamental da ferramenta que é a aresta de corte. Este tipo de lascamento tem interferência direta sobre a geometria de corte, alterando radicalmente a aresta e provocando alterações no acabamento superficial e nas forças de corte.

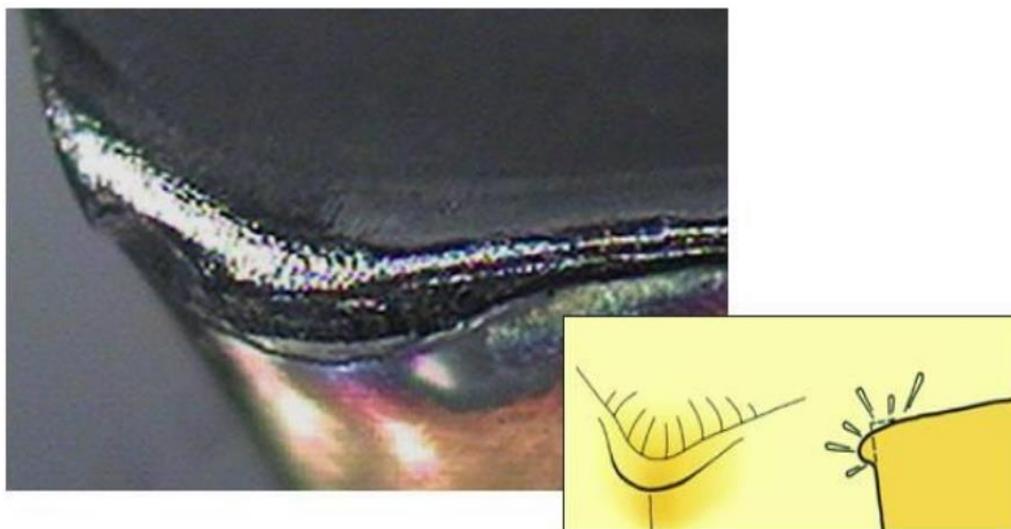
Figura 21 - Lascamento na aresta



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

- Deformação plástica da aresta de corte: A deformação plástica da aresta de corte é um fenômeno que ocorre por causa das altas pressões de corte associadas às altas temperaturas envolvidas no processo, sendo que a junção destes fatores provoca na ferramenta uma deformação da sua aresta, mudando sua geometria. Esta deformação provoca a deficiência na formação do cavaco, bem como prejudica o acabamento superficial da peça; o crescimento da deformação pode causar a quebra da ferramenta. A Figura 22, mostra a aresta de uma ferramenta que sofreu deformação plástica.

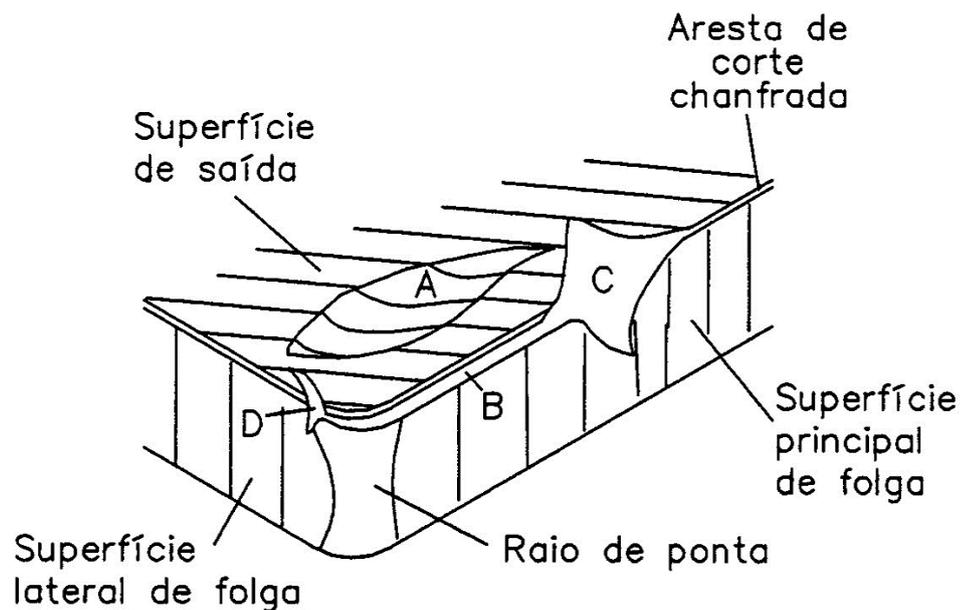
Figura 22 - Deformação plástica da aresta de corte.



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

Segundo Machado et al. (2015), quando a ferramenta suporta os esforços gerados durante a usinagem e não sofre avarias, a mesma sempre estará sujeita ao desgaste. O desgaste apresentado em ferramentas de corte é progressivo e ocorre tanto na superfície de folga como na superfície de saída da ferramenta de corte. A Figura 23 mostra as principais áreas que estão sujeitas a desgaste em uma ferramenta de corte.

Figura 23 - Áreas de desgaste de uma ferramenta de corte



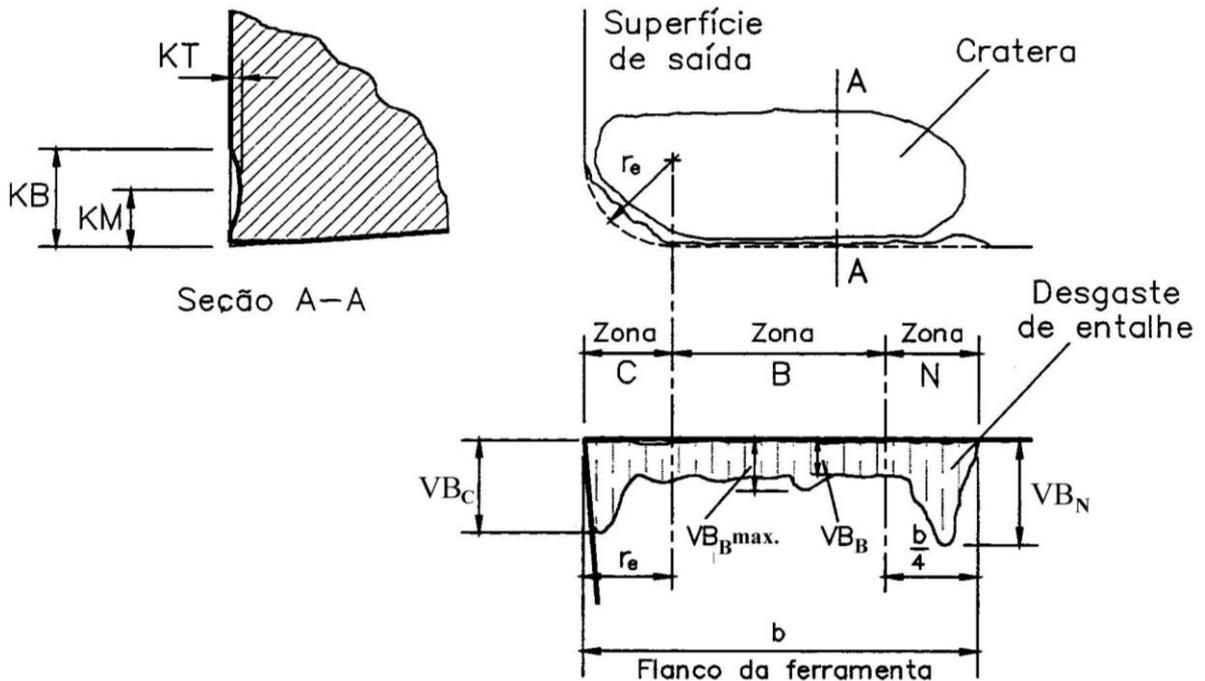
Fonte: Dearnley e Trent (1982)

A análise da Figura 23 revela pelo menos 3 formas de desgaste:

- O desgaste de cratera que pode ser percebido na superfície “A”.
- O desgaste de flanco que pode ser observado na superfície “B”
- O desgaste de entalhe que está representado nas áreas “C” e “D”.

Quando o desgaste da ferramenta alcança determinado valor, este compromete o acabamento, induz deformações na peça pela perda do corte, e conseqüente elevação da temperatura, causando distorções geométricas e pode mudar a morfologia do cavaco ao ponto de comprometer o processo de usinagem. Neste momento a ferramenta deve ser afiada ou substituída. A Figura 24 mostra os principais parâmetros para medição de desgastes utilizadas segundo a Norma ABNT ISO 3685 (2017) para quantificar o desgaste.

Figura 24 - Parâmetros para medição de desgaste em ferramentas de corte.



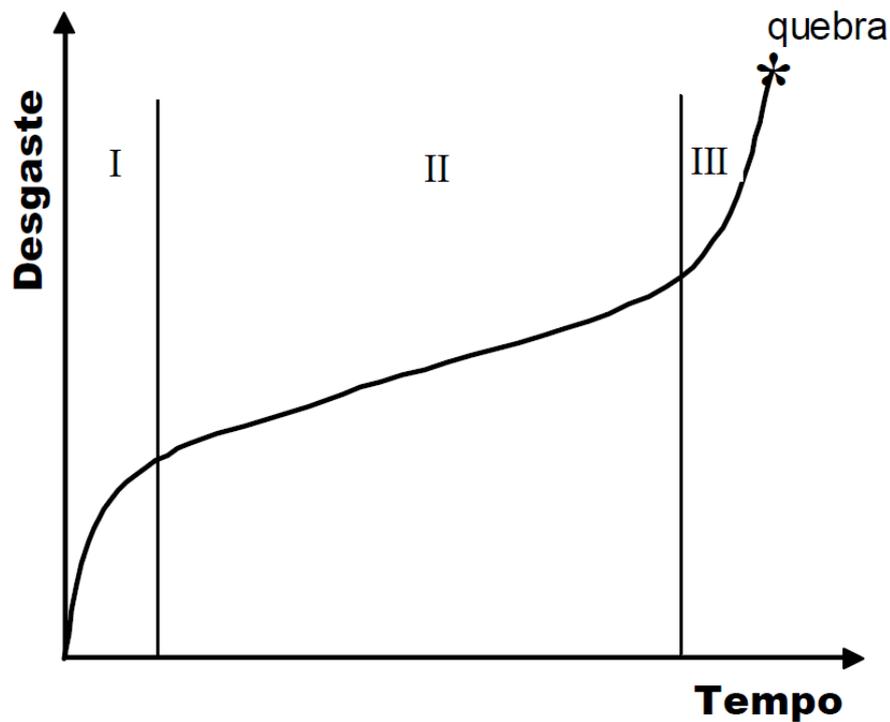
Fonte: ABNT ISO 3685 (2017).

Segundo a Norma ABNT ISO 3685, os principais parâmetros para quantificar o desgaste são:

- $KT$  – Profundidade da Cratera.
- $VB_B$  – Desgaste de flanco médio.
- $VB_{B\text{máx}}$  – Desgaste de flanco máximo.
- $VB_N$  – Desgaste de entalhe.
- $VB_C$  – Desgaste de ponta.

Segundo Machado et al. (2015), a vida útil da ferramenta pode ser denominada como o tempo que a ferramenta trabalha antes de ser substituída. Portanto, um critério deve ser estabelecido para apontar o fim da vida útil da ferramenta, indicando o ponto de troca ou afiação, mantendo o processo produtivo dentro de condições adequadas e econômicas. Normalmente o desgaste das ferramentas de corte segue uma curva padrão como pode ser observado na Figura 25.

Figura 25 - Comportamento do desgaste de ferramentas de corte em função do tempo



Fonte: Machado et al. (2015).

Machado et al. (2015) descrevem que o desgaste das ferramentas de corte ocorre em três estágios distintos, sendo eles:

- Estágio I: É a fase inicial de corte, onde a ferramenta sofre um desgaste acelerado nos primeiros instantes de corte enquanto se adequa ao corte; após os instantes iniciais, o desgaste vai desacelerando até assumir determinada estabilidade, inicia a partir deste ponto o segundo estágio.
- Estágio II: Após o estágio inicial, a ferramenta já está adequada ao processo, e apresenta uma taxa de desgaste constante e se mantém assim até atingir um ponto de inflexão, dando indícios do início do terceiro estágio.
- Estágio III: Nesta fase o desgaste da ferramenta aumenta sua taxa de forma acentuada e, em curto espaço de tempo, a ferramenta atinge um desgaste muito elevado que, se não for interrompido, irá gerar o colapso da ferramenta.

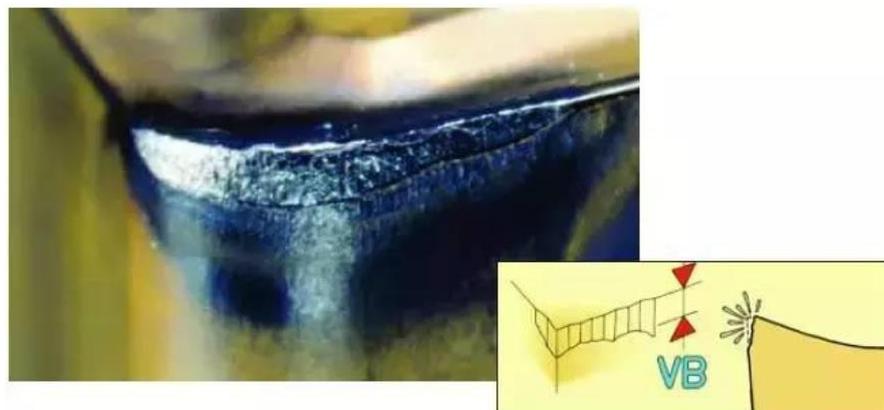
Conforme Machado et al. (2015), a troca da ferramenta deve acontecer a fim de evitar que ela chegue no terceiro estágio, pois este pode acontecer de maneira muito rápida, não possibilitando a troca e gerando o colapso da ferramenta. O colapso da

ferramenta pode gerar algumas consequências indesejadas, como o refugo da peça, que se torna muito relevante principalmente na usinagem de peças de ligas nobres, podendo também gerar danos nos suportes das ferramentas, e em máquinas ferramentas, quando consideramos máquinas modernas, pode acarretar grandes perdas financeiras com reparos e tempo de máquina parada.

Conforme Diniz, Marcondes e Coppini (2014), o desgaste pode ser definido como uma perda progressiva e microscópica do material da ferramenta, que acontece devido à ação do corte em função do tempo, sendo que os principais tipos de desgaste são:

- Desgaste de flanco (ou frontal): É o tipo de desgaste preferido nas operações de usinagem por proporcionar uma vida útil previsível e estável. É gerado por todos os processos de usinagem, e é caracterizado pela redução da aresta de corte, alterando desta forma as dimensões da peça que está sendo usinada. É causado pelo contato direto entre ferramenta e peça, e é geralmente incentivado pelo aumento da velocidade de corte; uma exceção se dá quando existe a formação de aresta postiça de corte, causado pela solda de uma pequena parte do material usinado a aresta de corte, nestes casos, um aumento da velocidade de corte pode reduzir a formação de aresta postiça de corte (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). A Figura 26 mostra esse desgaste.

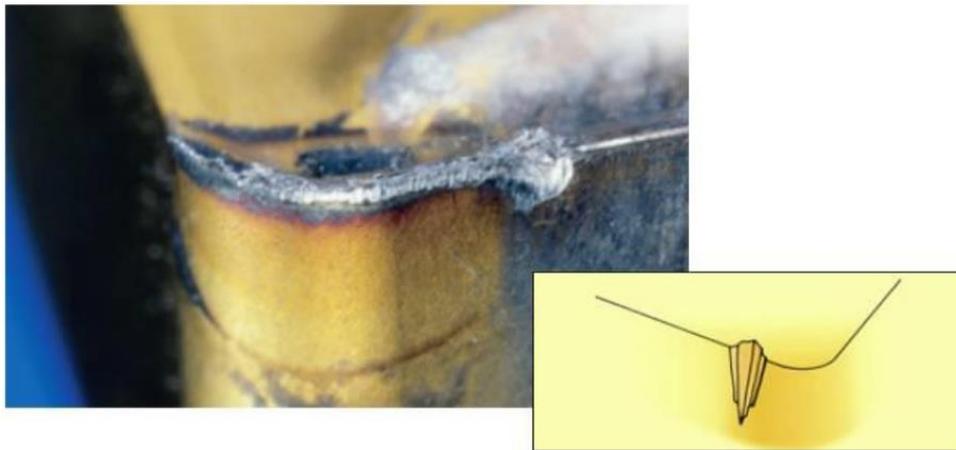
Figura 26 - Desgaste de flanco



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

- Desgaste de entalhe: O desgaste de entalhe pode ocorrer nas duas superfícies de contato entre a peça e a superfície de folga. Como ocorre uma mudança na geometria da ponta da ferramenta de corte, este desgaste tem influência direta no acabamento da peça. O aumento da temperatura e velocidade de corte incentivam este tipo de desgaste (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). A Figura 27 mostra uma ferramenta que sofreu desgaste por entalhe.

Figura 27 - Desgaste tipo entalhe



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

- Desgaste de cratera: Este desgaste se encontra na superfície de saída da ferramenta devido ao atrito com o cavaco gerado na usinagem. Pode ser anulado por alguns tipos de revestimentos ou na usinagem de material frágeis. Quando associado com o desgaste de flanco da ferramenta, deixa a mesma frágil devido à redução da aresta, provocando assim a sua quebra (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). A Figura 28 mostra o desgaste de cratera.

Figura 28 - Desgaste de cratera



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

A Norma ABNT NBR ISO 3685 (2017) estabelece todo o procedimento para testes de usinagem para ferramentas de ponta única em operações de torneamento. Tais procedimentos buscam aumentar a confiabilidade dos testes e possibilitar a comparação de resultados entre diversos autores. Os procedimentos descritos pela norma foram desenvolvidos para usinagem de aços e ferros fundidos, com ferramentas de aço rápido, metal duro ou cerâmicas, no entanto a Norma pode ser aplicada com modificações adequadas a aplicações específicas de corte.

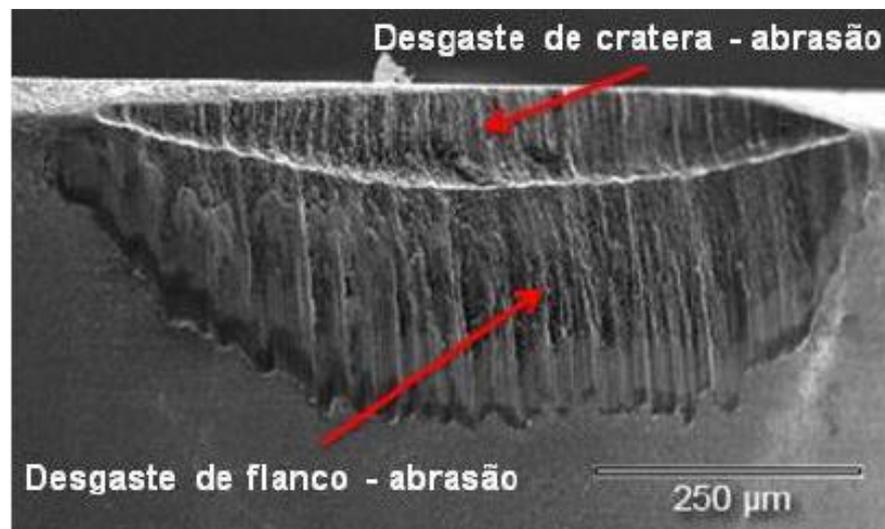
Segundo a Norma ABNT NBR ISO 3685 (2017), em situações práticas, a vida útil da ferramenta pode ser definida como o tempo em que a mesma é capaz de produzir peças com tolerâncias e qualidade superficial desejados. Para a confiabilidade do ensaio é importante definir um critério que, quando atingido, determina o fim da vida útil da ferramenta. Para ferramentas cerâmicas, os critérios indicados pela norma para fim da vida útil das ferramentas são largura máxima da marca de desgaste do flanco  $VB_{Bmáx} = 0,6$  mm ou largura média da marca do desgaste do flanco  $VB_B = 0,3$  mm. Quando os desgastes especificados não são alcançados no tempo de 30 min de usinagem, os testes devem ser interrompidos e o desgaste deve ser medido e analisado em função do tempo de usinagem. A norma ainda ressalta a importância dos ensaios serem realizados em máquinas ferramentas com estruturas estáveis, sem tendências a vibrações e em bom estado de conservação, devendo ser equipada com fuso de velocidade variável.

### 4.3.1. Mecanismos de desgaste

Todas as ferramentas submetidas ao processo de usinagem se desgastam, porém a forma como as ferramentas se desgastam pode ser diferente em função dos materiais da ferramenta e da peça. Os principais fenômenos físico-químicos responsáveis pelo desgaste das ferramentas de corte, segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), são apresentados a seguir:

- Abrasão – A abrasão é incentivada pela passagem de partículas duras da peça na aresta de corte, podendo provocar tanto desgaste frontal quanto desgaste de cratera, acentuando-se no desgaste frontal. A abrasão pode ocorrer devido a partículas da própria ferramenta que se soltam e são arrastadas pela peça. O desgaste por abrasão é caracterizado por sulcos paralelos à direção de fluxo do material (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). A Figura 29 mostra o desgaste de flanco e de cratera gerado por abrasão, verificado em uma ferramenta de pcBN por Boing (2010) no torneamento do FFBC.

Figura 29 - Desgaste por abrasão em uma ferramenta de pcBN

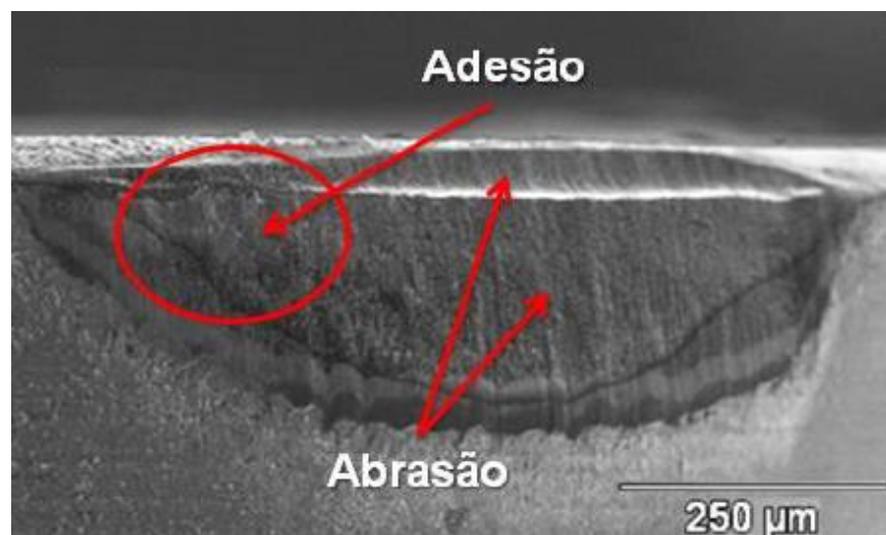


Fonte: Boing (2010).

- Aderência – A aderência se deve à junção de duas superfícies metálicas, geralmente quando submetidas a cargas moderadas, baixas temperaturas e baixas velocidades de corte, formando assim um extrato metálico de alta resistência que possibilita a migração de partículas entre os metais do substrato e da ferramenta. Desta forma, ao se remover este substrato, partículas da

ferramenta se perdem provocando desgaste. Apesar de ocorrer principalmente a baixas velocidades de corte, esta pode ocorrer também em velocidades de corte mais altas, desde que o fluxo irregular de cavaco aconteça. Este fluxo é facilitado pela profundidade irregular de corte, corte interrompido ou falta de rigidez da máquina (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014). A Figura 30 mostra uma ferramenta de pcBN com desgaste por adesão; a região desgastada por aderência possui perfil áspero analisado por Boing (2010).

Figura 30 - Desgaste por adesão e abrasão em uma ferramenta de pcBN

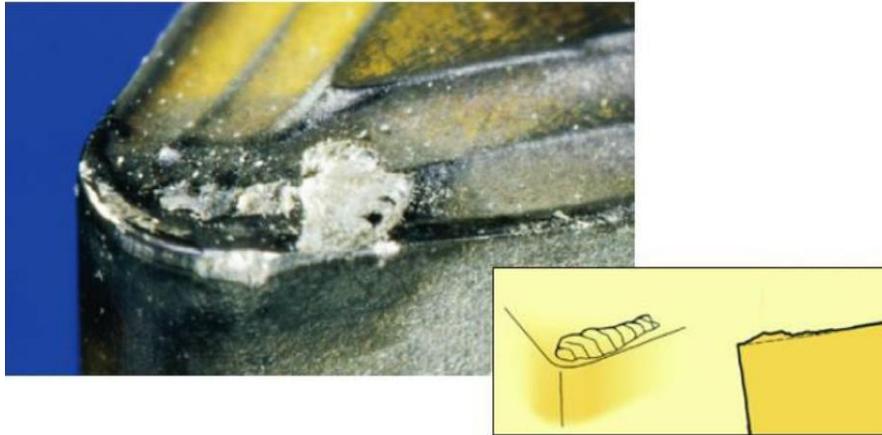


Fonte: Boing (2010).

Este fenômeno está presente na formação da aresta postiça de corte, porém o desgaste por aderência não ocorre necessariamente apenas com a aresta postiça de corte. A aresta postiça de corte se caracteriza pela formação de uma camada do material usinado, que se solda à superfície de saída da ferramenta, e modifica a geometria da ferramenta, modificando consecutivamente as forças de corte, o acabamento superficial e o desgaste da ferramenta. Esta aresta de corte tende a crescer gradualmente, até ao momento que se rompe de forma repentina, causando uma instabilidade no sistema. Ao se romper, a aresta postiça leva consigo partículas da superfície de folga da ferramenta, em compensação, a aresta postiça de corte protege a superfície de saída minimizando o desgaste. Esta se forma em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização do material usinado. (DINIZ; MARCONDES;

COPPINI, 2014). A Figura 31 mostra uma ferramenta de corte com aresta postiça de corte.

Figura 31 - Aresta postiça de corte



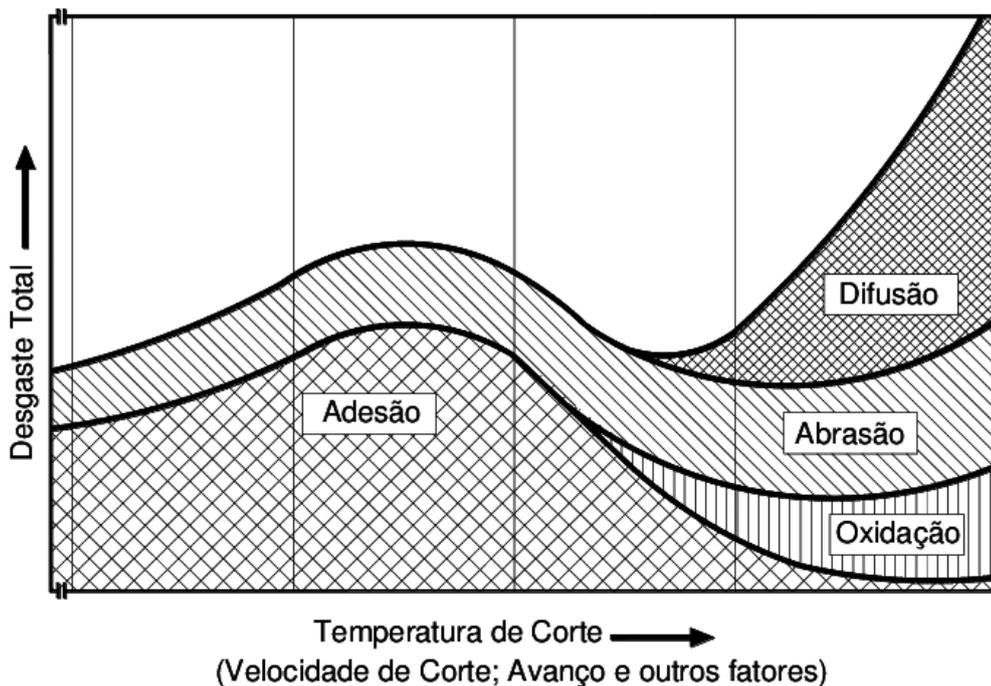
Fonte: Sandvik Coromant (2019).

- Difusão – A difusão consiste na transferência microscópica de átomos de um metal para outro. Este fenômeno é ativado principalmente pela temperatura da zona de corte e ocorre entre a ferramenta e a peça e é considerado um dos principais mecanismos de desgaste de cratera. A afinidade físico-química do metal usinado com o material da ferramenta tem papel fundamental no desgaste por difusão, quanto maior a afinidade entre os materiais, maior será o desgaste por difusão, como acontece em ferramentas de diamante que se desgastam rapidamente por difusão em contato com peças ferrosas devido à afinidade do carbono da ferramenta com o ferro do material usinado (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).
- Oxidação – A oxidação pode aparecer nas ferramentas de corte devido ao contato da mesma com ar e água em altas temperaturas. A maioria dos fluidos de corte possui em sua composição anti-corrosivos que evitam esta oxidação, porém, caso cuidados na conservação deste fluido não sejam tomadas, o fluido pode se tornar ácido e provocar a oxidação/corrosão da ferramenta de corte. Os óxidos de alumínio se mostram mais resistentes a este fenômeno. A oxidação ocorre geralmente nas extremidades de contato entre ferramenta-

cavaco e pode ser uma explicação para o desgaste de entalhe (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

A Figura 32 apresenta uma relação entre os mecanismos de desgaste e a temperatura.

Figura 32 - Mecanismo de desgaste em função da temperatura



Fonte: Vieregge (1970 apud Machado et al. 2015).

Segundo Machado et al. (2015), toda ferramenta de corte em trabalho sofre algum tipo de desgaste em função dos mecanismos de ativação presentes na usinagem. Os mecanismos de desgaste são apresentados em função da temperatura de trabalho. Pode-se notar que a baixas temperaturas, apenas os fenômenos de adesão e abrasão são percebidos, sendo que a adesão é o desgaste predominante. Porém, em temperaturas mais elevadas, a adesão perde força e cede espaço aos mecanismos de difusão e oxidação. É possível observar que o mecanismo de difusão cresce em escala exponencial após determinadas temperaturas, acelerando assim o desgaste da ferramenta em altas temperaturas.

Chen et al. (2018), pesquisaram a influência da abrasividade do FFBC no desgaste das ferramentas de corte de pcBN na usinagem a seco. A abrasividade do FFBC foi

classificada em função da fração volumétrica de cada fase e sua respectiva dureza, indicando que os materiais com maior Fração Volumétrica de Carbonetos (FVC) e maior dureza da matriz, possuem maior índice de abrasividade. Segundo os autores, o desgaste da ferramenta é uma combinação entre o desgaste de cratera e abrasão, porém o desgaste de abrasão é o principal tipo de desgaste na usinagem a seco. O desgaste de flanco máximo ( $VB_{Bmáx}$ ) tem relação linear com índice de abrasividade e aumenta com a velocidade de corte. O desgaste de cratera também é afetado pela abrasividade.

#### **4.4. Integridade superficial**

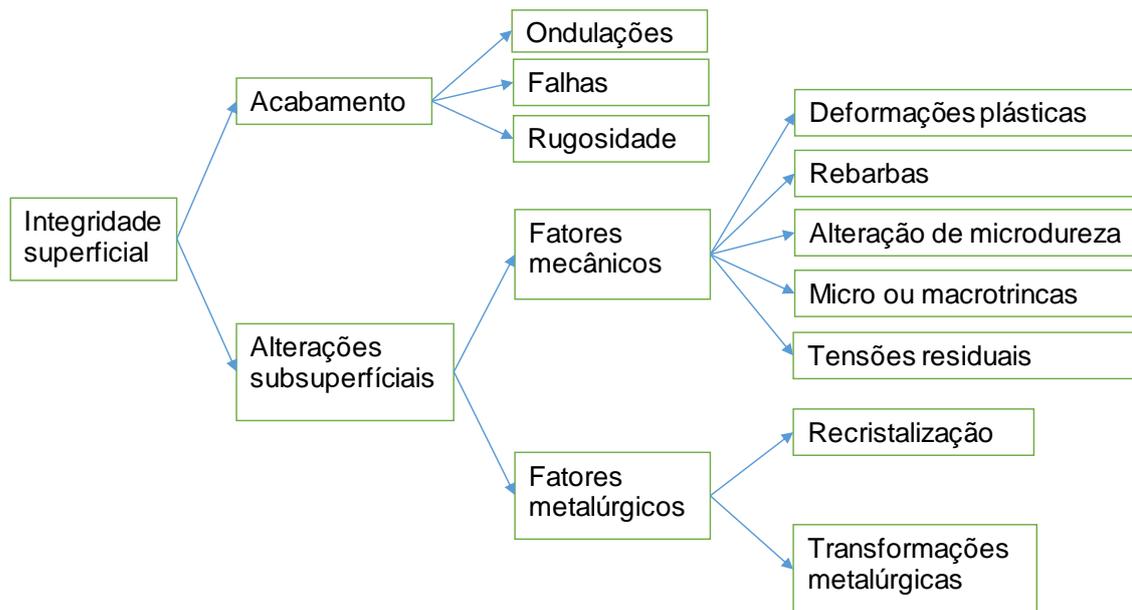
Segundo Silva (2016), o estudo da integridade superficial busca explicar alterações promovidas na superfície e subsuperfície da peça, analisando informações retiradas do material e podendo prever a vida útil do mesmo, após a passagem pelo distinto processo de fabricação. A integridade superficial têm sido pesquisada a fim de interligar diversos processos de fabricação.

