



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS

Diretoria de Pesquisa e Pós-Graduação

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

DISSERTAÇÃO

CAIO CÉSAR GONÇALVES COUTINHO BARROSO

**AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE UM AÇO FUNDIDO E
AUSTEMPERADO NO TORNEAMENTO COM
FERRAMENTAS DE METAL DURO E CERÂMICAS**

Orientador: Prof. Dr. Sandro Cardoso Santos

Coorientador: Prof. Dr. Denílson José do Carmo

Linha de Pesquisa: Eficiência em Sistemas e Processos Mecânicos

Belo Horizonte
2023

Caio César Gonçalves Coutinho Barroso

**AVALIAÇÃO DA USINABILIDADE DE UM AÇO FUNDIDO E AUSTEMPERADO NO
TORNEAMENTO COM FERRAMENTAS DE METAL DURO E CERÂMICAS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Profº. Drº. Sandro Cardoso Santos

Coorientador: Prof. Dr. Denílson José do Carmo

Linha de Pesquisa: Eficiência em Sistemas e Processos Mecânicos

Belo Horizonte
2023

B277a Barroso, Caio César Gonçalves Coutinho
Avaliação da usinabilidade de um aço fundido e austemperado no torneamento com ferramentas de metal duro e cerâmicas / Caio César Gonçalves Coutinho Barroso. – 2023.
112 f. : il., gráfs, tabs, fotos.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais.
Orientador: Sandro Cardoso Santos.
Coorientador: Denílson José do Carmo.
Banca examinadora: Sandro Cardoso dos Santos, Denílson José do Carmo, Wagner Sade e Sandro da Costa Silva.
Bibliografia: f. 107-112.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais.

1. Torneamento – Teses. 2. Metais – Usinabilidade – Teses. 3. Bainita – Teses. 4. Desgaste mecânico – Teses. 5. Aspereza de superfície – Teses. I. Santos, Sandro Cardoso dos. II. Carmo, Denílson José do. III. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. IV. Título.

CDD 621.94

Caio César Gonçalves Coutinho Barroso

Avaliação da usinabilidade de um aço fundido e austemperado no torneamento com ferramentas de metal duro e cerâmicas.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Linha de Pesquisa: Eficiência em Sistemas e Processos Mecânicos

Belo Horizonte, 29 / 11 / 2023

Resultado: Aprovado

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Sandro Cardoso dos Santos (orientador)
CEFET-MG

 Documento assinado digitalmente
DENILSON JOSE DO CARMO
Data: 01/07/2026 11:47:40-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Denilson José do Carmo (coorientador)
SENAI Itaúna CETEF

 Documento assinado digitalmente
WAGNER SADE
Data: 01/07/2026 21:09:19-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Wagner Sade (examinador)
CEFET-MG

 Documento assinado digitalmente
SANDRO DA COSTA SILVA
Data: 01/07/2026 20:26:45-0300
Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Sandro da Costa Silva (examinador)
CEFET-MG

DEDICATÓRIA

Dedico esse trabalho ao meu pai, Agnaldo - in memoriam, exemplo de vida. A minha mãe, Cristina pelo incentivo. A minha esposa Gabriela pelos conselhos e incentivos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pelo o dom da vida, saúde, por me conduzir e iluminar nas escolhas.

Agradeço ao Prof. Dr. Sandro Cardoso Santos pela confiança no meu trabalho, pelo apoio, pelas orientações e conhecimento transmitido.

Agradeço ao Prof. Dr. Denilson José do Carmo pelo apoio, confiança, pelo conhecimento e incentivo aos estudos.

Agradeço a minha esposa Gabriela pelo amor, carinho, incentivo, orações e compreensão nos momentos de estudo.

A minha mãe Cristina pelo o carinho, amor e a determinação que me ensinou a ter. Ao meu pai Agnaldo pelo exemplo, carinho e incentivo aos estudos mesmo não estando comigo nesse momento. Ao meu irmão Vítor e familiares pelo apoio e incentivo a essa conquista.

Aos meus colegas Anderson Edson Silva e Ismael Nogueira Rabelo de Melo pelo incentivo, discussões, pela paciência em ler e corrigir meus trabalhos.

Agradeço a equipe SENAI-CETEF, em especial ao diretor Marco Túlio da Fonseca e ao supervisor Eduardo Quick Silveira pelo apoio na disponibilização da infraestrutura.

Ao Diego Alexandre pelo desenvolvimento do projeto de fundição, aos técnicos Francisco pela elaboração dos moldes e auxílio na fusão do material.

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 para que o objetivo final fosse alcançado.

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

A todos não mencionados que de alguma forma ajudaram para elaboração do trabalho.

*Nós somos aquilo que fazemos repetidamente.
Excelência, portanto, não é um ato mas sim um
hábito.*

(Aristóteles)

RESUMO

O aço fundido com altos percentuais de carbono (C) e silício (Si) é um tipo de material que possui uma capacidade de combinação de resistência mecânica e tenacidade quando submetido ao tratamento térmico de austêmpera e revenimento. A austêmpera permite a transformação da microestrutura em austenita na forma de bainita acicular, filmes de ferrita e austenita retida, o que concede ao material boa tenacidade e resistência mecânica em comparação aos aços com microestrutura perlíticas. Algumas de suas aplicações, porém com o método de fabricação através da laminação são nos setores ferroviários na fabricação de trilhos e rodas e no setor automobilístico. O presente trabalho consiste em investigar o comportamento de ferramentas de cerâmicas e metal duro na usinagem de um aço com microestrutura predominantemente bainítica por meio da operação de torneamento longitudinal. O aço austemperado utilizado neste trabalho foi obtido por meio do processo de fundição e tratado termicamente por austêmpera. A caracterização do aço foi realizada com base na análise da composição química, microestrutura e ensaios de dureza e de resistência à tração. Os testes de usinabilidade foram realizados a seco, com avanço e profundidade de corte constantes e variação da velocidade de corte. Foram avaliadas a rugosidade da peça e o desgaste da ferramenta de corte. Durante os testes foi possível identificar desgaste acentuado da ferramenta com o aumento da velocidade de corte. As imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiram identificar as formas e mecanismos de desgastes das ferramentas. Foram identificados mecanismos como abrasão, aderência e difusão nas ferramentas de cerâmica, já na ferramenta de metal duro ocorreu lascamento da aresta de corte. Os resultados das medições de rugosidade apresentaram uma leve tendência de queda nas ferramentas de cerâmica, já na ferramenta de metal duro houve um aumento acentuado à medida que o desgaste evoluiu.

Palavras-chave: Torneamento – Usinabilidade – Bainita – Desgaste – Rugosidade

ABSTRACT

Cast steel with high percentages of carbon (C) and silicon (Si) is a type of material that has the ability to combine mechanical resistance and toughness when subjected to austempering and tempering heat treatment. Austempering allows the transformation of the microstructure into austenite in the form of acicular bainite, ferrite films and retained austenite, which gives the material good toughness and mechanical resistance compared to steels with pearlitic microstructures. Some of its applications, however with the manufacturing method through lamination, are in the railway sectors in the manufacture of rails and wheels and in the automobile sector. The present work consists of investigating the behavior of ceramic and carbide tools in the machining of a steel with a predominantly bainitic microstructure through the longitudinal turning operation. The austempered steel used in this work was obtained through the casting process and heat treated by austempering. The characterization of the steel was carried out based on the analysis of chemical composition, microstructure and hardness and tensile strength tests. The machinability tests were carried out dry, with constant feed rate and cutting depth and variation in cutting speed. The roughness of the part and the wear of the cutting tool were evaluated. During the tests, it was possible to identify accentuated tool wear with increasing cutting speed. The images generated by scanning electron microscopy (SEM) made it possible to identify the forms and mechanisms of tool wear. Mechanisms such as abrasion, adhesion and diffusion were identified in ceramic tools, while in carbide tools chipping of the cutting edge occurred. The results of the roughness measurements showed a slight downward trend in the ceramic tools, while in the carbide tool there was a sharp increase as wear evolved.

Keywords: Turning – Machinability – Bainite – Wear – Roughness

LISTAS DE FIGURAS

Figura 1 - Resistência a tração de aços.....	26
Figura 2 - Diagrama transformação TTT: a) aço carbono; b) aço ligado. A= austenita, F= Ferrita, C= cementita.....	27
Figura 3 - Tratamento térmico de austêmpera	28
Figura 4 - Aços bainíticos ultrafinos	29
Figura 5 - Microestrutura de aço bainítico	30
Figura 6 - Desgaste em ferramenta de corte.....	39
Figura 7 - Interação ferramenta de corte e material com gradientes de temperatura.....	41
Figura 8 - Mecanismo de desgaste de uma ferramenta em função da temperatura de corte	42
Figura 9 - Formação de aresta postiça.....	43
Figura 10 - Desgaste em ferramentas de PCBN	44
Figura 11 - Deformação plástica de ferramenta de corte	46
Figura 12 - Principais parâmetros de desgaste para medição	48
Figura 13 - Desgaste de aresta de corte em função do tempo.....	49
Figura 14 - Superfície de usinada	51
Figura 15 - Cálculo teórico de rugosidade R_a e R_t	52
Figura 16 - Sequência de etapas de trabalho	53
Figura 17 - Modelo de corpo de prova	54
Figura 18 – Ilustração de projeto de modelo bipartido para a fabricação dos moldes em areia no processo de obtenção dos corpos de prova	55
Figura 19 - Simulação de resfriamento do projeto de fundição	56
Figura 20 - Simulação de defeitos do projeto de fundição	57
Figura 21 - Emplacamento do modelo	58
Figura 22 - Moldagem dos corpos de prova	58
Figura 23 - Molde bipartido em areia sintética.....	59
Figura 24 - Vazamento do metal no molde	61
Figura 25 - Corpo de prova de usinabilidade e tração.....	61
Figura 26 - Corpo de prova rebarbado	62
Figura 27 - Ciclo de tratamento de austêmpera e de revenido.....	64
Figura 28- Tratamento de austêmpera.....	64
Figura 29 - Pré-testes.....	65

Figura 30 - Representação de ferramenta TNMG e suporte MTJNL 2020K utilizados nos pré-testes de usinabilidade e posicionamento	66
Figura 31 - Corpo de prova de tração	67
Figura 32 - Ferramentas de corte	68
Figura 33 - Representação de ferramenta e suporte utilizados nos testes de usinabilidade e posicionamento	69
Figura 34 - Metodologia de teste de usinabilidade	70
Figura 35 - Teste de usinabilidade	71
Figura 36 - Medição de rugosidade no teste de usinabilidade	72
Figura 37 – Amostra bruta de fundição	74
Figura 38 - Matriz perlítica e carbonetos de nióbio.....	75
Figura 39 - Microestrutura em amostra homogeneizada	76
Figura 40 - Aço austemperado sem ataque (A) e com ataque de nital 2%(B).....	77
Figura 41 - Microestrutura austemperada com ampliação de 1000x.....	77
Figura 42 - Microestrutura austemperada com ampliação de 5500x.....	78
Figura 43 – Microestrutura austemperada com ampliação de 5500x.....	79
Figura 44 - Aço revenido sem ataque (A) e com ataque de nital 2%(B).....	80
Figura 45 - Microestrutura austemperada e revenida com ampliação 5000x.....	80
Figura 46 - Dureza da liga homogeneizada, austemperada e revenida	81
Figura 47 - Limite de resistência	83
Figura 48 - Alongamento	83
Figura 49 - Desgaste da ferramenta de metal duro	85
Figura 50 - Desgaste da ferramenta da cerâmica 6050	86
Figura 51 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650	87
Figura 52 - Evolução da rugosidade R_a	88
Figura 53 - Evolução da rugosidade R_t	90
Figura 54 – Evolução da rugosidade R_z	91
Figura 55 - Ferramenta de metal duro - V_C 100 m/min.....	93
Figura 56 - Desgaste da aresta na ferramenta de metal duro – V_C 100 m/min	94
Figura 57 - Desgaste ferramenta de cerâmica classe 6050 - V_C 100 m/min	94
Figura 58 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 100 m/min .	95
Figura 59 - Desgaste da ferramenta de cerâmica classe 650 - V_C 100m/min	95

Figura 60 – Comparação dos desgastes das ferramentas na velocidade de corte de 100m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro	96
Figura 61 - Ferramenta de metal duro - V_C 150 m/min.....	97
Figura 62 - Desgaste de ferramenta de corte 6050 - V_C 150 m/min.....	98
Figura 63 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 150 m/min..	98
Figura 64 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650 - V_C 150 m/min	99
Figura 65 - Desgaste de cratera ferramenta de cerâmica 650 - V_C 150 m/min	99
Figura 66 - Comparação dos desgastes na velocidade de corte de 150 m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro	100
Figura 67 - Desgaste da ferramenta de metal duro - V_C 200 m/min.....	100
Figura 68 Desgaste da ferramenta de cerâmica 6050 - V_C 200 m/min	101
Figura 69 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 200 m/min	102
Figura 70 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650 - V_C 200 m/min	102
Figura 71 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 650 - V_C 200 m/min...	103
Figura 72 - Comparação dos desgastes com velocidade de corte de 200 m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro	103

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1 - Composição da nova liga de Caballero e Bhadeshia	24
Tabela 2 - Classificação de classes de ferramentas de corte	32
Tabela 3 - Composição química e características dos metais duros.....	33
Tabela 4 - Propriedades das ferramentas de cerâmicas	35
Tabela 5 - Comparação de propriedades de ferramentas cerâmicas e metal duro...	37
Tabela 6 - Principais causas de desgaste em ferramenta de corte	46
Tabela 7 - Cálculo de carga	60
Tabela 8 - Parâmetros de velocidade corte.....	69
Tabela 9 - Composição química	74
Tabela 10 - EDS's em amostra homogeneizada	76
Tabela 11 – EDS's em amostra austemperada	79
Tabela 12 - Teste t da dureza nos tratamentos térmicos	82
Tabela 13 - Teste t da resistência a tração entre os tratamentos térmicos	84
Tabela 14 - Teste t dos alongamentos entre os tratamentos térmicos	84
Tabela 15 - Teste ANOVA da rugosidade R_a entre as ferramentas de corte	89
Tabela 16 - Teste ANOVA da rugosidade R_t entre as ferramentas de corte	91
Tabela 17 - Teste ANOVA da rugosidade R_z entre as ferramentas de corte	92
Tabela 18 – EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 100 m/min....	93
Tabela 19 - EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 150 m/min....	97
Tabela 20 - EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 200 m/min...	101

LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	- Aços Avançados de Alta Resistência (<i>Advanced High Strength Steel</i>)
AISI	- Instituto Americano do Ferro e do Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
ANOVA	- Análise de Variância (<i>Analysis of Variance</i>)
ARBL	- Aço de Alta Resistência e Baixa Liga (<i>High-strength low-alloy steel</i>)
BRA	- Blocos de austenita retida (<i>Blocks Retained Austenite</i>)
CBN	- Nitreto cúbico de boro (<i>Cubic Boron Nitride</i>)
CCC	- Cúbica de Corpo Centrado
CNC	- Comando Numérico Computadorizado
CFC	- Cúbica de Face Centrada
EDS	- Espectroscopia de Energia Dispersiva (<i>Energy Dispersion Spectroscopy</i>)
FRA	- Filmes de austenita retida (<i>Film Retained Austenite</i>)
HRC	- Dureza Rockwell – Escala C
ISO	- Organização Internacional de Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
PCBN	- Nitreto cúbico de boro policristalino (<i>Polycrystalline Cubic Boron Nitride</i>)
SAE	- Sociedade de Engenheiros Automotivos (<i>Society of Automotive Engineers International</i>)
UHSS	- Aços Ultra Alta Resistência (<i>Ultra-High Strength Steels</i>)
UNS	- Sistema de Numeração Unificada (<i>Unified Numbering System</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

Al_2O_3	- Óxido de Alumínio
a_p	- Profundidade de corte (mm)
f	- Avanço (mm)
K_T	- Profundidade da Cratera (mm)
MgO	- Óxido de Magnésio
NbC	- Carboneto de Nióbio
R_a	- Desvio aritmético médio (μm)
R_q	- Desvio aritmético quadrático (μm)
R_t	- Altura total do perfil (μm)
R_z	- Altura máxima do perfil (μm)
TaC	- Carboneto de tântalo
TiC	- Carboneto de Titânio
TiCN	- Carbonitreto de Titânio
TiN	- Nitreto de Titânio
SiO_2	- Óxido de silício
Si_3N_4	- Nitreto de silício
VB	- Desgaste de flanco (mm)
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

ZrO_2	- Zircônia
χ_r	- Ângulo de posição principal
$\chi_{r'}$	- Ângulo de posição secundário
γ_0	- Ângulo de saída
γ_s	- Ângulo de inclinação

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	18
2 OBJETIVOS	20
2.1 Objetivo geral	20
2.1 Objetivos específicos	20
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1 Aços: definições e propriedades	21
3.2 Aço bainítico.....	22
3.3 Tratamento térmico de austêmpera em aços.....	26
3.4 Ferramentas de metal duro	31
3.5 Ferramentas de cerâmicas	33
3.5.1 - Ferramentas de cerâmicas à base Al_2O_3	35
3.5.2 - Ferramentas de cerâmicas à base Si_3N_4	36
3.6 Avarias, desgastes de ferramentas de corte e mecanismos de desgaste	37
3.6.1 Avarias	38
3.6.2 Desgaste de ferramentas de corte.....	39
3.6.3 Mecanismos de desgaste	41
3.7 Critério de fim de vida de ferramenta de corte	47
3.8 Rugosidade superficial	50
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	53
4.1 Geometria dos corpos de prova	54
4.2 Fabricação do modelo e fusão dos corpos de prova.....	54
4.3 Tratamento térmico de homogeneização	62
4.4 Pré-usinagem dos corpos de provas.....	63
4.5 Tratamento térmico de austêmpera	63
4.6 Análise química.....	65

4.7 Pré-testes.....	65
4.8 Dureza	66
4.9 Teste de tração	67
4.10 Análise microestrutural.....	67
4.12 Ensaio de usinabilidade	68
4.13 Mecanismos de desgaste	71
4.14 Rugosidade superficial.....	71
4.15 Análise estatística	72
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	74
5.1 Análise química.....	74
5.2 Caracterização microestrutural	74
5.3 Dureza e resistência a tração	81
5.5 Análise da rugosidade.....	88
5.6 Análise dos mecanismos de desgaste	92
6 CONCLUSÃO.....	104
7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	107
REFERÊNCIAS.....	108

1 INTRODUÇÃO

Os aços possuem várias aplicações mundiais devido as suas propriedades mecânicas como resistência, dureza, ductibilidade, elasticidade, entre outras. O estudo da usinabilidade contribui para a viabilidade da utilização de produtos metálicos. A usinabilidade é impactada por diversos fatores, entre eles citam-se: composição química, processo de fabricação e tratamentos térmicos, que tem impactos diretos sobre as propriedades mecânicas do material. Em casos de aços tratados termicamente, o tipo de tratamento pode influenciar de forma positiva ou negativa na usinabilidade.

No passado, a usinagem de materiais de alta dureza era possível apenas com processos abrasivos, porém o desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte permitiu a usinagem de materiais de alta dureza com ferramentas de geometria definida. Segundo Gopalsamy *et al.* (2010), a usinagem com o uso de ferramentas de geometria definida traz ganhos de produtividade, além da possibilidade da usinagem a seco, permitindo um processo ecologicamente correto. Conforme Dogra *et al.* (2010) o desenvolvimento de ferramentas de nitreto cúbico de boro policristalino (PCBN) para o torneamento de materiais endurecidos melhorou o desempenho das ferramentas, mesmo que o custo destas possa representar em torno de 60 a 90% do valor por peça.

O material usinado neste trabalho é um aço fundido na oficina de fundição do SENAI-CETEF. O material é classificado como média liga com altos teores de carbono e silício. O aço fundido foi vazado em moldes produzidos em processo de areia com resina, posteriormente submetido ao tratamento térmico de recozimento, austêmpera e por último revenimento, objetivando a microestrutura predominantemente bainítica. Este tipo de aço apresenta propriedades mecânicas superiores aos aços perlíticos, como por exemplo, a resistência à tração e a ductilidade que contribuem para a durabilidade do material quando submetido à fadiga mecânica. Em função dessas características, esse aço possui diversas aplicações, destacando-se na área ferroviária, onde as combinações das propriedades contribuem para uma alta resistência ao desgaste e baixa propagação de trincas no contato entre roda e trilho (GEORGIEV; SIMEONOVA, 2018).

O aço fundido foi submetido a ensaios para caracterizar propriedades mecânicas e microestrutura., baseado nos resultados foram selecionadas as ferramentas de corte. As ferramentas selecionadas foram duas classes de cerâmica e uma da classe de metal duro indicadas pela fabricante Sandvik Coromant

É escasso na literatura trabalhos que envolvam a usinagem de materiais austemperados. A ausência de dados relevantes sobre a usinabilidade desse aço, como parâmetros de corte e ferramentas indicadas para a realização da usinagem são motivadores para o desenvolvimento desse trabalho, que tem por objetivo investigar o comportamento do desgaste das ferramentas de corte de metal duro e cerâmica em aço fundido e austemperado no torneamento a seco. Para o desenvolvimento do trabalho foram analisados os mecanismos de desgaste e a rugosidade superficial em função da variação da velocidade de corte.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Analisar a usinabilidade de um aço fundido e austemperado para a obtenção de microestrutura predominantemente bainítica através de torneamento a seco utilizando ferramentas de metal duro e ferramentas de cerâmicas com diferentes velocidades de corte.

2.1 Objetivos específicos

- Caracterização da microestrutura de aço na condição: bruto de fusão, austemperado e revenido;
- Estudar a influência da velocidade de corte no desgaste das ferramentas;
- Avaliar o desempenho de ferramentas de metal duro e cerâmicas na usinagem do aço austemperado;
- Correlacionar a rugosidade do material com desgaste da ferramenta de corte.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Essa revisão bibliográfica aborda os seguintes temas: aços, aço bainítico, tratamento térmico de austêmpera, usinabilidade, rugosidade, avarias, desgastes e mecanismos de desgaste em ferramentas de corte.

3.1 Aços: definições e propriedades

O aço é definido como uma liga, e sua classificação é realizada em função do teor de carbono que pode variar na ordem de 0,005% até 2,00% em peso. O carbono altera profundamente as relações entre microestrutura e propriedades do aço. Normalmente aços com baixo teor de carbono ($< 0,20\%$) apresentam boa ductilidade, alta tenacidade e soldabilidade. Já os aços com alto teor de carbono ($> 0,5\%$) podem oferecer altas resistência a tração, dureza, resistência à fadiga e resistência ao desgaste. (ASM, 1990).

Foi desenvolvida uma forma de identificação para os tipos aços baseado na composição química. Essa identificação foi homologada por meio de normas como: *American Iron and Steel Institute* (AISI) e a *Society of Automotive Engineers* (SAE), porém o processo de obtenção pode criar variações no aço, ou seja, o processo de fabricação pode propiciar características exclusivas e por isso, foi também desenvolvido um outro sistema para facilitar a unificação das informações de diferentes normas sobre composição química e propriedades mecânicas chamado de Sistema de Numeração Unificado (UNS) (KRAUSS, 2005).

De acordo com suas resistência e aplicação, os aços podem ser classificados pela sua composição química como: aços carbono; aços liga; aços de alta resistência, aços de alta resistência e baixa liga; aços de ultra alta resistência - UHSS (*Ultra-High Strength Steels*) e aço avançado de alta resistência - AHSS (*Advanced High Strength Steel*) (DEMERI, 2013).

Novos aços são desenvolvidos para aplicações específicas, desta forma, a classificação de acordo com a aplicação parece ser um dos critérios mais

adequados. Como exemplo de aços classificados em função de sua aplicação, pode-se citar aços para arame, mola, tubo, ferramentas de impacto, abrasão, calor, oxidação, aços resistentes à corrosão e aços estruturais. (SILVA, 2006).

A demanda para desenvolvimento de aços ultra resistentes foi impulsionada pelas regulamentações de segurança mais rigorosas que levaram ao desenvolvimento de materiais mais compactos, eficientes e seguros. Em particular, a indústria automobilística impulsionou grandes avanços no desenvolvimento da metalurgia do ferro e dos aços conformados nas últimas décadas (DAS *et al.*, 2017). Com o desenvolvimento desses tipos de aços, a indústria automotiva conseguiu reduzir o peso dos veículos em função da resistência do material e como consequência reduzir o consumo de combustível (MOLAEI; EKRAMI, 2009).

O aprimoramento dos aços de alta resistência, possibilitou o desenvolvimento de uma nova classe de aços, os aços de ultra alta resistência (UHSS), com aplicações específicas como na indústria aeroespacial, automotiva e naval (WANG *et al.*, 2016). Suas principais aplicações são componentes de rolamentos, como trem de pouso de aeronaves e carcaças de motores (ZHENG *et al.*, 2018). Um exemplo de aço de ultra alta resistência é o aço 300 M, surgiu a partir do AISI 4340. Uma certa quantidade de Si e V é adicionada ao aço AISI 4340, o que aumenta a temperatura de revenimento e limita a fragilidade da martensita após o revenimento, contribuindo para o ganho de propriedades mecânicas (ZHENG *et al.*, 2018).

3.2 Aço bainítico

O estudo do aço com microestrutura bainítica vem crescendo ao longo dos anos, devido as suas características mecânicas baseadas na combinação de resistência mecânica e ductilidade. Essa combinação somente é possível por causa da presença de duas fases na microestrutura, a ferrita bainítica e austenita retida. Mesmo com a combinação de boa tenacidade e dureza, esse material tem poucas aplicações, existem pesquisas para utilização em rodas ferroviárias, rolamentos de esferas e elementos da indústria automotiva (GOLA, 2017).

O setor ferroviário busca soluções para o desenvolvimento de trilhos com maiores resistências, a partir de 1995 começaram a ser desenvolvidos diversos tipos de aços bainíticos como solução para o setor. O aço com microestrutura bainítica possui uma grande aplicabilidade no setor ferroviário, devido à combinação de propriedades mecânicas, como a resistência a tração e ductilidade, contribuindo para uma boa resistência ao desgaste e baixa propagação de trincas no contato entre roda e trilho.

De acordo com Chiaverini (2005), os aços que possuem um percentual de Si acima de 0,6% podem ser considerados como ligados. Quando os aços que possuem com baixo Si passam pelo o tratamento de austêmpera obtém-se uma microestrutura de ferrita bainítica e carbonetos, enquanto em aços com silício superior a 1,5 % favorece a formação da microestrutura bainítica e inibe a formação de cementita.

Em comparação entre aços com microestrutura predominantemente perlítica, os aços austemperados fundidos com baixo Si, apresentam uma morfologia acicular de ferrita e grãos discretos de carbonetos. A microestrutura dos aços bainíticos é mais complexa que a dos aços perlíticos e depende muito da composição e das condições de processamento (AGLAN *et al.*, 2004). Singh e Singh (2018) enfatizam que a composição química do aço, o tamanho de grão da austenita primária e a temperatura de revenimento da austenita para a transformação da bainita, são fatores que controlam a morfologia final das placas de bainita, bem como a austenita retida. Após a transformação da bainita, uma certa quantidade de austenita pode ser estabilizada à temperatura ambiente e essa austenita é chamada de austenita retida (SOLIMAN e PALKOWSKI, 2016).

Segundo Caballero e Bhadeshia (2004) foi desenvolvida uma nova liga de aço fundida e austemperada, em busca de uma combinação entre resistência mecânica e ductibilidade. Para desenvolver o material foram investigados valores para sua composição química, cujos valores podem ser vistos na Tabela 1. Os altos valores de C, Mn e Cr funcionam como estabilizadores de austenita em relação a ferrita e também propiciam as transformações bainíticas em temperaturas mais baixas que 125°C. Já o Mo é inserido para minimizar o efeito de fragilização do revenido. No caso do Co e Al produzem uma aceleração da formação da estrutura bainita, enquanto o V atua como um refinador de grão.

Tabela 1 - Composição da nova liga de Caballero e Bhadeshia

Aço	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co	Al
A	0,79%	1,59%	1,94%	1,33%	0,30%	0,11%	-	-
B	0,98%	1,46%	1,89%	1,26%	0,26%	0,09%	-	-
C	0,83%	1,57%	1,98%	1,02%	0,24%	-	1,54%	-
D	0,78%	1,49%	1,95%	0,97%	0,24%	-	1,60%	0,99%

Fonte: Adaptado de Caballero e Bhadeshia, 2004.

A quantidade de cada elemento, percentual em massa, influencia na usinabilidade do material, um exemplo é o carbono presente, que no aço pode apresentar um efeito variável na usinabilidade. Os aços de baixo teor de carbono encontram-se uma dificuldade de usinar pois são dúcteis, já os aços fundidos e forjados com carbono superior a 0,3% os desgastes das ferramentas durante o corte diminui significativamente. Os elementos como Al e Si que formam respectivamente inclusões como alumina e sílica, ou outras inclusões que se dissolvem na ferrita, prejudicam a usinabilidade do aço. Por outro lado, elementos que formam inclusões suaves têm efeito benéfico, como o enxofre, que é frequentemente usado para melhorar a usinabilidade. Contudo, é importante que o manganês esteja presente em quantidades três vezes maiores do que o enxofre para obter benefícios significativos. (ASM, 1995)

As grandes inclusões globulares de sulfeto resultantes dessa prática são mais eficazes em reduzir o atrito entre a ferramenta de corte e o cavaco de metal do que as inclusões lineares de sulfeto. O efeito do manganês na usinabilidade depende dos teores de carbono total, manganês e enxofre. A quantidade de manganês adicionada ao aço deve ser maior do que a necessária para combinar com o enxofre para evitar a presença de sulfeto de ferro prejudicial a usinagem. Alguns elementos de liga, como molibdênio, cromo e vanádio, afetam a usinabilidade em maior grau do que outros, pois formam carbonetos. (ASM, 1995)

Os aços bainíticos possuem uma combinação de propriedades mecânicas, como resistência mecânica e alongamento, que os tornam atrativos para aplicações comerciais, atendendo as crescentes demandas da indústria automotiva. Shimanov *et al.* (2016) estudaram um aço bainítico fundido, contendo os seguintes elementos

químicos: 0,5% C, 1,5% Si, 1,5% Mn, 0,9% Cr e 1,5% Cu. Obtiveram um limite de resistência (σ_{LR}) de 1650 MPa e um alongamento de cerca de 30%. Além da alta resistência, a austenita retida na microestrutura dos aços bainíticos garante boa conformabilidade.

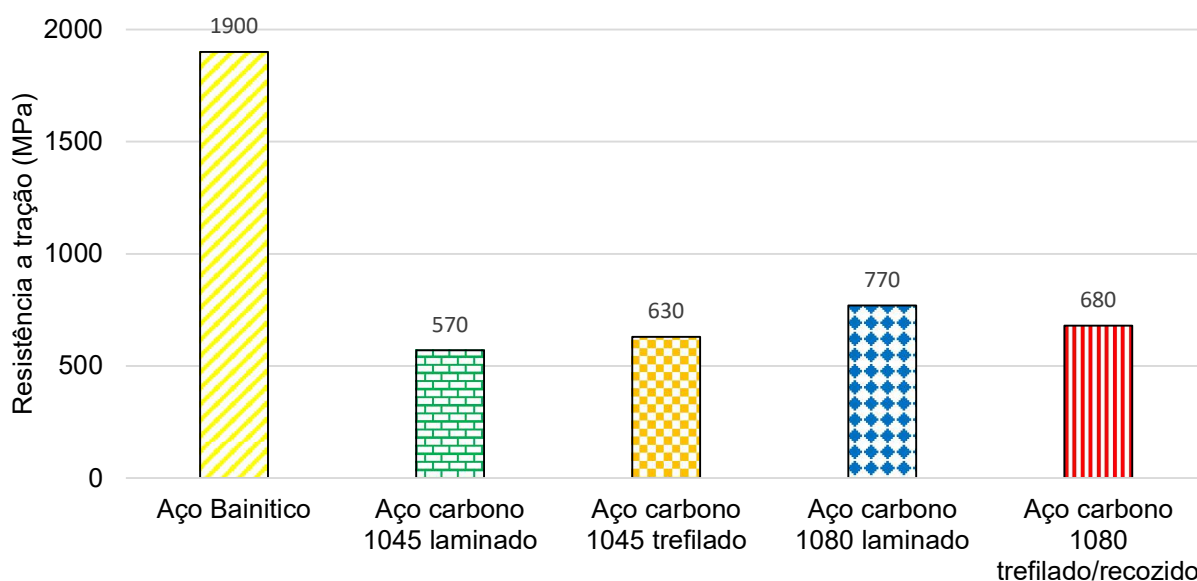
Carmo (2011) desenvolveu uma liga de aço fundido endurecido que obteve uma estrutura bainítica, isenta de carbonetos e com alta resistência à fadiga mecânica. A composição química desenvolvida é composta pelos seguintes elementos químicos: 0,81% C; 1,35% Si; 2,13% Mn; 1,03% Cr; 0,16% Mo; 0,56% Ni; 1,54% Co. Dentre tratamentos térmicos na temperatura de 200°C realizados destacam-se com os parâmetros na parte isotérmica 300 °C por 18 horas e a 200 °C por 240 horas. O tempo de tratamento foi fundamental para desenvolver uma bainita nanoescalar e isenta de carbonetos. Carmo (2011) obteve resultados de propriedades mecânicas da ordem: σ_{LR} entre 1685 a 2035 MPa, σ_{LE} entre 1509 a 1868 MPa e alongamento entre 0,8 a 15%.

No trabalho de Torres (2019), amostras de aço foram fundidas e posteriormente tratadas por austêmpera nas temperaturas de 300 °C e 220 °C. Logo após, foram realizadas análises metalográficas, onde foi encontrada uma microestrutura predominante bainítica e austenita retida na amostra tratada a 300 °C, já na amostra de 220° C foi encontrado uma microestrutura composta por bainita, martensita e austenita residual. Nos testes de resistência a tração e dureza, a amostra tratada a 300° C apresentou um σ_{LR} de 2000 MPa, um alongamento total entre 3% a 6% e dureza $59,4 \pm 0,3$ HRC, já na de 220° C apresentou σ_{LR} em torno de 2300 MPa, alongamento total entre 0,8% a 1,5% e dureza de $53,1 \pm 0,2$ HRC.

Os aços bainíticos têm uma estrutura multifásica que compreende de filmes de ferrita e austenita retida, que é extremamente fina, e austenita retida rica em carbono. Essas características proporcionam ao material uma combinação de propriedades mecânicas, aonde os resultados chegaram de 1,2 à 2,6 GPa em resistência mecânica e em torno de 30 a 50 MPa de tenacidade. A bainita refinada também é citada através dos testes como um ponto importante para a resistência mecânica, outro fator é austenita retida que não se transformou e se apresentou como estruturas em blocos e tipo filme na temperatura ambiente, que contribuiu para a melhora da tenacidade do material. (LIU, 2020).