A condição final da superfície usinada é um resultado de vários fenômenos que acontecem durante o usinagem do mesmo. Segundo Machado et al. (2015), a condição da superfície é afetada pelos seguintes parâmetros durante a usinagem:

- Deformações plásticas;
- Ruptura;
- Recuperação elástica;
- Geração de calor;
- Vibrações;
- Tensões residuais;
- E às vezes, reações químicas.

A Figura 33 mostra a classificação da integridade superficial devido à usinagem nos materiais.

Figura 33 - Classificação da integridade superficial.



Fonte: Adaptado de Machado et al. (2015)

#### 4.4.1. Rugosidade

Segundo Machado et al. (2015), a rugosidade de uma superfície é um conjunto de irregularidades finas, ou erros geométricos, provocados pela ação da ferramenta de corte durante a usinagem. Essa rugosidade depende de vários parâmetros, como por exemplo:

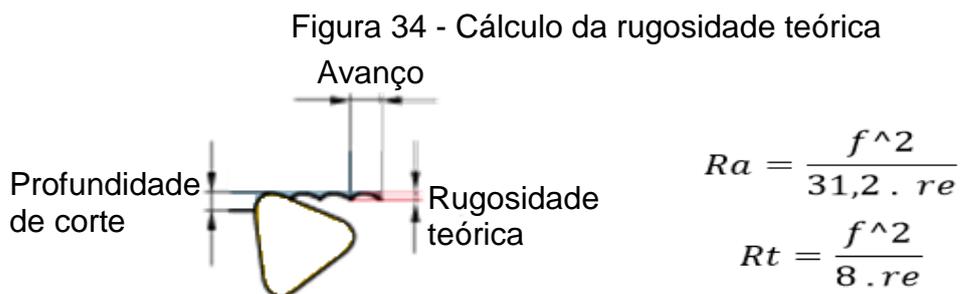
- Velocidade de corte;
- Avanço de corte;
- Máquinas ferramentas;
- Propriedades do material da peça;
- Geometria da ferramenta;
- Material da ferramenta;
- Operação de usinagem entre outros.

Em muitos casos, a rugosidade é utilizada como parâmetro de saída para controlar o processo de usinagem, podendo inclusive determinar o término da vida útil de uma ferramenta de corte. A rugosidade é um parâmetro que pode ser especificado em função da aplicação da peça em superfícies de deslizamento ou que exigem um

aspecto visual de qualidade. Uma baixa rugosidade pode ser requerida para que a peça tenha brilho; em outras superfícies, como paredes de cilindro de motores, por exemplo, uma rugosidade característica deve ser observada a fim de garantir a eficiência do funcionamento do mecanismo (MACHADO et al. 2015)

O parâmetro  $R_a$  (Desvio aritmético médio), é amplamente empregado como controle de processos, representa um valor médio, é um parâmetro estável e está disponível na maioria dos rugosímetros, além de não sofrer influência de picos ocasionais. Porém, este parâmetro analisado de forma isolada, possibilita a comparação de superfícies relativamente diferentes, porém com  $R_a$  bem próximos. Para amenizar este problema pode-se adotar em conjunto outros parâmetros, como o  $R_q$  (Desvio médio quadrático), que tende a ampliar picos e marcas que acontecem de forma esporádica, evidenciando estes defeitos em superfícies onde o  $R_a$  teria valores baixos. Outros parâmetros como  $R_z$  (Altura máxima do perfil) e  $R_t$  (Altura total do perfil) devem ser empregados quando se deseja saber a altura máxima de um perfil e identificar defeitos ou irregularidades que possa ocorrer na superfície (MACHADO et al. 2015).

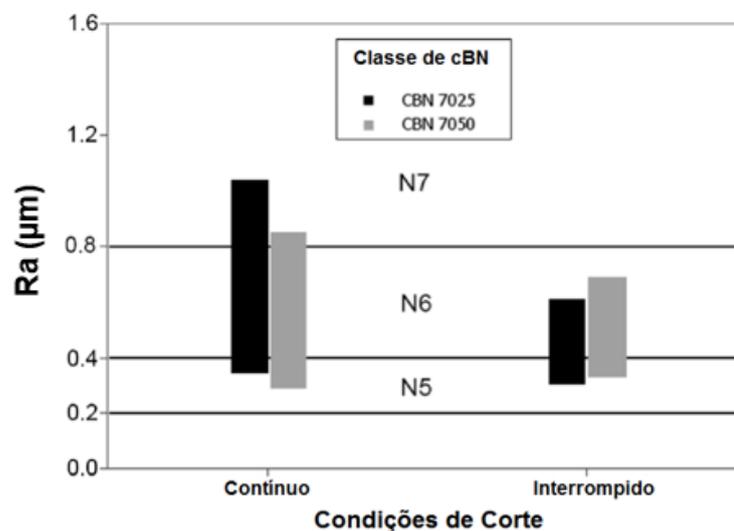
Machado et al. (2015), destaca que os parâmetros  $R_a$  e  $R_t$  podem ser calculados teoricamente no torneamento em função do avanço utilizado e do raio da ponta da ferramenta, porém estes valores devem ser apenas indicativos, visto que os valores reais são acrescidos de inúmeras situações que não são consideradas nas fórmulas para cálculo teórico da rugosidade como vibrações e desgaste da aresta de corte por exemplo. No processo de torneamento, quando o avanço ( $f$ ) é menor que o raio de ponta da ferramenta ( $re$ ) a rugosidade pode ser calculada pela fórmula apresentada na Figura 34.



Fonte: Adaptado de Machado et al. (2015)

Oliveira, Boing e Schroeter (2016), pesquisaram a usinagem do FFBC no estado bruto de fusão utilizando duas classes de ferramentas de pcBN, a classe CB7025 (60% de cBN) e a classe CB7050 (90% de cBN), os autores trabalharam com corte contínuo e interrompido na condição de corte a seco, utilizando velocidade de corte de 200 m/min e avanço de 0,08 mm/rot, a profundidade de corte foi de 0,15mm e o raio de ponta da ferramenta utilizada foi 1,2 mm. O critério utilizado para fim de vida das ferramentas foi o  $VB_B = 0,20$  mm. A Figura 35 mostra o comportamento do desvio aritmético médio ( $R_a$ ) ao final da vida das ferramentas.

Figura 35 - Desvio aritmético médio ( $R_a$ ) ao final da vida das ferramentas



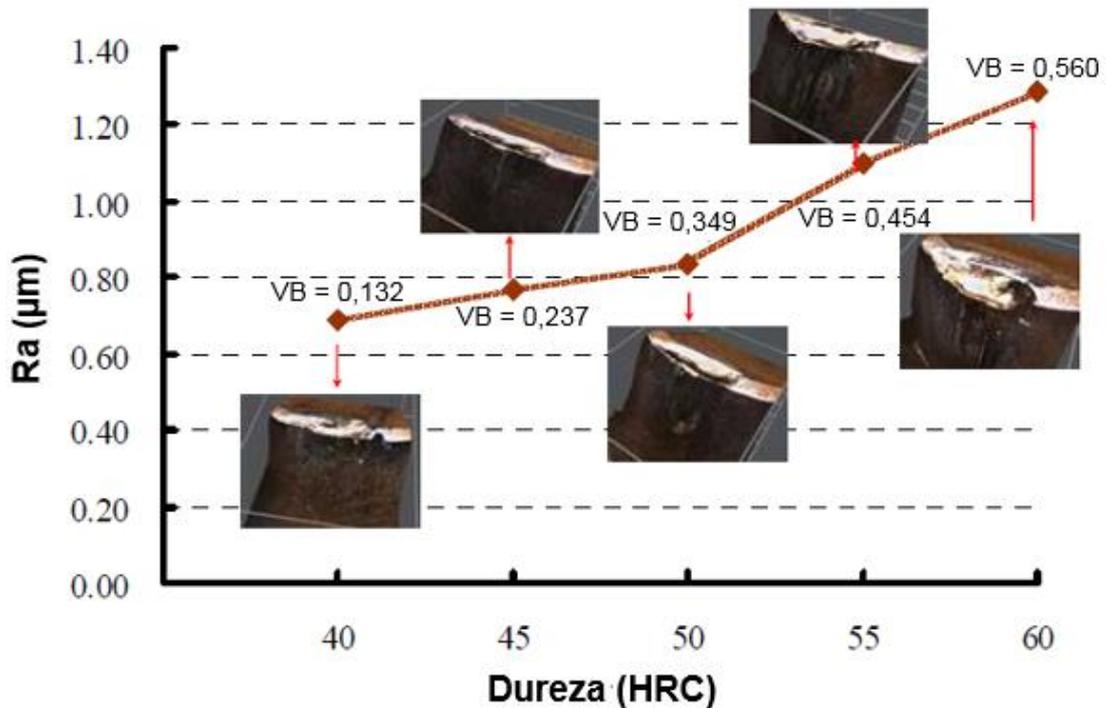
Fonte: Oliveira, Boing e Schroeter (2016).

Conforme apresentado na Figura 35, o corte interrompido apresentou resultados finais de rugosidade inferiores ao corte contínuo. A ferramenta de classe CB7025 (60% de cBN) apresentou maiores valores de rugosidade em relação a ferramenta de classe CB7050 (90% de cBN) no corte contínuo, porém este resultado se inverteu no corte interrompido. De forma geral, no corte contínuo o  $R_a$  ficou próximo a  $0,90 \mu\text{m}$ , e no corte interrompido o  $R_a$  ficou próximo a  $0,60 \mu\text{m}$  (OLIVEIRA, BOING E SCHROETER, 2016).

Tang et al. (2019) pesquisaram o desempenho de ferramentas de pcBN no torneamento a seco do aço AISI D2 endurecido com durezas de 40, 45, 50, 55 e 60 HRC. A ferramenta utilizada nos experimentos contém 50% de cBN e raio de ponta de 0,80 mm, a velocidade de corte utilizada foi de 250 m/min, com profundidade de

corte de 0,20 mm e avanço de 0,10 mm/rot. Os testes foram interrompidos quando o comprimento de corte alcançou 720 m. A Figura 36 mostra o desvio aritmético médio encontrado para as durezas analisadas em função dos desgastes de flanco apresentado pelas ferramentas.

Figura 36 - Desvio aritmético médio (Ra) em função da dureza e desgaste de flanco.



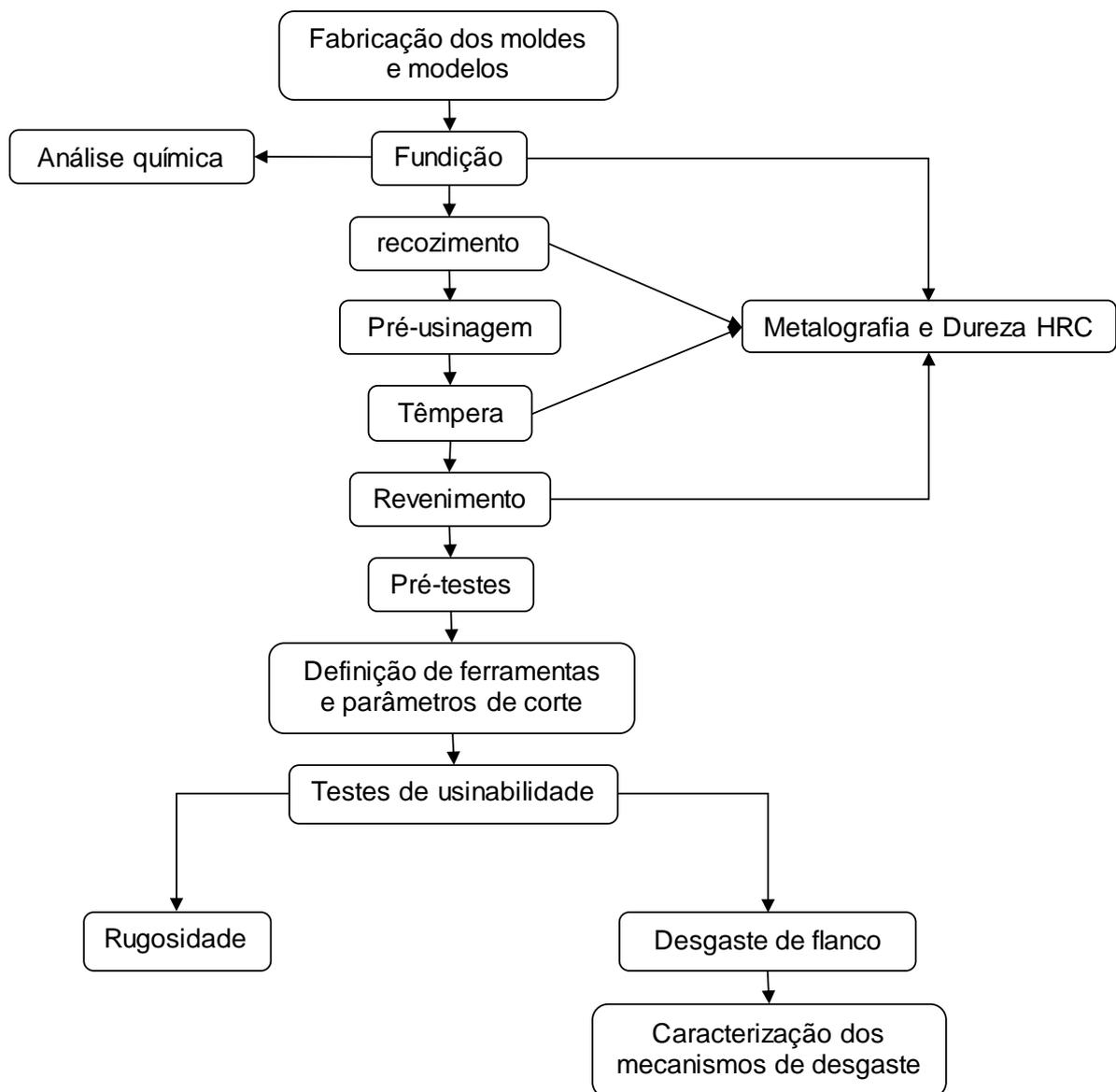
Fonte: Tang et al. (2019).

Nas durezas de 55 e 60 HRC, com desgaste de flanco de 0,454 e 0,560 mm respectivamente, o desvio aritmético médio (Ra) apresentou valores próximos de 1,20 µm. É possível observar que os valores de rugosidade aumentam à medida que o desgaste de flanco cresce, indicando que a rugosidade está diretamente ligada ao desgaste de flanco.

## 5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para execução do trabalho, foram fabricados corpos de prova por meio do processo de fundição, posteriormente estes foram tratados termicamente, o material caracterizado e os ensaios de usinabilidade executados. Pode ser observado na Figura 37, os procedimentos desenvolvidos para execução do trabalho, assim como a sua sequência de execução.

Figura 37 - Procedimentos experimental



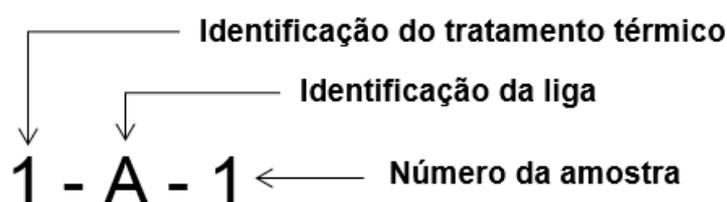
Fonte: Elaborado pelo autor.

Os experimentos práticos foram realizados na oficina de usinagem do Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (SENAI) na cidade de Itaúna - MG, na unidade Centro Tecnológico de Fundição (CETEF) Marcelino Corradi e nas dependências do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), e as análises laboratoriais foram desenvolvidas tanto no laboratório de ensaios e análises em materiais (LAMAT) do SENAI CETEF, quanto nos laboratórios do Departamento de materiais (DEMAT) do CEFET-MG.

### 5.1. Identificação das amostras

Para facilitar a identificação das amostras e corpos de prova durante o desenvolvimento do trabalho, foi utilizada a mesma padronização de codificação durante todo o desenvolvimento, tanto para corpos de prova, quanto para amostras para ensaios conforme Figura 38.

Figura 38 - Identificação das amostras e corpos de prova



Fonte: Elaborado pelo autor.

A identificação das amostras contempla o tratamento térmico, a liga e o número da amostra. A codificação de cada item pode ser verificada na Tabela 4.

Tabela 4 - Legenda de identificação das amostras.

Identificação do Tratamento térmico		Identificação da liga		Número da amostra
1	Bruto de fusão	A	Sem Nióbio	1 a 30
2	Recozido			
3	Temperado	B	Com Nióbio	
4	Revenido			

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para identificar os ensaios de usinabilidade, a padronização seguiu a codificação mostrada na Figura 39.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A identificação dos ensaios contempla a velocidade de corte em metros por minuto (m/min), o avanço em milímetros por rotação (mm/rot), a liga, sendo o material com adição de nióbio (CNB) e sem adição de nióbio (SNB) e finalmente as condições de corte a seco (S) e com a utilização de fluido de corte (F).

## 5.2. Geometria dos corpos de prova

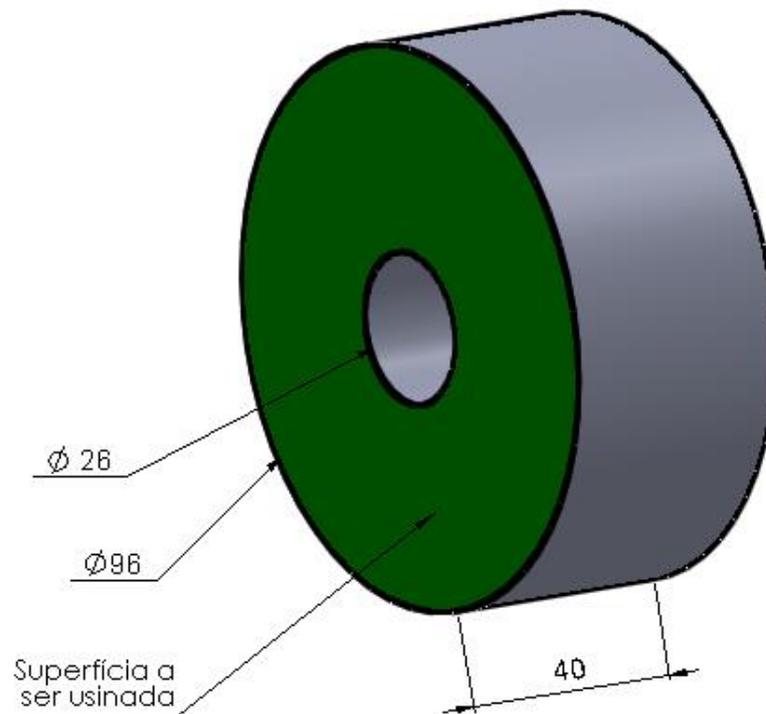
Os corpos de prova para o desenvolvimento do processo visam garantir a confiabilidade dos resultados e possibilitar discussões sobre o comportamento das ferramentas utilizadas em cada uma das condições de corte. Os corpos de prova foram fundidos e o material utilizado foi o Ferro Fundido branco Alto Cromo (FFBAC) com e sem adição de nióbio.

A geometria do corpo de prova foi desenvolvida com o objetivo de se obter maior aproveitamento do material nos testes. Desta forma foi escolhida a operação de faceamento e o modelo do corpo de prova foi desenvolvido a partir de referências utilizadas e validadas por outros autores como Diniz e Oliveira (2008), Oliveira, Diniz e Ursolino (2009), Boing (2010) e Oliveira, Boing e Schroeter (2016).

Os corpos de prova possuem diâmetro externo de 96 mm e 40 mm de espessura, no centro existe um furo passante com diâmetro de 26 mm. Este furo é fundamental para que no momento dos testes, a velocidade de corte se mantenha constante durante todo o contato entre ferramenta e peça. Para executar os pré-testes com corte interrompido, foi utilizado o mesmo corpo de prova do corte contínuo, porém foi

realizado dois rasgos na face espaçados em 90°, com 10 mm de largura e 20 mm de profundidade. Na Figura 40 pode-se observar a geometria final dos corpos de prova nos ensaios com corte contínuo, assim como a face a ser usinada.

Figura 40 - Modelo de corpo de prova para teste de usinabilidade.



Fonte: Elaborado pelo autor.

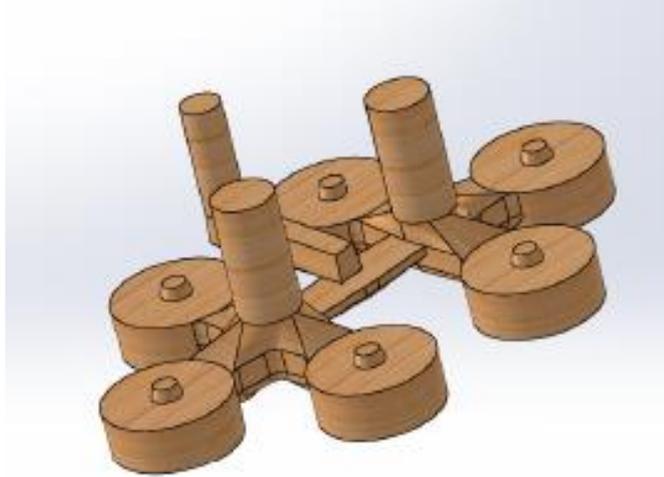
Para possibilitar uma pré-usinagem para retirada da camada externa, onde geralmente as peças saem da fundição com acabamento áspero e com algumas impurezas, os projetos de fundição foram elaborados com sobremetal de aproximadamente 1,5 mm em cada superfície.

### 5.2.1. Fundição dos corpos de prova

Os procedimentos para fundição dos corpos de prova foram desenvolvidos nas dependências do SENAI Itaúna CETEF, buscando a homogeneidade das peças, ausência de impurezas, porosidades ou descontinuidades que poderiam influenciar nos resultados.

O modelo para fabricação dos moldes foi fabricado em madeira, como mostrado na Figura 41, visto que é um material de baixo custo e que o número de caixas de molde foi pequeno.

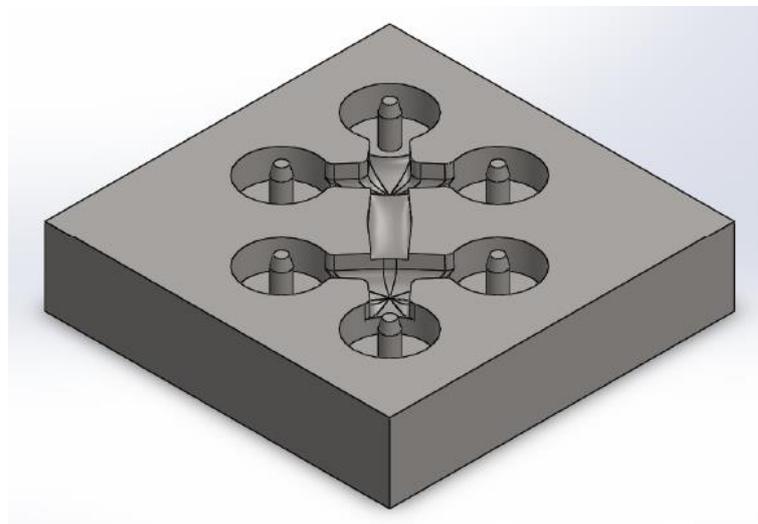
Figura 41 - Modelo de fundição dos corpos de prova em madeira.



Fonte: Elaborado pelo autor.

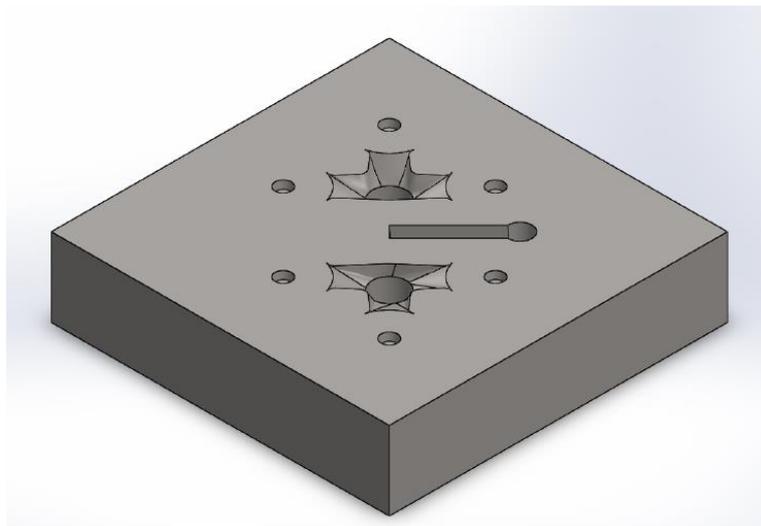
O modelo foi desenvolvido para que sejam fundidas seis peças para cada caixa de molde como pode ser observado nas Figuras 42 e 43. Os canais de alimentação foram dimensionados em função do volume e material a ser fundido. Os moldes foram fabricados de areia sintéticas e moldados sobre caixas metálicas.

Figura 42 - Molde para fundição dos corpos de prova, caixa inferior.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 43 - Molde para fundição dos corpos de prova, caixa superior.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma luva exotérmica de 2" x 6" foi usada a cada conjunto de 3 corpos de prova para garantir a alimentação de metal durante o resfriamento dos mesmos, compensando as diferenças sofridas por contração do material. O furo central foi produzido através de um sistema de macho.

A liga Ferro-Nióbio (Fe-Nb) é oferecida comercialmente na granulometria de 10 a 50 mm. Oliveira (2015) relatou em seu trabalho a dificuldade de dissolução do Fe-Nb na liga de FFBC em granulometrias oferecidas comercialmente, conseguindo uma dissolução de apenas 47% do material na liga. Melo, Guimarães e Pinheiro (2017) adicionaram o Fe-Nb triturado a uma liga de ferro fundido branco alto cromo III-A em temperatura de  $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$  e com granulometria média de  $19,73 \mu\text{m}$ , conseguindo incorporação em torno de 90% após 10 minutos.

Objetivando uma dissolução mais eficiente, a liga de Fe-Nb foi triturada em um britador de mandíbulas e posteriormente em um moinho de discos. O material obtido foi homogeneizado em um quarteador de amostras tipo JONES e retirada uma amostra para análise granulométrica em um granulômetro a laser Cilas 1090 Líquido  $0,04 \mu\text{m} - 500,00 \mu\text{m} / 100$  Classes. O resultado e os parâmetros utilizados na análise granulométrica podem ser observados na Figura 44. A granulometria média obtida foi de  $21,5 \mu\text{m}$ , próxima à granulometria de  $19,73 \mu\text{m}$  conseguido por Melo, Guimarães e Pinheiro (2017).

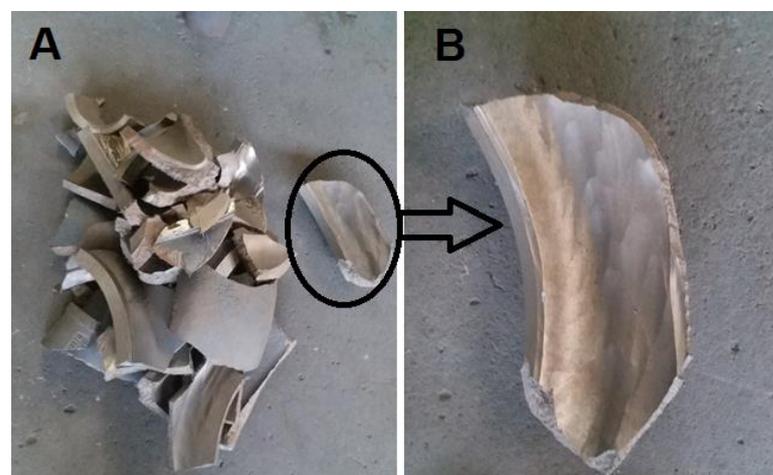
Figura 44 - Granulometria a laser

Ultrasom	: 60	s
Obscuration	: 13	%
Diâmetro a 10%	: 4.13	µm
Diâmetro a 50%	: 16.68	µm
Diâmetro a 90%	: 46.47	µm
Diâmetro médio	: 21.50	µm
Fraunhofer		
Densidade/Fator	-----	
Superfície específica	-----	
Diluição automática	: Não / Não	
Medida./Limp.	: 60s/60s/4	
SOP name	: Fraunhofer	

Fonte: Elaborado pelo autor.

A fusão foi executada na oficina de fundição do SENAI CETEF em um forno a indução com capacidade para 300 kg. Os corpos de prova foram fundidos em uma única corrida, sendo uma retirada intermediária para o material sem adição nióbio, e ao restante foi adicionado o nióbio objetivando uma porcentagem de 0,5%. Esta porcentagem de adição de nióbio foi proposta pelos autores Penagos (2016) e Melo (2018) e segundos os autores fornece um bom custo-benefício no aumento de resistência ao desgaste no FFBAC. A matéria prima utilizada foi pedaços de um rotor de bomba de polpa de minério de ferro utilizada em mineração (Ferro fundido branco alto cromo Classe III Tipo A), que foi retirada de rotores com peso médio de 6000 Kg. A Figura 45 apresenta a sucata de ferro fundido branco alto cromo III-A.

Figura 45 - Sucata de rotor de bomba de FFBAC III-A utilizada como matéria prima



a) Carga total do forno

b) Pedaço de rotor

Fonte: Elaborado pelo autor.

A composição química não sofreu nenhuma correção, apenas foi adicionado o Ferro-Nióbio comercial e os desoxidantes: 0,1% de alumínio no banho e 0,3% de cálcio-silício no jarro no momento do vazamento. Inicialmente, o forno foi preenchido com 320 kg e o metal levado a temperatura de  $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$ ; assim que o material se homogeneizou, foi feita uma retirada de aproximadamente 150 Kg de metal para preenchimento dos moldes sem adição de nióbio, a temperatura de vazamento no molde foi de  $1420^{\circ}\text{C}$ , preenchendo assim a metade dos moldes, nesta etapa foram preenchidos 6 moldes, cada molde possui um peso total de aproximadamente 24 kg. Observa-se na Figura 46 o momento da retirada do metal do forno e a adição do cálcio-silício no jarro de metal no momento do vazamento.

Figura 46 - Retirada do metal do forno



Fonte: Elaborado pelo autor.

Ao material restante no forno, aproximadamente 170 kg, foi adicionado 1,453 kg da liga Ferro-Nióbio em pó, considerando que o teor de nióbio informado pelo fornecedor da liga era de 65% e que a taxa de dissolução seria de 90%. O nióbio foi deixado no banho a temperatura controlada de  $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$  pelo tempo de 15 minutos; após este tempo, foi retirada uma pastilha para verificação da composição química e posteriormente o material foi vazado a temperatura de  $1420^{\circ}\text{C}$  nos moldes restantes.

Verifica-se nas Figuras 47 e 48, sucessivamente, o metal sendo vazado no molde e posteriormente o molde preenchido em fase de resfriamento.

Figura 47 - Vazamento de metal no molde.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 48 - Molde preenchido com metal em fase de resfriamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após a fusão, o material foi desmoldado, passou por limpeza com jateamento de granalha de aço para retirada de impurezas, os canais de alimentação foram quebrados e as rebarbas grosseiras foram retiradas. Percebe-se na Figura 49 os corpos de prova após a desmoldagem e jateamento de granalha. Para realização dos testes de usinabilidade, foi utilizada sempre a face que estava na posição inferior no momento da fusão, evitando desta forma o aparecimento de porosidades e impurezas, que tendem a aparecer prioritariamente na parte superior da peça.