Em levantamento de dados realizado nos trabalhos de Carmo (2011), Shimanov *et al.* (2016), Torres (2019) e Liu (2022) e os valores de resistência registrados na norma SAE J1397 para aços 1045 e 1080 laminados e trefilados, pode-se perceber que a diferença entre limites de resistência a tração de aços bainíticos fundidos pode superar 140% comparadas a aços carbono, conforme a Figura 1:

Figura 1 - Resistência a tração de aços.



Fonte: Adaptado da norma SAE J1397.

De acordo com Liu (2020), o material quando apresenta uma bainita nanoestruturada (bainita refinada) sem a precipitação de carbonetos, tende a ter uma resistência a abrasão maior que outras estruturas como perlita fina e martensita. Os valores de silício acima de 1,5% provocam uma supressão total da precipitação da cementita, porém Liu (2020) ressalta que a supressão de cementita é efetiva somente na austenita retida, o mesmo não ocorre para a precipitação de carbonetos dentro da ferrita ou na martensita, ou até mesmo para outros tipos de carbonetos.

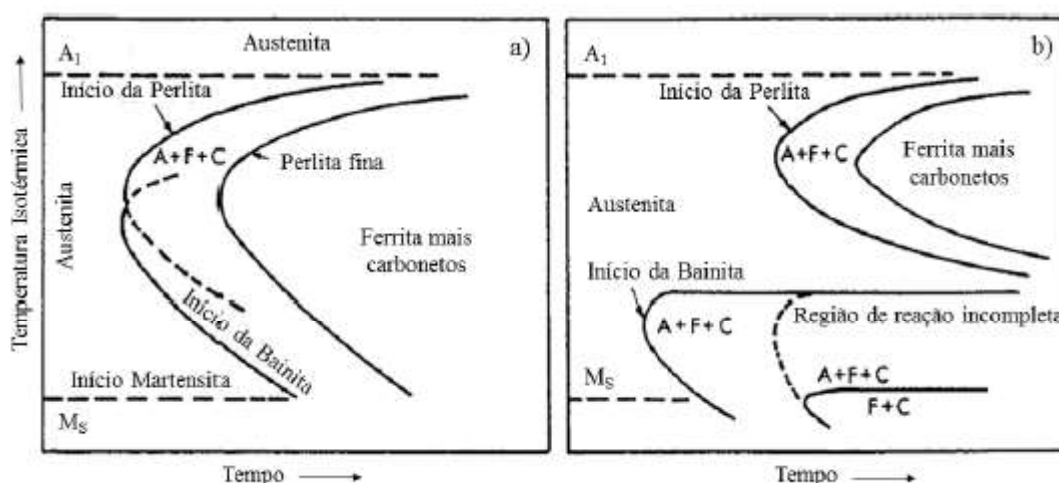
3.3 Tratamento térmico de austêmpera em aços

Em estudos sobre tratamentos térmicos por volta do final da década de 1920, os pesquisadores Davenport e Bain, descobriram uma microestrutura formada por ferrita

acicular num agregado que escurece com ataque metalográfico de uma forma diferente da perlita ou martensita observada no mesmo aço. Mehl, em 1939, utilizou a terminologia de bainita superior e inferior para as variações da microestrutura. A ferrita acicular intergranular promove a resistência, porém, também responsável por nuclear vazios na fratura dúctil ou clivagem na fratura frágil. (BHADESHIA, 2001.)

A Figura 2 apresenta o diagrama Transformação Tempo Temperatura (TTT), onde (a) apresenta uma liga de aço carbono, com sobreposição da transformação da perlita e bainita, já em (b) uma liga de aço ligado, à transformação isotérmica da austenita em bainita pode ser severamente retardada com a adição de alguns elementos de liga como C, Mn e Cr, as curvas C da perlita e a bainita estão separadas e pode-se observar uma transformação incompleta (KRAUSS, 2005).

Figura 2 - Diagrama transformação TTT: a) aço carbono; b) aço ligado. A= austenita, F= Ferrita, C= cementita.

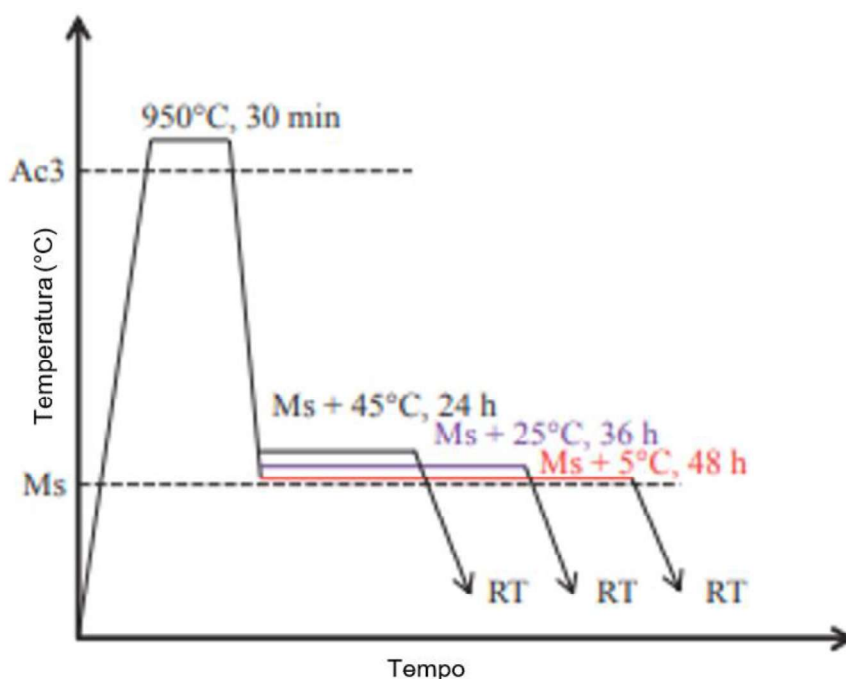


Fonte: Adaptado de Klaus (2005).

O tratamento térmico de austêmpera é obtido pelo aquecimento acima da zona crítica, onde ocorrerá a transformação da microestrutura em austenita, em seguida um resfriamento rápido até uma região superior a linha da martensita superior (MS), seguido da manutenção desta temperatura até a conclusão da transformação bainítica e finalmente, o resfriamento até a temperatura ambiente. Ao final do tratamento, o material passa a possuir microestrutura com ferrita bainítica e austenita retida. (ASKELAND *et al.*, 2008).

Liu *et al.* (2020) adotaram os seguintes parâmetros para tratamento térmico em um aço fundido com a seguinte composição química: 0.70%C, 2.47%Si, 1.18%Mn, 0.87%Al. O aquecimento ocorreu até uma temperatura de 950°C por 30 min para austenitização, seguido de resfriamento com três patamares de temperatura sendo elas 190, 210 e 230°C e com três tempos de permanência diferentes de 48, 36 e 24 h., conforme apresentado na Figura 3.

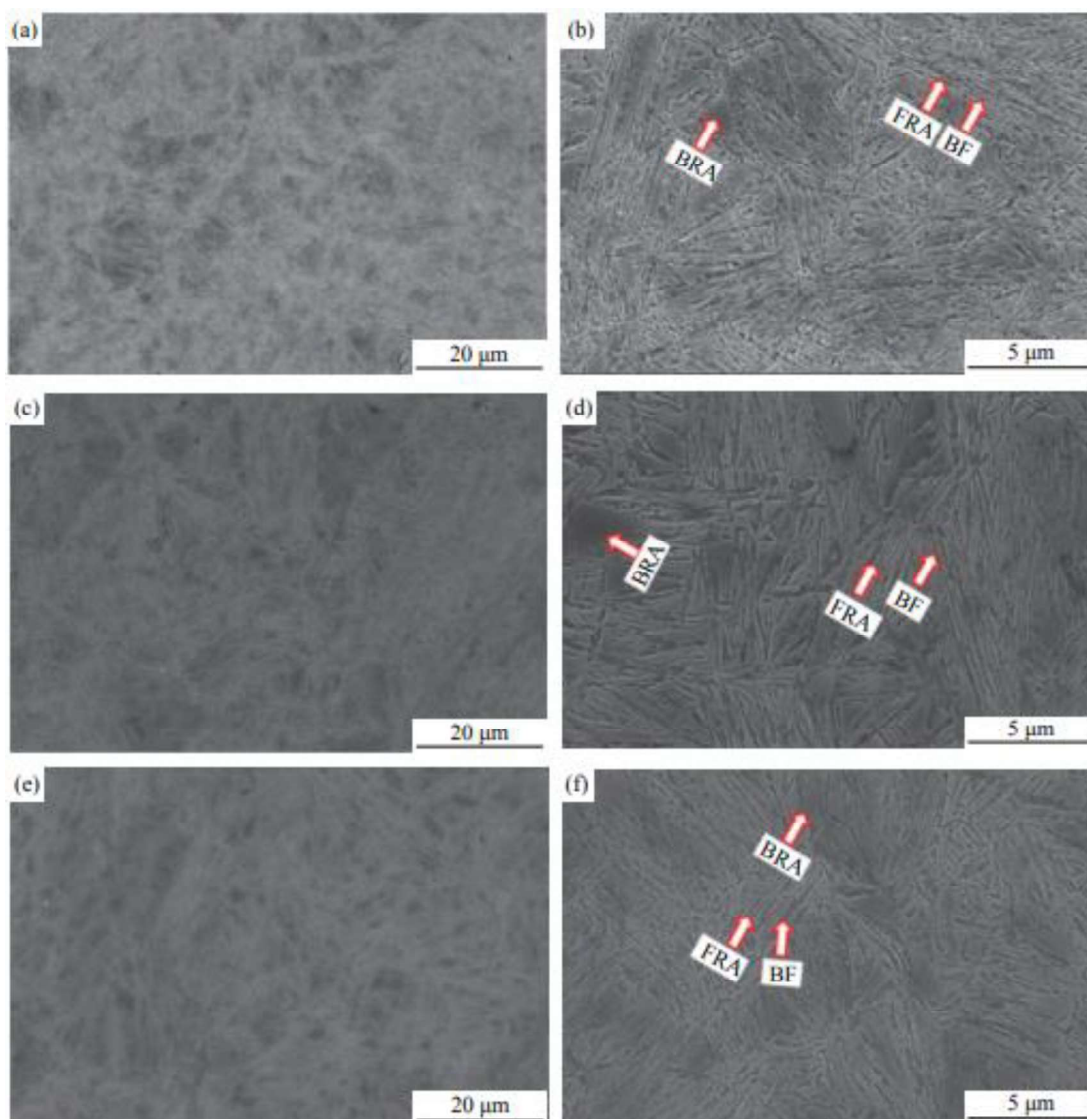
Figura 3 - Tratamento térmico de austêmpera



Fonte: Adaptado de Liu *et al.* (2020)

Segundo Liu *et al.* (2020), analisando a microestrutura dos aços bainíticos tratados em temperaturas de 190, 210 e 230°C foi encontrada bainita ferrítica (BF) e austenita retida, foi observada presença de poucos carbonetos devido ao teor de Si. Também foi medido as espessuras médias das placas de bainita e ferrita, onde foram encontrados de $49,3 \pm 2,5$, $58,2 \pm 3,3$ e $63,4 \pm 3,3$ nm, respectivamente a 190, 210 e 230°C. A austenita não transformada, se apresentou em *Blocks Retained Austenite* (BRA) e um *Film Retained Austenite* (FRA) entre as placas BF. A FRA foi o fator para melhora de tenacidade do aço bainítico. Na Figura 4 são apresentados os resultados da microestrutura encontradas, onde (a) e (b) são das amostras a 190°C, (c) e (d) da amostra de 210°C, (e) e (f) da amostra de 230°C.

Figura 4 - Aços bainíticos ultrafinos



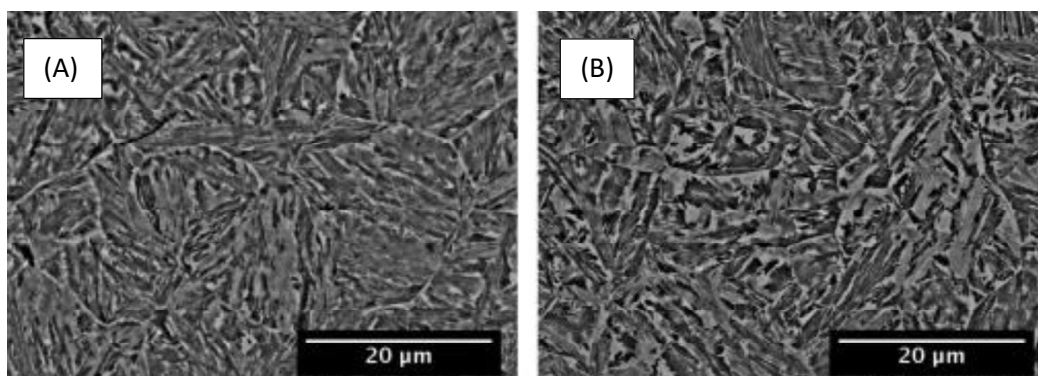
Fonte: Liu *et al.* (2020).

A formação da bainita através do processo de austêmpera se mostra eficaz sem formação de cementita, quando os níveis de silício estão entre 1,5 a 2%. O silício atua como agente desoxidante do aço, que tende a aumentar a dureza e sua resistência mecânica, diminuindo a ductilidade (BHADESHIA *et al.*, 1979). O silício acima de 1,5%, além de provocar a supressão de formação de carbonetos na microestrutura, também provoca uma supersaturação de carbono tanto na ferrita quanto na austenita retida. Essas placas de ferritas existentes podem ser refinadas até os níveis nanoescalar contribuindo para um aumento da tenacidade.

Segundo Gola *et al.* (2017), o método e a temperatura adotada influenciam no tempo de transformação, mas não no mecanismo de transformação que permanece o

mesmo. Na Figura 5 (B) é possível observar uma maior quantidade de austenita retida enquanto na Figura 5 (A) existem menor quantidade de áreas, que podem ser definidas como austenita retida em bloco e em ambas, pode-se perceber a anuência de carbonetos.

Figura 5 - Microestrutura de aço bainítico



Fonte: Gola (2017)

Um fator importante de ser ressaltado em relação a esses níveis de silício durante o tratamento térmico de austêmpera é a formação de uma bainita refinada, uma microestrutura que tende a aumentar a resistência mecânica (GEORGIEV *et al.*, 2018). Para Nassem *et al.* (2020), o uso de silício é relevante, uma vez que outros elementos como Alumínio (Al) e Cobalto (Co) podem desenvolver tal função de desoxidação do aço, porém o custo é alto em comparação ao silício.

Segundo Gola *et al.* (2017), a principal característica da austenita retida é sua morfologia, que são descritas em duas formas: austenita retida tipo filme e austenita retida em bloco. É possível que ocorra a transformação da austenita em martensita, isso ocorre quando a mesma é submetida a um esforço e apresentando um baixo teor de carbono. Já a estabilização da austenita retida tipo filme é estável devido a deformação da bainita, a supersaturação de carbono e a menor quantidade de sítios para nucleação para a transformação da bainita. Para estabilizar a austenita retida, uma possibilidade é o refinamento dos grãos, a estabilização da austenita inibe a propagação de trincas.

3.4 Ferramentas de metal duro

O metal duro é composto basicamente por partículas de carbonetos, geralmente de tungstênio, e um aglomerante como elemento de ligação, permitindo assim uma maior tenacidade. A performance como ferramenta de corte é dependente da microestrutura e composição química, quantidade e tamanho de carbonetos e aglomerantes (GILLE *et al.*, 2002). Os carbonetos em metais duros mais comum tem o tamanho de 1 a 10 mm e ocupam cerca de 60 a 95% do volume da ferramenta de corte (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

De acordo com Machado *et al.* (2018), a primeira descoberta sobre esse material foi realizada pelos alemães por volta do ano de 1920, este novo material possibilitou o aumento da velocidade de corte em torno de 10 vezes em relação aos aços rápidos. O primeiro metal duro foi elaborado a partir do pó de carboneto de tungstênio (WC) e o cobalto (Co) como aglomerante, estes foram misturados e posteriormente compactados e sinterizados.

O metal duro obteve resultados eficientes na usinagem de ferros fundidos, mas em contrapartida na usinagem de aços, apresentou desgaste na superfície de saída. Para aprimorar o material, foram testados outros tipos de carbonetos, como o carboneto de titânio, tântalo e nióbio, verificou-se uma redução do desgaste na superfície de saída em função da maior dureza dos novos carbonetos em comparação ao WC, além de uma solubilidade menor, o que inibe o mecanismo de difusão, e aumenta a estabilidade química dificultando a difusão.