Figura 49 - Corpos de prova após desmoldagem e jateamento de granalha.



Fonte: Elaborado pelo autor.

### 5.3. Tratamento térmico de recozimento

O forno utilizado nos tratamentos térmicos é do tipo cadinho, fabricado pela Oriental Engineering, modelo P50/120. Seu cadinho possui diâmetro de 500 mm e altura de 750 mm, sendo dotado de sistema com circulação forçada de ar para homogeneização da temperatura. Para possibilitar a usinagem do material, os corpos de prova foram recozidos, a temperatura foi de 700°C por 6 horas, estes parâmetros foram sugeridos por Carmo, Dias e Leonardo (1998) e Ortega, Bernadini e Torres (2006). Após este período o resfriamento ocorreu dentro do próprio forno até que se atingisse temperatura próxima a temperatura ambiente, o tempo esperado para abertura do forno foi de aproximadamente 48 horas. Como a capacidade do forno era

de 70 kg, as peças foram recozidas em duas etapas, sendo a primeira etapa para as peças sem adição de nióbio, e a segunda etapa para as peças com adição nióbio, mantendo ciclo de tratamento térmico idêntico para as duas etapas do processo. Nas Figuras 50 e 51 apresenta-se as peças dentro do forno para o tratamento térmico e as peças após a retirada do forno.

Figura 50 - Peças dentro do forno para tratamento térmico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 51 - Peças após tratamento térmico de recozimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

#### 5.4. Pré-usinagem dos corpos de prova

Após o recozimento, o material foi pré-usinado em um torno convencional para retirada da superfície irregular resultante da fundição, visando garantir uma superfície mais uniforme e livre de impurezas. Nesta etapa foi retirado aproximadamente 1,50 mm de material em cada superfície do corpo de prova, possibilitando uma superfície lisa e livre de impurezas. Para a pré-usinagem foi utilizada uma ferramenta de metal duro negativa, própria para usinagem de desbaste. A ferramenta de corte utilizada foi de geometria CNMG 120408-TF IC908, e a velocidade de corte utilizada foi de aproximadamente 50 m/min com avanço de 0,10 mm/rot e profundidade de corte de 1 mm. Inicialmente os corpos de prova tiveram o furo central padronizado em 26 mm e as faces usinadas. Apresenta-se na Figura 52 o faceamento do corpo de prova na fase de pré-usinagem.

Figura 52 - Faceamento dos corpos de prova na pré-usinagem.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para a usinagem do diâmetro externo, visando garantir a concentricidade com o furo, e permitir que a superfície externa fosse toda retirada em apenas um passe, foi desenvolvido um dispositivo de fixação, mostrado na Figura 53, com capacidade para torneamento de 02 corpos de prova por vez.

Figura 53 - Dispositivo para fixação dos corpos de prova na pré-usinagem do diâmetro externo.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 54 mostra os corpos de prova sendo fixados e usinados pelo dispositivo da Figura 53.

Figura 54 - Corpos de prova fixos no dispositivo.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após finalização dos trabalhos de pré-usinagem, toda a crosta fundida foi retirada. Em média foi retirada uma camada de 1,50 mm de material em cada superfície. Os rasgos referentes aos corpos de prova para corte interrompido nos pré-testes foram realizados após conclusão dos tratamentos térmicos. Para realização dos cortes, foi utilizada uma máquina de eletroerosão a fio ActsPark FW1 com fio de molibdênio. A dureza do material não influencia no processo de corte através de eletroerosão a fio,

por este motivo, decidiu-se executar o corte após a conclusão dos tratamentos térmicos.

### **5.5. Tratamento térmico de têmpera e revenimento**

Os corpos de prova passaram por tratamento térmico de têmpera, objetivando elevar a dureza dos mesmos e, conseqüentemente, aumentar a resistência ao desgaste do material. O ciclo de tratamento escolhido foi elevação da temperatura a 1050°C por 2h, segundo Carmo, Dias e Leonardo (1998), Tabrett e Sare (1997), Farah (1997) e Ortega, Bernadini e Torres (2006). Permitindo assim a austenitização do material e resfriamento por meio de ventilação forçada. Para possibilitar uma taxa de resfriamento semelhante em todas as amostras, foi confeccionado um suporte onde as amostras foram acomodadas de forma equidistante e sem contato entre elas. As faces deixadas para o lado externo na montagem do dispositivo, foram as faces que ficaram na parte inferior do molde no momento da fusão, e que posteriormente serão usinadas no teste de usinabilidade. Observa-se na Figura 55 os corpos de prova posicionados antes de irem ao forno para aquecimento.

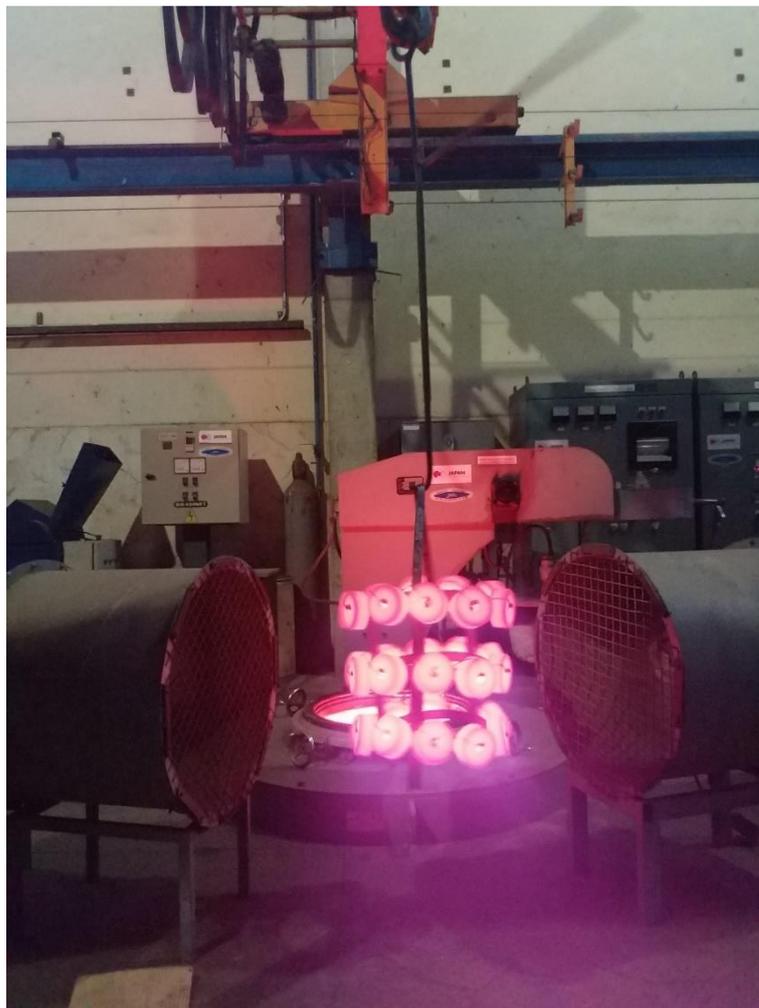
Figura 55 - Disposição dos corpos de prova para tratamento térmico.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A disposição representada possibilita que todas as amostras recebam ventilação semelhante e que uma amostra não influencie diretamente no resfriamento da outra, evitando o contato entre as mesmas. O resfriamento foi realizado por dois ventiladores industriais posicionados logo na saída do forno; o suporte foi mantido em rotação até o resfriamento das amostras. Pode-se notar na Figura 56 as amostras em fase de resfriamento, logo após serem retiradas do forno de tratamento térmico.

Figura 56 - Corpos de prova em fase de resfriamento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Após o resfriamento, as amostras foram levadas novamente ao forno e passaram pelo tratamento térmico de revenimento, onde permaneceram na temperatura de 200°C por 2 horas e com resfriamento na atmosfera, procedimento recomendado por Ortega, Bernadini e Torres (2006).

## 5.6. Análise química

A análise química das ligas foram verificadas por espectrometria de emissão óptica, utilizando um espectrômetro SPECTROMAXx, situado no LAMAT. Os resultados são uma média simples de 3 amostras retiradas em 3 corpos de prova diferentes.

## 5.7. Pré-teste da usinabilidade

Para escolha das ferramentas de corte e dos parâmetros de usinagem a serem utilizadas no trabalho, em função de poucas informações na literatura, decidiu-se por pré-testes com ferramentas de corte de cerâmica e pcBN. Para desenvolvimento do pré-teste de usinagem foram escolhidos dois corpos de prova, um para corte contínuo e outro para corte interrompido. A liga escolhida para os pré-testes foi a com adição de nióbio, prevendo que este material poderia apresentar características mais desfavoráveis a usinabilidade.

Foi definida também a velocidade de corte de 100m/min e testadas as ferramentas nas condições de corte contínuo e interrompido. Foi testado também em corte contínuo a velocidade de corte de 200m/min, os demais parâmetros de corte foram: profundidade de corte de 0,2 mm e o avanço de 0,08 mm/min em todas as condições. Os pré-testes foram executados em um torno horizontal CNC marca NARDINI, modelo LOGIC III. Os principais dados da máquina são: motor com 7,5 kW de potência, gama de velocidades de 21 a 3500 rpm, com torre porta ferramentas de 8 posições e distância entre pontas de 1000 mm, o avanço rápido em X e Z é de 15000 mm/min, placa pneumática com 170 mm de diâmetro e o diâmetro máximo admissível é de 440 mm. Os pré-testes foram executados nesta máquina, em função da indisponibilidade da máquina a ser utilizada nos testes de usinabilidade.

Foram testadas duas classes de cerâmicas, a classe CC650 (Cerâmica mista  $Al_2O_3$  + 28% de TiC sem revestimento) e a CC6050 (Cerâmica mista  $Al_2O_3$  + 30% de TiC com revestimentos de TiN) ambas da marca Sandvik. Para critério de comparação de ferramentas e para que o desgaste da ferramenta pudesse ser acompanhado de forma mais eficiente preservando as arestas para análise futura no MEV, decidiu-se que a condição de monitoramento na pré-usinagem seria um desgaste com  $VB_{Bmáx} =$

0,5 mm. Foram testadas 4 classes de ferramentas de pcBN da marca Sandvik; estas classes são CB7020 (20% cBN), CB7025 (60% cBN), CB7115 (50% cBN) e CB7050 (90% cBN), sendo que cada passada gastou um tempo de corte de aproximadamente 55 segundos para ser concluída na velocidade de corte de 100m/min, e 27 segundos na velocidade de corte de 200 m/min.

### **5.8. Dureza**

Para verificar a dureza do material, foi utilizado um durômetro universal Dura Visio DV30, calibrado por laboratório pertencente à Rede Brasileira de Calibração (RBC), sendo o ensaio realizado conforme norma ABNT NBR NM ISO 6508-1 (2008), no laboratório do LAMAT. Para a medição foram utilizados 6 pontos na face que posteriormente foi usinada. Foram utilizadas mais 2 réplicas em cada situação, totalizando um total de 18 medições.

Para analisar a dureza do material em função da profundidade, visto que esta variação pode acarretar em significativas diferenças no desgaste da ferramenta à medida que esta avança em múltiplos passes sobre o material, foi cortada uma amostra no sentido transversal à face de referência. A dureza foi verificada a cada 3 mm de profundidade até alcançar a profundidade de 18 mm. Em cada profundidade foram executadas mais 2 réplicas totalizando 3 medidas em cada profundidade.

### **5.9. Análise microestrutural**

Para análise da microestrutura, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca JEOL, modelo JSM-6510 LV, equipado com Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) modelo Thermo Fisher Scientific NSS 2.3. Para ilustrar as fases do tratamento térmico, a caracterização microestrutural foi feita após cada etapa de tratamento térmico, com foco na condição revenida que foi a utilizada para análise da usinagem do material.

### **5.10. Fração Volumétrica de Carbonetos (FVC)**

A quantificação da FVC foram realizadas nas amostras no estado bruto de fusão pois, neste estado a matriz não possui carbonetos secundários precipitados, sendo mais fácil a identificação dos carbonetos primários que não são afetados pelo tratamento

térmico. Para verificação da FVC foi utilizado o software Fiji Is Just Image J. As amostras foram polidas e atacadas com Vilella e as imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura, sendo 20 imagens para cada condição, cujo ampliação utilizada foi de 500x.

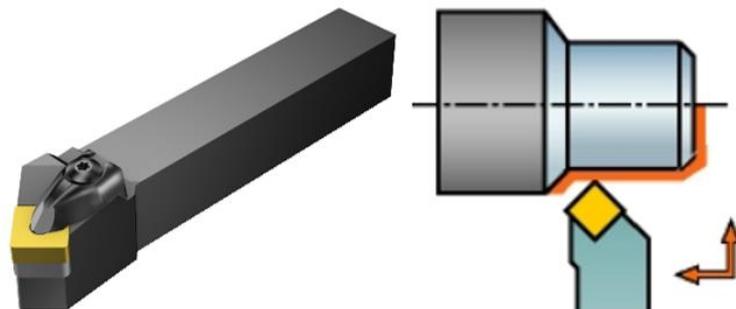
### 5.11. Difratometria de Raios X (DRX)

A caracterização das estruturas cristalinas das ligas foi realizada por difratometria de raios X (DRX) no laboratório de Raios X no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. O equipamento utilizado foi um Difrátômetro de raios X marca Philips-PANalytical modelo PW 1710, o tubo de raios X com radiação de  $\text{Cu K}\alpha$  ( $\lambda=1,54056 \text{ \AA}$ ). O ensaio foi realizado com um intervalo de varredura de  $30$  a  $100^\circ$  ( $2\theta$ ), passo de  $0,02^\circ$  com tempo por passo de  $1\text{s}$ , a tensão utilizada foi de  $50\text{kV}$  e corrente de  $35\text{mA}$ .

### 5.12. Ferramenta e porta ferramenta

Os ensaios foram realizados com ferramentas e porta ferramenta da marca Sandvik. A ferramenta de pcBN possui especificação SNGA120408, classe CB7025, sem revestimento com 60% de cBN e distribuição bimodal de grãos ( $1$  e  $3 \mu\text{m}$ ) e um ligante de cerâmica fornecendo alta resistência a quebras e sendo uma opção versátil no torneamento de peças de alta dureza segundo o fabricante. O porta ferramenta utilizado foi o DSSNR 2020K 12 resultando nos seguintes ângulos principais: ângulo de posição principal ( $\chi_r$ ):  $45^\circ$ , ângulo de posição secundário ( $\chi_r'$ ):  $45^\circ$ , ângulo de saída ( $\gamma_0$ ):  $-6^\circ$ , ângulo de inclinação ( $\gamma_s$ ):  $-6^\circ$ . A montagem da ferramenta é apresentada na Figura 57.

Figura 57 - Porta ferramenta utilizado nos experimentos e usinabilidade.



Fonte: Sandvik Coromant (2019).

### **5.13. Máquina ferramenta**

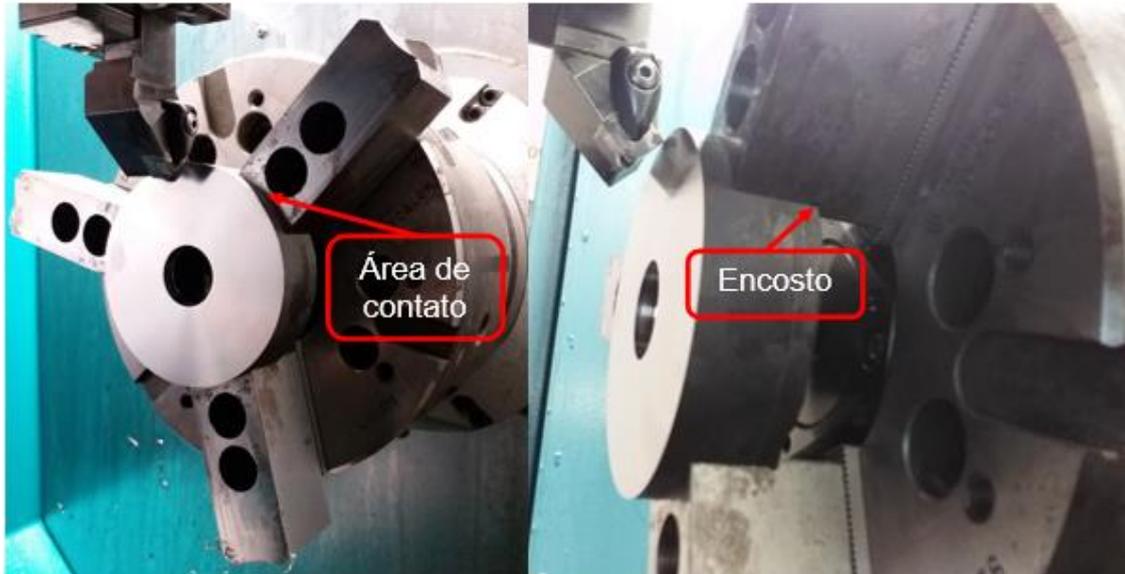
Os experimentos foram realizados em um torno horizontal com Comando Numérico Computadorizado (CNC) marca INDEX, modelo IT 600 – 2. Os principais dados da máquina são: motor com 40,3 kW de potência, rotação máxima de 4000 RPM, torre porta ferramentas de 14 posições e distância entre pontas de 600 mm; placa hidráulica com diâmetro de passagem de 65 mm e diâmetro máximo admissível de 620 mm. O sistema operacional é o FANUC 32i-B.

Novos pré-testes foram realizados na máquina com o objetivo de verificar sua estabilidade em relação à máquina onde foi desenvolvido os pré-testes iniciais, visto que esta máquina possui melhor rigidez e sistema de fixação hidráulico. As ferramentas de cerâmicas foram testadas novamente, e apresentaram resultados semelhantes aos pré-testes iniciais, não suportando o corte na usinagem do FFBC. Na condição de corte interrompido com a ferramenta de pcBN (classe CB7025), a vida da ferramenta foi ainda menor, indicando que a rigidez da máquina pode ter transferido para ferramenta uma maior quantidade de energia gerada nos impactos ocasionados pelas interrupções de corte no material, e a ferramenta apresentou avarias logo nos primeiros passes, confirmando o resultado dos pré-testes iniciais.

### **5.14. Ensaio de usinabilidade**

Com o objetivo de aumentar a rigidez e a estabilidade dos testes, o sistema de fixação foi alterado permitindo uma maior área de contato entre o corpo de prova e a castanha. A castanha foi modificada visando uma superfície de contato com raio idêntico ao do corpo de prova, permitindo uma melhor fixação, e garantindo a concentricidade externa durante os testes. O sentido de faceamento foi da extremidade para o centro. Foi confeccionado também um encosto limitando o posicionamento do corpo de prova durante os ensaios, este encosto é importante para evitar um possível deslocamento do corpo de prova no sentido do eixo arvore durante os experimentos, e também facilitando o processo de referenciamento do sistema durante as interrupções para medições de desgaste da ferramenta e rugosidade. Sendo que após cada interrupção, ao recolocar o corpo de prova na máquina, este era apoiado e forçado contra este encosto no momento da fixação, garantindo assim o referenciamento. A Figura 58 apresenta o sistema de fixação utilizado.

Figura 58 - Sistema de fixação nos testes de usinabilidade.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Ao fixar o corpo de prova na máquina, um pequeno passe foi realizado no furo do material, com o objetivo de garantir a concentricidade do furo com o diâmetro externo do corpo de prova, evitando que algum erro de concentricidade do furo possa interferir nos testes. A partir das informações dos pré-testes e baseado em pesquisas bibliográficas realizadas, os testes foram desenvolvidos seguindo os mesmos parâmetros no material com e sem adição de nióbio. A profundidade de corte foi 0,20 mm foi mantida constante em todos os testes, os demais parâmetros de usinagem adotados podem ser observados na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros de usinagem

Testes de usinabilidade		
Vc (m/min)	Condição	f (mm/rot)
100	seco	0,08
		0,12
	Lubri-refrigerado	0,08
150	seco	0,08
		0,12
	Lubri-refrigerado	0,08
200	seco	0,08
		0,12
	Lubri-refrigerado	0,08
300	seco	0,08
	Lubri-refrigerado	0,08

Fonte: Elaborado pelo autor.

Em cada teste foi realizado uma réplica, a tréplica foi realizada quando houvesse alguma avaria na ferramenta/peça ou os resultados se apresentassem dispersos. Os tempos de usinagem foram calculados através do software de programação Mastercam versão X7 e posteriormente confirmados na máquina de trabalho.

Nos testes com fluido de corte, foi utilizado o fluido sintético Syntilo 9902 com propriedades anti-corrosivas, isento de parafina clorada, nitritos e fenóis, para uso em usinagem em geral de metais ferrosos. A concentração utilizada foi de 7,5% de fluido em volume, verificada por refratômetro portátil da marca Atago série MASTER- $\alpha$ , *Brix* 0,0 a 33,0%, observando a correção de leitura de refração informado pelo fabricante. O sistema de lubri-refrigeração adotado foi o jorro, com vazão de aproximadamente 50 l/min, ativando sistema de lubri-refrigeração primária e secundária do equipamento, sendo que a lubri-refrigeração primária foi aplicada na superfície de saída da ferramenta e a lubri-refrigeração secundária aplicada na superfície de folga como pode ser observado na Figura 59.

Figura 59 - Sistema de lubri-refrigeração primário e secundário utilizado.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O desgaste de flanco máximo ( $VB_{Bmáx}$ ), foi medido em um microscópio óptico a cada 2 ou 4 passadas, em função da evolução do desgaste. A rugosidade da superfície

usinada foi medida por um rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-310, onde foram realizadas 8 medições na superfície usinada espaçadas em 45°, sendo que a cada conjunto de passadas da ferramenta estes valores foram medidos e registrados, a fim de se poder analisar a evolução de cada uma destas variáveis. Os parâmetros de rugosidade medidos foram: Ra, Rq, Rz e Rt. Nenhum parâmetro de rugosidade foram utilizados como condição para interromper os testes. Ao alcançar o desgaste de flanco máximo da ferramenta de 0,50 mm, ou tempo de corte de 30 minutos, os testes foram interrompidos, sendo aplicado o que ocorrer primeiro. Caso ocorresse algum micro-lascamento ou avaria na peça ou ferramenta os testes foram interrompidos. Estes parâmetros foram adotados em função dos resultados do pré-teste com objetivo de manter a integridade da aresta de corte, possibilitando um estudo posterior dos mecanismos de desgastes desenvolvidos durante a usinagem.

#### **5.15. Mecanismos de desgaste**

Para avaliação dos mecanismos de desgaste, as ferramentas foram limpas e secas para retirada de impurezas. A seguir foram analisadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) marca SHIMADZU SSX-550. As amostras foram ampliadas em 120x com foco na região desgastada com o objetivo de identificar os mecanismos de desgaste desenvolvidos na ferramenta.

#### **5.16. Análise estatística**

O teste t pode ser usado sempre que se deseja comparar as médias de duas populações, porém, quando as médias resultam de amostras obtidas em mais de duas populações, o teste t se torna ineficiente e surge a necessidade de se utilizar outras técnicas, um exemplo é o método de análise de variância também conhecido como ANOVA (DEVORE, 2010).

Segundo Devore (2010), para utilização do teste t, rejeita-se a hipótese nula  $H_0$  de que as médias são iguais ( $H_0: \mu_1 = \mu_2$ ) para  $p < \alpha$  sendo  $\alpha = 0,05$ , ou seja, para  $p < 0,05$ , aceita-se a hipótese de que existe diferença estatisticamente significativa entre as médias analisadas. Para a análise de variância ANOVA – Fator único, rejeita-se a hipótese nula  $H_0$  para  $p < \alpha$  sendo  $\alpha = 0,05$  e  $F > F_{crítico}$ , indicando que existe diferença estatisticamente significativa em pelo menos um par de médias analisadas.

Neste trabalho foi utilizado o programa Microsoft Excel para análise dos dados e tratamento estatístico, os métodos utilizados foram o teste t bicaudal quando se deseja comparar apenas duas populações e o método ANOVA – Fator único para comparação de mais de duas populações.

## 6. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados e discussão presentes neste capítulo foram divididos basicamente em duas partes. A primeira parte traz referência a caracterização do Ferro Fundido Branco Alto Cromo (FFBAC), a fim de se obter informações necessárias para conhecer as características e propriedades do material. Estas características são fundamentais para a discussão sobre a usinabilidade do mesmo. A segunda parte se refere aos resultados encontrados na usinabilidade deste material, buscando compreender o seu comportamento e quais os principais mecanismos de desgaste ocorreram.

### 6.1. Análise química

Com exceção da adição de nióbio e desoxidantes, nenhum outro elemento foi adicionado à liga inicialmente proveniente da matéria prima, visto que a composição química atendia as especificações da norma ASTM A 532 (1999). Apresenta-se na Tabela 6 a comparação entre a composição química da liga de referência especificada pela norma ASTM A 532 com a Liga A (sem adição de nióbio) e a liga B (com adição de nióbio).

Tabela 6 - Composição química das ligas fundidas em peso (%).

Liga	Classe	Tipo	Designação	Carbono	Manganês	Silício	Níquel	Cromo
ASTM A532	III	A	25 % Cr	2.0–3.3	2.0 máx	1.5 máx	2.5 máx	23.0–30.0
Liga A	sem adição		25 % Cr	3,222	0,942	1,230	0,464	25,594
Liga B	com adição		25 % Cr	3,092	0,931	1,217	0,467	25,313
Liga	Classe	Tipo	Designação	Molibdênio	Cobre	Fósforo	Enxofre	nióbio
ASTM A532	III	A	25 % Cr	3.0 máx	1.2 máx	0.10 máx	0.06 máx	-
Liga A	sem adição		25 % Cr	0,090	0,136	0,029	0,007	0,117
Liga B	com adição		25 % Cr	0,089	0,138	0,033	0,007	0,610

Fonte: Elaborado pelo autor.

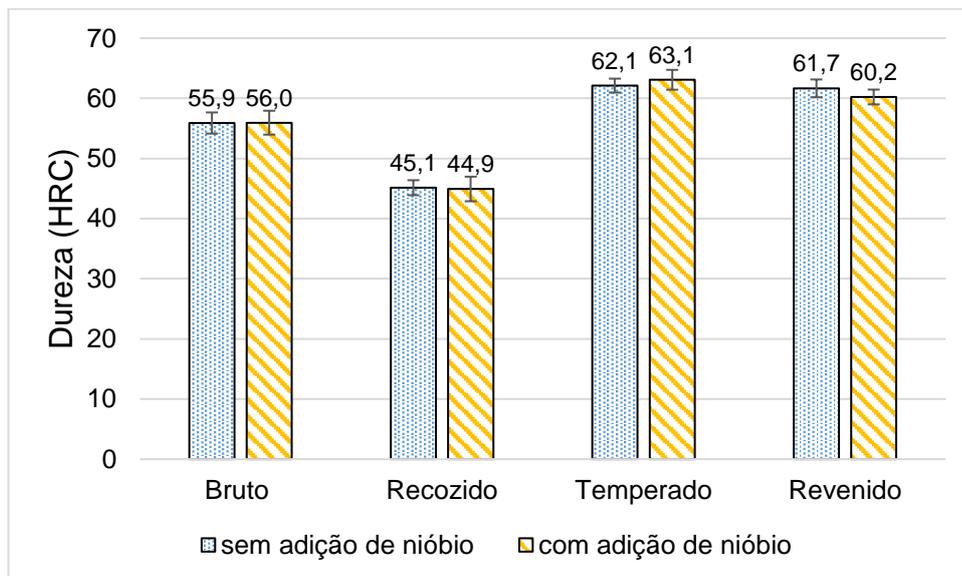
As composições químicas de todos os elementos foram conseguidas dentro dos limites estabelecidos pela ASTM A 532 (1999). Apesar das duas ligas serem originárias da mesma corrida, pode-se notar uma pequena alteração entre as ligas A e B, principalmente nos elementos Carbono e Cromo, que tiveram uma pequena

redução na liga B em comparação com a liga A. Tal redução pode ser explicada pelo fato da liga B ter ficado mais tempo fundida devido ao tempo necessário para dissolução do nióbio e pelo fato da massa adicionada aumentar a massa total, e reduzir parte dos teores dos outros elementos. Após a retirada do material referente à liga A, a liga B ficou no estado líquido por mais um tempo de aproximadamente 25 minutos, referente à dissolução do nióbio e preparativos de vazamento. Possivelmente neste tempo adicional estes metais podem ter sofrido processos de queima e oxidação.

## 6.2. Dureza

Observa-se na Figura 60 a dureza obtida no FFBC em função da liga e do tratamento térmico.

Figura 60 - Dureza das ligas com e sem adição de nióbio.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Tabela 7, o teste t das amostras foi usado para avaliar se existe diferença estatística de dureza entre as ligas, utilizando um grau de significância de 5%. Para valores  $p < 0,05$ , pode-se afirmar que as médias das durezas são diferentes, podendo-se observar que apenas no material revenido houve diferença estatística de dureza por influência do nióbio na liga, sendo que a liga com adição de nióbio apresentou dureza aproximadamente 2,4% inferior a liga sem adição de nióbio.

Tabela 7 - Teste t da dureza entre as ligas e tratamentos térmicos

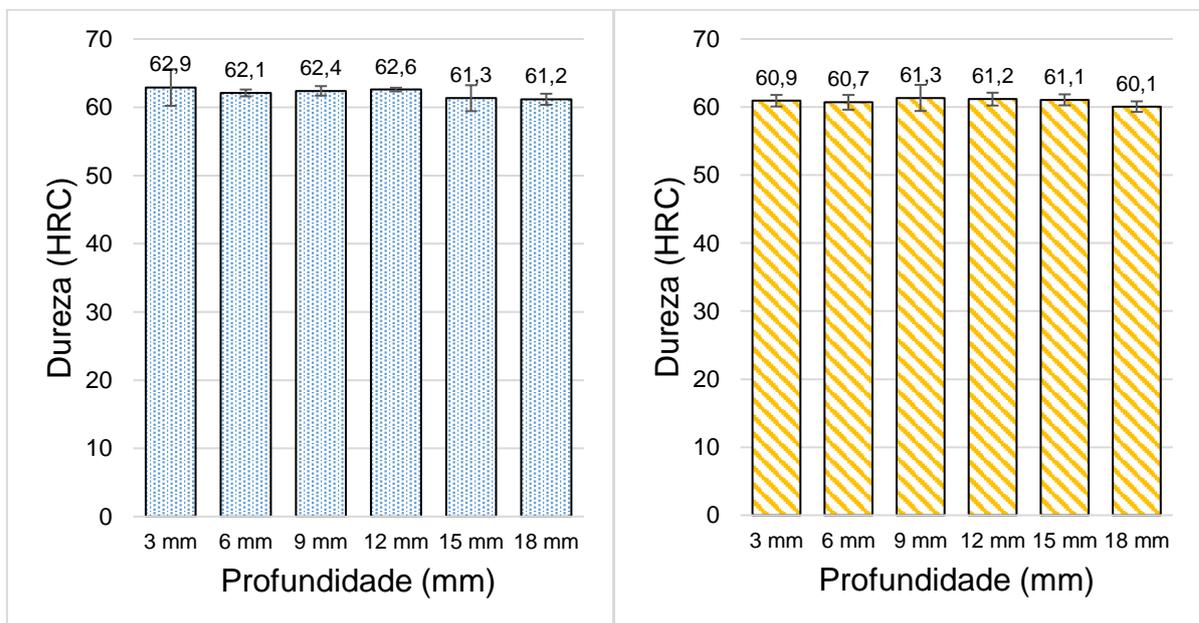
<b>Análise</b>	<b>p-valor</b>	<b><math>\alpha</math></b>	<b>Resultado</b>
Bruto	0,8645	0,05	iguais
Recozido	0,7146	0,05	iguais
Temperado	0,0736	0,05	iguais
Revenido	0,0043	0,05	Diferentes

Fonte: Elaborado pelo autor.

A dureza obtida no material de aproximadamente 45 HRC após recozimento, evidencia a importância deste tratamento para facilitar a usinagem de desbaste do material. Esta dureza representa uma queda de 19,8% na dureza do material em estado bruto de fusão e é 26,3% menor do que com o material temperado e revenido.

Nota-se na Figuras 61 a) e b) a dureza do material à medida em que a profundidade aumenta no corpo de prova em ambas as ligas com e sem adição de nióbio.