Com os avanços do metal duro, a Norma ABNT NBR ISO 513 (2004) iniciou uma padronização na classificação do grupo de ferramentas não especificamente para metais duros, mas também para cerâmicas e metais ultraduros, e designou em classes: P, M, K, N, S e H, conforme a Tabela 2 a seguir

Tabela 2 - Classificação de classes de ferramentas de corte

Principais Classes		
Letra da	Cor da	Materiais a serem usinados
P	Azul	Aços: Todos os tipos de aços e aços fundidos, exceto inoxidáveis com estrutura austenítica.
M	Amarelo	Aço inoxidável: Aço inoxidável austenítico e aço duplex (austenítico/ferrítico) e aço fundido
K	Vermelho	Ferro Fundido: Ferro fundido cinzento, ferro fundido com grafita esferoidal, ferro fundido maleável
N	Verde	Metais não ferrosos: Alumínio e outros metais não ferrosos, materiais não metálicos.
S	Marrom	Superligas e titânio: Ligas especiais resistente ao calor à base de ferro, níquel e cobalto, titânio e ligas de titânio
H	Cinza	Materiais duros: Aços endurecidos, ferros fundidos endurecidos, ferros fundidos resfriados

Fonte: Adaptado de Machado *et al.* (2018)

Além da classificação por letras para usinagem segundo o tipo de material, as ferramentas de metal duro possuem indicação de uma subdivisão por números, onde a classe com o maior o número possui uma melhor tenacidade e a classe que possui menor número possui uma maior a resistência ao desgaste. Para exemplificar em uma operação de desbaste, onde a usinagem é realizada em superfícies brutas e irregulares o indicado é utilização de ferramentas que possuem uma maior tenacidade como o caso de uma classe P35, já em uma operação de acabamento, onde a superfície já não possui tantas variações o indicado seria uma classe P10, por possui uma maior resistência ao desgaste garantindo as tolerâncias dimensionais e acabamento superficial (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

A Norma ABNT NBR ISO 513 (2004) padronizou a classificação dos metais duros em ferramentas que contêm WC+Co pertencem a classe K (classe dos ferros fundidos ou classe dos cavacos curtos), quando é adicionado TiC, TaC e/ou NbC passa a ser como classe P (classes dos aços ou classe dos cavacos longos), outra classe é formada com base na combinação de WC+Co e adições de TiC, TaC e/ou NbC em menores proporções. Na Tabela 3 é possível visualizar a composição química em e características dos metais duros em função da classe.

Tabela 3 - Composição química e características dos metais duros

Designação ISO	% WC	% TiC+ TaC	% Co	Densidade (g/cm ³)	Dureza (HV)	Resistência à ruptura transversal (kgf/mm ²)
P01	30	64	6	7,2	1800	75
P10	55	36	9	10,4	1600	140
P20	76	14	10	11,9	1500	150
P30	82	8	10	13,0	1450	170
P40	77	12	11	13,1	1400	180
P50	70	14	16	12,9	1300	200
M10	84	10	6	13,1	1650	160
M20	82	10	8	13,4	1550	140
M30	81	10	9	14,4	1450	180
M40	78	7	15	13,5	1300	200
K10	92	2	6	14,	1650	150
K20	91,5	2,5	6	14,8	1550	170
K30	89	2	9	14,5	1450	190
K40	88	-	12	14,3	1300	210

Fonte: Adaptado de Diniz; Marcondes; Coppini, 2014.

Para Machado *et al.* (2018), o metal duro apresenta duas características essenciais para sua performance, sendo elas: tenacidade e resistência ao desgaste. Essas características influenciam diretamente no desempenho na usinagem dos materiais. Uma forma de melhorar o desempenho é alterar o percentual dos elementos na composição química, um exemplo é que, quanto maior a quantidade de carbonetos maior a resistência ao desgaste e menor a tenacidade, quanto maior a quantidade de aglomerante maior tenacidade e menor a resistência ao desgaste. Outro fator para melhoria do desempenho é o tamanho do grão dos carbonetos, quanto menor o tamanho, maior a tenacidade com menor perda de dureza.

3.5 Ferramentas de cerâmicas

As ferramentas de cerâmicas começaram a ser desenvolvidas por meados da década de 50, mas somente na década de 80, passaram a ocupar parte significativa no mercado de ferramentas de corte. As cerâmicas possuem propriedades favoráveis como: alta dureza à quente, resistência ao desgaste e estabilidade química, mas em

contrapartida apresentam baixa condutividade térmica e baixa tenacidade. Essa tenacidade foi o principal fator que dificultou sua inserção no mercado de ferramentas de corte (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

Machado *et al.* (2018) descrevem que a cerâmica é uma combinação de elementos metálicos e não metálicos. Esses compostos geralmente formam óxidos, carbonetos ou nitretos. Elas apresentam em sua maioria, estrutura cristalina e suas ligações entre os elementos são covalentes ou iônicas. Em uma análise geral sobre as características das ferramentas cerâmicas pode ser dizer que:

- São materiais que realizam a usinagem em elevadas temperaturas sem perder resistência mecânica.
- Possuem boa resistência ao desgaste.
- São materiais frágeis.
- Possuem baixa condutibilidade térmica.
- Mostra boa inercia química e térmica.
- Apresenta boa resistência a fluência.
- Possuem alta resistência à compressão e baixa à tração.

Machado *et al.* (2018) citam que atualmente o emprego das cerâmicas ocorrem principalmente em materiais endurecidos. A aplicação não é recomendada em materiais de aço carbono e aços de baixa-liga, pois os quebra-cavacos são proibidos nesse tipo de inserto, em função da base de alumina (Al_2O_3) na cerâmica, que não apresenta resistência mecânica suficiente. Para materiais de dureza superior a 45 HRC, as cerâmicas são empregadas principalmente na condição de corte contínuo.

Segundo Machado *et al.* (2018), o campo de aplicação das cerâmicas aumentou devido ao surgimento das cerâmicas mistas, cerâmicas reforçadas com SiC (*whiskers*) e cerâmicas a base de nitreto de silício (Si_3N_4), possibilitando a aplicação em cortes interrompidos. Essa aplicação foi possível pelo nível de tenacidade atingindo quando se compara com as cerâmicas puras. Na Tabela 4 são apresentadas as principais propriedades das ferramentas de cerâmicas:

Tabela 4 - Propriedades das ferramentas de cerâmicas

Material	Módulo de Elasticidade (GPa)	Dureza (GPa)	Tenacidade K_{1C} (MPa m ^{1/2})	Coefficiente de dilatação térmica (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Condutividade térmica (Wm ⁻¹ K ⁻¹)
Al ₂ O ₃	400	17,2	4,3	8	10,5
Al ₂ O ₃ + TiC	420	20,6	4,5	8,5	13,0
Al ₂ O ₃ + ZrO ₂	390	16,5	6,5	8,5	8,0
Si ₃ N ₄ / Sialon	300	15,6	6,5	3,1	9,7
SiC/ Whiskers	390	18,5	8	6,4	32,0

Fonte: Adaptado de Machado *et al.*, 2018.

As cerâmicas são divididas em 2 grupos, sendo eles a cerâmicas a base Al₂O₃ e cerâmicas a base de Si₃N₄.

3.5.1 - Ferramentas de cerâmicas à base Al₂O₃

Também chamadas de cerâmicas puras, esses tipos de ferramentas são obtidos pelo processo de metalurgia do pó, onde são inseridos finos grãos de Al₂O₃ e uma adição de MgO para impedir o crescimento dos grãos. Outros constituintes podem ser acrescentados para aperfeiçoar as propriedades mecânicas, entre eles pode-se mencionar óxido de cromo, níquel e titânio. Essas ferramentas apresentam características como alta dureza, alta resistência ao desgaste e excelente estabilidade química, em contrapartida possuem baixa tenacidade. Suas principais aplicações são em operações de acabamento em materiais fundidos, com tratamento superficial, ou totalmente tratados, uma observação é em relação a estrutura da máquina utilizada, que deve fornecer uma boa rigidez para evitar possíveis vibrações. (MACHADO *et al.*, 2018)

Por volta de 1970, as cerâmicas podiam apresentar até 30% de ZrO₂ e principalmente TiC, além de conter outros tipos de carbonetos, nitretos e óxidos em sua matriz de Al₂O₃. Com adição desses constituintes, as ferramentas de cerâmicas apresentaram melhoras significativas em sua tenacidade e propriedades térmicas. Em uma analogia entre uma cerâmica pura e uma com adição da Zircônia (ZrO₂) em 17%, a ferramenta

de zircônia apresentou maior resistência a tenacidade, esse aumento chegou próximo a 67% (MACHADO *et al.*, 2018).

Já a adição do TiC, contribui para um leve aumento da tenacidade e da condutividade térmica, porém apresentou um significativo aumento dos valores de dureza e resistência ao desgaste. Em 1980, as ferramentas de cerâmicas foram mais bem aceitas pelo mercado, através da introdução de SiC (*whiskers*) na base de Al_2O_3 . Com a inserção de SiC em até 20% os materiais apresentaram um ganho considerável de tenacidade. Esses carbonetos foram adicionados em forma de cilindros de 0,5 a 6 microns e um comprimento de 10 a 80 microns. Diante da propagação de uma trinca, os carbonetos permanecem inalterados e ocorre a separação da matriz, essa separação tende absorver o impacto e inibir a continuidade da trinca (MACHADO *et al.*, 2018).

3.5.2 - Ferramentas de cerâmicas à base Si_3N_4

As ferramentas de cerâmica com base de Si_3N_4 surgiram no mercado por volta dos anos 80, com inserção de SiO_2 sinterizados junto a Al_2O_3 , Y_2O_3 , MgO e outros constituintes. Essas ferramentas apresentaram resultados excelentes na usinagem de ligas de níquel e ferros fundidos, porém devido a interação química com o ferro em elevadas temperaturas, o rendimento não foi semelhante na usinagem de aços. Um grupo que surgiu foi SIALON, uma marca registrada que trabalha com Si, Al, O e N, uma vez que a inserção de Al e O contribui para a diminuição da interação química com o Fe e assim possibilitando a usinagem de aços. Essas ferramentas possuem como características baixo coeficiente de dilatação térmica, boa resistência ao desgaste e tenacidade superiores à de base Al_2O_3 . A dureza dessa classe pode ser suprida por um revestimento tanto de Al_2O_3 ou TiC, aumentando a resistência ao desgaste (MACHADO *et al.*, 2018).

Na Tabela 5 é possível visualizar as características entre ferramentas de cerâmicas e metal duro segundo classificação de propriedades mecânicas de 1 a 5:

Tabela 5 - Comparação de propriedades de ferramentas cerâmicas e metal duro

	Tenacidade	Dureza a quente	Resistência ao choque térmico	Estabilidade química(Fe)	Estabilidade química(Ni)
Cerâmica pura	2	2	1	5	5
Cerâmica mista	1	3	2	4	4
Cerâmica com whiskers	4	3	3	2	3
Sialon	3	5	4	1	2
Metal duro	5	1	5	3	1

Fonte: Adaptado de Diniz; Marcondes; Coppini, 2014.

As ferramentas de SIALON possui como características uma excelente dureza a quente e resistência ao choque térmico, boa tenacidade e péssima na estabilidade química. Devido a fragilidade de grupo de ferramentas, as pastilhas possuem um chanfro em suas arestas que medem de 0,05 a 0,3 mm, com ângulo de 20 a 30°(DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2014).

3.6 Avarias, desgastes de ferramentas de corte e mecanismos de desgaste

Segundo Machado *et al.* (2018), vários autores consideram que a ferramenta de corte perde a eficácia na usinagem por 3 motivos: avaria, desgaste e deformação plástica. A avaria está ligada ao fenômeno que ocorre repentinamente, causado pela quebra, lascamento ou trinca da aresta de corte, podendo levar a destruição total ou perda de grande parte da aresta, geralmente ocorre em ferramentas de baixa tenacidade. O desgaste está ligado a mudança da forma original da aresta de corte, ou seja, uma perda gradual de material, que ocorre de forma progressiva durante a usinagem. Já a deformação plástica do material é caracterizada pelo deslocamento do material em função das altas tensões de corte, geralmente ocorre em ferramentas de baixa resistência a cisalhamento.

3.6.1 Avarias

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), o conceito de avaria é perda da capacidade de corte de forma brusca geralmente manifestada por meio de lascamento ou quebra. No lascamento ocorre a retiradas de partículas maiores subitamente, por meio de trincas que ocorrem em função da oscilação de temperaturas (geralmente em operações de fresamento) ou em função de resistência mecânica (geralmente em operações de corte interrompidos), já a quebra ocorre em função de carga excessiva, pequeno raio da ponta e baixa tenacidade da ferramenta, podendo ocasionar não somente dano as ferramentas como também ao porta ferramentas.

Para Machado *et al.* (2018), as avarias de ferramentas de corte podem ter 2 origens, térmica ou mecânica. A origem térmica pode ocorrer principalmente em usinagem de corte interrompido onde ocorre a flutuação da temperatura em função do contato da aresta e peça serem intermitentes. A origem mecânica está ligada a choques mecânicos que podem ocorrer durante a entrada da aresta de corte na peça.

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), as avarias podem ser classificadas como:

- Lascamento: é um tipo de avaria que ocorre quando partículas maiores são retiradas de forma súbita. Esse fenômeno ocorre principalmente em ferramentas de material frágil ou quando a aresta não possui reforço. Essa avaria prejudica o acabamento superficial, e se continuar pode provocar a quebra da ferramenta.
- Trincas: são avarias que são provocadas pela a variação da temperatura do corte ou por esforços mecânicos. Geralmente quando as trincas ocorrem de forma perpendicular a aresta de corte têm origem térmica e quando ocorrem de forma paralela a aresta possuem origem mecânica. Alguns fatores podem contribuir para o aumento dessas trincas, entres eles, pode-se citar o corte interrompido, refrigeração intermitente e a variação da espessura durante o corte. Em alguns casos de fresamento é aconselhável a não utilização do fluido de corte. Isso ocorre pelo fato da aresta de corte ter um tempo inativo durante a revolução, esse tempo provoca a variação da temperatura e com o uso de

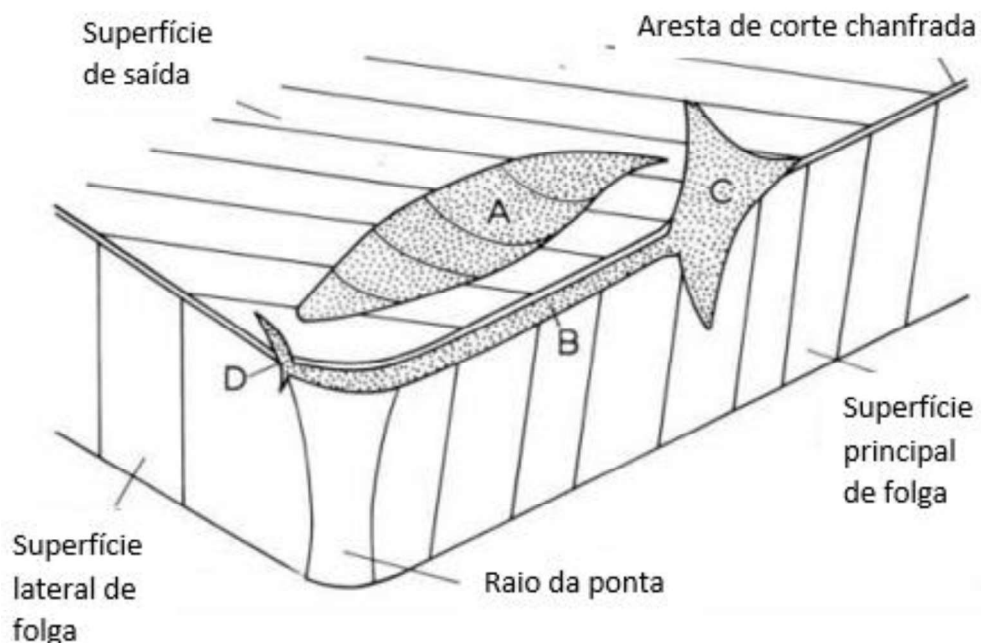
fluido de corte essa variação é ainda maior. Os crescimentos das trincas podem provocar a quebra.

- Quebra: a quebra é um tipo de avaria que pode ocorrer de forma inesperada em função de uma ferramenta muito dura, carga excessiva, raio da ponta, ângulo de ponta ou cunha pequenos, corte interrompido, parada instantânea do movimento de corte, entupimento de canais de expulsão de cavacos e etc. A quebra na maioria das vezes não causa somente dano a aresta cortante e sim a pastilha toda, suporte ou até mesmo a peça.

3.6.2 Desgaste de ferramentas de corte

O desgaste ocorre de forma progressiva tanto na superfície de folga quanto na superfície de saída. Na Figura 6 são apresentadas as formas de desgaste que podem ocorrer nas superfícies da ferramenta, onde (A) é classificado como desgaste de cratera, (B) é classificado como desgaste de flanco e (C e D) são classificados como desgaste de entalhe.

Figura 6 - Desgaste em ferramenta de corte



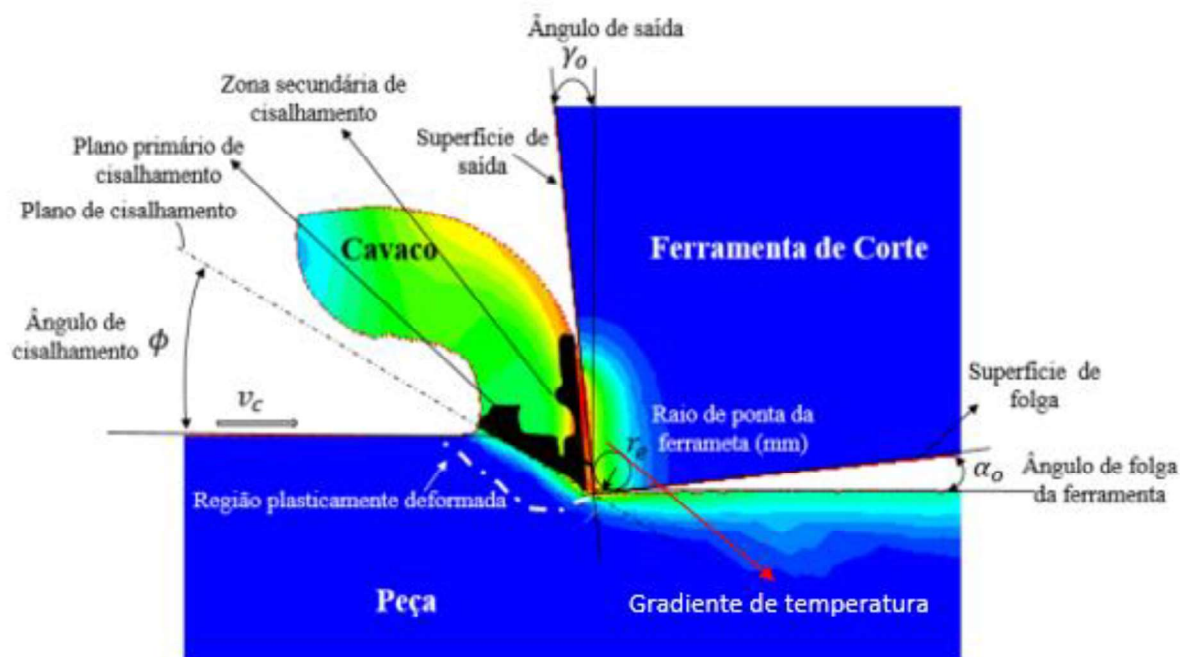
Fonte: Adaptado de Dearnley e Trent (1982).