Figura 61 - Dureza em função da profundidade da liga com e sem adição nióbio.



a) Sem adição de nióbio

b) Com adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

É mostrado na Tabela 8 a ANOVA da dureza em função da profundidade para as ligas com e sem adição de nióbio.

Tabela 8 - ANOVA da dureza das ligas com e sem adição de nióbio em função da profundidade

<b>Análise</b>	<b>p-valor</b>	<b><math>\alpha</math></b>	<b>F</b>	<b>F crítico</b>	<b>Resultado</b>
Sem adição	0,262	0,05	1,424	2,772	iguais
Com adição	0,468	0,05	0,958	2,772	iguais

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para  $p > 0,05$  e  $F < F$  crítico pode-se afirmar que, estatisticamente, não existe variação significativa entre as durezas. Como o corpo de prova possui 40 mm de espessura e a dureza foi analisada até o ponto de 18 mm de profundidade, é possível afirmar que a dureza se mantém homogênea em todo o corpo de prova durante os experimentos de usinabilidade. A dureza foi monitorada durante os testes de usinabilidade e não foram observadas variações de dureza, reforçando o resultado dos testes.

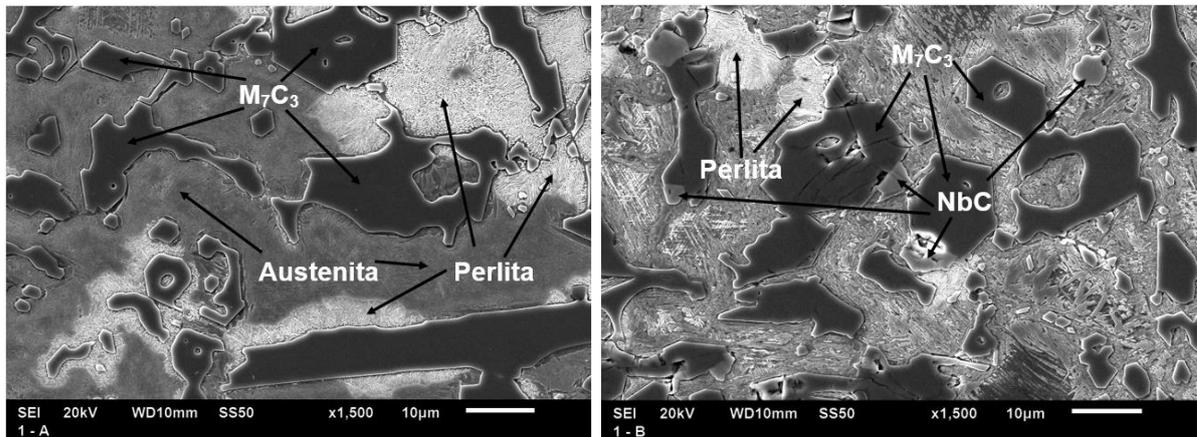
### 6.3. Análise microestrutural

A análise microestrutural foi executada após cada etapa do tratamento térmico visando demonstrar a transformação do material a cada ciclo de tratamento. O detalhamento de cada fase foi descrito a seguir.

#### 6.3.1. Bruto de fusão

As micrografias mostradas na Figura 62 revelam a microestrutura do material em condição bruta de fusão tanto para o material com adição, quanto para o material sem adição de nióbio. É possível observar uma matriz predominantemente austenítica com algumas colônias de perlita nos dois casos; a formação da perlita pode ter sido facilitada pela baixa velocidade de resfriamento do material. Visto que a peça do cacho de fundição tinha um peso total de aproximadamente 24 quilos, a baixa velocidade de resfriamento pode ter facilitado a difusão, facilitando a formação de perlita na liga. É possível notar também a presença de carbonetos hexagonais nas duas ligas, sugerindo que a liga é hipereutética. Na Figura 62 (b) pode-se observar a presença de carbonetos compactos de nióbio (NbC); estes apareceram na liga de duas formas, integrados com carbonetos de cromo  $M_7C_3$  ou de forma isoladas sobre a matriz.

Figura 62 - Amostras das ligas sem tratamento térmico



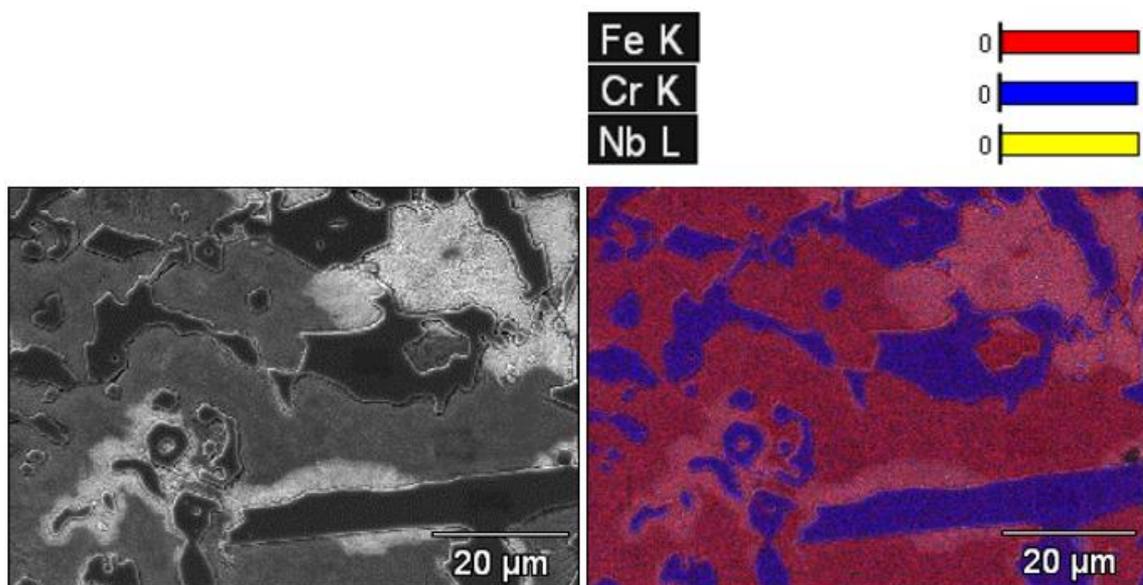
(a) Sem adição de nióbio

(b) Com nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

No mapeamento químico da Figura 63, observa-se a predominância de ferro na matriz, assim como a predominância de cromo nos carbonetos principais  $M_7C_3$ . É possível notar que a região relativa à perlita apresentou coloração mais clara, possivelmente em função de um menor teor de cromo dissolvido na mesma. Apesar da liga sem adição de nióbio apresentar um teor de nióbio de 0,117%, tal teor não foi suficiente para gerar carbonetos e não foi identificado no mapeamento químico.

Figura 63 - Mapeamento químico da liga sem adição nióbio e sem tratamento térmico



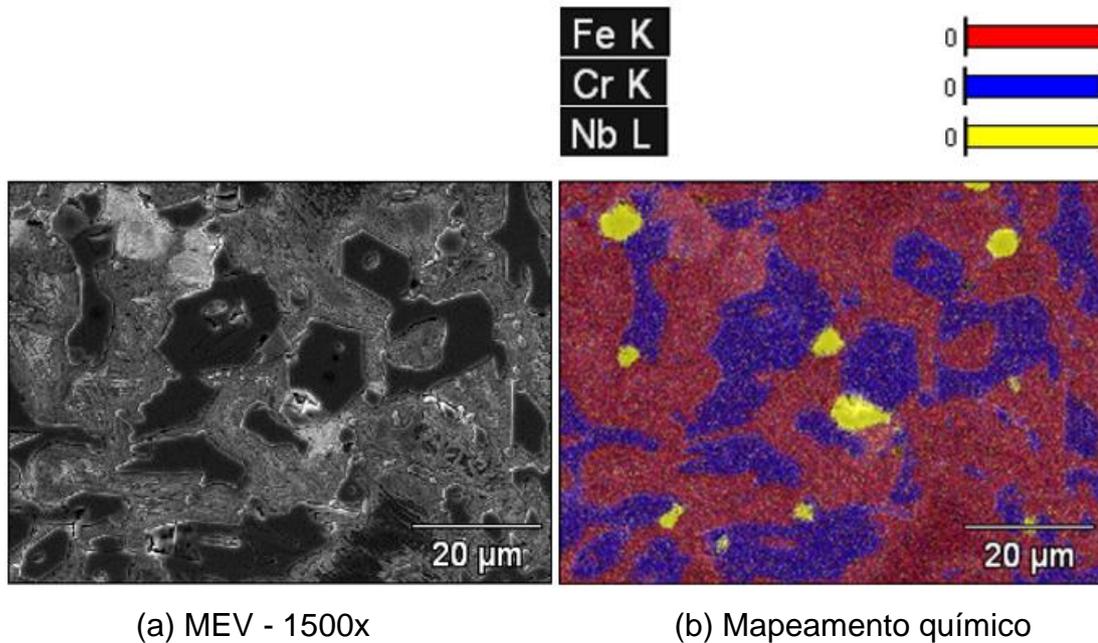
(a) MEV - 1500x

(b) Mapeamento químico

Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Figura 64 é mostrado o mapeamento químico da liga com adição de nióbio, possibilitando identificar os carbonetos de nióbio e analisar sua morfologia.

Figura 64 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio e sem tratamento térmico



Fonte: Elaborado pelo autor.

Observa-se no mapeamento da liga com adição de nióbio na Figura 64, que todos os carbonetos de nióbio são encontrados na forma compacta. A morfologia em forma de agulhas não foi identificada na liga, notando-se também que a maioria dos carbonetos de nióbio se encontra sempre integrada aos carbonetos de cromo, mas é possível identificar alguns carbonetos que se formaram isoladamente sobre a matriz. Tanto os carbonetos integrados como os carbonetos isolados se mostraram dispersos no material.

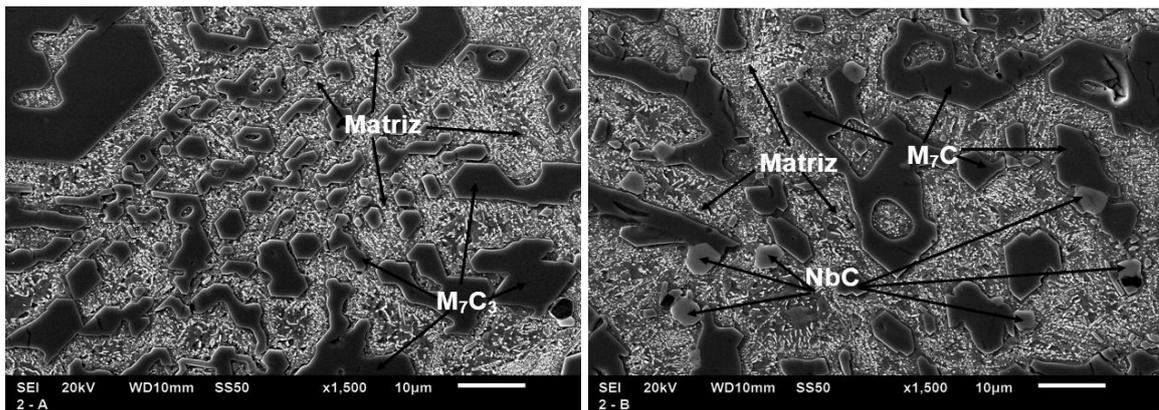
O tratamento térmico modifica apenas a matriz do material. Desta forma, os carbonetos se mantêm inalterados. Nas próximas etapas, será dada uma ênfase maior às mudanças provocadas na matriz em função do tratamento térmico.

### 6.3.2. Recozimento

Segundo Albertini, Beneduce Neto e Teixeira (2011), para o sucesso do tratamento de têmpera, a austenita proveniente do estado bruto de fusão deve ser

desestabilizada, resultando em uma transformação da austenita em ferrita e carbonetos secundários. Na Figura 65 é possível notar a transformação da matriz inicial predominantemente austenítica, e com algumas colônias de perlita em uma matriz desestabilizada, transformada em grande teor de carbonetos secundários envolvidos por ferrita em ambas as ligas.

Figura 65 - Amostras das ligas após recozimento.



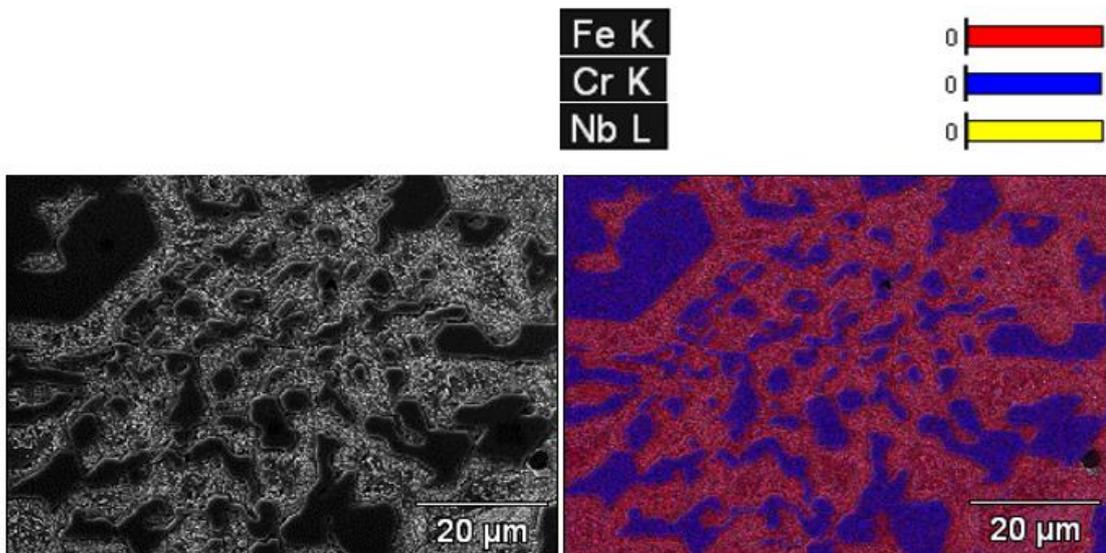
(a) Sem adição de nióbio

(b) Com adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

As micrografias e mapeamentos realizados após o tratamento de recozimento no FFBC são ilustradas nas Figuras 66 e 67.

Figura 66 - Mapeamento químico da liga sem adição nióbio recozida

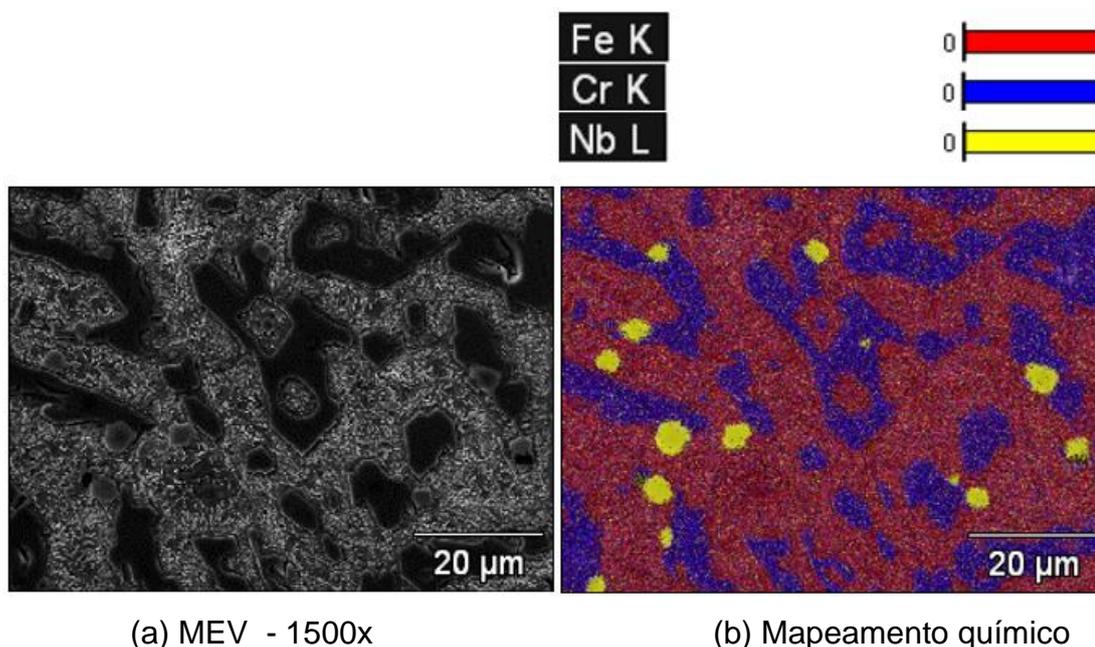


(a) MEV - 1500x

(b) Mapeamento químico

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 67 - Mapeamento químico da liga com adição nióbio recozida



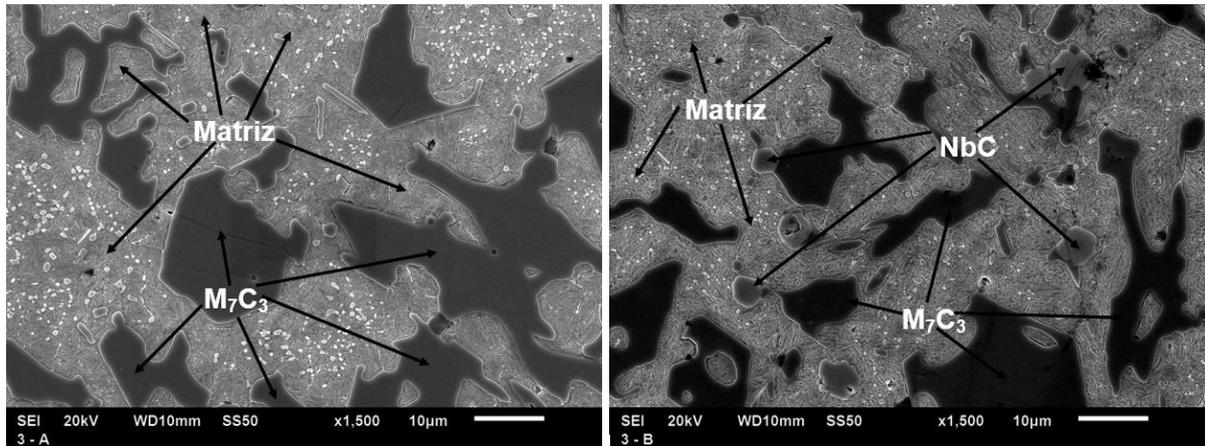
Fonte: Elaborado pelo autor.

As Figuras 66 e 67 mostram que a matriz do material foi homogeneizada, com toda a austenita e perlita encontrada inicialmente desestabilizada. A matriz formada basicamente por ferrita e carbonetos secundários precipitados possui dureza inferior à matriz austenítica, reduzindo a resistência ao desgaste do material, mas em contrapartida melhora a usinabilidade, possibilitando assim o desbaste dos corpos de prova antes do tratamento de têmpera. O tratamento térmico de recozimento não causou alterações na morfologia dos carbonetos de cromo primários e nem nos carbonetos de nióbio.

### 6.3.3. Tratamento térmico de têmpera e revenimento

Como a matriz desestabilizada fornece resistência ao desgaste inferior a matriz martensítica, o tratamento de têmpera busca alterar a matriz do material, transformando-a em uma matriz martensítica de alta dureza, com possibilidade de carbonetos secundários precipitados. Desta forma, é possível um aumento na dureza do material e, possivelmente, o aumento de sua resistência ao desgaste. Observa-se na Figura 68 a matriz martensítica com ambas ligas em decorrência do tratamento de têmpera.

Figura 68 - Amostras das ligas temperadas



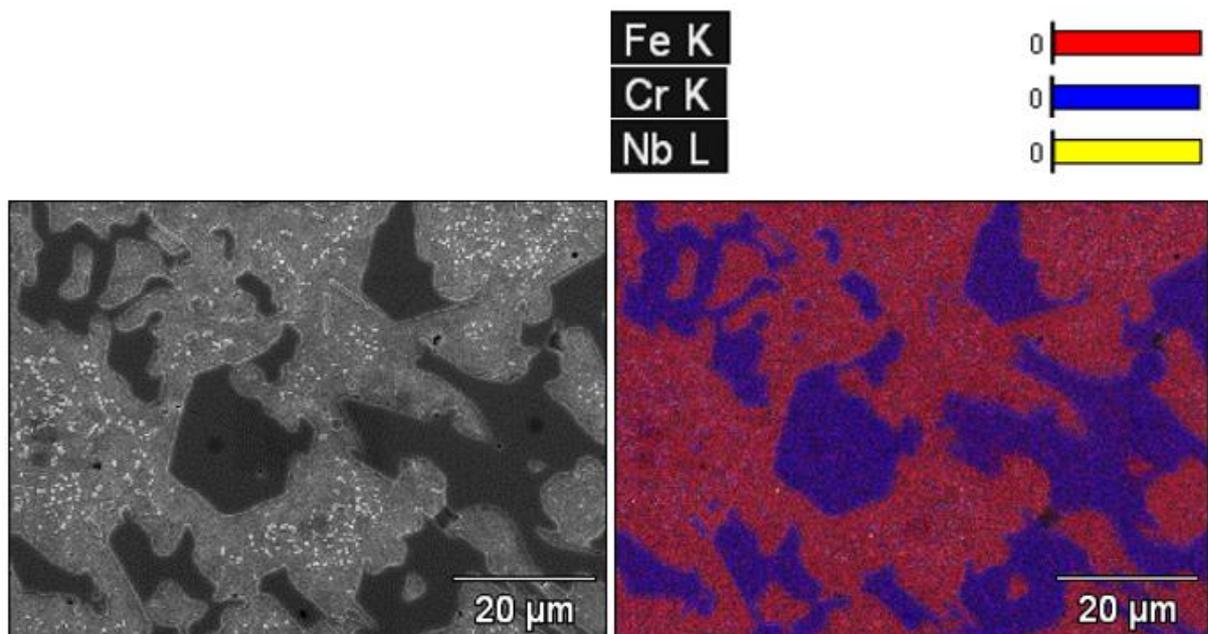
(a) Sem adição de nióbio

(b) Com adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

As Figuras 69 e 70 ilustram o mapeamento químico das ligas após têmpera. É possível notar que, além da matriz martensítica e os carbonetos principais de cromo e nióbio, surgem no meio da matriz, carbonetos secundários de cromo, que contribuem com o aumento de dureza da liga como um todo e podem auxiliar na resistência da liga ao desgaste.

Figura 69 - Mapeamento químico da liga sem adição de nióbio após têmpera

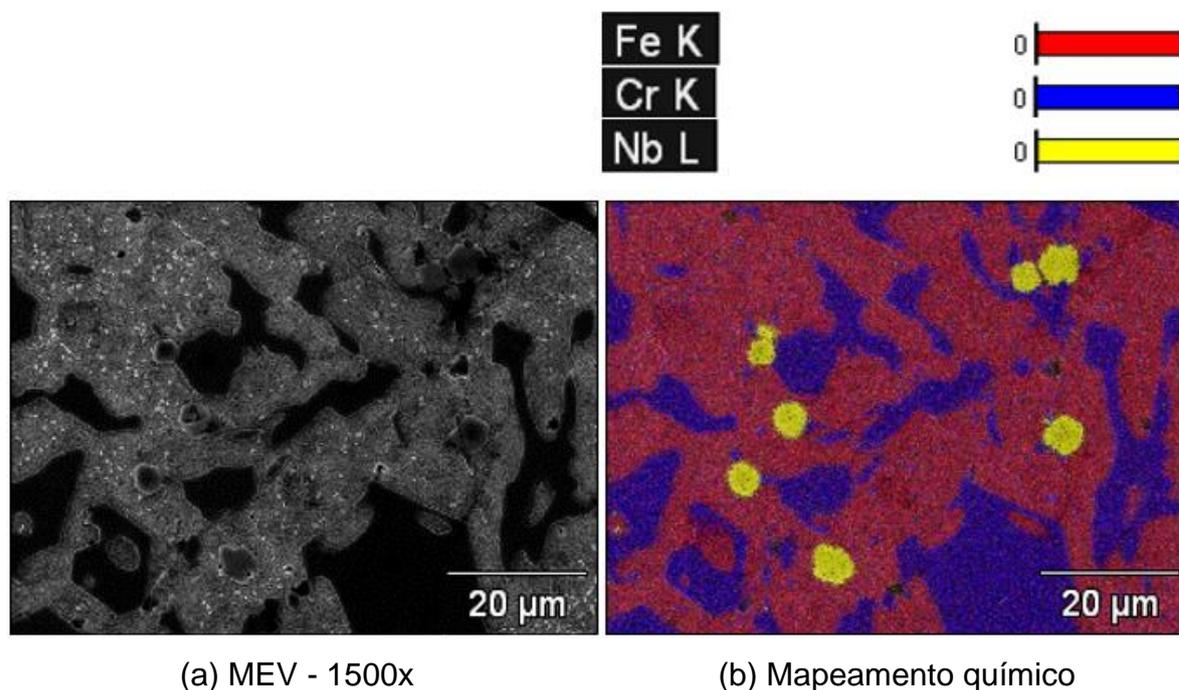


(a) MEV - 1500x

(b) Mapeamento químico

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 70 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio após têmpera



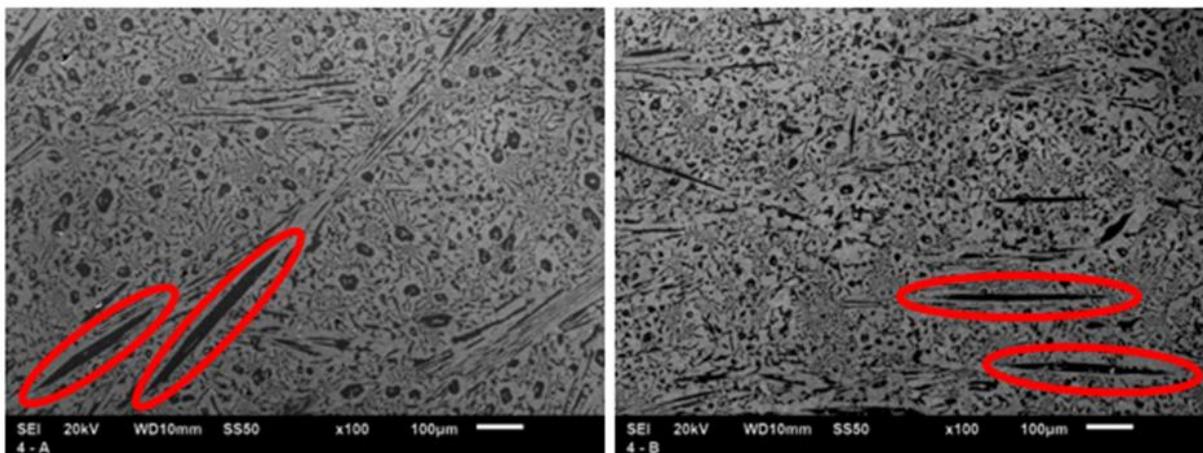
Fonte: Elaborado pelo autor.

O revenimento não causa grandes alterações à microestrutura do material, visto que as temperaturas do tratamento são muito baixas, mas é importante para alívio de tensões internas causadas pela têmpera. Os corpos de prova deste trabalho foram usinados na condição revenida, desta forma as microestruturas mostradas a seguir, representam as microestruturas que foram ensaiadas na análise de usinabilidade.

Na Figura 71, é observada a microestrutura das ligas temperadas e revenidas, pode-se concluir que a liga sem adição de nióbio, Figura 71 (a), é hipereutética e continua nesta condição mesmo após a adição de nióbio, Figura 71 (b). É possível observar também que os bastões de carbonetos destacados, tem tamanho superior a 300 µm na posição longitudinal. Chung et al. (2013), Melo (2018) e Pacheco (2018) observaram que adições de nióbio em certas concentrações podem promover a mudança da microestrutura de hipereutética para eutética e hipoeutética respectivamente, pois a precipitação de carbonetos de nióbio na liga provoca o empobrecimento de carbono no material fundido, influenciando na solidificação do material. Como a microestrutura permaneceu constante mesmo após a adição de nióbio, significa que a formação de carbonetos de nióbio não empobreceu o líquido ao

ponto de mudar a microestrutura do mesmo na solidificação, podendo este fato ser explicado pela baixa adição de nióbio nas mesmas.

Figura 71 - Microestrutura das ligas temperadas e revenidas com e sem adição de nióbio



(a) Sem adição de nióbio

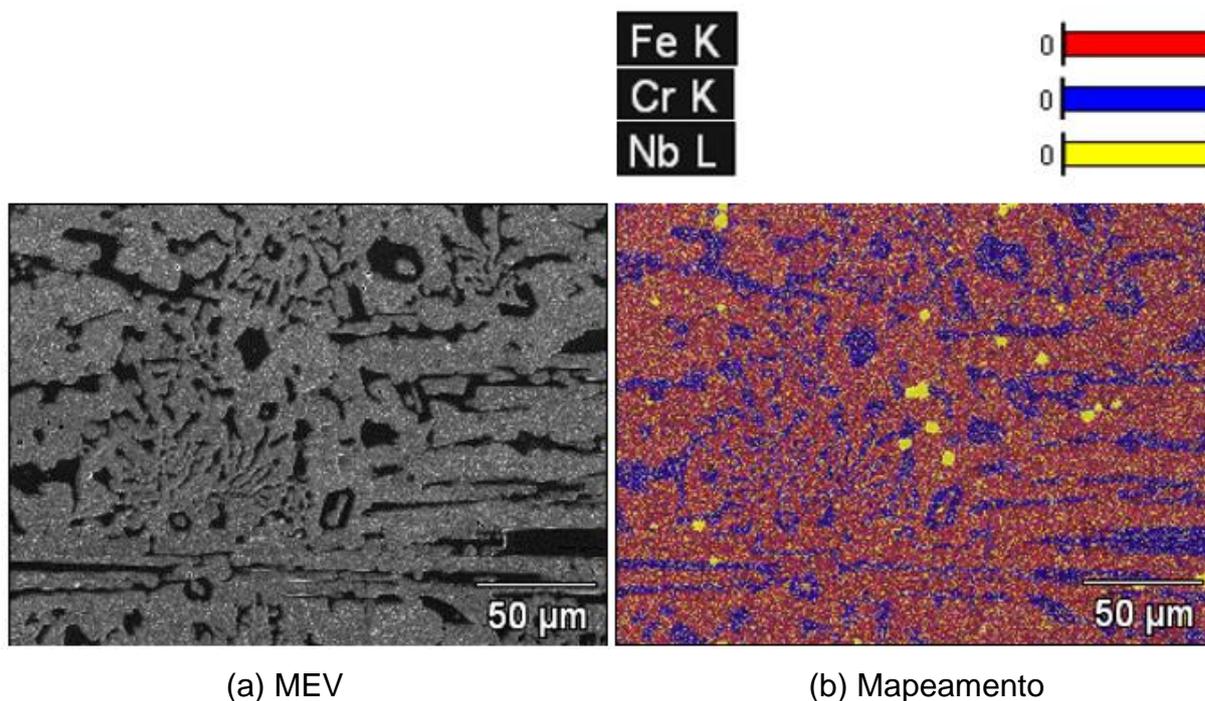
(b) Com adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

Apesar da adição de nióbio não ter causado mudança na microestrutura no sentido da mesma continuar hipereutética, mesmo após a adição do nióbio, quando se compara a Figura 71 da microestrutura (a) e (b) com mesma ampliação, pode-se notar que na Figura 71 (b) onde foi feita a adição de nióbio, houve um refinamento da microestrutura. Segundo Filipovic et al. (2013b), os carbonetos de nióbio são os primeiros a serem formados, seguidos pelos carbonetos  $M_7C_3$  nas ligas hipereutéticas. Como o carbono é o elemento principal para determinação da quantidade de carboneto no FFBC, a quantidade de carbonetos na liga deve diminuir à medida que o teor de nióbio aumenta.

A identificação dos carbonetos de nióbio em pequenas ampliações, como na Figura 71 (b), é difícil, pois nestas ampliações o carboneto de nióbio apresenta coloração semelhante à matriz. Outro fato que dificulta a visualização em ampliações pequenas é o fato do carboneto de nióbio possuir um tamanho geralmente inferior ao carboneto de cromo. Para mostrar a distribuição do carboneto de nióbio na estrutura do material, foi realizado um mapeamento mostrado na Figura 72.

Figura 72 - Mapeamento químico com maior área de varredura da liga com nióbio temperada e revenida

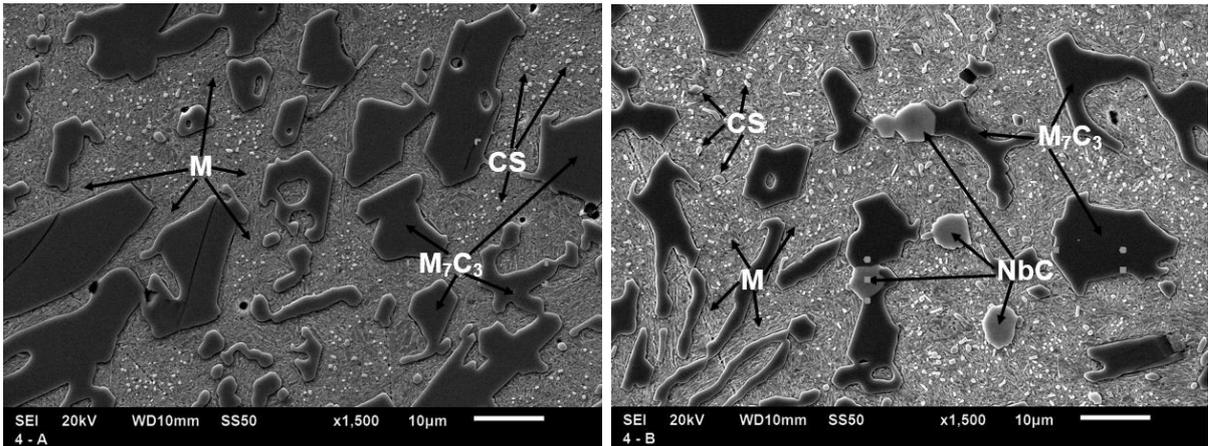


Fonte: Elaborado pelo autor.

A ampliação utilizada na Figura 72 foi de 500 vezes, possibilitando uma maior área de varredura do material, permitindo observar que os carbonetos ficaram distribuídos de forma homogênea em todo o material e são basicamente da forma compacta e tamanho relativamente homogêneo. Os carbonetos de nióbio apresentaram tamanho médio de aproximadamente 5 µm, enquanto os carbonetos de cromo apresentaram tamanho superior a 300 µm em alguns casos em sua seção longitudinal

O tratamento de revenimento não provocou mudanças visíveis na microestrutura do material; a matriz observada após todas as fases do tratamento é martensítica, com a presença de pequenos carbonetos secundários, que foram formados após o tratamento de recozimento pela desestabilização da austenita. Já os carbonetos primários de cromo e os carbonetos de nióbio não sofreram alterações de morfologia em função do tratamento térmico. A morfologia da microestrutura é mostrada na Figura 73 (a) e (b), destacando a matriz martensítica (M), os carbonetos secundários (CS), os carbonetos primários de cromo ( $M_7C_3$ ) e os carbonetos de nióbio (NbC).

Figura 73 - Morfologia das microestruturas das ligas temperadas e revenidas



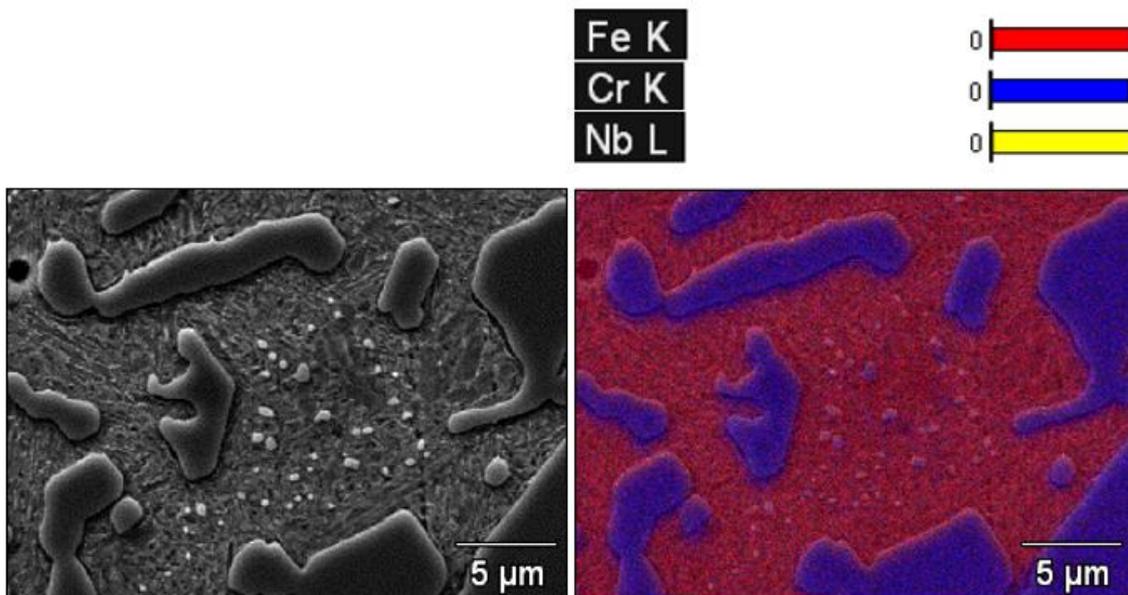
(a) Sem adição de nióbio

(b) Com adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

O mapeamento químico mostrado nas Figuras 74 e 75 ilustram os carbonetos de cromo e nióbio, além de possibilitar a visualização dos carbonetos secundários na matriz martensítica, estes carbonetos secundários também são do tipo  $M_7C_3$  porém foram originados no tratamento de recozimento em função da desestabilização da austenita.

Figura 74 - Mapeamento químico da liga sem adição de nióbio temperadas e revenidas

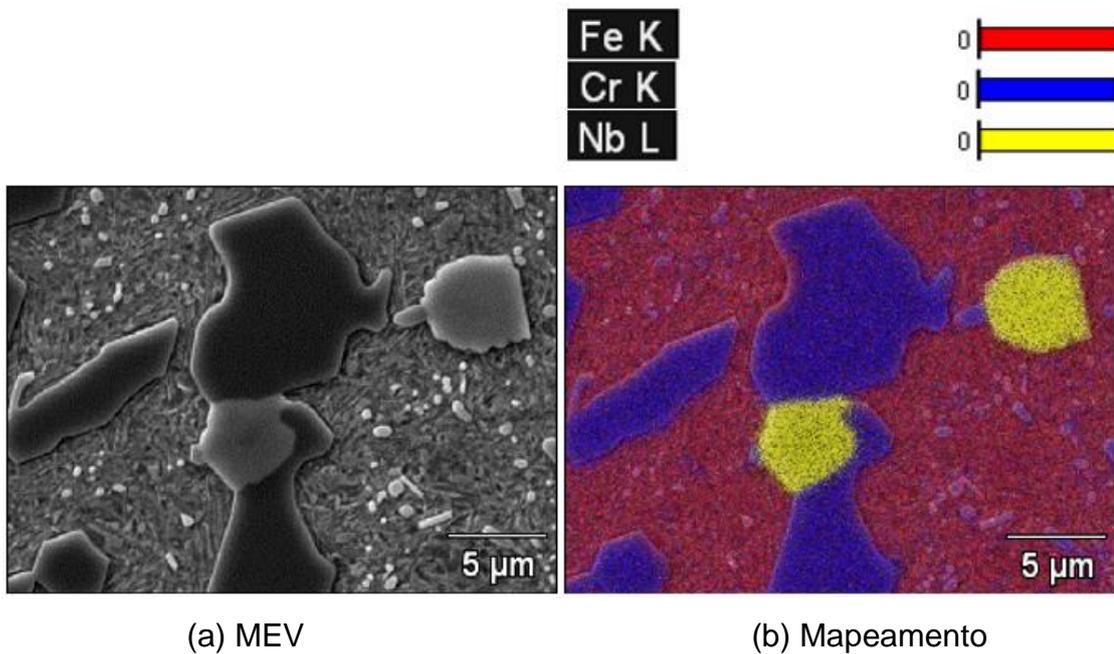


(a) MEV

(b) Mapeamento

Fonte: Elaborado pelo autor.

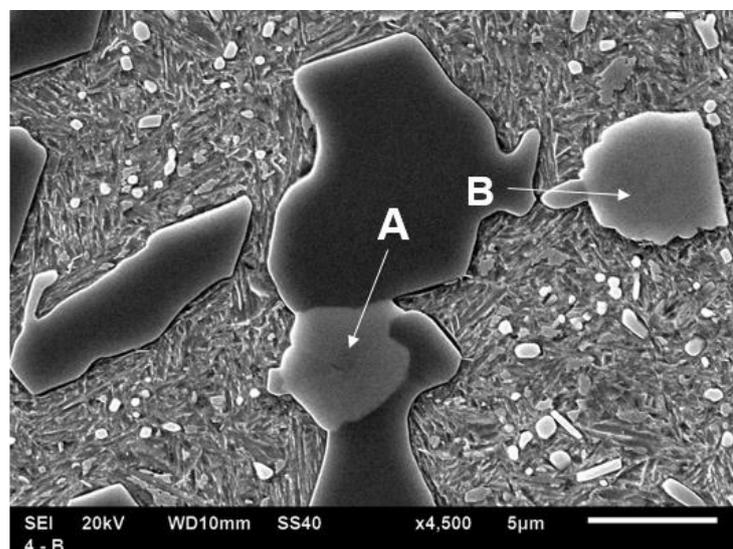
Figura 75 - Mapeamento químico da liga com adição de nióbio temperadas e revenidas



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os carbonetos de nióbio apareceram na forma compacta, mas foram encontrados basicamente de duas formas, associados a um carboneto primário de cromo, como pode ser visto na Figura 76 representado pela letra A, ou isolados sobre a matriz martensítica sem nenhuma ligação com o carboneto de cromo representado pela letra B.

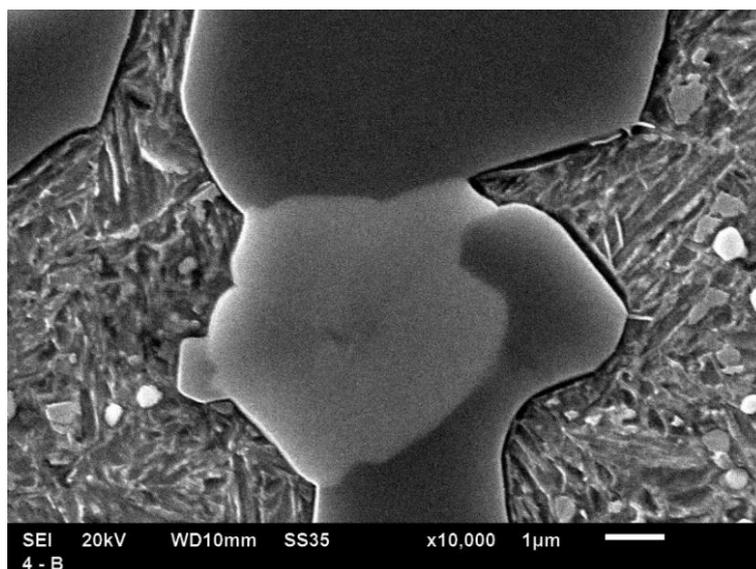
Figura 76 - Carboneto de nióbio



Fonte: Elaborado pelo autor.

A associação do carboneto de nióbio com o carboneto de cromo sugere que o carboneto de nióbio serviu de substrato para a nucleação do carboneto de cromo. Apresenta-se na Figura 77 a zona de contato entre o carboneto de cromo e o carboneto de nióbio.

Figura 77 - Associação entre carbonetos de cromo e nióbio



Fonte: Elaborado pelo autor.

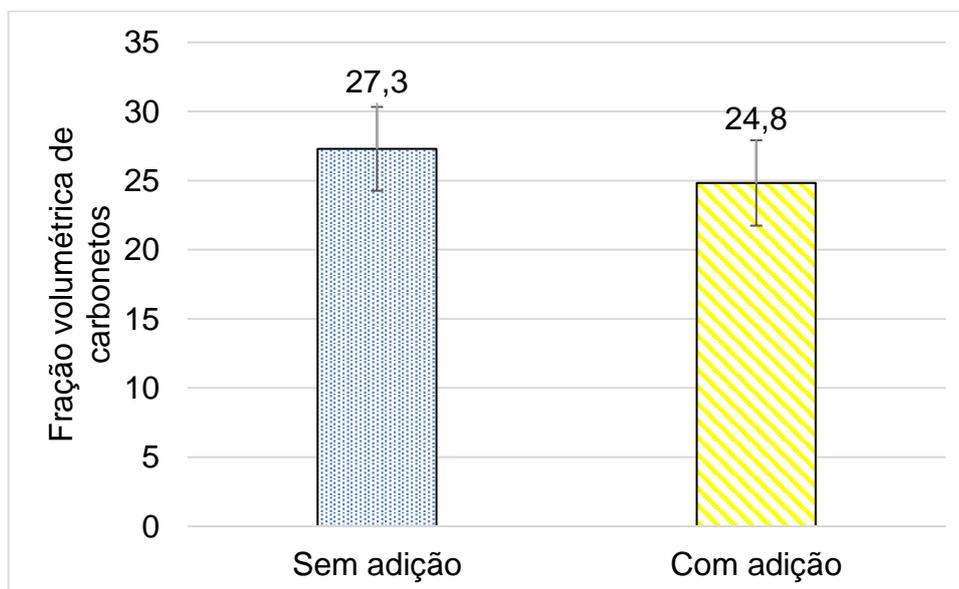
Filipovic et al. (2013b) descreve que os carbonetos de nióbio são os primeiros a se solidificar na liga, podendo atuar como substrato para a nucleação de dendritas de austenita nas ligas hipoeutéticas. Porém, pode-se observar na Figura 77 que o carboneto de nióbio está associado principalmente ao carboneto  $M_7C_3$ . A Figura 5 representa a superfície liquidus metaestável Fe-Cr-C proposta por Thorpe e Chicco (1985). Esta pode ser usada como aproximação para situar a liga com adição de nióbio utilizadas neste trabalho, com 25,313% de cromo e 3,092% de carbono. A liga se encontra próxima à linha U1-U2, que determina a região eutética. Como visto anteriormente na Figura 71 (a) e (b) as ligas deste trabalho se solidificaram na condição de hipereutéticas, desta forma a solidificação se inicia pela formação de carbonetos de cromo  $M_7C_3$  em temperaturas em torno de 1300°C. O empobrecimento do líquido provocado pela formação dos carbonetos ricos em cromo e carbono produz um deslocamento da liga em direção da linha eutética onde acontece a solidificação simultânea de carbonetos e da austenita.

Como os carbonetos de nióbio foram os primeiros a se solidificar e estes agem como agentes nucleadores, é possível que, o fato de praticamente todos os carbonetos de nióbio encontrados estejam associados a carbonetos de cromo, seja explicado por uma tendência de nucleação dos carbonetos de cromo em relação aos carbonetos de nióbio. Desta forma, os carbonetos de nióbio se formaram, e funcionaram como núcleo para a formação dos carbonetos de cromo que se formaram posteriormente, se formando predominantemente associados a carbonetos de nióbio.

#### 6.4. Fração Volumétrica de Carbonetos - FVC

Diniz, Marcondes e Coppini (2014) e Machado et al. (2015), descrevem que os carbonetos são partículas muito duras e abrasivas, prejudicando a usinabilidade do material, e que o FFBC possui grande quantidade de carbonetos dispersos em sua matriz, resultando em um material de alta dureza e difícil usinabilidade, elevando as forças de corte e provocando altas taxas de desgaste nas ferramentas de corte. A fração volumétrica de carbonetos das ligas com e sem adição de nióbio são apresentadas na Figura 78.

Figura 78 - Fração volumétrica de carbonetos na liga com e sem adição de nióbio



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na Tabela 9, o teste t das amostras foi usado para avaliar se existe diferença estatística entre a FVC entre as ligas, utilizando um grau de significância de 5%. É possível afirmar que os valores são estatisticamente diferentes.

Tabela 9 - Teste t da FVC

<b>Análise</b>	<b>p-valor</b>	<b><math>\alpha</math></b>	<b>Resultado</b>
FVC	0,00617	0,05	Diferentes

Fonte: Elaborado pelo autor.

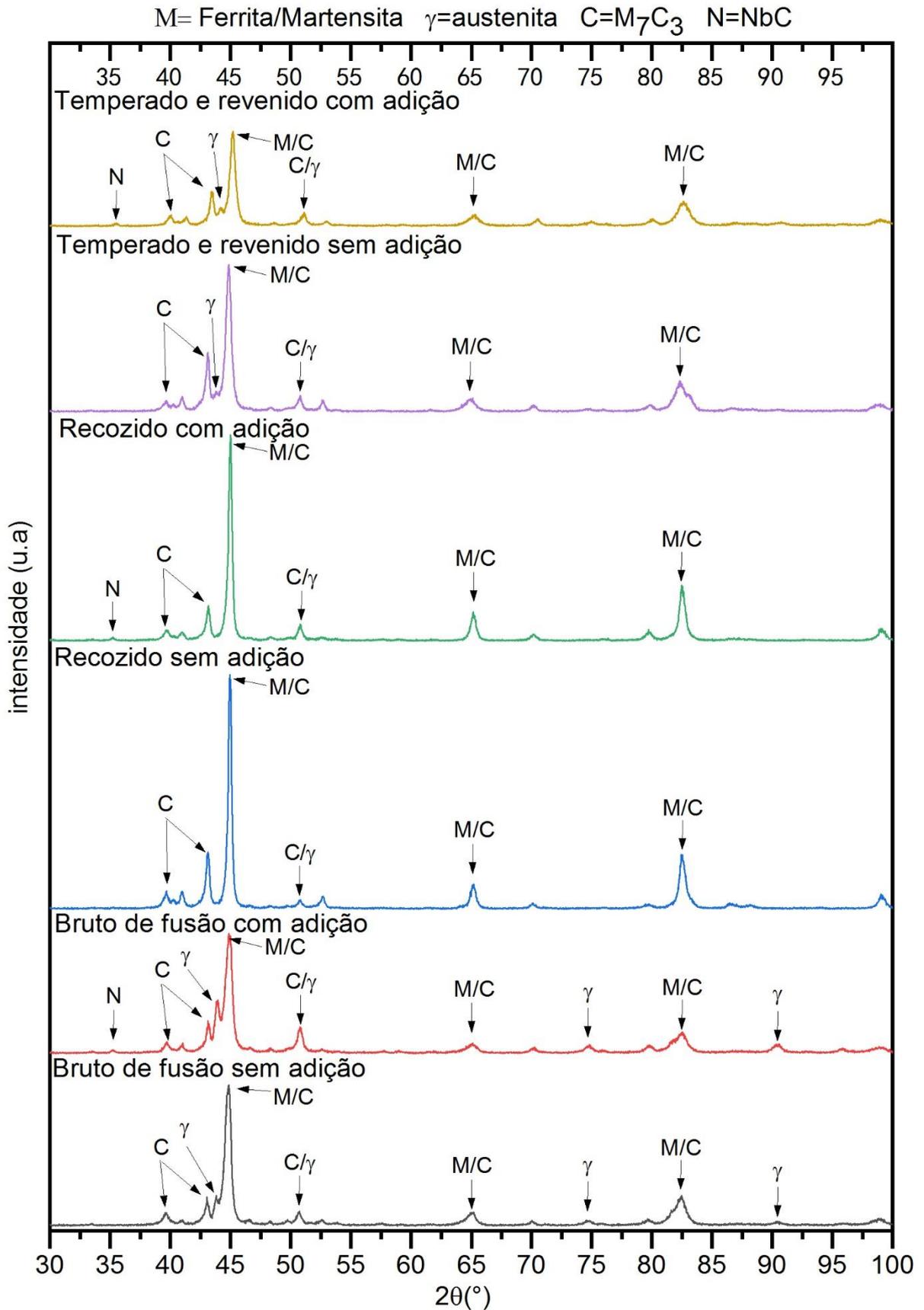
A inserção de nióbio na liga provocou uma redução média aproximada de 9% na FVC, esta redução converge com os resultados encontrados por outros autores como Ibrahim; El-Hadad; Mourad (2017), Melo (2018) e Pacheco (2018). A alteração microestrutural pode ser explicada pelo fato do nióbio inserido no banho, apropriar de parte do carbono para formar o carboneto de nióbio. Desta forma é provocado um empobrecimento do líquido, comprometendo a formação de carbonetos de cromo  $M_7C_3$ , conseqüentemente o resultado é uma microestrutura com FVC menor e mais refinada.

### 6.5. Análise estrutural – Difração de raios X.

É apresentada na Figura 79 os resultados da difração de raios X das ligas de FFBC com e sem adição de nióbio, nas condições bruta de fusão, recozidas e tratadas termicamente após têmpera e revenimento. Foi destacado a presença de 4 microconstituintes na análise, a austenita ( $\gamma$ ), carbonetos de cromo  $M_7C_3$  (C), carbonetos de nióbio (N) e a martensita/ferrita (M) onde os picos podem corresponder tanto a ferrita quanto a martensita, visto que os picos destas duas fases são coincidentes.

O carboneto de nióbio foi identificado na posição de ângulo de  $35^\circ$  nas ligas com adição de nióbio, tanto na liga bruta de fusão, quanto após os tratamentos térmicos, indicando que a adição de nióbio formou carbonetos NbC e que estes não são alterados pelo tratamento térmico.

Figura 79 - Difratometria de raios X



Fonte: Elaborado pelo autor.

Os carbonetos de cromo  $M_7C_3$  foram identificados em todas as fases de tratamento térmico e em todas amostras analisadas, os picos referentes a esta fase podem ser identificadas nas posições 39, 43, 44,5, 51 e 82,5°, estes picos foram encontrados de forma semelhante por outros autores como Higuera-Cobos; Dumitru; Mesa-Grajales (2016), Ibrahim; El-Hadad; Mourad (2017), Melo (2018) e Pacheco (2018). Os picos indicados nas posições 44,5, 65 e 82,5° indicam uma coincidência de picos entre carbonetos de cromo e ferrita/martensita, assim como o pico da posição 51° indica uma sobreposição dos picos de austenita e carbonetos de cromo, esta sobreposição foi identificada de forma similar por Higuera-Cobos; Dumitru; Mesa-Grajales (2016) e Pacheco (2018).

A intensidade dos picos referentes aos carbonetos de cromo identificados nas posições 39 e 43° em ambas as ligas aumentaram a intensidade após o tratamento térmico de recozimento, em relação as amostras brutas de fusão. Os carbonetos primários não sofrem modificação em função do tratamento térmico, porém, este aumento pode ser explicado pela precipitação na matriz de carbonetos secundários oriundos da desestabilização da austenita durante o tratamento térmico de recozimento.

Os picos com sobreposição de carbonetos de cromo e ferrita/martensita identificados nas posições 44,5, 65 e 82,5° tiveram intensidade máxima na condição recozida em ambas as ligas, este fato pode estar associado com o desaparecimento dos picos referentes a austenita identificados nas posições 43,5, 74,5 e 91° nesta fase do tratamento térmico. Pode-se concluir que toda a austenita foi desestabilizada, se transformando em carbonetos secundários de cromo e em ferrita, indicando que o tratamento térmico foi eficiente e que o tempo de desestabilização foi apropriado para transformação da austenita como indicado por Carmo, Dias e Leonardo (1998).

Com o tratamento térmico de têmpera e revenimento, os picos referentes aos carbonetos de cromo  $M_7C_3$  nas posições 44,5, 65 e 82,5° tiveram sensível redução em relação as ligas recozidas, indicando que matriz constituída basicamente de ferrita e carbonetos secundários em função do recozimento, sofreu nova transformação,

perdendo parte dos carbonetos secundários para permitir a formação da nova matriz, formada basicamente de martensita, austenita retida e carbonetos secundários.

Nas amostras brutas de fusão é possível identificar picos referentes a austenita nas posições 43,5, 74,5 e 91° em ambas as ligas. Após o tratamento térmico de recozimento, estes picos desaparecem como citado anteriormente, indicando a completa dissolução da austenita. Com o tratamento térmico de tempera e revenimento o pico referente a posição 43,5° reaparece em ambas as ligas, porém em intensidade menor que observado anteriormente na condição bruta de fusão, evidenciando um teor de austenita retida na liga. Os picos das posições 74,5 e 91° também perderam intensidade ficando praticamente imperceptíveis, devido a redução do teor de austenita na liga.

Conclui-se que a adição de nióbio formou carbonetos de nióbio do tipo NbC nas ligas correspondentes, e que estes carbonetos não são influenciados pelo tratamento térmico. As ligas sem tratamento térmico são formadas basicamente por matrizes austenítica, com carbonetos primários  $M_7C_3$ , podendo conter pequenas quantidades de martensita/ferrita. Com o recozimento, a microestrutura é formada por carbonetos primários  $M_7C_3$  e toda a austenita foi desestabilizada e transformada em carbonetos secundários de cromo e ferrita formando uma matriz ferrítica com carbonetos precipitados. Após a têmpera e revenimento, a microestrutura final é formada pelos carbonetos primários de cromo  $M_7C_3$ , com uma matriz predominantemente martensítica com carbonetos secundários do tipo  $M_7C_3$  precipitados, contendo ainda austenita retida.

## **6.6. Análise da usinabilidade do FFBAC**

Nos pré-testes de usinabilidade nenhuma das duas classes de cerâmica analisadas apresentaram resultados relevantes, sendo que a fratura da aresta aconteceu logo no segundo passe no material, no corte contínuo. Por este motivo, foi decidido abandonar os pré-testes com ferramentas cerâmicas. A Tabela 10 mostra o número de passadas que cada ferramenta de pcBN suportou antes de alcançar o desgaste estipulado.

Tabela 10 - Número de passes.

classe	$v_c = 100$ m/min		$v_c = 200$ m/min
	Corte contínuo	Corte interrompido	Corte contínuo
7020 (20% de cBN)	14	4	5
7025 (60% de cBN)	32	5	-
7115 (50% de cBN)	24	4	10
7050 (90% de cBN)	10	5	4

Fonte: Elaborado pelo autor.

A ferramentas de forma geral demonstraram uma vida útil relativamente curta no corte interrompido, agravado pelo fato que todas as arestas apresentaram microlascamentos nesta condição, sendo praticamente impossível analisar os mecanismos de desgaste da aresta, indicando que das ferramentas analisadas, nenhuma seria adequada para o corte interrompido nas condições pré-estabelecidas. Sendo assim, o corte interrompido do FFABC endurecido nas condições estabelecidas, com as ferramentas analisadas não é recomendado.

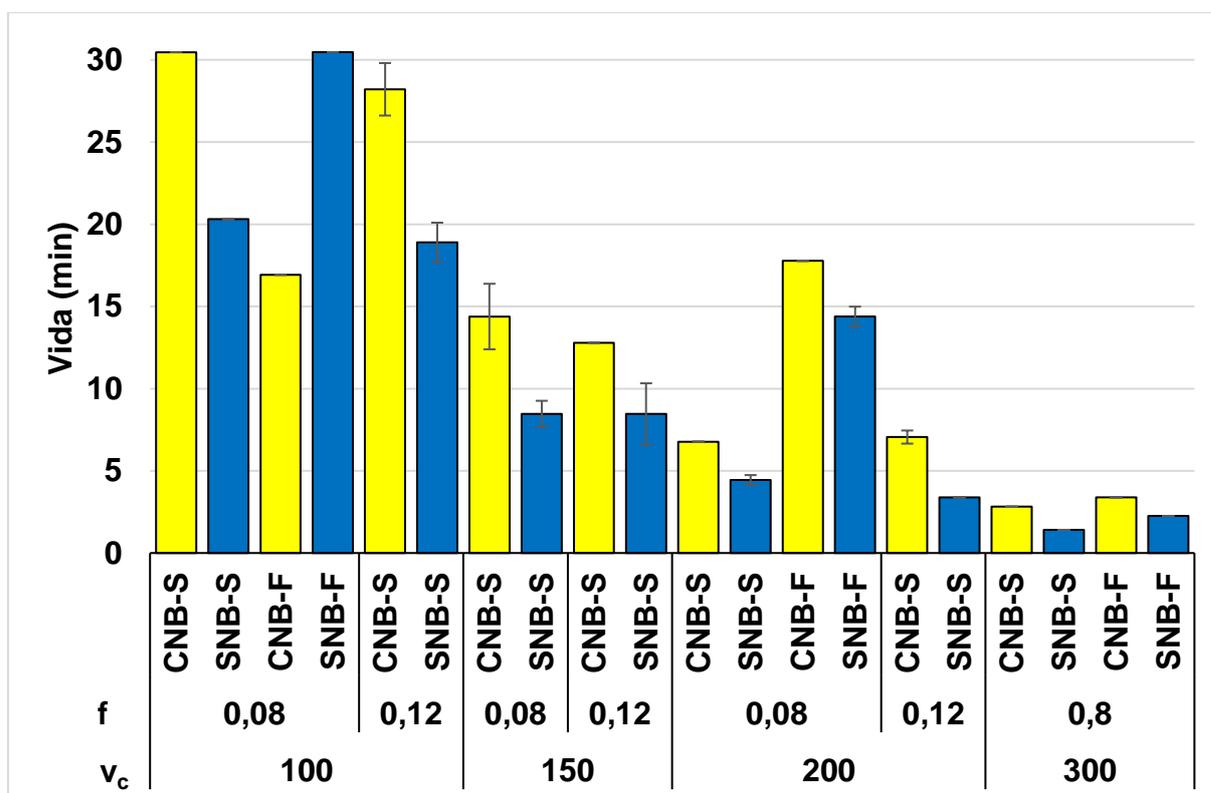
Dentre as classes testadas, a ferramenta CB7025 se destacou na usinagem com corte contínuo, sendo que após 32 passadas a ferramenta alcançou um  $VB_B = 0,30$  mm. Como o tempo se aproximou de 30min e a ferramenta já tinha superado todas as outras, os pré-testes foram encerrados. Devido otimização de custos, o corte contínuo com velocidade de corte de 200 m/min não foi executado com a ferramenta CB7025, porém é possível notar que o rendimento das ferramentas a velocidade de corte de 200 m/min foi de aproximadamente 40% do rendimento a velocidade de corte de 100 m/min, indicando que a ferramenta 7025 deve possuir rendimento superior as outras nesta condição de corte.

Os resultados apresentados a seguir se referem aos testes definitivos com a ferramenta 7025, escolhida através dos pré-testes de usinabilidade, serão apresentados os resultados de vida da ferramenta, rugosidade e mecanismos de desgaste dos ensaios de usinabilidade do FFABC com e sem adição de nióbio. As informações obtidas nos ensaios de usinabilidade, geram subsídio para avaliação, discussão e conclusão sobre condições e parâmetros de usinagem, acabamento e desgaste de ferramentas de corte.

### 6.6.1. Vida da ferramenta

A Figura 80 apresenta os resultados da vida das arestas das ferramentas de corte (em tempo de usinagem) para o torneamento do FFBC na condição de corte contínuo onde as variáveis são material com e sem adição de nióbio, velocidade de corte, avanço e lubri-refrigeração.