Diniz, Marcondes e Coppini (2014), classificam os desgastes da seguinte forma:

- Desgaste de flanco: ocorre na superfície de folga da ferramenta através do contato entre material e aresta cortante, também é considerado o mais comum de ocorrer durante o processo de usinagem. À medida que ocorre a perda das partículas da ferramenta de corte, ocorre uma diminuição da ferramenta de corte e aumento dimensional da peça.
- Desgaste de entalhe: pode ocorrer tanto na superfície lateral quanto na frontal. Esse desgaste muda a geometria da aresta cortante, podendo influenciar no acabamento superficial. Geralmente esse tipo de desgaste é incentivado pelo aumento da velocidade de corte em consequência a temperatura de corte.
- Desgaste de cratera: esse tipo de desgaste ocorre na superfície de saída, causado pelo atrito da interface ferramenta/cavaco. O crescimento do desgaste de cratera pode ocasionar uma quebra, quando ocorre o encontro com desgaste de flanco. Quando são utilizadas, as ferramentas de cerâmica ou metal duro com recobrimento de Al_2O_3 , ou até mesmo em usinagem de materiais que gera cavacos curtos pode ser que não ocorra o desgaste de cratera.

Na Figura 7 é representada de forma esquemática a interação entre a aresta de corte de uma ferramenta no momento da usinagem de um material.

Figura 7 - Interação ferramenta de corte e material com gradientes de temperatura



Fonte: Reis *et al.* (2019)

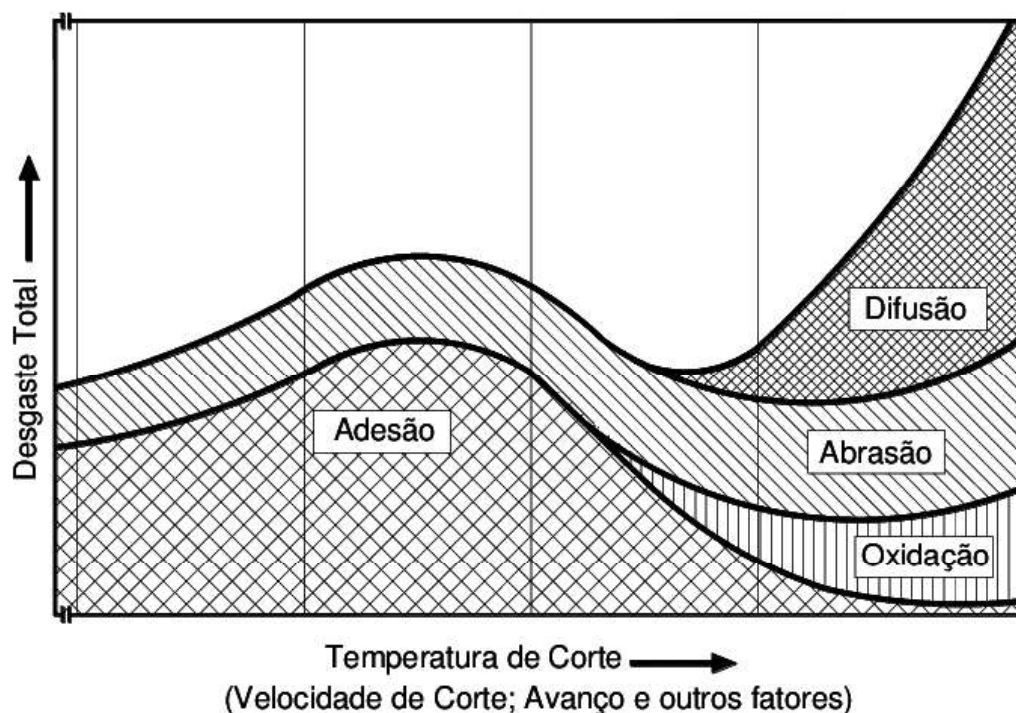
Ainda na Figura 7 é possível visualizar o plano de cisalhamento do material em função do ângulo de cisalhamento (ϕ), que é formado junto a direção da velocidade de corte (V_c). A ponta da aresta de corte apresenta um aumento da temperatura no momento do cisalhamento do material através do gradiente de temperatura indicado, esse aumento pode ocasionar avarias, ou até mesmo o desgaste da ferramenta. Outro ponto apresentado é a atuação do ângulo de saída (γ) no cisalhamento e projeção do cavaco.

3.6.3 Mecanismos de desgaste

Machado *et al.* (2018), descrevem que os mecanismos de desgastes são: difusão, abrasão, adesão e oxidação. Os estudos destes mecanismos podem explicar o desgaste prematuro ou até o fim de vida da ferramenta de corte. Na Figura 8 é mostrado um diagrama que representa os mecanismos de desgaste de acordo com a temperatura do corte. Em temperaturas mais baixas os mecanismos que ocorrem são

adesão e abrasão, enquanto em temperaturas elevadas pode-se notar que a adesão perde espaço e surgem a oxidação e a difusão.

Figura 8 - Mecanismo de desgaste de uma ferramenta em função da temperatura de corte



Fonte: Vieregge (1970 apud Machado *et al.* 2018)

As ferramentas quando submetidas ao processo de usinagem se desgastam gradativamente, porém a forma como ocorre o desgaste pode ser diferente em função dos materiais da ferramenta e da peça usinada, dos processos de usinagem, parâmetros de corte, refrigeração adotados. Os principais fenômenos físico-químicos responsáveis pelo desgaste das ferramentas de corte, segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), são apresentados a seguir:

- A aresta postiça de corte – pode ocorrer formação de uma camada do material usinado, que adere superfície de saída da ferramenta e modifica a geometria da ferramenta, principalmente o gume cortante e o ângulo de saída de cavaco. Consequentemente, a atuação as forças de corte sobre a ferramenta também se alteram, podendo assim ocasionar a quebra brusca. O acabamento superficial pode ser alterado devido a mudanças principalmente do raio da ponta ferramenta. Ao se romper, a aresta postiça leva consigo partículas da superfície de folga da ferramenta, causando um desgaste de flanco acelerado

mesmo com velocidades de cortes relativamente baixas. Em compensação, a aresta postiça de corte protege a superfície de saída, minimizando o desgaste de cratera, esta se forma em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização do material usinado. Para se evitar a formação da aresta postiça de corte, pode-se aumentar a temperatura de usinagem até que supere a temperatura de recristalização, alterando os parâmetros de corte, geometria da ferramenta e refrigeração adequada em função do material usinado. É importante salientar que, com o aumento da temperatura, a ductilidade da peça aumenta, e desta forma, os cavacos ficam mais curtos, a área de contato que favorece a formação da aresta postiça diminui e o fenômeno é amenizado (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2014). Na Figura 9 é mostrada uma ferramenta com aresta postiça de corte.

Figura 9 - Formação de aresta postiça

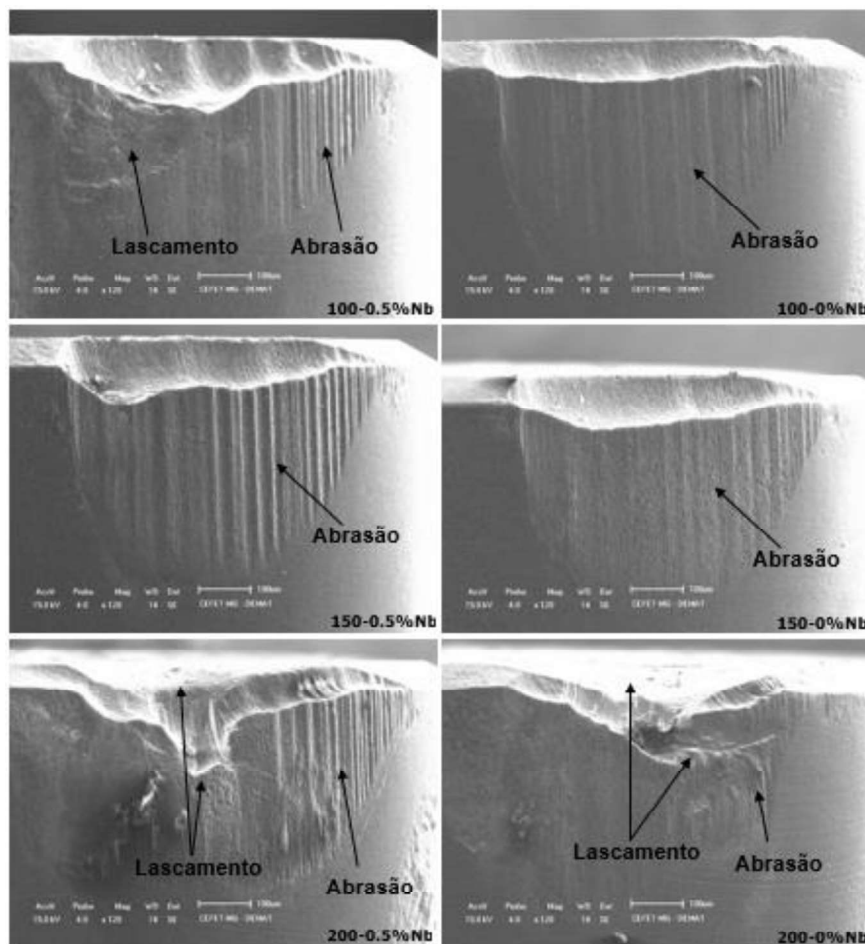


Fonte: Sandvik Coromant (2023).

- Abrasão – É considerada como uma das principais causas de desgaste. A abrasão é incentivada pela passagem de partículas duras(carbonetos) da peça ou até mesmo da própria ferramenta na aresta de corte, podendo provocar tanto desgaste frontal quanto desgaste de cratera, acentuando-se no desgaste frontal. O desgaste por abrasão é caracterizado por sulcos paralelos à direção de fluxo do material (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2014). Na Figura 10 é possível visualizar os sulcos gerados evidenciando a predominância do mecanismo de abrasão nos resultados encontrados na usinagem de ferro fundido branco alto cromo com e sem adição de Nb utilizando ferramentas de

PCBN nas velocidades de corte de 100, 150 e 200 m/min, com avanço de 0,08 mm/rot e uma profundidade de corte de 0,2 mm.

Figura 10 - Desgaste em ferramentas de PCBN



Fonte: Silva *et al.* (2021).

- **Aderência** – é a 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. Este fenômeno está presente na formação da aresta postiça de corte, porém além do desgaste por aderência, podem ocorrer outros tipos de desgastes. Ocorre principalmente a baixas velocidades de corte, porém, pode ocorrer também em velocidades de corte mais altas, desde que o fluido de corte utilizado seja inadequado para o material. Quando o desgaste

ocorre por aderência, aspecto da região é aspero (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2014).

- Difusão – Ocorre na zona do corte a transferência microscópica de átomos de um metal para outro. Este fenômeno é ativado principalmente pela temperatura da interface cavaco/ferramenta e é considerado um dos principais mecanismos de desgaste de cratera. Outro fator que pode produuzir o fenômeno é a afinidade físico-química do metal usinado com o material da ferramenta. Vale ressaltar que 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 (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2014).
- Oxidação – pode ocorrer nas ferramentas de corte devido ao contato da mesma com ar e água em altas temperaturas. Os fluidos de corte possuem em sua composição anti-corrosivos que evitam esta oxidação, porém o mal uso ou até a má conservação podem provocar a oxidação/corrosão da ferramenta de corte. Os óxidos de alumínio se mostram mais resistentes a este fenômeno, ferramentas sem estes óxidos podem apresentar fragilidade à oxidação, ao contrario do oxidos de tungstênio e cobalto são porosos e são arrastados de forma fácil, produzindo desgaste. A oxidação ocorre geralmente nas extremidades de contato entre ferramenta-cavaco e pode ser uma possível explicação para o desgaste de entalhe (DINIZ, MARCONDES e COPPINI 2014).

Segundo Silva *et al.* (2021), sobre os mecanismos de desgaste, é fundamental a análise para interpretar o comportamento e compreender a interação entre ferramenta e cavaco, apesar que a ferramenta de corte possa apresentar mais de um mecanismo de desgaste, as análises têm como finalidade a busca pelo comportamento predominante no processo de corte do material. Conforme Machado *et al.* (2018), todos os mecanismos de desgaste estarão presentes no processo de desgaste de uma ferramenta de corte, até que um predomine.

Machado *et al.* (2018), citam que as ferramentas podem sofrer deformações plásticas por cisalhamento por altas temperaturas ou deformações plásticas sob altas tensões de compressão durante o corte. A deformação por altas temperaturas ocorre na usinagem de materiais com alto ponto de fusão, onde as tensões de cisalhamentos na interface cavaco/ferramenta, são suficientes para causar tal deformação. Já na deformação sobre altas taxas de compressão, ocorrem em materiais de alta dureza, com altas velocidades de corte. A *Figura 11* mostra ferramentas que sofreram deformação plástica durante a usinagem.

Figura 11 - Deformação plástica de ferramenta de corte



Fonte: Sandvik Coromant (2023).

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2014), em velocidade de corte mais baixas, ocorre desgaste através do cisalhamento da aresta postiça de corte e da aderência, já em velocidades altas, em função da temperatura de corte, ocorre a abrasão, a difusão e a oxidação. Na *Tabela 6* são apresentadas as principais causas de desgaste e avarias.

Tabela 6 - Principais causas de desgaste em ferramenta de corte

Tipo de desgaste e/ou avaria	Possíveis causas
Desgaste de flanco	• Velocidade de corte muito alta ou muito baixa • Resistência ao desgaste insuficiente da ferramenta • Abrasão • Aresta postiça de corte
Desgaste de entalhe	• Oxidação

Desgaste de cratera	• Difusão
Deformação plástica	• Altas temperaturas combinadas com altas pressões
Trincas térmicas	• Variação excessiva da temperatura
Trincas mecânicas	• Variação excessiva do esforço na aresta de corte
Lascamento	• Classe de ferramenta frágil • Geometria da ferramenta fraca • Choques da ferramenta/peça

Fonte: Adaptado de Diniz, Marcondes e Coppini (2014).

A velocidade de corte é um fator que tem grande influência no desgaste da ferramenta de corte (CHEN *et al.*, 2017; SHARMA *et al.* 2016). Para Machado *et al.* (2018), a velocidade de corte é o principal parâmetro de corte que contribui para o desenvolvimento dos mecanismos de desgaste devido ao aumento da temperatura do corte.

Conforme Chen *et al.* (2019) quando se eleva a velocidade de corte, as forças de corte tendem a diminuir, em contrapartida o desgaste de flanco é acelerado, já o aumento do avanço contribui para um aumento dos esforços mecânicos no processo.

Cui *et al.* (2015) ressaltam que o conhecimento sobre a curva de temperatura do corte de materiais endurecidos, tem uma relação direta ao comportamento da morfologia do cavaco, as forças do corte e a rugosidade superficial. Esse comportamento contribui para previsão e interpretação de possíveis desgaste ocorrentes durante a usinagem do material.

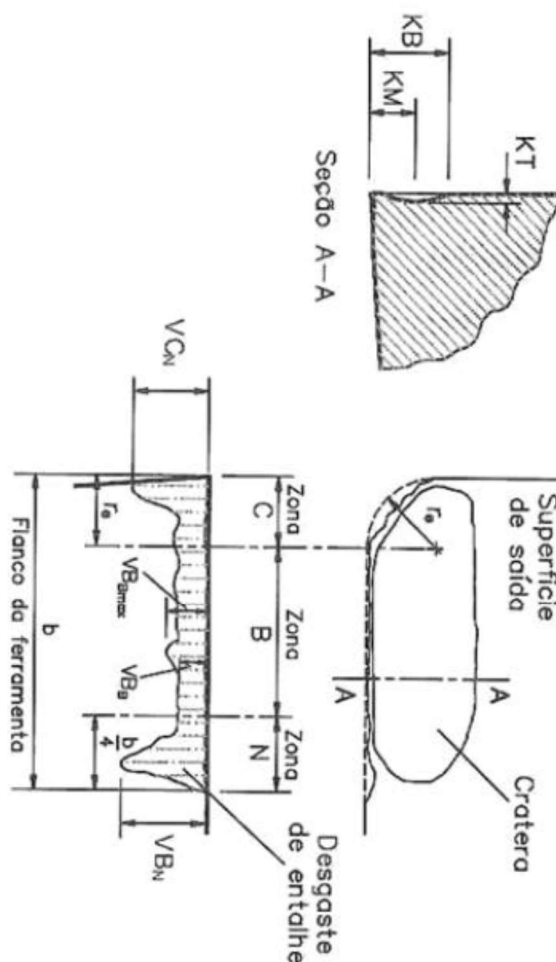
Sharma *et al.* (2016) relatam que o mecanismo que ocorre com maior frequência em usinagem de aços endurecidos é o desgaste de flanco, uma vez que, com o aumento da velocidade de corte, se eleva a temperatura do corte, porém ressaltam que é necessária uma otimização dos parâmetros durante o processo. Porém existe uma correlação do aumento do avanço de corte, que pode gerar outros tipos de desgaste tanto da ferramenta ou até mesmo de elementos da própria máquina.

3.7 Critério de fim de vida de ferramenta de corte

A norma ABNT NBR ISO 3685 (2017) estabelece os critérios para testes de usinabilidade, os parâmetros de vida útil de uma ferramenta de corte segundo a

norma, são desgaste de flanco máximo (VB_{bmax}) de 0,6 mm, desgaste de flanco médio (VB_b) de 0,3 mm, profundidade de cratera (KT) de $0,06 + 0,3f$, desgaste de entalhe (VB_n) e desgaste de ponta (VB_c) ambos 1 mm ou a falha catastrófica. Esses critérios são comuns para analisar o desempenho das ferramentas em relação aos materiais usinados. A norma também cita no anexo C sobre possíveis tipos de falhas apresentadas pela ferramenta de corte durante os testes. Na Figura 12 são apresentadas as referências de medição dos principais parâmetros desgaste.

Figura 12 - Principais parâmetros de desgaste para medição



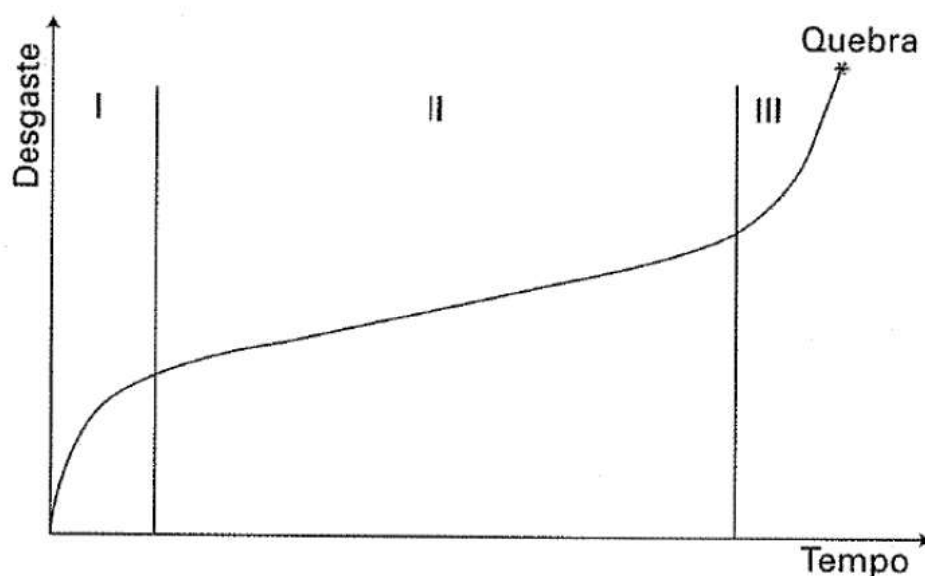
Fonte: ABNT ISO 3685 (2017).

No ensaio de usinabilidade, a vida da ferramenta é medida em função do tempo de corte, até que sofra um desgaste ou avaria especificados em norma ABNT NBR ISO

3685, ou caso não atinja nenhum critério especificado o teste é finalizado em função do tempo máximo, que no caso é de 30 minutos (ABNT NBR ISO 3685, 2017). O desgaste VB_{bmax} , VB_b , VB_c e VB_n na aresta da ferramenta pode ser medido por meio de microscópio ferramenteiro, uma alternativa é medição por um Microscópio de Varredura Eletrônica (MEV) e para desgaste de cratera (KT) por um Perfilômetro, sendo que os dois últimos equipamentos mencionados são utilizados para fins científicos.

De acordo com Machado *et al.* (2018), podem ser utilizados outros critérios afins de evitar condenações prematuras da ferramenta ou até mesmo evitar maiores danos como no caso da falha catastrófica. A evolução do desgaste de uma ferramenta geralmente apresenta um comportamento conforme mostrado na Figura 13.

Figura 13 - Desgaste de aresta de corte em função do tempo



Fonte: Machado *et al.*, 2018.

Machado *et al.* (2018) afirma que a evolução do desgaste ocorre em 3 estágios:

- Estágio I: Na fase inicial do corte ocorre um desgaste acelerado em um curto período, até que aresta de corte se adeque ao sistema tribológico. Após adequação, o desgaste desacelera até chegar em um ponto de inflexão, onde começa o segundo estágio.
- Estágio II: Nesse estágio o desgaste ocorre de forma constante e gradual até atingir o novo ponto de inflexão, surgindo o terceiro estágio.

- Estágio III: Nesse último estágio o desgaste ocorre de forma acentuada em um curto período, podendo elevar as temperaturas e tensões internas da ferramenta até provocar o colapso da ferramenta.

Para Machado *et al.* (2018), é importante observar essa curva de desgaste a fim de evitar o terceiro estágio, uma vez que a quebra da ferramenta é difícil prevê-la. Essa quebra pode provocar custos elevados, como o refugo da peça usinada ou até a quebra da máquina. Portanto, o ideal é trabalhar até perto do fim do segundo estágio da ferramenta. Ele cita que também pode ser adotado como critério de fim de vida a rugosidade da superfície usinada, componentes de forças do motor, temperatura de corte, vibrações e emissões acústicas.

Segundo Sharma *et al.* (2008), existem outras formas de monitorar o desgaste de uma ferramenta de corte e estipular o fim de vida para as ferramentas, entre eles, pode-se destacar as medições das vibrações geradas pelo processo e as forças de corte que pode ser medida através de uma célula de carga e medições dos ruídos emitidos durante a usinagem através de emissão acústica.

Para Das *et. al.* (2015), a rugosidade serve como parâmetro de monitoramento do desgaste de uma ferramenta de corte em aços que possuem uma dureza acima de 45 HRC. Apesar de ser um parâmetro representativo, quando se trabalha a variação do avanço, esse tipo de investigação é dificultado, pois o avanço é um dos principais fatores para aumento ou diminuição da rugosidade. Nos testes realizados por Reis *et al.* (2019), a rugosidade foi usada como de avaliação do desgaste da ferramenta para aço, onde foi correlacionado o aumento da rugosidade superficial com o desgaste da ferramenta de corte.

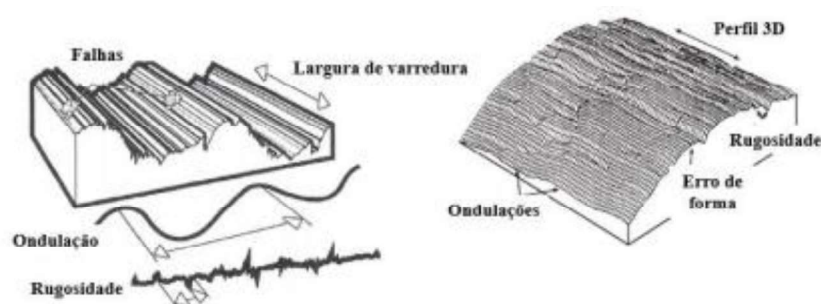
3.8 Rugosidade superficial

A rugosidade pode ser usada como parâmetro para monitorar a usinagem e pode determinar o fim da vida útil de uma ferramenta de corte. A especificação da rugosidade é dependente da aplicação da peça ou para obter uma aparência estética. Em alguns casos, uma baixa rugosidade pode ser necessária para proporcionar brilho

à peça, enquanto em outras superfícies, como as paredes do cilindro de um motor, uma aspereza específica deve ser mantida para garantir o funcionamento eficiente do mecanismo (MACHADO *et al.*, 2018).

De acordo com Grzesik (2017), a topografia de uma superfície, conforme mostrado na Figura 14, é composta por três características: rugosidade, ondulação e forma. A rugosidade se refere às irregularidades finas ou erros microgeométricos de alta frequência na superfície, que são causados pela interação da microestrutura do material e a ação da ferramenta de corte. Essas irregularidades, são características geradas pelas marcas de avanço, aresta postiça de corte e desgaste da ferramenta, e são inerentes ao processo de corte (MACHADO *et al.*, 2018).

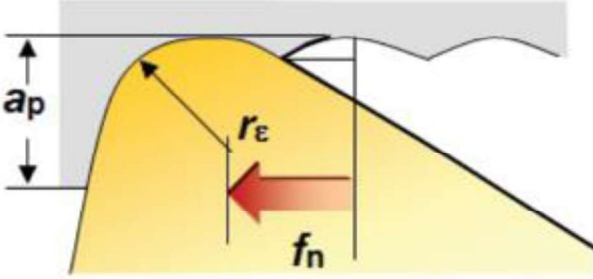
Figura 14 - Superfície de usinada



Fonte: Grzesik (2017).

De acordo com Machado *et al.* (2018), os parâmetros R_a e R_t podem ser teoricamente calculados durante o processo de torneamento com base no avanço utilizado e o raio da ponta da ferramenta. No entanto, esses valores são apenas indicativos, uma vez que existem muitas situações que não são consideradas nas fórmulas teóricas para o cálculo da rugosidade, como vibrações e desgaste da aresta de corte, por exemplo. Quando o avanço (f) é menor que o raio de ponta da ferramenta (r_e), a rugosidade pode ser calculada pela fórmula apresentada na Figura 15.

Figura 15 - Cálculo teórico de rugosidade R_a e R_t



O diagrama mostra um perfil de rugosidade em um plano. A altura máxima do pico em relação ao plano médio é indicada por a_p . O raio de arredondamento do pico é r_ϵ . A distância horizontal entre dois pontos no perfil, correspondente a uma altura a_p , é indicada por f_n com uma seta vermelha.

$$Ra = \frac{fn^2}{31,2 \cdot r\epsilon}$$

$$Rt = \frac{fn^2}{8 \cdot r\epsilon}$$

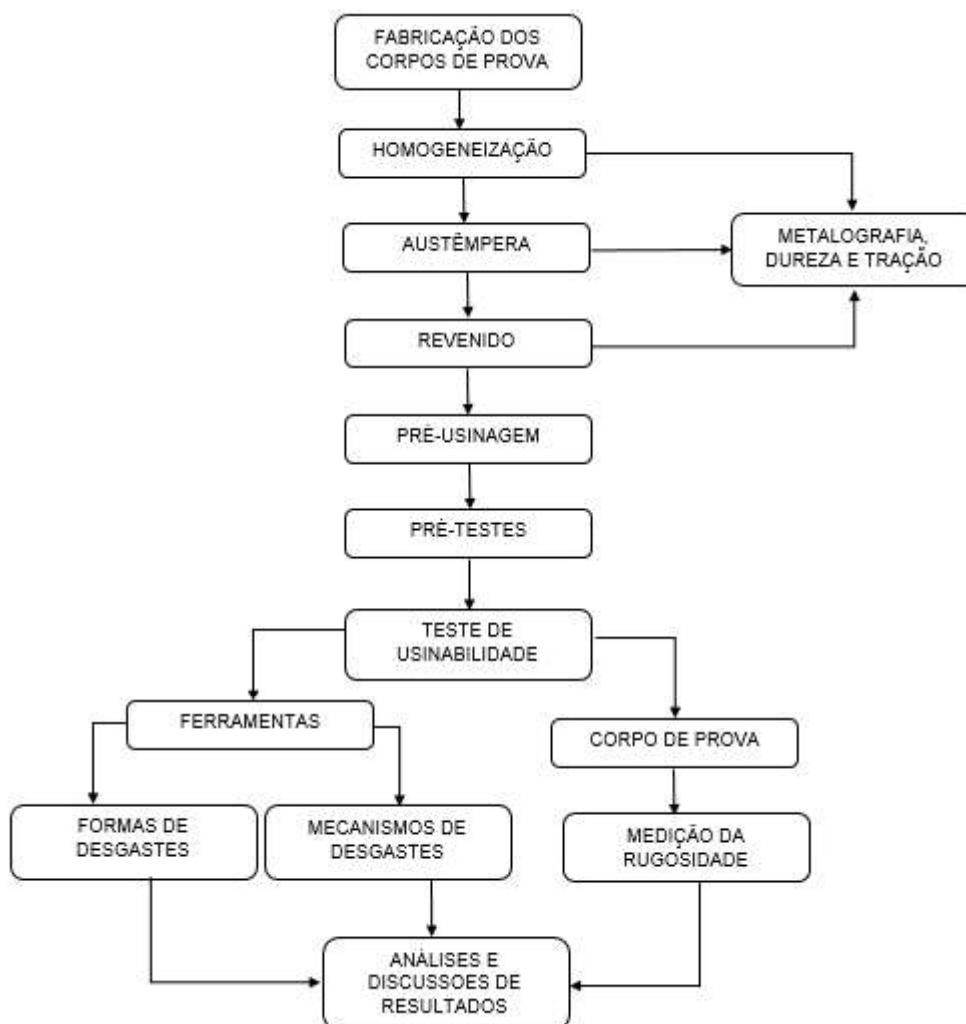
Fonte: Adaptado de Machado *et al.* (2018)

Nos estudos de Reis *et al.* (2019) e Silva *et al.* (2020), a rugosidade foi medida para correlacionar com o critério de fim de vida ferramenta adotado. Através da análise foi possível perceber um aumento da rugosidade superficial com o aumento do desgaste da aresta de corte. Os parâmetros medidos foram R_q , R_a e R_t . Para Das *et al.* (2015), a rugosidade serve como parâmetro de monitoramento do desgaste de uma ferramenta de corte em aços que possuem uma dureza acima de 45 HRC.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para execução do trabalho foi definida uma sequência de procedimentos, esta seção descreve cada uma destas etapas. As etapas foram: fabricação dos corpos de prova por meio do processo de fundição, tratamento térmico de homogeneização, austêmpera e revenimento, caracterização do material através de análises químicas, metalografia, dureza e tração, testes de usinabilidade para avaliação das formas de desgastes, mecanismos de desgastes e a medição da rugosidade do corpo de prova. Essas etapas podem ser observadas no fluxograma mostrado na Figura 16:

Figura 16 - Sequência de etapas de trabalho

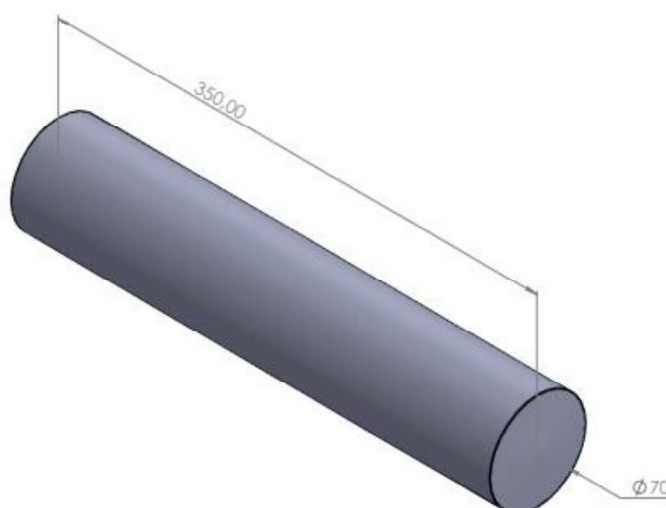


Fonte: elaborado pelo autor.

4.1 Geometria dos corpos de prova

A norma ABNT NBR ISO 3685 (2017), que especifica as condições para testes de usinabilidade não contém nenhuma especificação sobre a geometria do corpo de prova. Foi adotado como geometria de corpo de prova um cilindro de 70 mm de diâmetro com 350 mm de comprimento. Essas medidas foram adotadas devido os limites de rotação da máquina utilizada permitindo a manutenção da velocidade de corte constante durante os testes.

Figura 17 - Modelo de corpo de prova



Fonte: elaborado pelo autor.

Foi realizada uma pré-usinagem no material, para verificar e eliminar possíveis falhas do processo de fundição, dessa forma o corpo de prova foi projetado com 5 mm de sobremetal no diâmetro e nas faces.

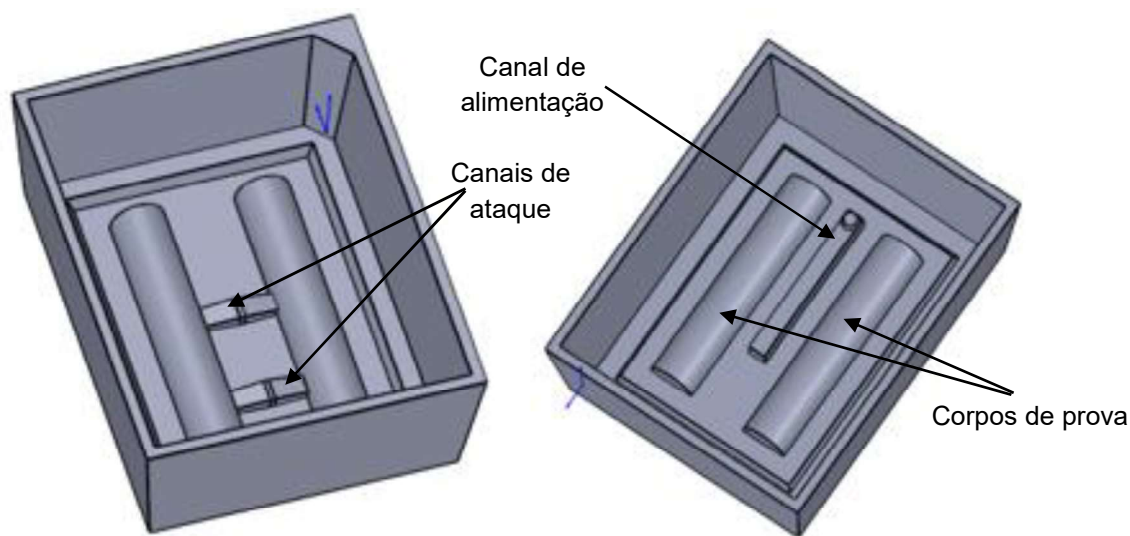
4.2 Fabricação do modelo e fusão dos corpos de prova

O material em estudo é um aço que será fabricado pelo processo de fundição. Processo caracterizado pela facilidade de obtenção de peças de geometria complexa através do vazamento do metal líquido em um molde, que geralmente é feito em areia.