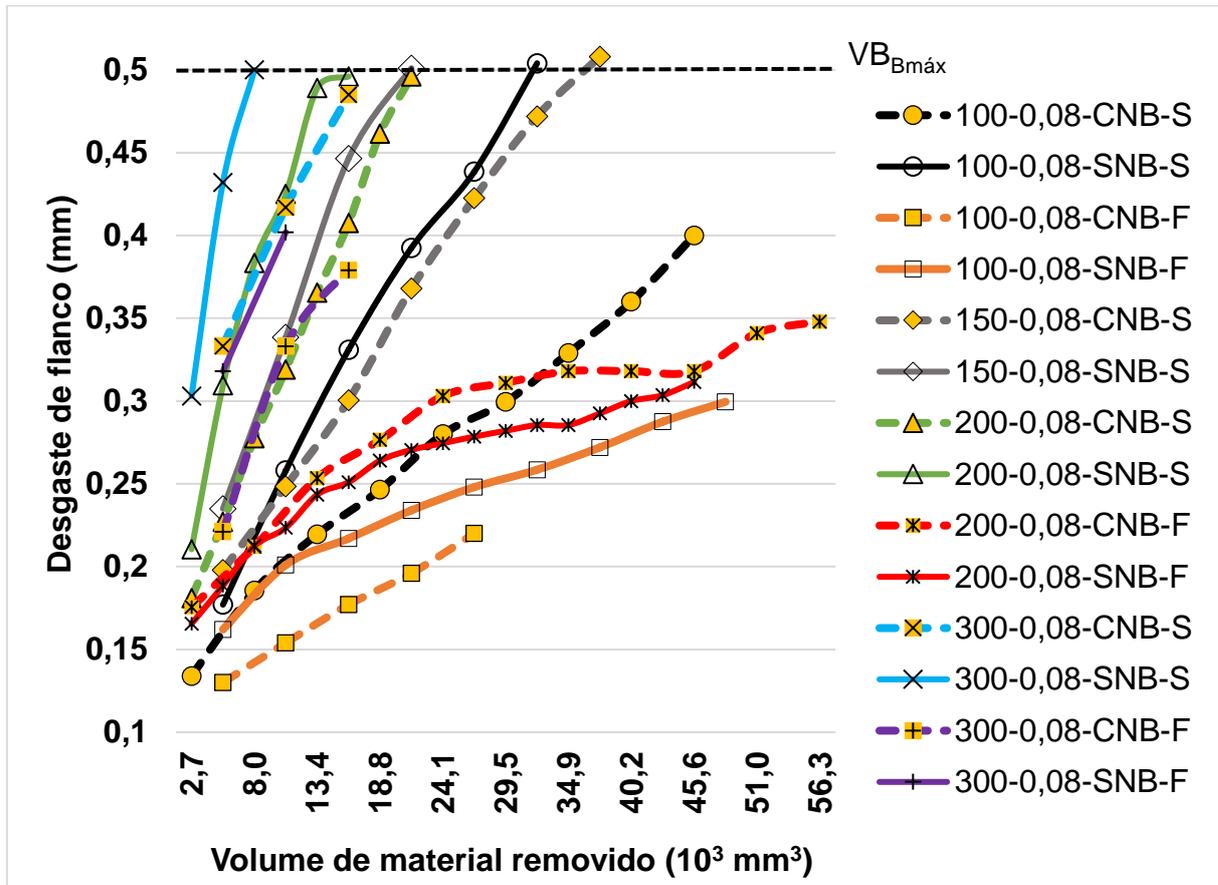
Figura 80 - Vida das ferramentas de corte



Fonte: Elaborado pelo autor.

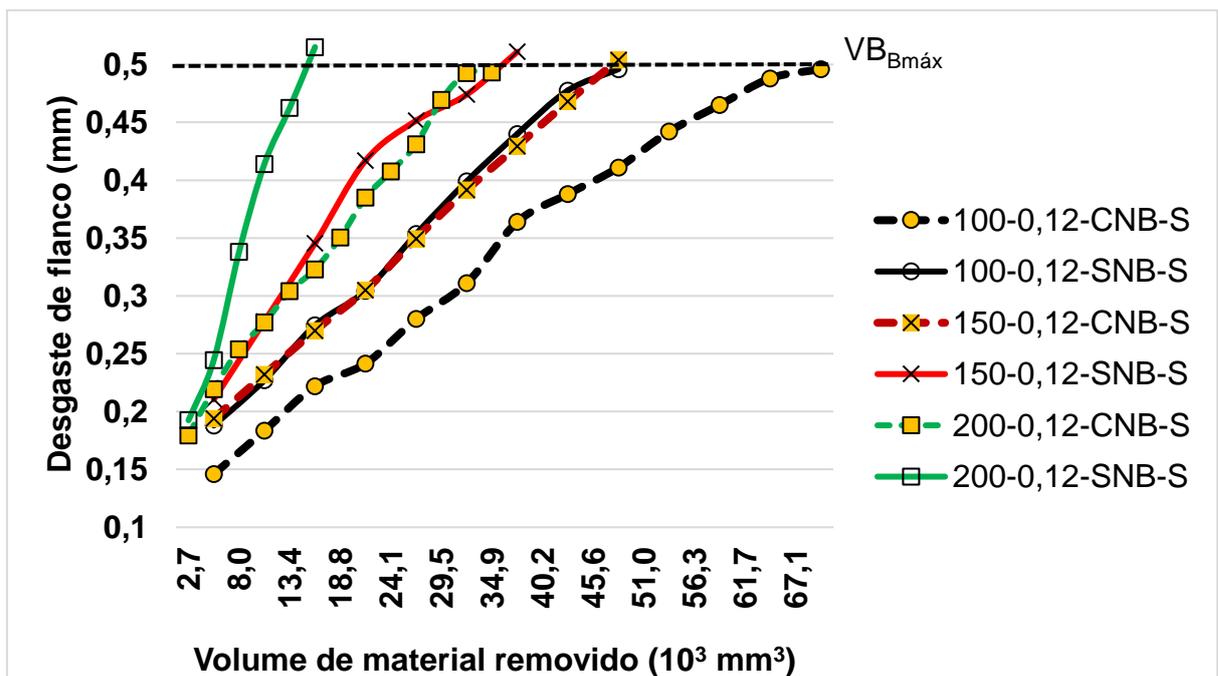
Já as Figuras 81 e 82 destacam a evolução do desgaste das ferramentas de corte em função do volume removido, os dados são apresentados para os avanços de 0,08 e 0,12 mm/rot respectivamente. Para facilitar a compreensão dos gráficos, os testes utilizando os mesmos parâmetros de corte foram identificados com a mesma cor, o material com adição de nióbio recebeu linhas tracejadas e os marcadores preenchidos.

Figura 81 - Evolução do desgaste de flanco para avanço de 0,08 mm/rot



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 82 - Evolução do desgaste para avanço de 0,12 mm/rot



Fonte: Elaborado pelo autor.

A discussão dos resultados sobre desgaste das ferramentas de corte será apresentada e discutida separadamente em função das seguintes variáveis de corte: velocidade de corte, avanço, adição de nióbio e utilização de fluido de corte.

### **6.6.2. Influência da velocidade de corte**

Na usinagem do FFAC, o principal parâmetro que influenciou no desgaste das ferramentas de corte foi a velocidade de corte, à medida que a velocidade de corte aumenta, a vida da ferramenta reduz significativamente, provavelmente pelo acréscimo de calor gerado ao processo aliado às severas condições de usinagem impostas pelo material, como alta dureza e elevada fração volumétrica de carbonetos. Este comportamento já era esperado, e vai de encontro com Diniz, Marcondes e Coppini (2014), onde os autores ressaltam que a velocidade de corte é o parâmetro que tem maior influência sobre o calor gerado no processo de usinagem, provocando desta forma, uma maior geração de energia ao processo sem acréscimo de área da ferramenta para absorção deste calor.

Apenas em 2 casos as ferramentas suportaram 30 minutos de teste sem atingirem as condições para fim de vida, sendo ambos à velocidade de corte de 100 m/min e avanço de 0,08 mm/rot, na liga com adição de nióbio na usinagem a seco e na liga sem adição de nióbio com utilização de fluido de corte. Nas demais situações o desgaste de flanco máximo foi atingido ou o teste precisou ser interrompido devido alguma avaria.

Com o aumento de 50% na velocidade de corte (de 100 para 150 m/min), no corte a seco e com os outros parâmetros de corte mantidos, pode-se observar que a vida da ferramenta caiu para menos que a metade na liga com adição de nióbio, porém não é possível detalhar o valor exato, visto que na condição de 100 m/min a seco o desgaste de flanco máximo não foi alcançado. Na liga sem adição de nióbio a redução alcançou aproximadamente 58%, e para o avanço de 0,12 mm/rot a redução foi de aproximadamente 55% em ambas as ligas.

Na velocidade de corte de 200 m/min quando comparada a velocidade de 100 m/min no corte a seco, mantendo-se os outros parâmetros de corte, a redução foi de

aproximadamente 78% tanto no material com adição de nióbio como no sem adição com ambos avanço de 0,08 mm/rot. Com o avanço de 0,12 mm/rot a redução foi de 75% na liga com adição de nióbio e de 82% no material sem adição de nióbio. Na velocidade de 300 m/min as reduções foram ainda mais acintosas alcançando mais de 91% na liga com adição de nióbio e 93% na liga sem adição em comparação a velocidade de corte de 100 m/min.

É possível notar um comportamento semelhante no desgaste de flanco em função do aumento da velocidade de corte no corte a seco, de forma geral, analisando a velocidade de corte inicial de 100 m/min, um acréscimo de 50% nesta velocidade acarreta em uma redução de vida da ferramenta ligeiramente inferior a metade da vida inicial. Quando a velocidade de corte é dobrada, a vida da ferramenta se reduz a aproximadamente a um quarto de vida.

Quando se compara a velocidade de corte de 200 e 300 m/min, onde o aumento na velocidade de corte foi de 50%, pode-se observar um desgaste ainda mais acelerado, sendo que a vida da ferramenta atingiu reduções de 60 a 70% em sua vida. Este comportamento indica que o aumento na velocidade de corte produz um aumento considerável na temperatura de usinagem que está associada diretamente aos mecanismos de desgaste, que aceleram de forma exponencial com o aumento da temperatura, acelerando o fim de vida da ferramenta. O aumento exponencial do desgaste em função da temperatura é mostrado por Machado et al. (2015) na Figura 32, comprovando que mesmo ferramentas de pcBN tem dificuldade de resistir ao desgaste em determinadas faixas de temperaturas alcançadas durante a usinagem.

### **6.6.3. Influência do avanço**

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014) a evolução do desgaste da ferramenta é influenciado primeiramente pela velocidade de corte, e posteriormente pelo avanço e profundidade de corte sucessivamente. Este comportamento pode ser notado na usinagem do FFAC com e sem adição de nióbio. Pode-se observar que a vida útil das ferramentas com avanço de 0,08 mm/rot sofreu pouca interferência quando o avanço foi modificado para 0,12 mm/rot. Com o avanço de 0,12 mm/rot a vida das ferramentas foram ligeiramente menores, esta redução pode ser explicada pelo

acréscimo de calor imputado ao processo à medida que o avanço aumenta, este calor potencializa os mecanismos de desgaste, porém o impacto deste aumento de calor no desgaste das ferramentas de corte foi relativamente pequeno, indicando que a influência do avanço no calor gerado é consideravelmente menor quando se comparado a velocidade de corte.

Com o aumento de 50% no avanço (0,08 para 0,12 mm/rot), pode ser observado que a vida da ferramenta se manteve semelhante, mas o volume de material removido pela ferramenta sobe consideravelmente, mostrando que a usinagem em avanços maiores pode ser interessante e viável em função do acréscimo de material removido, quando os níveis de rugosidade gerados, atendem aos requisitos do projeto.

À medida que o avanço aumenta, as forças de corte também aumentam, considerando que a profundidade de corte se manteve constante, é provocado na ferramenta uma maior pressão específica durante o corte e esta pressão específica de corte deve ser monitorada, pois pode levar a falhas na ferramenta de corte quando supera os níveis de resistência da ferramenta. Este fenômeno foi observado de forma indireta nos testes, apesar das forças de corte não terem sido medidas, não aconteceu nenhuma falha nas ferramentas de corte no avanço de 0,08 mm/rot em nenhuma das condições a seco, porém, nas mesmas condições de corte com o avanço alterado para 0,12 mm/rot foi observada que em 3 testes a ferramenta não suportou a pressão específica de corte e falhou, sendo necessário refazer os testes.

A alta dureza do material e a rígida microestrutura com presença de carbonetos de cromo e de nióbio impõem alta resistência ao corte, provocando altas pressões específicas de corte, estas solicitações se agravam na entrada e na saída da ferramenta em relação a peça, pois, as solicitações da ferramenta são alteradas de forma repentina. Por estes motivos, com a ferramenta e a rigidez do sistema utilizado nos testes, não foi viável a utilização de avanços de corte superiores a 0,12 mm/rot, pois poderiam provocar a falha da ferramenta prematuramente como foi verificado nos pré-testes.

#### 6.6.4. Efeito da adição de nióbio

A adição de nióbio no FFBC a princípio poderia ser prevista como um agravante na usinabilidade do material, porém os resultados dos testes demonstram que esta adição melhora consideravelmente a usinabilidade do material principalmente na condição a seco. Nos testes com avanço de 0,08 mm/rot, o desempenho de forma geral, aumentou em aproximadamente 50% na vida da ferramenta em todos os testes em comparação com o material sem nióbio. Nos testes com avanço de 0,12 mm/rot, nas velocidades de 100 e 150 m/min o ganho de vida da ferramenta foi, também, de aproximadamente 50%. Já na velocidade de 200 m/min, a vida da ferramenta no material com adição de nióbio dobrou.

O aumento significativo da usinabilidade do material com adição de nióbio pode ser observado principalmente nas Figuras 81 e 82, onde no gráfico de linhas, pode-se observar semelhança entre algumas retas com diferentes velocidades de corte. Com o avanço constante de 0,08 mm/rot e corte a seco, pode-se observar praticamente uma sobreposição de retas nas condições:

- 300 m/min com adição de nióbio com 200 m/min sem adição
- 200 m/min com adição de nióbio com 150 m/min sem adição
- 150 m/min com adição de nióbio com 100 m/min sem adição

Com o avanço de 0,12 mm/rot, esta semelhança na sobreposição de retas também pode ser observada nas seguintes condições:

- 200 m/min com adição de nióbio com 150 m/min sem adição
- 150 m/min com adição de nióbio com 100 m/min sem adição

Esta semelhança reforça a melhoria de usinabilidade em função da adição de nióbio no FFBC. Como visto anteriormente, a dureza do material com adição de nióbio caiu de 61,7 HRC no material sem adição de nióbio, para 60,2 HRC no material com adição de nióbio, porém esta redução que foi de aproximadamente 2,5%, e teria pouco efeito para de forma isolada, justificar o melhor desempenho da usinabilidade na liga com adição de nióbio. Provavelmente, esta melhora na usinabilidade foi alcançado através

de conjuntos de características conferidas ao material em função da adição de nióbio, e as principais características que podem estar associada a este ganho são:

- Redução de 2,5% na dureza;
- Refinamento da microestrutura;
- Redução de 9% na fração volumétrica de carbonetos;
- Alteração da morfologia dos carbonetos de cromo  $M_7C_3$ .

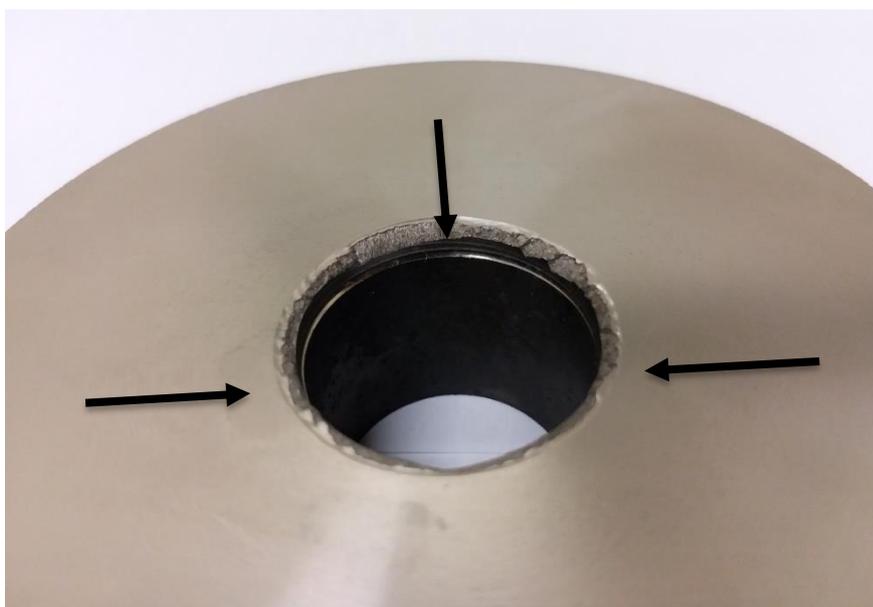
A adição de nióbio na liga provoca a formação dos carbonetos de nióbio, como os carbonetos de nióbio são os primeiros a serem formados, estes carbonetos retiram carbono do banho, tornando o restante da liga mais pobre em carbono. Essa deficiência em carbono aproximou a liga do ponto eutético, tornando a liga mais refinada e reduzindo assim o tamanho médio dos carbonetos primários, que possivelmente oferecem menos resistência ao corte e contribuem significativamente para a redução do desgaste da ferramenta. Diferentemente da maioria dos aços que possuem uma microestrutura praticamente homogênea, a microestrutura do FFBC tratado termicamente é composta de uma matriz predominante de martensita com carbonetos secundários precipitados, esta matriz circunda os carbonetos primários, formando assim uma microestrutura heterogênea, onde os carbonetos primários possuem maior dureza que a matriz. A heterogeneidade da matriz produz instabilidade durante o corte, em função da variação de usinabilidade da microestrutura. A alteração da morfologia dos carbonetos primários, principalmente pela redução do tamanho médio dos carbonetos, associada à redução volumétrica dos carbonetos, pode ter contribuído de forma significativa no aumento de vida das ferramentas.

#### **6.6.5. Influência do fluido de corte**

Não foram encontrados na literatura relatos da utilização de fluido de corte na usinagem do FFBC, porém os testes indicam que a utilização de fluido de corte pode ser interessante e deve ser melhor analisada. A utilização do fluido de corte está condicionada a uma análise das vantagens e desvantagens do seu uso nos processos de usinagem. Em relação a vida útil das ferramentas de corte neste trabalho, a utilização do fluido de corte aumentou significativamente a vida das ferramentas. Em nenhuma das situações testadas utilizando o fluido de corte a ferramenta atingiu o fim

de vida pelo critério de desgaste ( $VB_{B_{\text{máx}}} = 0,5 \text{ mm}$ ), os ensaios foram encerrados por microlascamentos na aresta, ou falhas na área de saída da ferramenta na peça. Com o objetivo de preservar as arestas para serem analisadas posteriormente, os testes foram interrompidos assim que alguma anomalia apareceu. Um exemplo de fratura da peça na área de saída da ferramenta é mostrado na Figura 83.

Figura 83 - Fratura na área de saída da ferramenta



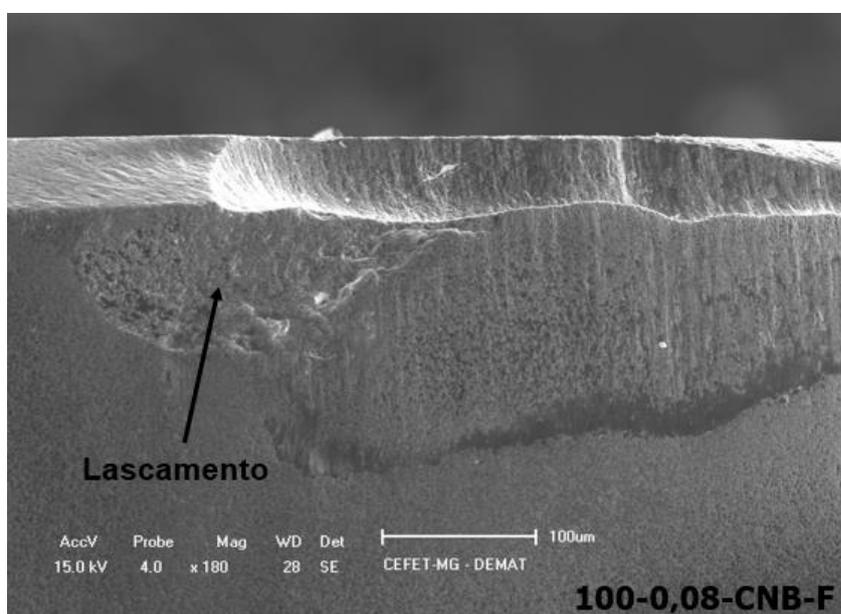
Fonte: Elaborado pelo autor.

Caso os testes não fossem encerrados nestas situações, a ferramenta possivelmente viria a falhar antes mesmo de alcançar o desgaste de flanco máximo estabelecido. Esta falha poderia acontecer principalmente pela descaracterização sofrida pela aresta de corte, e o fato do resfriamento da peça poder ter elevado a tensão de ruptura do material, em comparação a usinagem a seco onde a peça sofre um aquecimento considerável. Esta situação possivelmente elevou consideravelmente a pressão específica de corte no torneamento do FFABC com utilização de fluido de corte, potencializando uma possível quebra da aresta da ferramenta de corte em determinadas situações.

Mesmo encerrando os ensaios de forma prematura em relação ao desgaste de flanco, pode ser observado ganhos de vida da ferramenta na utilização do fluido de corte em relação ao corte a seco. Na velocidade de corte de 100 m/min, com avanço de 0,08

mm/rot, com fluido, no material com adição de nióbio, foi o único resultado em que a vida da ferramenta foi inferior a condição a seco. Neste caso houve falha da aresta quando o tempo de corte se aproximava dos 17 minutos. Esta falha aconteceu também nas duas réplicas, sendo importante ressaltar que neste momento o desgaste de flanco era próximo de 0,20 mm, e o desgaste de cratera era pequeno, sendo provável que as forças de corte se elevaram a um nível não suportado pela ferramenta nestas condições. A Figura 84 mostra o tipo de lascamento sofrido pela ferramenta.

Figura 84 - Lascamento na aresta de corte na usinagem do FFBAC com adição de nióbio ( $v_c = 100$  m/min.,  $f = 0,08$  mm/rot) com lubri-refrigeração.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Uma possível explicação seria que em condições menos severas de trabalho, a liga com adição de nióbio ofereceria maiores dificuldades para ser usinada, alterando desta forma as forças de corte, e provocando conseqüentemente a quebra da ferramenta. Essa dificuldade pode ser gerada por uma modificação de fase no momento do corte, porém este fenômeno necessita de estudos mais profundos para ser analisado.

Nas demais condições, os ganhos com a utilização do fluido de corte foram consideráveis, sendo que menor ganho foi no material com adição de nióbio na velocidade de corte de 300 m/min, onde o ganho foi de 20% em relação à condição a

seco. O material sem adição de nióbio nas mesmas condições conseguiu ganho de 60% na vida da ferramenta, o rendimento foi semelhante na velocidade de corte de 100 m/min, onde o material sem adição de nióbio alcançou ganho de 50% em relação ao corte a seco, porém, nesta situação o teste foi interrompido pois a ferramenta alcançou 30 minutos de usinagem, sinal que este resultado seria superior, caso a ferramenta continuasse usinando até alcançar o fim de vida, visto que seu desgaste final estava relativamente pequeno. O ganho mais significativo foi na velocidade de corte de 200 m/min, onde o material com adição de nióbio teve ganho de aproximadamente 162% de sua vida em relação a condição a seco, e o material sem adição de nióbio teve um ganho 209% de vida utilizando fluido de corte.

Como pode ser observado posteriormente, os mecanismos de desgaste mudam drasticamente com a utilização do fluido de corte. Estes mecanismos têm interferência direta sobre a vida da ferramenta de corte. Um dos principais fatores que potencializa o desgaste das ferramentas é a temperatura de corte, esta temperatura pode ser drasticamente alterada com a utilização do fluido de corte. Os pequenos ganhos obtidos na condição de 300 m/min podem ser explicados pela baixa eficiência da lubri-refrigeração, ou seja, com a velocidade de corte mais alta, o jorro de fluido pode não ter atingido com eficiência regiões próximas as áreas de corte. Desta forma, sua contribuição no desempenho final ficou comprometida. Resultado semelhante pode ser observado na velocidade de corte de 100 m/min, onde apesar do material sem nióbio ter apresentado boa resposta a utilização do fluido, o material com adição de nióbio apresentou resposta inferior a condição a seco. Com velocidades de cortes mais baixas a eficiência de penetração do fluido de corte aumenta, porém é possível que nestas condições, a lubri-refrigeração não traga tantos benefícios a usinagem, pois possa evitar que uma temperatura de trabalho mais eficiente seja alcançada.

Os melhores resultados da condição lubri-refrigerada foram encontrados na velocidade de corte de 200 m/min. Esta condição pode ter contribuído para que uma temperatura mais eficiente de trabalho seja atingida. Provavelmente, o fluido conseguiu contribuir de forma mais efetiva, atingindo as áreas próximas ao corte, fornecendo a lubrificação e refrigeração necessária ao processo, sem reduzir excessivamente a temperatura de corte.

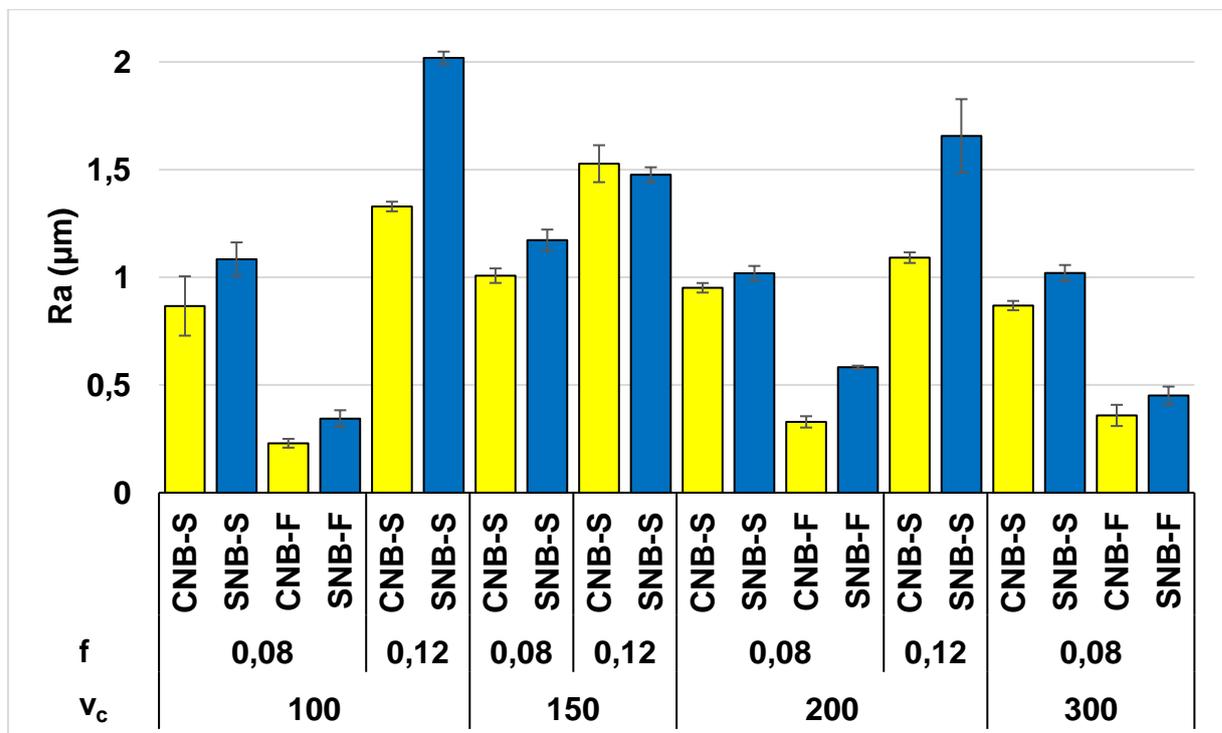
### 6.6.6. Análise da rugosidade

A rugosidade final da peça é fundamental quando se analisa acabamento superficial, e pode inclusive ser utilizada para determinar o fim da vida da ferramenta. As análises seguintes levaram em consideração a evolução da rugosidade em relação ao volume de material removido e também ao desgaste de flanco das ferramentas de corte.

#### 6.6.6.1. Desvio aritmético médio (Ra)

Durante a execução dos testes foi monitorado também o parâmetro Rq, porém após análise, observou-se que o comportamento entre os dois parâmetros foi semelhante e que provavelmente as análises feitas para o parâmetro Ra poderiam abranger também o parâmetro Rq, em função disto, apenas o parâmetro Ra foi apresentado e analisado. Na Figura 85 é possível analisar o desvio aritmético médio (Ra) ao final dos testes em todas as condições analisadas.

Figura 85 - Desvio aritmético médio - Ra



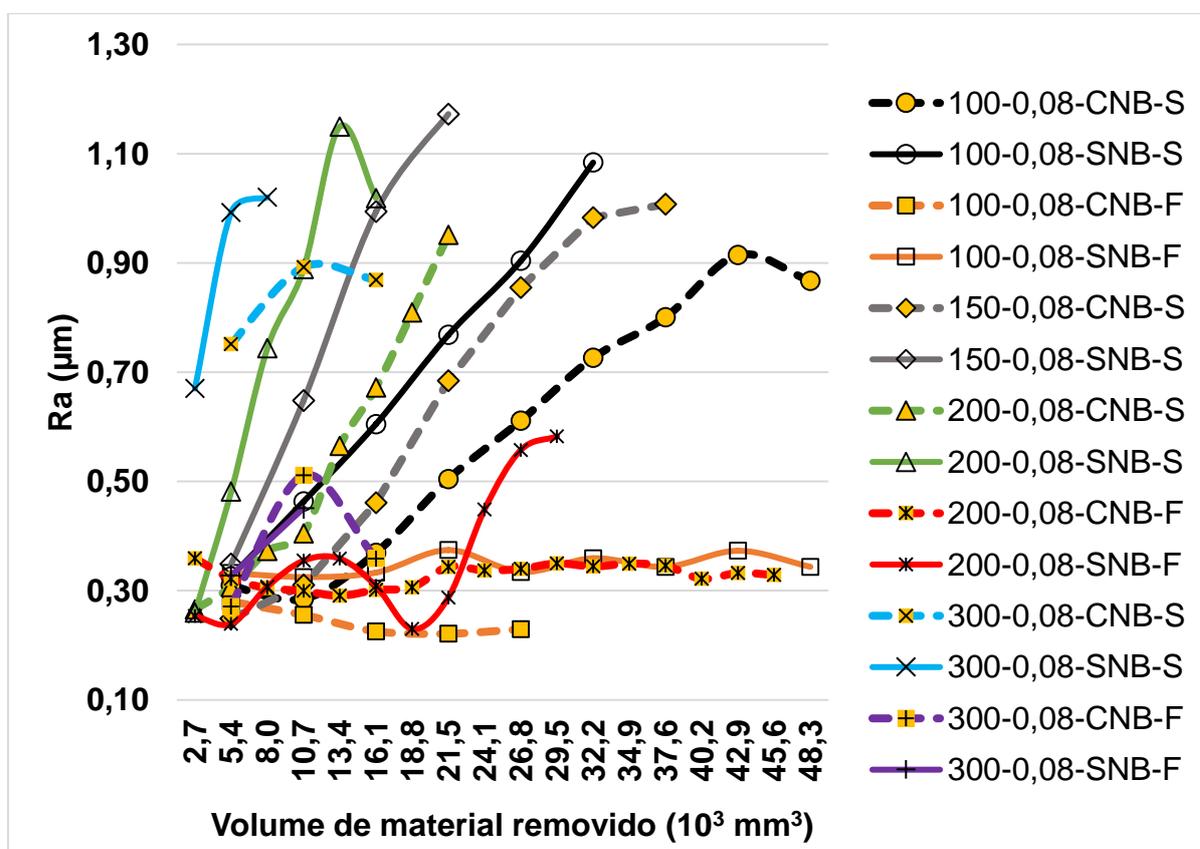
Fonte: Elaborado pelo autor.

De forma geral, pode ser observado na Figura 85 que a velocidade de corte praticamente não teve influência significativa sobre a rugosidade final na usinagem do

FFBAC, sendo que no corte a seco, as maiores influências na rugosidade ocorreram em função principalmente do avanço, que aumentou os valores da rugosidade à medida que o avanço aumentou. O tipo da liga também influencia na rugosidade, pois as ligas sem adição de nióbio apresentaram valores de rugosidade final superior as ligas com adição de nióbio. O maior destaque fica para a redução da rugosidade em função da utilização do fluido de corte, onde pode ser notada uma redução expressiva na rugosidade final, em ambos os materiais trabalhados e nas velocidades de corte utilizadas.

A Figura 86 demonstra a evolução do desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido para o avanço de 0,08 mm/rot, onde pode ser observado o comportamento da rugosidade à medida que o volume de material removido aumenta e consequentemente, o desgaste da ferramenta também aumenta.