Os processos de fabricação de molde e a fusão do material foram desenvolvidos na oficina de fundição do SENAI Itaúna Centro Tecnológico de Fundição Marcelino Corradi (SENAI CETEF), o processo foi monitorado em todas as etapas. O controle foi feito desde a fabricação do molde até o vazamento, cujos os parâmetros monitorados foram: simulação do vazamento e solidificação dos corpos de prova, dosagem de resina e catalisador na areia do molde, o tempo de cura, a temperatura do banho e vazamento do metal líquido. Esse monitoramento foi realizado objetivando uma homogeneidade entre os corpos de prova e evitar impurezas, porosidades e descontinuidades que poderiam afetar os resultados encontrados.

Foi realizado um dimensionamento de um projeto de fundição para quaisquer tipos de erros durante o vazamento. O modelo proposto é do tipo bipartido, com cavidade para dois corpos de prova por molde. O sistema de enchimento possui um canal de alimentação e dois canais de ataque, como é ilustrado na Figura 18.

Figura 18 – Ilustração de projeto de modelo bipartido para a fabricação dos moldes em areia no processo de obtenção dos corpos de prova

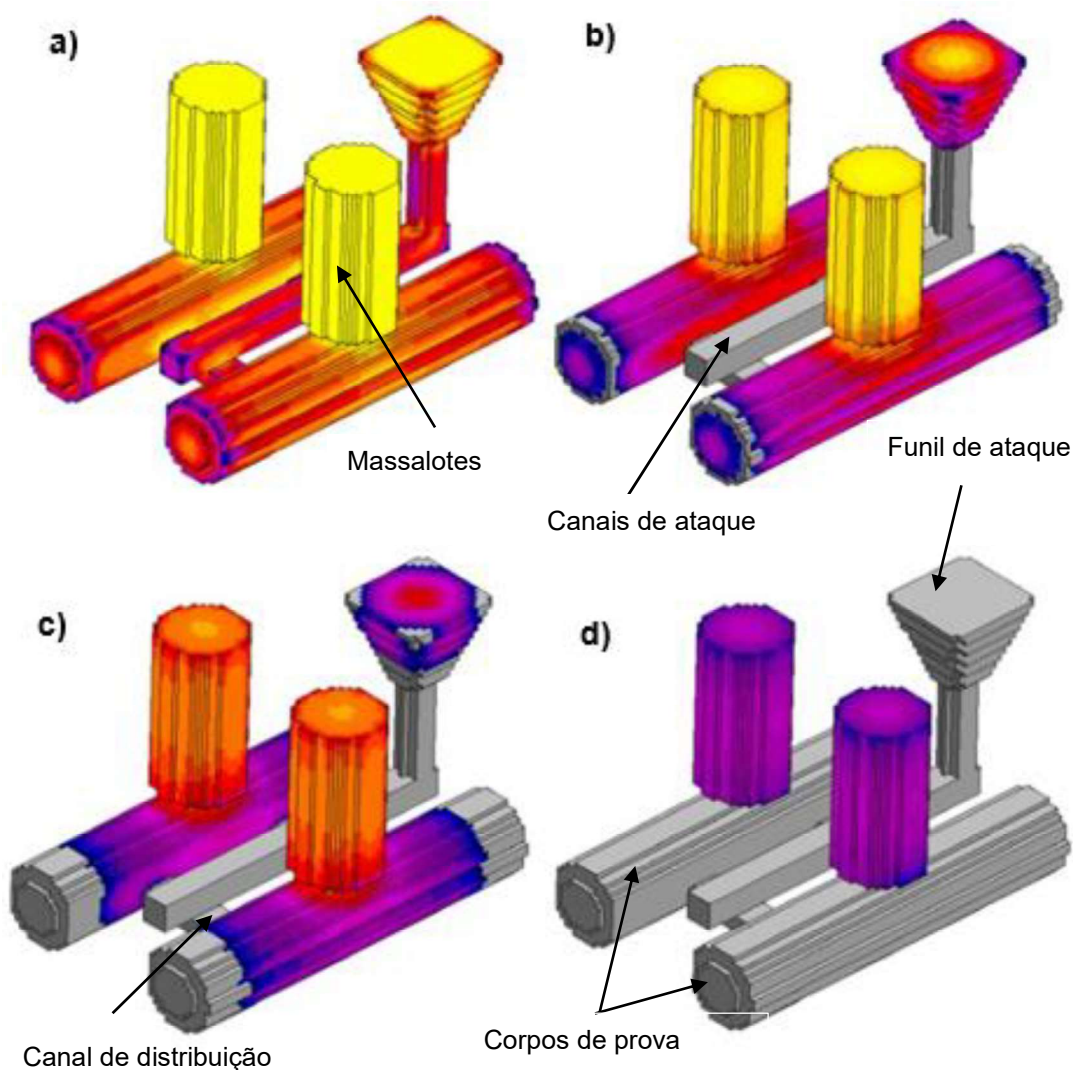


Fonte: elaborado pelo autor.

O projeto passou por uma simulação no software *Solid Cast*, versão 8.9, para visualizar a solidificação e prever possíveis erros de fundição, o resultado da simulação pode ser observado na Figura 19. Na Figura 19 (a) é possível visualizar o enchimento homogêneo e completo do molde, a coloração amarela indica temperaturas mais elevadas, portanto, o aço na condição ainda líquida. A Figura 19 (b) mostra a solidificação do sistema de canais, que acontece anteriormente aos

massalotes, indicados pela a coloração acinzentada, também pode-se perceber que o resfriamento dos corpos se inicia pelas suas extremidades, na Figura 19 (c) observa-se a evolução da solidificação dos corpos de prova e do funil de ataque, já nos massalotes é possível observar o processo de resfriamento dos massalotes indicado pela a coloração laranja e na Figura 19 (d) nota-se que o conjunto solidificou primeiro que os massalotes , baseado nessa simulação o projeto de fundição foi validado.

Figura 19 - Simulação de resfriamento do projeto de fundição

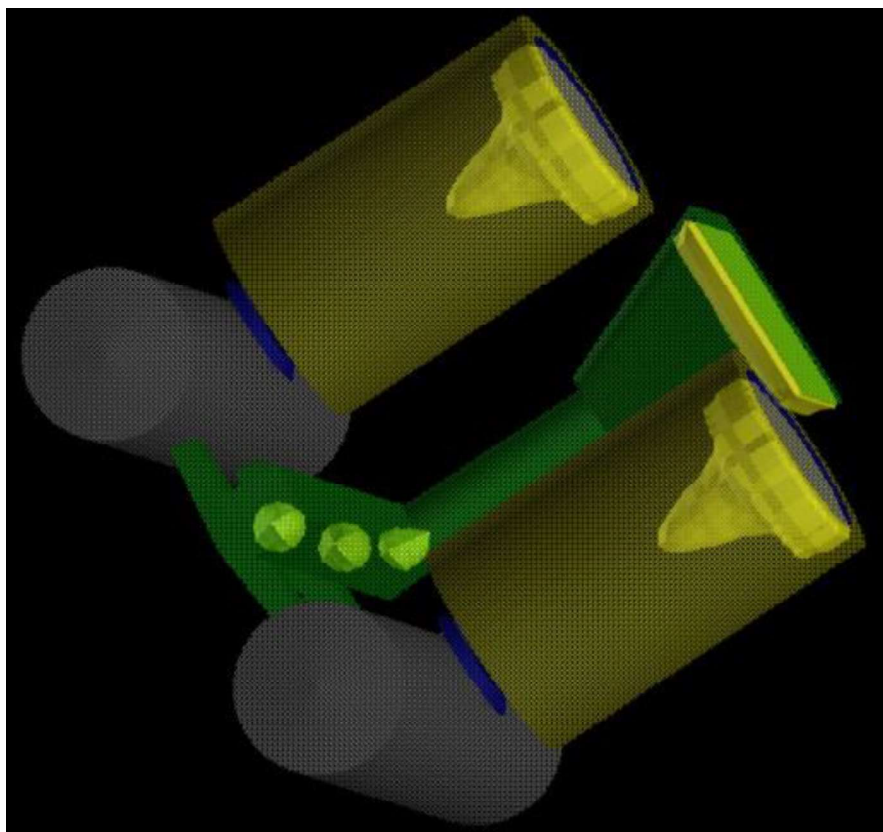


Fonte: elaborado pelo autor.

Baseado no dimensionamento do projeto foram posicionadas 2 luvas exotérmicas abertas no centro dos corpos de prova. Essas luvas permitiram que os canais de ataque enchessem por completo os corpos de prova e evitaram os defeitos de gases durante a solidificação do metal. Na *Figura 20*, pode-se visualizar, que os defeitos de

gases ficaram localizados no canal de enchimento e nos massalotes, já os corpos de provas ficam isentos de defeitos nesta simulação.

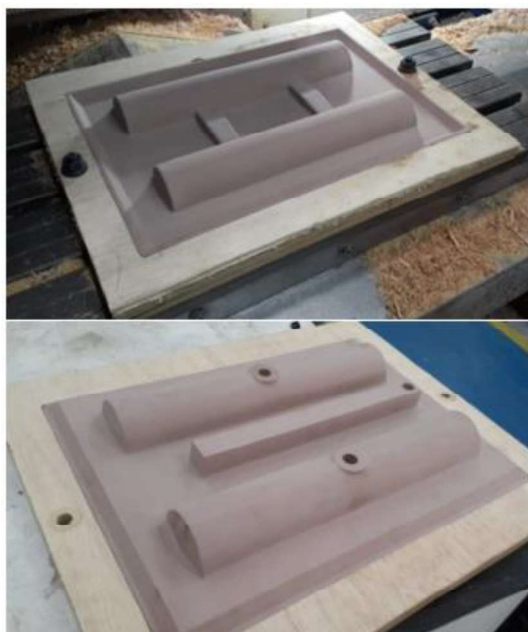
Figura 20 - Simulação de defeitos do projeto de fundição



Fonte: elaborado pelo autor.

A usinagem do modelo foi realizada em um Centro de Usinagem CNC da marca Nardini modelo SKYBULL 600, comando FANUC, a programação e simulação foram realizadas no software PowerMill Autodesk. A usinagem foi realizada em uma resina poliuretana com fresas de topo, toroidal e esférica. Ao término da usinagem, o modelo de resina foi fixado e emplacedado em madeira, como pode ser observado na *Figura 21*.

Figura 21 - Emplacamento do modelo



Fonte: elaborado pelo autor.

Após o emplacamento, foram feitos caixotes para facilitar a moldagem do molde, para garantir um posicionamento das luvas exotérmicas foi realizada uma marcação cônica com encaixe do estrangulador das luvas. Foram utilizadas duas luvas exotérmicas abertas com dimensões 3" x 6" para cada molde, na *Figura 22* é possível observar a caixa e o posicionamento das luvas no molde antes de receber areia.

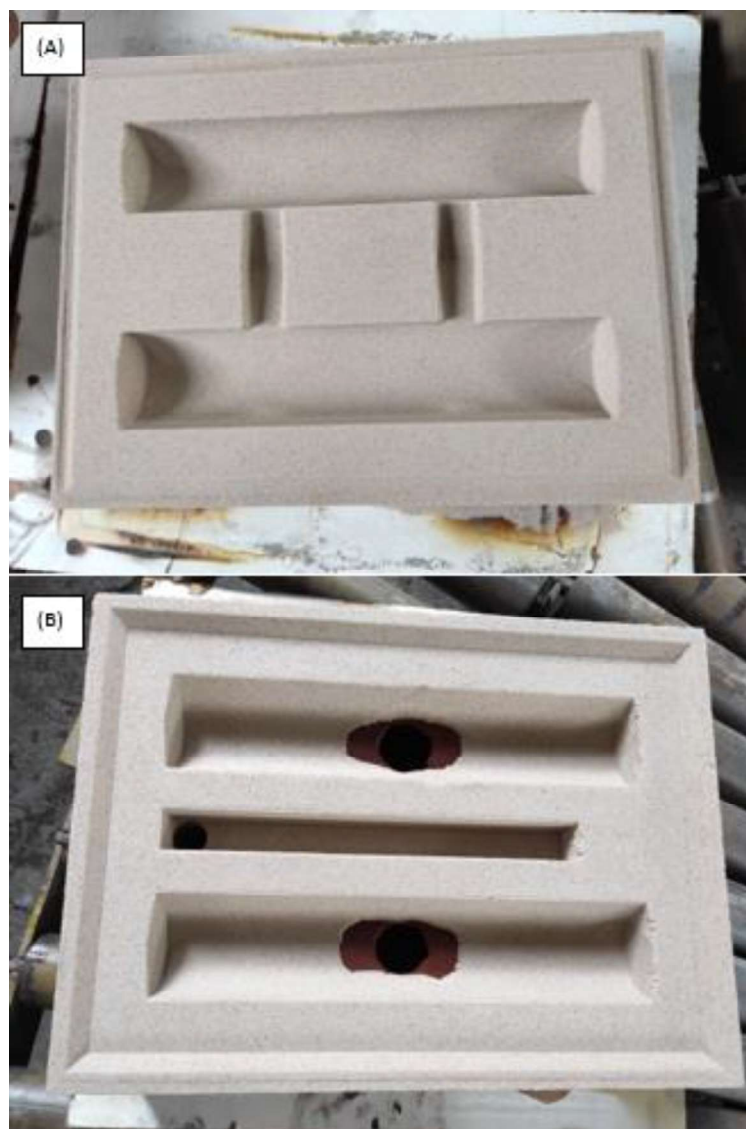
Figura 22 - Moldagem dos corpos de prova



Fonte: elaborado pelo autor.

O molde foi desenvolvido em areia sintética. Na *Figura 23* (A) é mostrado o molde inferior e a (B) o molde superior.

Figura 23 - Molde bipartido em areia sintética



Fonte: elaborado pelo autor.

A fusão foi realizada em um forno a indução de média frequência, marca Inductotherm, cujo o cadinho tem capacidade de 120 kg, na oficina de fundição no SENAI CETEF. Foram utilizados como matérias-primas barras de aço de 1020, ferro gusa, ferro ligas, entre outros, conforme o cálculo de carga da *Tabela 7*. As matérias-primas foram jateadas em um jato de granalha para a retirada de oxidação de impurezas, que poderiam afetar o resultado da liga.

Tabela 7 - Cálculo de carga

Matéria Prima	Proporção	Peso (kg)
Alumínio	0,100%	0,100
Aço barras 1020	48,217%	48,217
Ferro gusa Aciaria	9,000%	9,000
FeSi	1,000%	1,000
FeNb	0,060%	0,060
FeCr	1,200%	1,200
FeMo	0,200%	0,200
caSi	0,150%	0,150
FeMn	0,400%	0,400
Grafite	0,000%	0,000
Niquel	0,250%	0,250
FeV	0,013%	0,013
FeTi	0,060%	0,060
Retorno F2	39,100%	39,100
Inoculante Reseed da Elken (Rendimento de 60% para o Cério)	0,250%	0,250
Total	100,000%	100,000

Fonte: elaborado pelo autor

Foram realizadas 2 corridas mantendo a similaridade de execução entre as mesmas, inicialmente, o forno foi preenchido com 100 kg de metal e a temperatura elevada a $1550^{\circ}\text{C} \pm 50^{\circ}\text{C}$. Assim que o material se homogeneizou, foi realizado o vazamento, a temperatura de vazamento no 1º molde da primeira corrida foi de 1597°C e no 3º 1539°C , já na segunda corrida a temperatura de vazamento no 1º molde foi de 1595°C e no 3º 1546°C . Cada conjunto de corpo de prova, canais de ataque e massalotes possui uma massa total de aproximadamente 27 kg. Na *Figura 24* é mostrado o momento do vazamento no molde.

Figura 24 - Vazamento do metal no molde



Fonte: elaborado pelo autor.

Após o vazamento, além dos corpos de prova de usinabilidade que foram fundidos, também foram fabricados uma pastilha de cada corrida para verificação de composição química e 12 corpos de prova de tração de cada corrida na forma de bloco do tipo keel, conforme norma ASTM A-781. Posterior ao resfriamento do aço, o material passou pelo processo de desmoldagem, limpeza em uma máquina de jato de granalha para retirar todas as segregações de areia na superfície. Pode-se observar na *Figura 25*, o bloco para retirada do corpo de prova para tração e o cacho com os corpos de prova de usinabilidade limpos.

Figura 25 - Corpo de prova de usinabilidade e tração



Fonte: elaborado pelo autor.

Posteriormente foram retirados os canais de alimentação, ataque e massalotes e os corpos de prova rebarbados. Na *Figura 26* pode ser observado o corpo de prova de usinabilidade após processo de rebarbação.

Figura 26 - Corpo de prova rebarbado



Fonte: elaborado pelo autor.