Figura 86 - Desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido para avanço de 0,08 mm/rot.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Com exceção da velocidade de corte de 300 m/min na condição a seco, ambos materiais apresentaram rugosidade média abaixo de 0,40  $\mu\text{m}$  nas passadas iniciais, este valor vai de encontro com a rugosidade teórica, que indica que para estas condições de usinagem, o  $R_a$  obtido seria de 0,26  $\mu\text{m}$ . Valores muito próximos do  $R_a$  teórico foram encontrados principalmente em condições com velocidades de corte mais amenas, valores ligeiramente superiores foram encontrados principalmente nas velocidades de corte mais elevadas como 150 e 200 m/min, o que não representa que a velocidade de corte tenha interferido na rugosidade, mas que nesta situações, nos intervalos estabelecidos para medição, as ferramentas já apresentavam valores de desgaste de flanco mais elevados, influenciando diretamente a qualidade superficial da peça. Este fato fica ainda mais evidente nos resultados obtidos no corte a seco com velocidade de corte de 300 m/min, pois logo nas primeiras interrupções, as ferramentas já apresentaram altos desgastes, influenciando diretamente na rugosidade medida.

As ligas com adição de nióbio, com exceção da velocidade de corte de 150m/min e avanço de 0,12 mm/rot, apresentaram valores de rugosidade média inferiores as ligas sem adição de nióbio, durante a usinagem. Os carbonetos contidos na matriz do material podem ser quebrados ou arrancados da matriz pela ação da ferramenta de corte, Boing (2010), através da análise dos cavacos gerados durante a usinagem do FFBC, descreve que a ação da ferramenta provoca a quebra dos carbonetos primários de cromo  $M_7C_3$ . Estes carbonetos após segmentados, são rearranjados na microestrutura do material, tanto no cavaco como na superfície da peça. O autor ainda sugere que os carbonetos segmentados rearranjados na superfície da peça podem influenciar nas propriedades superficiais da mesma, incluindo a rugosidade. Como visto anteriormente, os bastões de carbonetos primários de cromo  $M_7C_3$  no sentido longitudinal podem alcançar tamanhos superiores a 300  $\mu\text{m}$  em ambas as ligas. Na usinagem de acabamento, estes carbonetos podem ser maiores que a própria profundidade de corte, reforçando a possibilidade da fragmentação destes carbonetos durante a usinagem.

Considerando a fragmentação dos carbonetos primários de cromo  $M_7C_3$ , como a liga sem adição de nióbio apresentou carbonetos maiores em relação a liga com adição

de nióbio e somado ao fato que liga com adição de nióbio apresentou microestrutura mais refinada. Os carbonetos da liga sem adição de nióbio ao serem fragmentados podem ter interferido de forma mais significativa na qualidade superficial da peça, justificando a rugosidade mais alta, mesmo em valores semelhantes de desgaste de flanco nas ferramentas de corte. Aliado a esta questão, tem-se também o fato das ligas sem adição de nióbio apresentarem maior fração volumétrica de carbonetos, aumentando desta forma a quantidade de carbonetos fragmentados em um mesmo comprimento de amostragem, e podendo contribuir de forma significativa na rugosidade das peças usinadas.

Na condição de velocidade de corte de 150m/min e avanço de 0,12 mm/rot, apesar da rugosidade da liga sem adição de nióbio ter ficado ligeiramente menor que a da liga com adição de nióbio, contrariando a explicação acima, através da análise da evolução da rugosidade em função do volume de material removido, é possível perceber que a liga sem adição de nióbio apresentou valores de rugosidade mais alto que a liga com adição de nióbio em praticamente todos os testes, e alcançou uma rugosidade menor que a liga com adição apenas nos últimos passes, demonstrando um comportamento não linear. Este fato pode ter ocorrido em função do desgaste provocado na ferramenta de corte ter provocado momentaneamente uma reafiação da aresta, e gerado uma superfície mais uniforme e afiada, provocando uma redução da rugosidade.

A evolução da rugosidade no corte a seco foi crescente e de forma praticamente linear em todos os testes, e apresentaram resultados finais muito semelhantes, independente da velocidade de corte adotada. É possível notar que a rugosidade está ligada diretamente ao desgaste da ferramenta, e sofre muito pouca influência da velocidade de corte, porém, velocidades de corte maiores provocam, geralmente, desgastes mais elevados nas ferramentas, e desta forma, a rugosidade aumenta de forma mais acentuada em função do tempo, pois acompanha o desgaste.

A utilização de fluido de corte trouxe ganhos significativos a rugosidade da peça, alcançando rugosidade média ( $R_a$ ) inferior aos testes a seco, mesmo após o desgaste da ferramenta. Em alguns testes, a rugosidade se manteve praticamente constante até o fim de vida da ferramenta, como pode ser observada nas velocidades de corte

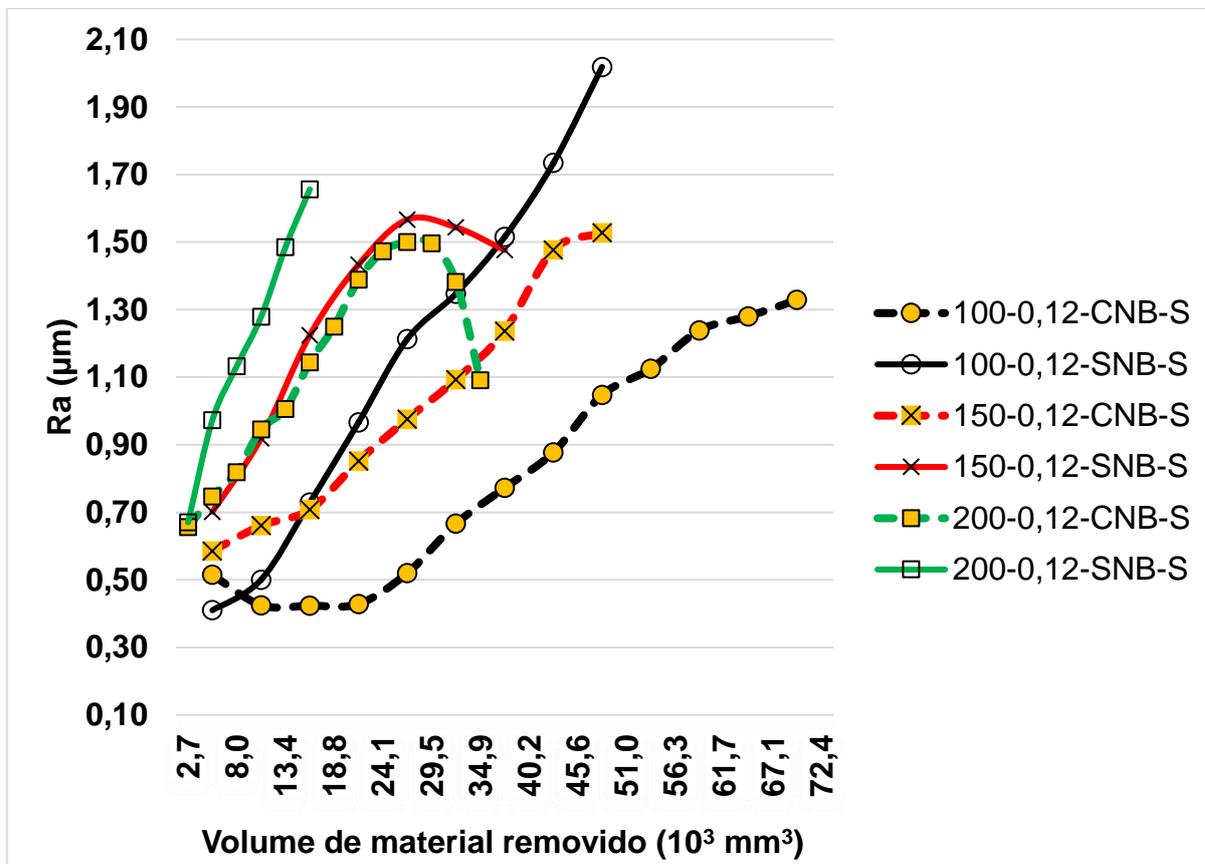
de 100 e 200 m/min no material com adição de nióbio. Nestas condições a rugosidade se manteve praticamente constante durante os ensaios e em valores próximos a 0,30  $\mu\text{m}$ .

Na condição de velocidade de corte de 200 m/min, pode-se observar um comportamento mais atípico da rugosidade em comparação com os outros testes, este comportamento pode ter sido influenciado por algum microlascamento na aresta de corte ou algum desgaste anormal da mesma ocasionando em um Ra final próximo de 0,60  $\mu\text{m}$ . Na velocidade de corte de 300 m/min, pode-se notar que a rugosidade ficou ligeiramente superior que nos outros testes, fato compreensível, visto que nestas velocidades o fluido não é capaz de exercer sua função lubri-refrigerante com a mesma eficiência como exercida em outras velocidades de corte em função da dinâmica do processo, provocada pela alta velocidade de corte, acarretando em rugosidades ligeiramente maiores, porém abaixo de 0,50  $\mu\text{m}$ .

A utilização do fluido de corte mudou radicalmente os mecanismos de desgaste sofrido pela ferramenta durante a usinagem do FFBC, como descrito posteriormente. É possível perceber que as arestas do corte a seco de forma em geral, sofreram muito mais com o fenômeno de abrasão que as arestas com utilização do fluido. A abrasão gera sulcos na aresta da ferramenta, principalmente na usinagem de materiais com alta fração volumétrica de carbonetos como é o caso do FFBC. Estes sulcos mais profundos praticamente não apareceram quando o fluido de corte foi utilizado. A geometria da aresta da ferramenta pode ser transferida para a superfície da peça no momento da usinagem, desta forma, é provável que os sulcos gerados por abrasão durante o corte a seco, tenha potencializado a intensidade da rugosidade da peça, fato que não ocorreu nos testes com fluido de corte, onde mesmo após o desgaste da ferramenta, ela apresentava uma aresta de geometria lisa e sem sulcos, reduzindo desta forma a rugosidade em relação aos testes a seco.

Na Figura 87 é apresentada a evolução do desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido nos testes com avanço de 0,12 mm/rot.

Figura 87 - Desvio aritmético médio (Ra) em função do volume de material removido para avanço de 0,12 mm/rot.



Fonte: Elaborado pelo autor.

O cálculo do Ra teórico para o avanço de 0,12 mm/rot, é de 0,577 µm. A maioria dos valores encontrados nas primeiras passadas ficaram muito próximas do valor teórico e podem ser observadas na Figura 87. Os valores aumentaram de forma linear na maioria dos testes, mas em dois casos as retas convergiram em determinado ponto, provocando redução da rugosidade. Esta redução pode ter sido provocada pelo desgaste da ferramenta, a partir de determinado ponto, ter provocado uma geometria de corte mais uniforme e que possibilitou uma menor rugosidade, porém este fenômeno não se mostrou repetitivo.

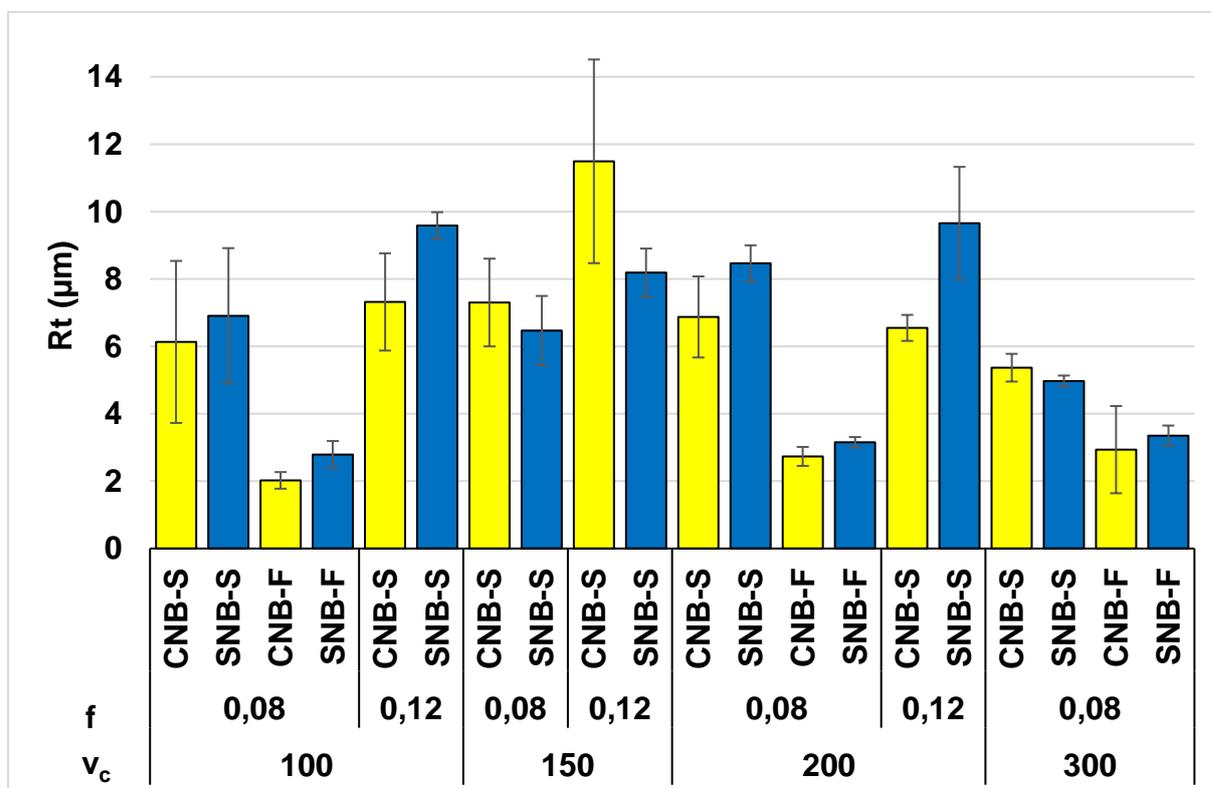
Observa-se maiores valores de rugosidade na condição de velocidade de corte de 100 m/min, com avanço de 0,12 mm/rot na liga sem adição de nióbio, destoando das outras condições. Neste caso algum microlascamento, pode ter contribuído negativamente na rugosidade, criando uma aresta de corte irregular e acentuando as irregularidades na superfície da peça. Pequenos microlascamentos na aresta de corte

podem ser benéficos em alguns casos em relação a usinagem, quando reafiam a aresta e a deixam mais regular. Porém, podem prejudicar a usinagem quando geram na aresta de corte irregularidades, que são transmitidas para a peça e refletem na rugosidade.

#### 6.6.6.2. Altura total do perfil (Rt)

A Figura 88 mostra a altura total do perfil (Rt) obtida em todos os testes no fim de sua vida útil. De forma geral, o comportamento da evolução da rugosidade Rt se mostrou muito semelhante ao parâmetro Ra, aumentando a medida que o desgaste da ferramenta aumenta. Porém, as diferenças apresentadas no parâmetro Ra em relação ao material com adição de nióbio ficaram menos evidentes. Pode-se observar também que o fluido de corte reduziu significativamente os valores de Rt das superfícies usinadas.

Figura 88 - Altura total do perfil (Rt)

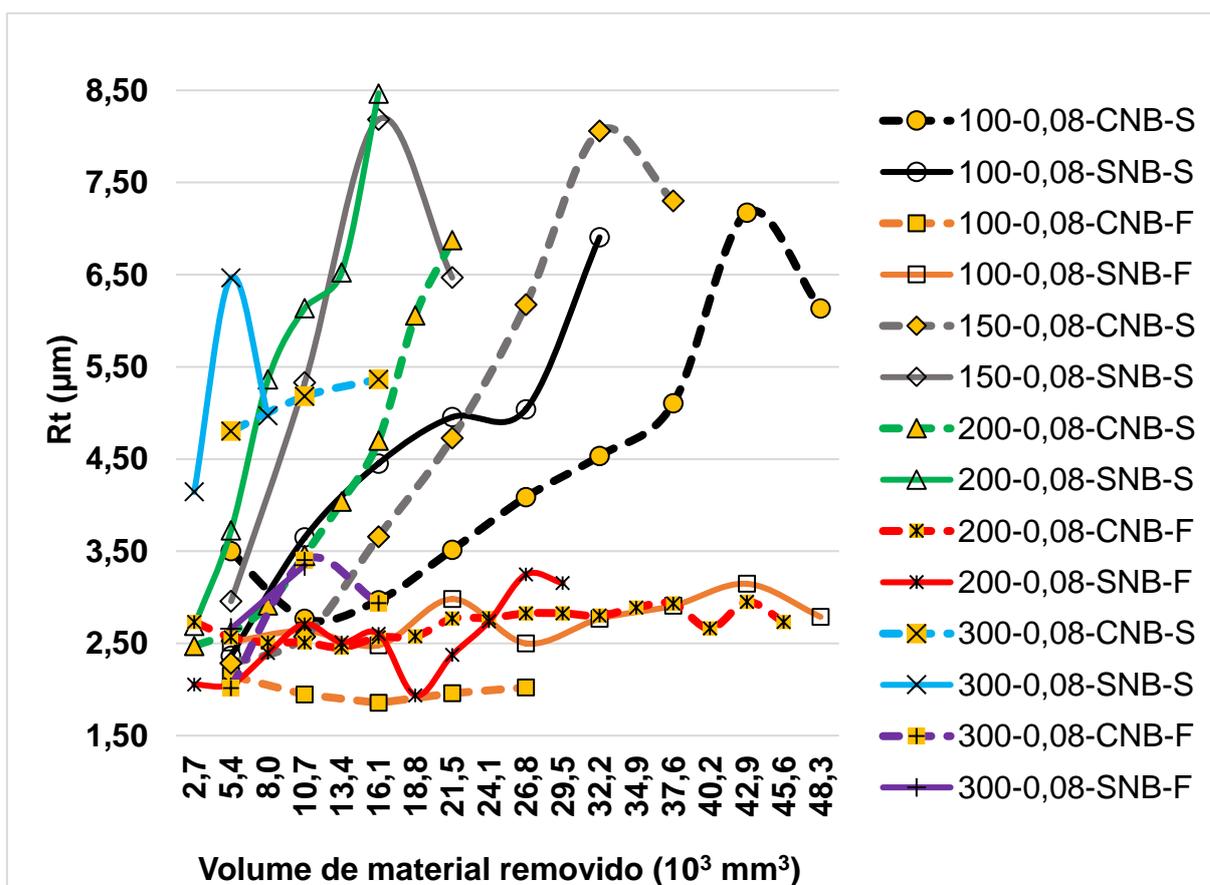


Fonte: Elaborado pelo autor.

A rugosidade teórica Rt calculada para o avanço de 0,08 mm/rot é 1,00 µm. Observa-se na Figura 89 que em todas as condições, o valor inicial foi superior a rugosidade

teórica, indicando que a rugosidade  $R_t$  logo nos primeiros passes, esteve entre 1,75  $\mu\text{m}$  e 2,75  $\mu\text{m}$ . A rugosidade se manteve praticamente estável na condição lubri-refrigerada, evidenciando que apesar do desgaste da ferramenta de corte, a aresta não gerou sulcos com intensidade suficiente que transferidos para a peça poderiam potencializar a rugosidade  $R_t$ . O parâmetro  $R_t$  também pode ter sido amenizado pelo desgaste da ferramenta propiciar uma descaracterização do raio de ponta, aumentando a superfície de contato entre ferramenta e peça, visto que este parâmetro representa a altura total do perfil. Eventuais picos gerados na superfície usinada podem ter sido eliminados por outras partes da ferramenta, considerando que o contato entre ferramenta e peça aumenta à medida que o desgaste da ferramenta aumenta.

Figura 89 - Altura total do perfil ( $R_t$ ) em função do volume de material removido para avanço de 0,08 mm/rot



Fonte: Elaborado pelo autor.

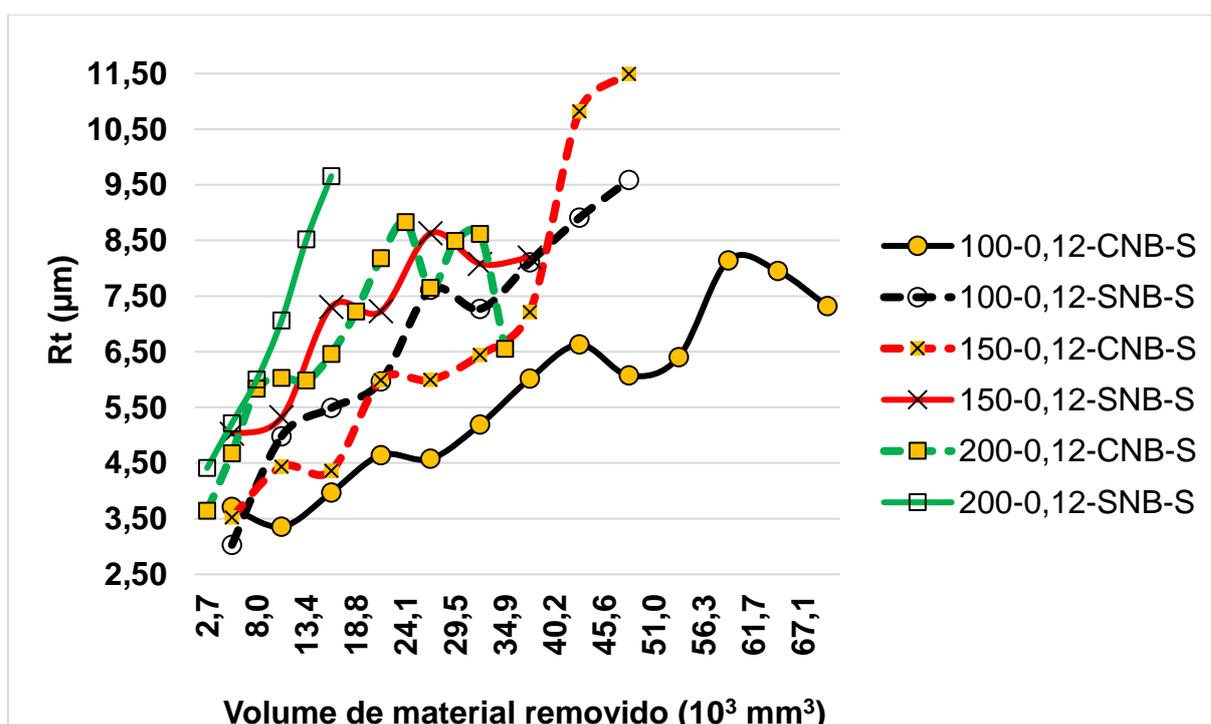
Para os testes a seco a tendência foi que a rugosidade final, nas condições analisadas, apresentasse  $R_t$  próximo de 6,50  $\mu\text{m}$ , na velocidade de corte de 200

m/min, na liga sem adição nióbio a rugosidade  $R_t$  ficou ligeiramente acima da média apresentando valores próximos a  $8,50 \mu\text{m}$ . A rugosidade  $R_t$  na usinagem do FFBC praticamente não sofreu influência da velocidade de corte, sendo seu principal responsável, o desgaste sofrido pela ferramenta de corte.

Apesar de na maioria dos testes, o material com adição de nióbio ter alcançado rugosidade ligeiramente menor que o material sem adição de nióbio, a análise do desvio padrão mostra que a diferença foi muito pequena, e em muitos casos inexistente. Diferentemente do parâmetro  $R_a$ , é possível que a quebra dos carbonetos citado como possível consequência dos menores valores de  $R_a$  no material com adição de nióbio tenha um menor impacto sobre a rugosidade  $R_t$ , visto que neste caso é medida a altura total do perfil, onde a quebra dos carbonetos pode não influenciar de forma tão direta como no desvio aritmético médio, interferindo na média aritmética, mas não acentuando os vales e picos gerados durante a usinagem.

A Figura 90 mostra a evolução da altura total do perfil ( $R_t$ ) para o avanço de  $0,12 \text{ mm/rot}$  em todas as velocidades de corte testadas.

Figura 90 - Altura total do perfil ( $R_t$ ) em função do volume de material removido para o avanço de  $0,12 \text{ mm/rot}$



Fonte: Elaborado pelo autor.

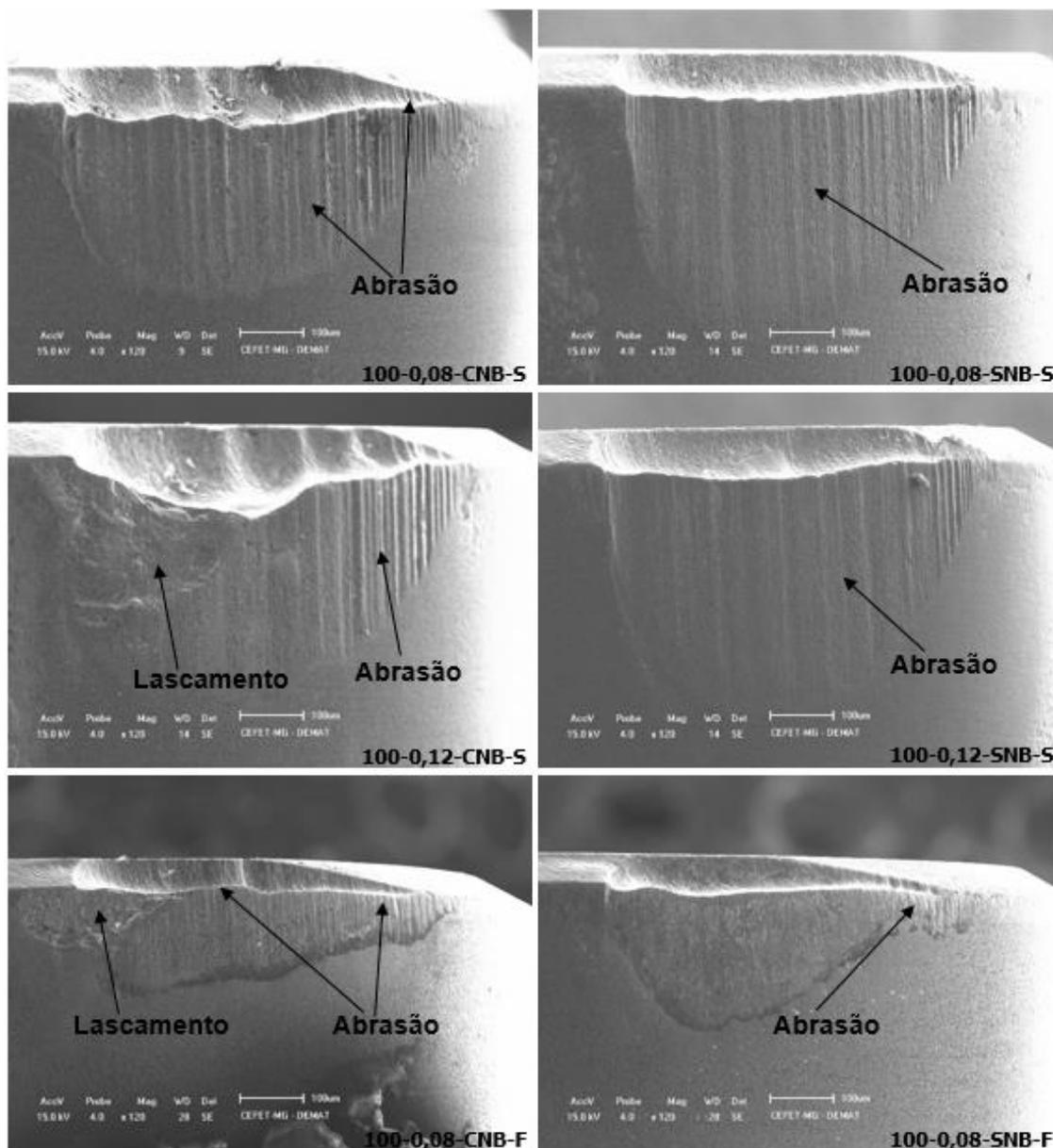
A rugosidade teórica  $R_t$  calculada para o avanço de 0,12 mm/rot é 2,25  $\mu\text{m}$ . Observa-se que neste caso, em todos os testes, o valor inicial foi superior a rugosidade teórica, indicando que a rugosidade  $R_t$  logo nos primeiros passes, esteve entre 2,75  $\mu\text{m}$  e 4,75  $\mu\text{m}$ . Cabe ressaltar que logo nos primeiros passes, a ferramenta já possuía um desgaste que influenciou no aumento da rugosidade em relação a rugosidade teórica, porém o aumento de 50% no avanço, que gera uma rugosidade teórica 125% maior, aumentou também a rugosidade, porém, com uma intensidade bem menor, inclusive em alguns testes alcançando valores muito próximos da condição de avanço de 0,08 mm/rot, como no material com adição de nióbio, nas velocidades de corte de 100 e 200 m/min. Na velocidade de corte de 150 m/min, na liga com adição de nióbio foi encontrado o maior valor final de rugosidade, onde o  $R_t$ , alcançou o valor de 11,50  $\mu\text{m}$ . No material sem nióbio, o comportamento foi semelhante, alcançando valores em torno de 7,75  $\mu\text{m}$  a valores próximos de 9,50  $\mu\text{m}$ .

#### **6.6.7. Análise dos mecanismos de desgaste**

As interpretações dos mecanismos de desgaste são fundamentais para conhecer a forma como a ferramenta de corte se desgasta quando submetida aos esforços de corte. O FFBAC impõe severas condições de corte para as ferramentas de corte durante a usinagem, principalmente pela alta presença de carbonetos de cromo ancorados em uma matriz martensítica, formando uma microestrutura rígida que dificulta o fenômeno do corte. É provável que o desgaste das ferramentas de corte não seja gerado apenas por um mecanismo de desgaste, mas por um conjunto de mecanismos que juntos, resultam no desgaste da ferramenta de corte. As análises foram realizadas ao fim dos testes, desta forma é possível que outros mecanismos de desgaste possam ter atuado na ferramenta de corte em momentos intermediários ao início e fim dos testes, e que não possam ser identificados ao fim de vida da ferramenta de corte. Com as técnicas utilizadas não é possível quantificar os mecanismos de desgaste, porém as análises visam identificar qualitativamente quais foram os principais mecanismos de desgaste atuantes no fim da vida das ferramentas de corte.

A Figura 91 mostra o aspecto dos desgastes das ferramentas de corte para a velocidade de 100 m/min a seco e lubri-refrigerado.

Figura 91 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 100 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.



Fonte: Elaborado pelo autor.

No corte a seco, a abrasão foi o mecanismo de desgaste predominante. As marcas de abrasão estão concentradas principalmente no flanco da ferramenta de corte, mas é possível observar sulcos mais discretos na cratera. Estes podem ter sido gerados por abrasão. Pode-se observar que o aumento do avanço acentuou o desgaste de cratera, e teve pouca interferência no desgaste de flanco, indicando provavelmente, que o aumento do avanço pode ter aumentado a temperatura na zona de corte, principalmente na interface ferramenta/cavaco acentuando os mecanismos de desgaste na cratera, inclusive o desgaste de difusão.

Comparando os mesmos parâmetros de corte, o material com adição de nióbio apresentou desgaste de cratera mais acentuado. O maior desgaste de cratera no material com adição de nióbio pode estar associado ao maior tempo de exposição da cratera a um ambiente de altas temperaturas, pois, de forma geral, no corte a seco, a vida da ferramenta na usinagem do material com adição de nióbio foi superior, aumentando assim o tempo de corte e a exposição da ferramenta. Considerando que a cratera se desgasta principalmente por difusão como citado por Diniz, Marcondes e Coppini (2014), as principais variáveis no desgaste de cratera seriam a temperatura e o tempo de exposição, com um tempo de exposição maior, é compreensível um desgaste de cratera maior. O lascamento observado no ensaio com avanço de 0,12 mm/rot no material com adição de nióbio indica que o maior desgaste de cratera pode ter fragilizado a aresta de corte, associado ao possível aumento das forças de corte em função do aumento do avanço.

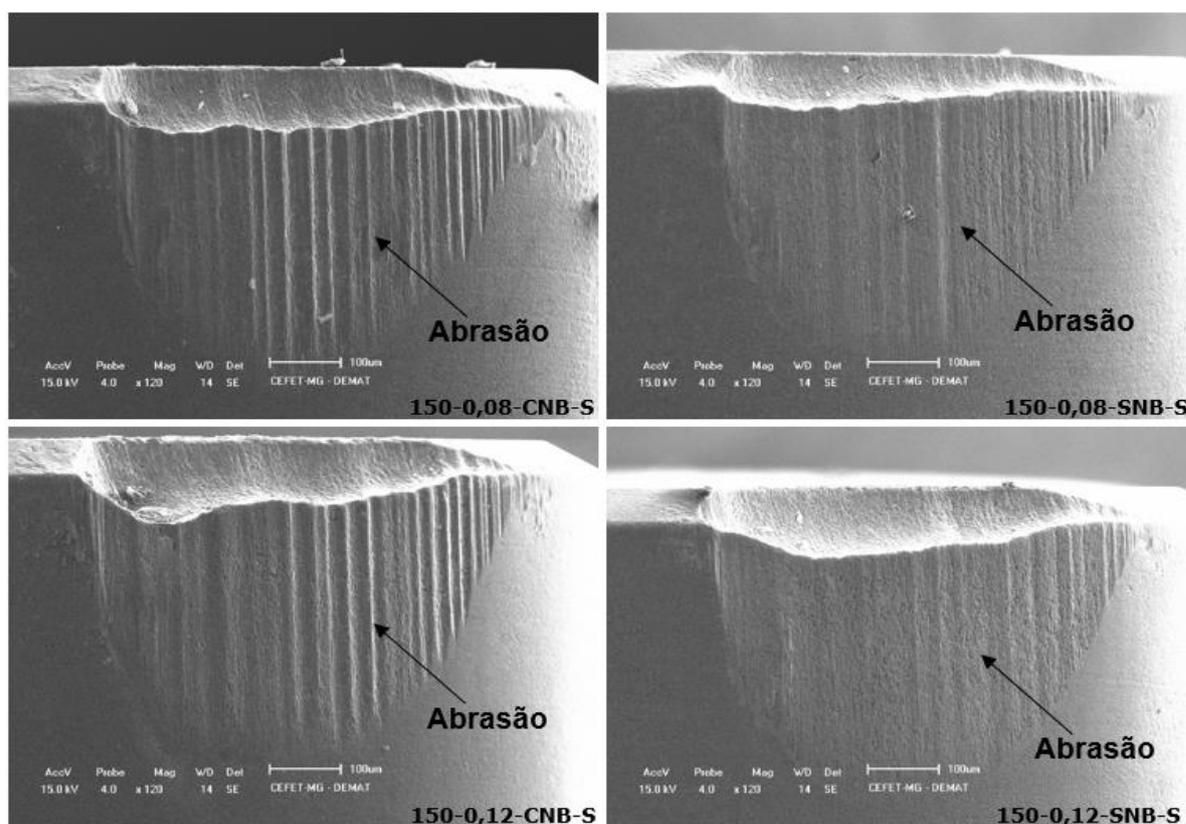
Os testes com fluido de corte reduziram consideravelmente as marcas de abrasão no flanco da ferramenta, indicando que o fluido possivelmente atingiu a zona de corte, reduzindo os sulcos provocados pelos carbonetos da liga no flanco da ferramenta. Alguns sulcos podem ser observados na Figura 91 nos testes com fluido de corte, principalmente na região próxima a aresta de corte e na ponta da ferramenta. Estas regiões ficam localizadas onde o fluido tem mais dificuldade em alcançar a região do corte, em função da formação do cavaco e da pressão específica de corte.

Na velocidade de corte de 100 m/min com utilização de fluido de corte, no material sem adição de nióbio, o tempo de 30 minutos foi alcançado com baixo desgaste de flanco, porém o material com adição de nióbio apresentou um lascamento na aresta com um tempo de corte de aproximadamente 17 minutos, este comportamento se repetiu nas duas réplicas realizadas, e aconteceu mesmo com baixo desgaste do flanco e de cratera. Por precaução, com o objetivo de preservar a aresta de corte, os testes foram interrompidos.

Segundo Sales, Diniz e Machado (2000) a usinagem de materiais endurecidos é um exemplo típico em que o fluido de corte pode ser prejudicial ao processo. O fluido de corte deve funcionar apenas como um líquido refrigerante para a ferramenta, mas o processo regular de aplicação faz com que o fluido atinja todas as zonas de formação

de cavacos, resfriando também a peça de trabalho. Portanto, o efeito de amolecimento causado pela grande quantidade de calor gerado não é substancial, exigindo maior quantidade de energia para cortar o material e formar o cavaco, exigindo altas forças de corte e gerando altas temperaturas na interface ferramenta/cavaco. Devido à alta dureza deste tipo de material, a redução da dureza causado pelo processo de geração de calor é fundamental para aumentar o desempenho do processo. O fluido de corte impede isso e pode ser negativo para o processo. O lascamento da aresta pode ter ocorrido em função da alta força de corte, provocada pelo aumento da pressão específica de corte devido a redução da temperatura do processo pela utilização do fluido de corte. Como o lascamento não aconteceu nos outros testes com a utilização do fluido de corte, a hipótese de choque térmico foi descartada. Na Figura 92 é apresentada as imagens das áreas desgastadas da ferramenta para uma velocidade de corte de 150 m/min na condição a seco.

Figura 92 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 150 m/min no FFBAC com e sem adição de nióbio.



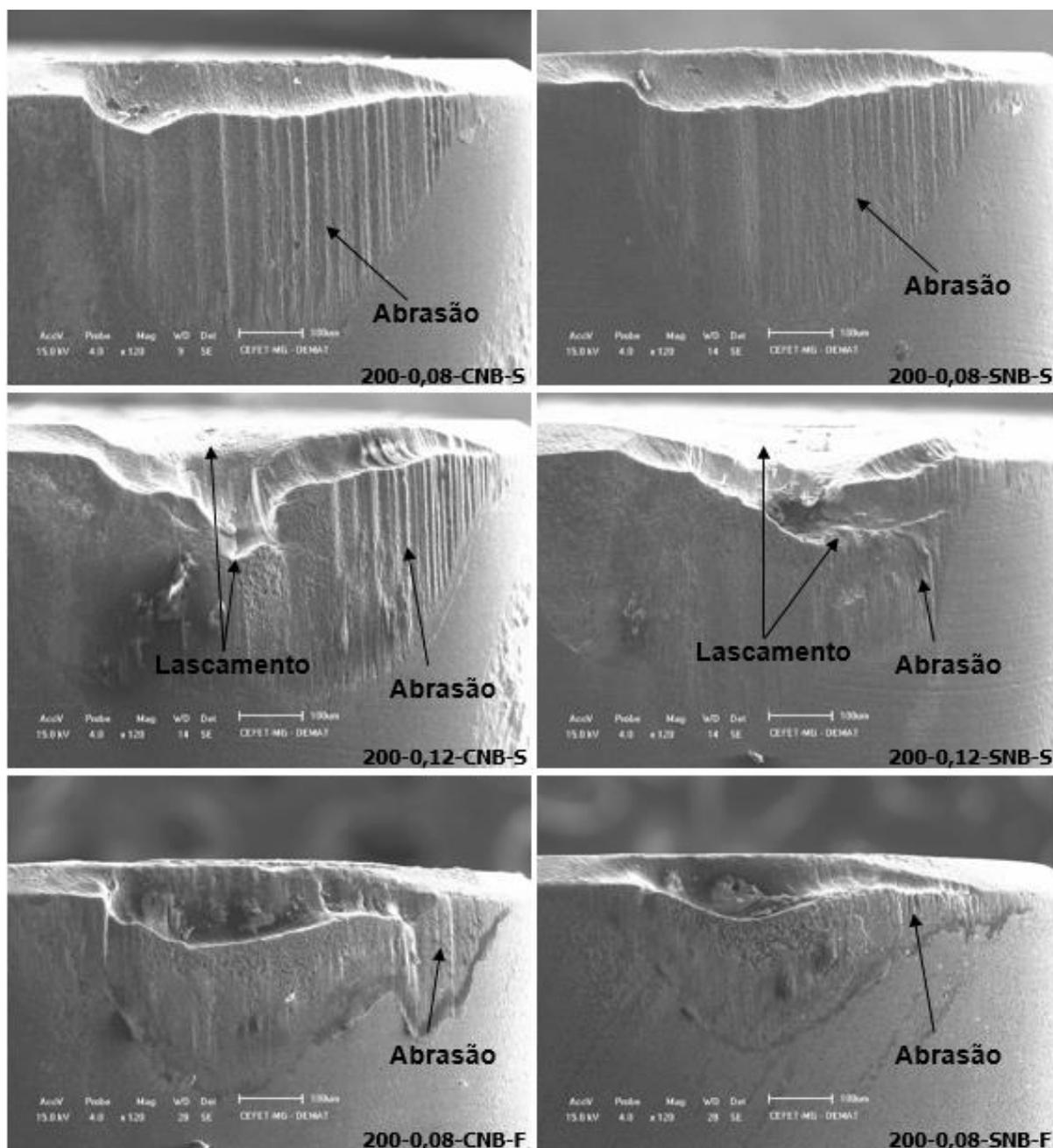
Fonte: Elaborado pelo autor.

Na velocidade de corte de 150 m/min a seco, o desgaste por abrasão foi predominante, sendo percebidos os sulcos principalmente no material com adição de nióbio. O aumento da cratera com o aumento do avanço também pode ser notado, comportamento semelhante ao encontrado na velocidade de corte de 100 m/min. É possível observar que o desgaste de cratera foi menor na região com profundidade total de corte, e se acentuou a medida que esta profundidade era reduzida, indicando que o calor gerado durante o processo pode estar mais concentrado no cavaco do que na peça, acentuando o desgaste de cratera nesta região. Não foi percebido em nenhum teste, lascamento de arestas, indicando que as ferramentas suportaram bem a todos os esforços gerados nesta condição de corte.

A Figura 93 apresenta as imagens das áreas desgastadas da ferramenta para uma velocidade de corte de 200 m/min na condição a seco e lubri-refrigerado. Na condição a seco, os desgastes apresentados pelas ferramentas com avanço de 0,08 mm/rot foram semelhantes ao encontrado nas velocidades de corte de 100 e 150 m/min. Porém, com o avanço de 0,12 mm/rot, tanto no material com adição de nióbio, quanto no material sem adição de nióbio, podem ser observados lascamentos das arestas. Este lascamento atingiu parte do flanco e da cratera, sendo ocasionado principalmente pelo desgaste de cratera gerado nesta situação. O aumento da velocidade de corte associado ao aumento do avanço pode ter aumentado consideravelmente as temperaturas de usinagem, provocando assim o aceleração do desgaste de cratera, à medida que o desgaste de cratera aumenta e se associa ao desgaste de flanco a aresta da ferramenta fica frágil, e nesta situação não suportou as forças de corte geradas no processo, vindo a apresentar lascamento quando o fim de vida se aproximava.

Com a utilização do fluido de corte, é possível notar que os sulcos característicos do desgaste de abrasão ficam menos nítidos na aresta de corte da ferramenta, indicando que o fluido de corte contribuiu de forma significativa na redução do desgaste por abrasão nestas condições. Ainda é possível notar sulcos discretos na extremidade da aresta de corte onde o fluido de corte tem dificuldade em atingir.

Figura 93 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 200 m/min no FFBC com e sem adição de nióbio.



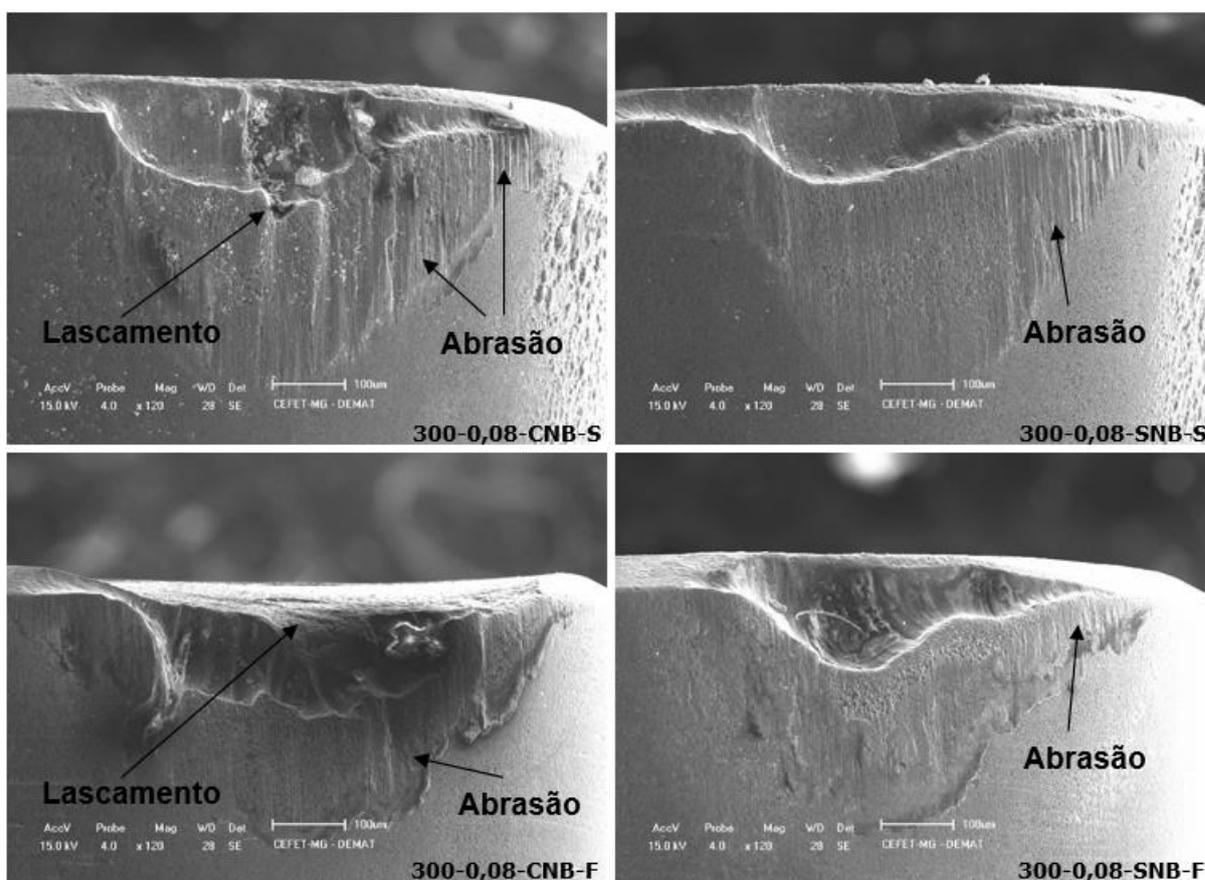
Fonte: Elaborado pelo autor.

Apesar do pequeno desgaste de flanco, em comparação com o teste nas mesmas condições a seco, no corte lubri-refrigerado o desgaste de cratera cresceu consideravelmente. Esse desgaste pode ter sido potencializado por um maior tempo de exposição do material, visto que o fluido de corte aumentou a vida da ferramenta de corte. É possível também, que calor gerado na interface ferramenta/cavaco possa

ter aumentado durante o processo com a utilização do fluido de corte como citado por Sales, Diniz e Machado (2000).

Na Figura 94 é apresentado as imagens das áreas desgastadas da ferramenta para uma velocidade de corte de 300 m/min na condição a seco e lubri-refrigerada.

Figura 94 - Aspecto dos desgastes para velocidade de corte de 300 m/min no FFBAC com e sem adição de nióbio.



Fonte: Elaborado pelo autor.

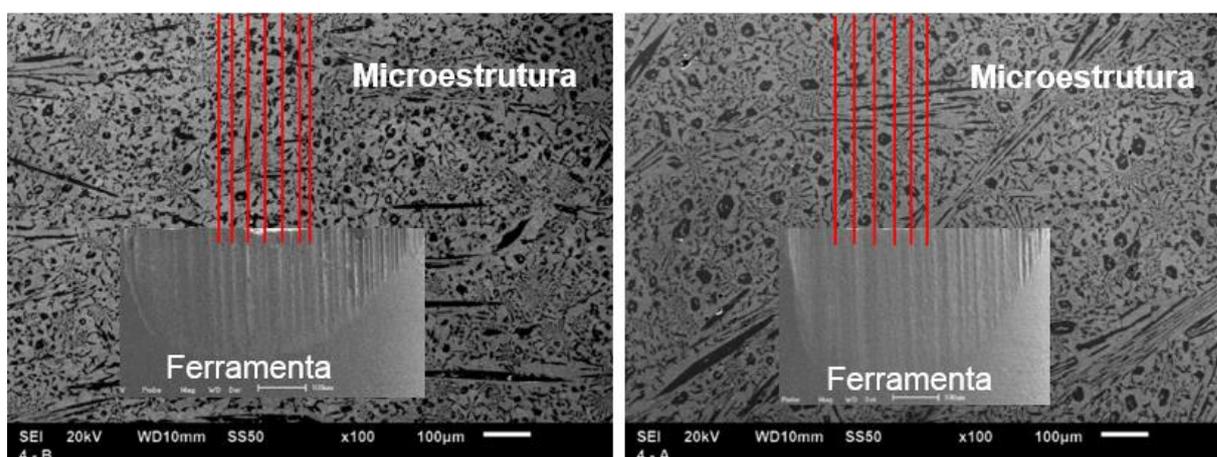
Na velocidade de corte de 300 m/min, considerando a alta velocidade de corte aplicada a um material com alta dureza (aproximadamente 62 HRC), como é o FFBAC, marcas de abrasão ainda podem ser notadas no corte a seco. No corte refrigerado, apesar de mais discretas, estas marcas podem ser também observadas. O desgaste de cratera se mostrou muito intenso nestas condições de corte, levando as ferramentas a apresentarem alguns lascamentos tanto na condição a seco como na condição lubri-refrigerada. Estes lascamentos foram mais notados principalmente no material com adição de nióbio, supostamente devido ao maior tempo de exposição

destas ferramentas a altas temperaturas, acentuando seu desgaste de cratera, fragilizando assim a aresta e provocando os lascamentos.

A utilização do fluido de corte nesta condição contribuiu de forma significativa no aumento da vida da ferramenta de corte, porém teve pouca influência nos mecanismos de desgaste. Marcas de abrasão foram notadas em todas as regiões do flanco da ferramenta de corte nesta condição, indicando que o efeito do fluido de corte a altas velocidades de corte, pode ficar comprometido, em função da dificuldade do mesmo em atingir zona de corte. A aplicação de fluido a altas pressões nestas situações pode trazer resultados mais significativos.

Em todos os testes com corte a seco foram observados uma maior quantidade de sulcos nas ferramentas que usinaram o material com adição de nióbio, Poulachon et al. (2004) na usinagem do aço endurecido AISI D2 com presença de carbonetos  $M_7C_3$ , ressalta que as ranhuras na aresta da ferramenta de corte, podem ter relação com o tamanho dos carbonetos primários de cromo. Possivelmente este comportamento pode ser observado na Figura 95.

Figura 95 - Distância entre os sulcos em relação ao tamanho dos carbonetos



a) FFBAC com adição de nióbio

b) FFBAC sem adição de nióbio

Fonte: Elaborado pelo autor.

A distância entre os sulcos foi menor no material com adição de nióbio, Figura 95 (a), esta distância pode ter relação com o tamanho médio dos carbonetos primários que é menor neste material e função do refinamento da liga pela adição de nióbio. O material

sem adição de nióbio, Figura 95 (b) apresentou grandes carboneto primários na sua microestrutura, estes carbonetos podem ter provocado grandes sulcos que se uniram à medida que se formaram, criando uma superfície mais lisa, o tamanho dos sulcos não é constante, assim como o tamanho médio dos carbonetos também não é constante, porém, a relação entre o tamanho dos sulcos principais e o tamanho dos carbonetos parece apresentar uma correlação.

## 7. CONCLUSÃO

A partir dos estudos na caracterização e usinabilidade do FFBAC pode-se destacar as seguintes conclusões:

- A eficiência na incorporação do nióbio ao FFBAC com granulometria média de 21,5  $\mu\text{m}$ , em temperaturas de  $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$ , foi de aproximadamente 90% após um tempo de permanência de 15 minutos.
- Todos os carbonetos de nióbio formados se apresentaram na forma compacta, e dispersos na liga. Além disso, a maioria dos carbonetos de nióbio apareceram de forma integrada aos carbonetos de cromo.
- A adição de nióbio provocou o refinamento da liga, reduzindo o tamanho médio dos carbonetos. A fração volumétrica de carbonetos caiu de 27,3% para 24,83%, porém a liga permaneceu hipereutética mesmo após o processo de adição.
- O tratamento de recozimento desestabilizou a austenita da matriz, precipitando carbonetos secundários, empobrecendo a austenita ao ponto da transformação total desta em ferrita. A dureza da liga caiu em 19,8% após o tratamento, melhorando sua usinabilidade. O tratamento térmico de têmpera provocou a transformação da matriz em martensítica, com carbonetos secundários precipitados e austenita retida.
- A dureza do material se mantém homogênea em todo o corpo de prova após o tratamento térmico de têmpera e revenimento mostrando que o material possui alta temperabilidade.
- Ferramentas de cerâmica não apresentaram rendimento satisfatório na usinagem do FFBAC endurecido, apresentando fratura logo no início da usinagem. Este fato pode estar ligado principalmente a dureza do material, que necessita de maiores forças de corte não suportadas pelas cerâmicas.

- A classe de ferramenta CB7025 (60% de cBN) se mostrou a mais eficiente no torneamento do FFBAC quando comparada as classes CB7020 (20% de cBN), CB7115 (50% de cBN) e CB7050 (90% de cBN).
- A adição de nióbio melhorou a usinabilidade do FFBAC principalmente no corte a seco.
- O aumento do avanço possibilitou um maior volume de material removido. Porém fica limitado por questões de rugosidade e resistência da ferramenta de corte, que pode não suportar as forças de usinagem geradas no processo.
- A velocidade de corte de 200 m/min com utilização de fluido de corte apresentou resultados de volume de material removido e rugosidade semelhantes a condições de corte inferiores, indicando que nestes parâmetros, uma temperatura de corte mais eficiente pode ter sido encontrada.
- O aumento da velocidade de corte não interferiu de forma significativa na rugosidade, sendo que, os principais parâmetros que interferiram no acabamento foram o avanço e a liga.
- A abrasão foi o principal mecanismo de desgaste encontrado nas ferramentas de corte na usinagem do FFBAC em ambas as ligas. Este mecanismo foi gerado principalmente pelos carbonetos primários de cromo do tipo  $M_7C_3$ , e os sulcos gerados nas ferramentas apresentaram correspondência com o tamanho dos carbonetos primários apresentados na microestrutura do material. Alguns lascamentos também foram observados principalmente no avanço de 0,12 mm/rot e na utilização de fluido de corte.
- O fluido de corte contribuiu positivamente em relação a vida das ferramentas e principalmente em relação a rugosidade, possibilitando baixos valores de rugosidade mesmo ao fim de vida das ferramentas de corte.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Efetuar medições de forças de usinagem e temperatura de corte, buscando monitorar de forma mais eficaz os fenômenos envolvidos.
- Avaliar a usinabilidade do FFBAC com diferentes teores de nióbio, verificando o comportamento da usinabilidade em outros teores de adição.
- Avaliar a usinabilidade do FFBAC com adição de nióbio nas condições eutéticas e hipoeutéticas, verificando se o comportamento se assemelha a liga hipereutética.
- Estudar a usinabilidade do FFBAC no processo de retificação no corte contínuo e interrompido.
- Avaliar alterações microestruturais na usinagem do FFBAC, buscando mudanças de fases, morfologia da superfície usinada e suas consequências.
- Analisar mudanças de fases e a morfologia do cavaco durante a usinagem do FFBAC.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ALBERTINI, E.; BENEDUCE NETO, F.; TEIXEIRA, I. O. Adequação da composição química e do tratamento térmico de ferros fundidos de alto cromo utilizando termodinâmica computacional **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**. São Paulo, v.8, n. 4, p. 223-229, 2011.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A-532/A 532M**: - standard specification for abrasion-resistant cast irons. West Conshohocken, 1999.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM ISO 6508-1**: - materiais metálicos – ensaio de dureza Rockwell – parte 1: método de ensaio (escalas A,B,C,DE,F,G,H,K,N,T). Rio de Janeiro, 2008.
- ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 3685**: ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento. Rio de Janeiro , 2017.
- BOING, D. **Análise da vida de ferramentas de PCBN no torneamento de ferro fundido branco com alto teor de cromo**. 2010. 149 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Instituto Superior Tupy - Sociedade Educacional de Santa Catarina – IST/SOCIESC, Joinville, 2010.
- CARMO, D. J.; DIAS, J. F.; LEONARDO, I. M. Desenvolvimento do processo metalúrgico para obtenção de conexões em ferro fundido branco de alto cromo. **Metalurgia & Materiais**. São Paulo. v.54, p. 198-205, 1998.
- CHEN, L.; ZHOU, J.; BUSHLYA, V.; GUTNICHENKO, O.; STAHL, J. Performance assessment of pCBN and bCBN tools in machining of high-chromium white cast iron. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. v.79, p.635–644, 2015.
- CHEN, L.; STAHL, J.; ZHAO, W.; ZHOU, J. Assessment on abrasiveness of high chromium cast iron material on the wear performance of PCBN cutting tools in dry machining. **Journal of Materials Processing Technology**. v.255, p.110–120, 2018.
- CHUNG, R. J.; TANG, X.; LI, D. Y.; HINCKLEY, B.; DOLMAN, K. Microstructure refinement of hypereutectic high Cr cast irons using hard carbide-forming elements for improved wear resistance. **Wear**, v.301, p.695-706, 2013.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7. ed. São Paulo: ABM, 2012. 599 p.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 2008. 652 p.
- DEARNLEY, P. A.; TRENT, E. M. Wear mechanisms of coated carbides tools. **Metals Technology**, v. 9, p. 60-75, 1982.
- DEVORE, J. L. **Probabilidade e estatística para engenharia e ciências**. 2 ed. São Paulo: Cengage Learning Edições Ltda., 2010. 712 p.

DINIZ, A. E.; OLIVEIRA, A. J. Hard turning of interrupted surfaces using CBN tools. **Journal of Materials Processing Technology**. v.195, p.275–281. 2008.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 8. ed. São Paulo: Artliber, 2014. 270 p.

FARAH, A. F. **Desenvolvimento de uma liga de ferro fundido branco alto cromo com nióbio tratada termicamente para resistência ao desgaste abrasivo**. 1997. 112 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos, 1997.

FERRARESI, D. **Usinagem dos metais**. São Paulo: Edgard Blucher Ltda, 1970.

FILIPOVIC, M.; KAMBEROVIC, Z.; KORAC M.; GAVRILOVSKI, M. Microstructure and mechanical properties of Fe–Cr–C–Nb white cast irons. **Materials and Design**, v. 47 p. 41-48. 2013a.

FILIPOVIC, M.; KAMBEROVIC, Z.; KORAC M.; JORDOVIC B. Effect of niobium and vanadium additions on the as-cast microstructure and properties of hypoeutectic Fe–Cr–C alloy. **The Iron and Steel Institute of Japan – ISIJ International**, v. 53, n.12, p. 2160–2166, 2013b.

GODOY, V. A. A.; DINIZ, A. E. Turning of interrupted and continuous hardened steel surfaces using ceramic and CBN cutting tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v.211 p.1014-1025, 2011.

GUNDLACH, R. B. High-alloy white irons. **Casting**. v.15, p. 678-685. 1988.

GUTNICHENKO, O.; BUSHLYA, V.; ZHOU, J.; STAHL, J. Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with PCBN tools. **Wear**, v.390–391, p.253–269, 2017.

HIGUERA-COBOS, O. F.; DUMITRU, F. D.; MESA-GRAJALES, D. H. Improvement of abrasive wear resistance of the high chromium cast iron ASTM A-532 through thermal treatment cycles. **Revista Facultad de Ingeniería**, v. 25, n. 41, p. 93–103, 2016.

IBRAHIM, M. M.; EL-HADAD, S.; MOURAD, M. Enhancement of wear resistance and impact toughness of as cast hypoeutectic high chromium cast iron using niobium. **International Journal of Cast Metals Research**, v. 31, n. 2, p. 72–79, 2017.

LAHIFF, C.; GORDON, S.; PHELAN, P. PCBN tool wear modes and mechanisms in finish hard turning. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 23 p. 638–644, 2007

LAIRD, G.; GUNDLACH, R.; ROHRIG, K. **Abrasion - resistant cast iron handbook**. Schaumburg: American Foundry Society, 2000. 222p.

MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. 3. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2015. 407 p.

MARATRAY, F.; USSEGLIO-NANOT, R. **Facteurs affectant la structure des fontes au chrome et au chrome-molybdene**. France: Climax Molybdenum, 1970. 32 p.

METSO. **Wear parts application guide**. Disponível em: < <http://www.metso.com>>. Acesso em: 17 jun. 2019.

MELO, G. H. T. de; CARMO, D. J. **Ferros fundidos brancos ligados: metalurgia, processos e aplicações**. Belo Horizonte: SENAI/MG, 2001. 94 p.

MELO, I. N. R.; GUIMARÃES, R. P., PINHEIRO, I. P. Dissolução de ferro-nióbio em pó pelo processo de simples adição em ferro fundido branco com alto teor de cromo. In: SEMINÁRIO DE ACIARIA, FUNDIÇÃO E METALURGIA DE NÃO-FERROSOS, 48. **Anais...**São Paulo, 2017. p. 524-531.

MELO, I. N. R. **Avaliação do efeito da adição de nióbio na resistência ao desgaste de uma liga de ferro fundido branco alto cromo**. 2018. 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

OLIVEIRA, A. J.; DINIZ, A. E.; URSOLINO, D. J. Hard turning in continuous and interrupted cut with PCBN and whisker-reinforced cutting tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 5262-5270, 2009.

OLIVEIRA, A. J.; BOING, D.; SCHROETER, R. B. Effect of PCBN tool grade and cutting type on hard turning of high-chromium white cast iron. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. v. 82, p. 797-807, 2016.

OLIVEIRA, C. G. **Desenvolvimento e caracterização de liga de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio para uso em mineração**. 2015. 159 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

ORTEGA, P.; BERNARDINI, P. A. N.; TORRES, L. A. Otimização do tratamento térmico de desestabilização do ferro fundido branco de alto cromo classe II D usado em moinhos de carvão de usinas termelétricas. In: TERCER CONGRESO INTERNACIONAL DE INGENIERÍA MECÁNICA Y PRIMERO DE INGENIERÍA MECATRÓNICA, 2006, Bogotá. **Anais ....** Bogotá, 2006.

PACHECO, D. A. **Caracterização estrutural e propriedades mecânicas e tribológicas de ferro fundido branco alto cromo com adição de nióbio**. 2018. 175f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais – Belo Horizonte, 2018.

PENAGOS, J. J. **Efeito do refinamento da microestrutura e da adição de nióbio na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos de alto cromo**. 2016. 119 f. Tese (Doutorado em Ciências) - DEM/USP, São Paulo, 2016.

PEREIRA JÚNIOR, R. F. **Sumário mineral 2014: nióbio**. DNPM/MG. 2014. 2p.

PERNAMBUCO, L. R. A. **Avaliação da usinabilidade de cilindros para laminação de tiras a quente**. 2014. 108f. Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2014.

POULACHON, G; BANDYOPADHYAY, B. P.; JAWAHIR, I. S.; PHEULPIN, S; SEGUIN, E. Wear behavior of CBN tools while turning various hardened steels. **Wear**, v. 256 v. 302–310, 2004.

SANDVIK COROMANT. **Torneamento de peças duras com CBN**. Catálogo, São Paulo, 2012.

SANDVIK COROMANT. **Conhecimento**: torneamento geral. 2018. Disponível em: <<https://www.sandvik.coromant.com/>>. Acesso em: abr. 2019.

SALES, W. F.; DINIZ, A. E.; MACHADO, A. R. Application of cutting fluids in machining processes. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v.23, n.2, 2001.

SANTOS, J. F. M.. **Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto cromo**. 2009. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade do Porto, Porto. 2009.

SILVA, C. S.. **Balço mineral brasileiro: nióbio**. Brasília, 2001. 17 p.

SILVA, O. S.. **Avaliação da usinabilidade da liga Ti-6Al-4V no torneamento com alta velocidade de corte com diferentes métodos de lubri-refrigeração**. 2016. 142f. Dissertação (Mestrado), Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET-MG, Belo Horizonte, 2016.

TABRETT, C. P.; SARE, I. R. The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons. **Wear**, v. 203, p. 206-219, 1997.

TANG, L.; SUN, Y.; LI, B.; SHEN, J.; MENG, G. Wear performance and mechanisms of PCBN tool in dry hard turning of AISI D2 hardened steel, **Tribology International**, 2019. doi: <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.026>.

THORPE, W. R.; CHICCO, B. The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, n. 9, p. 1541–1549, 1985.

ZHOU, J. M., ANDERSSON, M. Machinability of abrasion resistance cast iron with PCBN cutting tools. **Materials and Manufacturing Processes**, v.23, p.506 – 512, 2008.