4.3 Tratamento térmico de homogeneização

Os corpos de prova passaram por um tratamento de homogeneização em um forno tipo cadinho, fabricado pela Oriental *Engeneering*, modelo P60/120. Seu cadinho possui diâmetro de 550 mm e altura de 750 mm, sendo dotado de sistema com circulação forçada de ar para homogeneização da temperatura. Homogeneização é necessária para minimizar micro segregações de elementos químicos, tirar tensões oriundas do processo de fundição, homogeneizar a estrutura antes bruta de fundição e reduzir a dureza pelo aumento do espaçamento interlamelar da perlita. Essa redução das tensões favorece a pré usinagem. A temperatura de homogeneização foi de 1150°C e o tempo de manutenção foi de 10 horas. Após este período o resfriamento ocorreu dentro do próprio forno até a temperatura ambiente, por aproximadamente 40 horas.

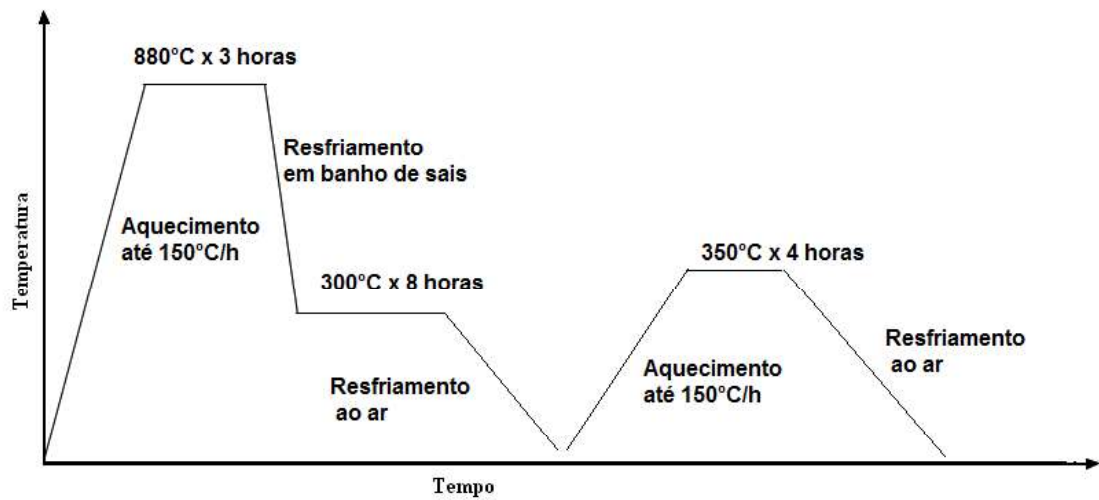
4.4 Pré-usinagem dos corpos de provas

Após o tratamento térmico de homogeneização, o material foi pré-usinado em um torno convencional ROMI modelo Tormax 20A no SENAI CETEF. O procedimento foi realizado para a retirada de impurezas e irregularidades da superfície devido ao processo de fundição. Durante a pré usinagem foi retirado do material cerca de 5 mm no diâmetro e 2,5 em cada face, também foram realizados furos de centro para auxiliar na fixação do corpo de prova durante os testes. A ferramenta utilizada nesta etapa foi uma TNMG 160408 classe PC8110 da marca Korloy, a velocidade de corte utilizada foi de 40 m/min com um avanço de 0,15 m/rot e uma profundidade de corte de 1 mm.

4.5 Tratamento térmico de austêmpera

O tratamento térmico de austêmpera foi realizado em um forno industrial tipo cadinho, marca Oriental *Engineering*®, modelo P50120, cujo diâmetro é 500 mm e altura de 750 mm, dotado com sistema de circulação forçada do ar, a temperatura utilizada no aquecimento do material foi de 880 °C e o tempo de manutenção da peça dentro do forno foi de 3 horas. O resfriamento foi realizado em um forno do tipo banho de sais do mesmo fabricante, sendo o modelo SPE 50120, com cadinho de diâmetro de 1283 mm e 800 mm de profundidade. A peça foi mergulhada no forno de sais que estava a uma temperatura de 300 °C e mantida por 8 horas. Posteriormente foi feito um revenimento a 350 °C por 4 horas e depois um resfriamento até a temperatura ambiente, como se pode observar na *Figura 27*.

Figura 27 - Ciclo de tratamento de austêmpera e de revenido



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 28 (A) é possível visualizar a retirada dos corpos de prova de usinabilidade de dentro do forno para austenitização e, na Figura 28 (B) ilustra-se o instante antes do resfriamento em banho de sais.

Figura 28- Tratamento de austêmpera



Fonte: elaborado pelo autor.

4.6 Análise química

A análise química da liga foi verificada por espectrometria de emissão óptica, utilizando um espectrômetro SPECTROMAXx, situado no laboratório de na análise química do Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (LAMAT).

4.7 Pré-testes

A escolha das ferramentas de corte, foi baseada em ferramentas utilizadas em materiais com microestrutura e dureza similares ao aço bainítico. A seleção foi realizada dessa forma uma vez que não foram encontradas na literatura dados referentes a usinagem de aços bainíticos com níveis de silício acima de 2%.

Os pré-testes foram realizados em um torno horizontal de Comando Numérico Computadorizado (CNC) Nardini Logic VS III, no SENAI CETEF. As principais especificações técnicas são rotação máxima de 3500 RPM, 7,5 kW de potência, 1000 mm distância entre pontas, torre traseira com 8 posições, o avanço rápido em X e Z é de 15000 mm/min, placa com acionamento pneumático com 8 bar de pressão e um tamanho de 170 mm de diâmetro e o diâmetro máximo admissível é de 440 mm. O comando numérico é um sistema FANUC-OI. A peça foi fixada entre placa e ponta, na Figura 29 pode-se observar o sistema de fixação utilizado nos pré-testes.

Figura 29 - Pré-testes

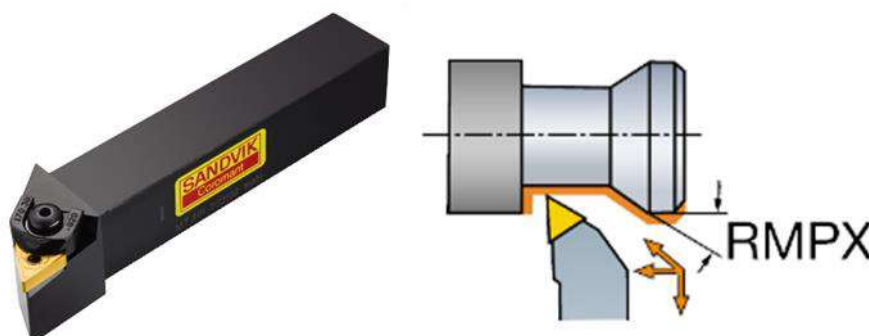


Fonte: elaborado pelo autor.

Foram realizados um total de 5 passes em um comprimento de 250 mm em um torneamento a seco. Para acompanhamento do desgaste das ferramentas foi utilizado um microscópio portátil para acompanhar o desgaste.

Os pré-testes foram realizados em uma ferramenta TNMG 160408 classe PC8110 da marca Korloy, com um porta ferramenta MTJNL 2020K 16M1 resultando nos seguintes ângulos principais: ângulo de posição principal (χ_r): 93° , ângulo de posição secundário (χ_r'): 23° , ângulo de saída (γ_0): -6° , ângulo de inclinação (γ_s): -6° . A montagem da ferramenta é apresentada na *Figura 30*. As velocidades de corte trabalhadas foram de 80, 120 e 150 m/min, com uma profundidade de corte de 0,2 mm e avanço de 0,2 mm/rot. Foi realizado um acompanhamento do desgaste por meio de microscópio portátil e posteriormente a aresta foi levada para Microscopia Óptica, modelo CX31, marca Olympus para uma melhor análise.

Figura 30 - Representação de ferramenta TNMG e suporte MTJNL 2020K utilizados nos pré-testes de usinabilidade e posicionamento



Fonte: Sandvik Coromant (2023).

4.8 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, com temperatura ambiente de $23,5^\circ\text{C}$ no laboratório do LAMAT.

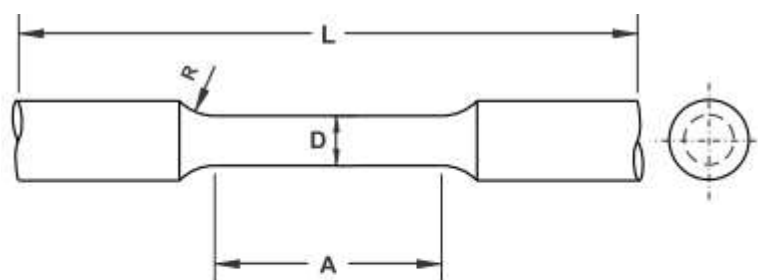
A dureza foi medida na escala Rockwell C (HRC) nas 3 condições tratadas: recozida, austemperada e revenida. A medição foi realizada em 3 pontos em amostras retiradas

dos corpos de prova de tração, com uma réplica, totalizando um total de 6 medições em cada condição.

4.9 Teste de tração

Para verificar os limites de resistência a tração e alongamento, foram realizados 3 ensaios de tração em cada uma das condições, recozida, austemperada e revenida. A máquina de tração utilizada foi EMIC modelo DL 10.000 no SENAI CETEF. As dimensões dos corpos de prova foram conforme a norma ASTM A370 tipo 1, que podem ser vistas na Figura 31:

Figura 31 - Corpo de prova de tração



Tipo	D	A	R	L (Recomendado)	Rosca	
1	4,00	20	4	*150 - 200	M 6x1,0	M 8x1,25
2	6,25	32	5	*150 - 200	M 10x1,5	M 12x1,75
3	8,75	45	6	*150 - 200	M 14x2,0	M 16x2,0
4	12,5	60	10	*200	M 20x2,5	

Fonte: LAMAT (2023).

Nas extremidades dos corpos de prova foi usinado roscas M8x1,25 para melhorar a forma de fixação do corpo de prova no momento ensaio.

4.10 Análise microestrutural

Para caracterizar a microestrutura em cada condição, foram utilizados Microscopia Óptica, microscópio modelo CX31, marca Olympus com software LCmicro e 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 visualizar as fases presentes e evidenciar a mudança microestrutural, foi realizada uma análise após cada tratamento térmico, ou seja, nas condições homogeneizada, austemperada e revenida. A retirada das amostras foi realizada na seção transversal da área útil do corpo de prova após o rompimento no ensaio de tração. As amostras passaram pelo o processo de polimento, posteriormente foram realizadas análises sem ataque químico e com ataque químico para revelar a bainita formada, cujo o reagente utilizado foi Nital 2%.

4.12 Ensaio de usinabilidade

Foram selecionadas 3 ferramentas de corte, duas de cerâmica e uma de metal duro, conforme a Figura 32:

Figura 32 - Ferramentas de corte



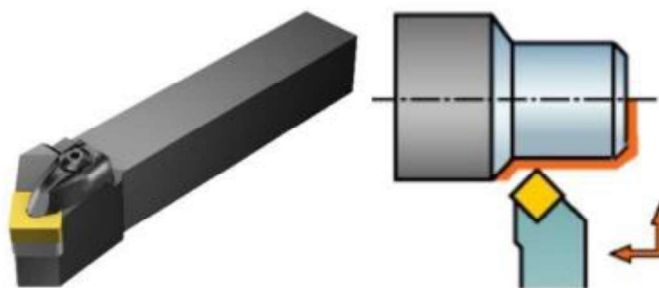
Fonte: Sandvik Coromant (2023).

As ferramentas que foram selecionados possuem a mesma geometria quadrada, raio da ponta de 0,8 mm, espessura de 4 mm e medida dos lados de 12 mm. A ferramenta da classe 650 é considerada do grupo de cerâmica mista possuem à base de Al_2O_3 e outros elementos além de óxidos e possuem como características propriedades de resistência a altas temperaturas e são indicadas para trabalhos em altas velocidades de cortes. A classe 6050 é uma classificada como cerâmica à base de óxido, contendo principalmente Al_2O_3 , indicada principalmente para operações de acabamento e corte contínuo. A classe KR-3205 é classificada como metal duro, ela possui uma cobertura

de CVD de carbonitreto de titânio (TiCN) junto com óxido de alumina (Al_2O_3) e Nitreto de titânio (TiN).

O porta-ferramenta utilizado foi o DSSNR 2020K 12 resultando nos seguintes ângulos principais: ângulo de posição principal (χ_r): 45° , ângulo de posição secundário (χ_r'): 45° , ângulo de saída (γ_0): -6° , ângulo de inclinação (γ_s): -6° . A montagem da ferramenta é apresentada na *Figura 33*.

Figura 33 - Representação de ferramenta e suporte utilizados nos testes de usinabilidade e posicionamento



Fonte: Sandivik Coromant (2023)

Foi definido como parâmetros fixos, a profundidade de corte de 0,2 mm e o avanço de 0,2 mm/rot, um comprimento de corte de 250 mm. A velocidade de corte foi variada conforme mostrado na *Tabela 8*, a faixa de velocidades de corte recomendada pelo fornecedor:

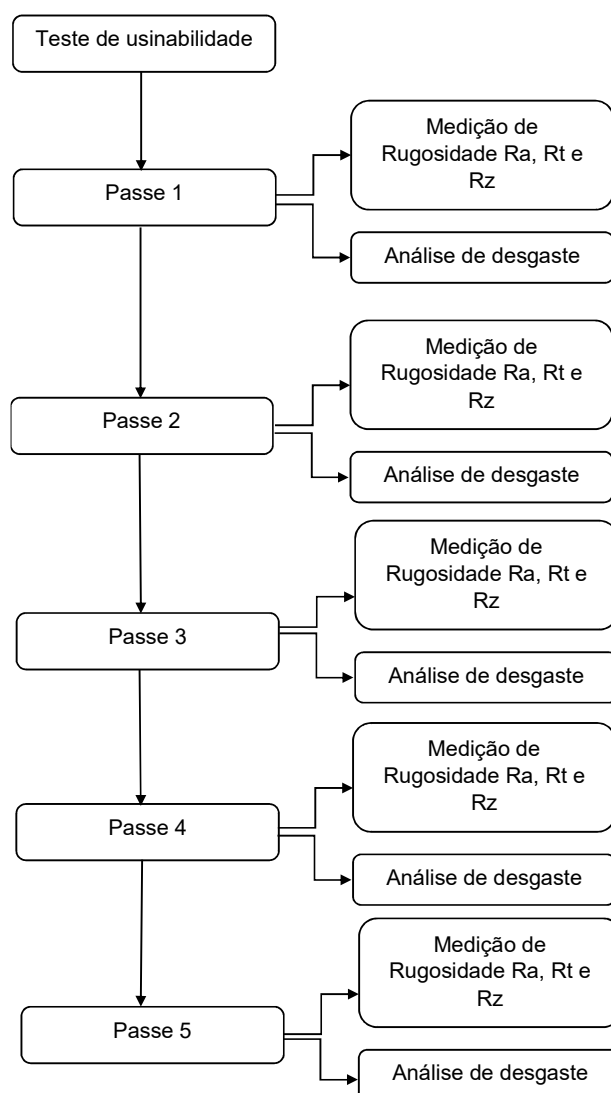
Tabela 8 - Parâmetros de velocidade corte

	$V_c - 1$	$V_c - 2$	$V_c - 3$
SNGA 120408 - 650	100 m/min	150 m/min	200 m/min
SNGA 120408 - 6050	100 m/min	150 m/min	200 m/min
SNMA 120408 - KR 3205	100 m/min	150 m/min	200 m/min

Fonte: elaborado pelo autor.

Foi definido uma sequência de trabalho padrão para o ensaio de usinabilidade, conforme a *Figura 34*.

Figura 34 - Metodologia de teste de usinabilidade

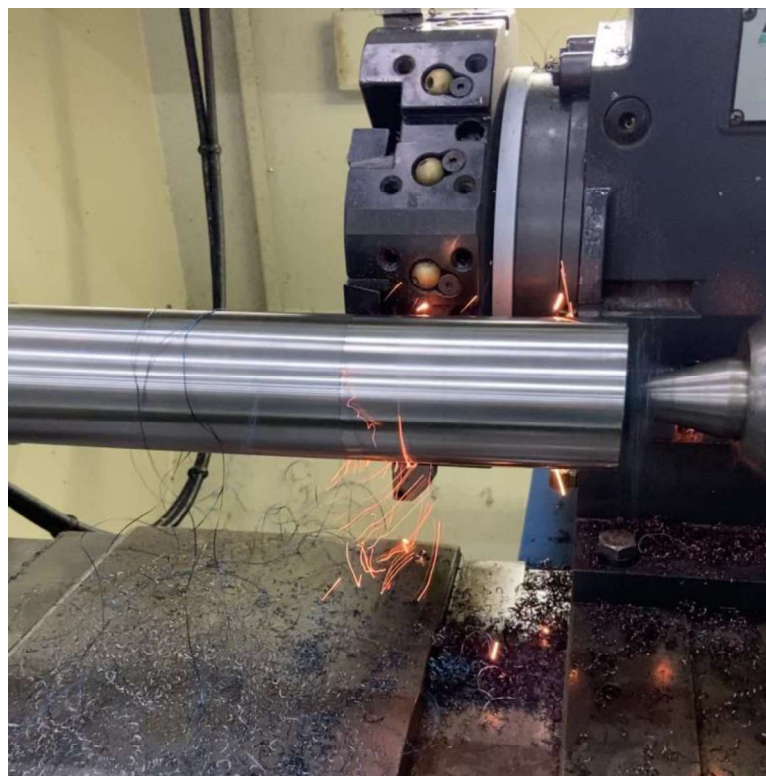


Fonte: elaborado pelo autor.

Após o final de cada passe foi realizado uma análise de desgaste da aresta de corte e medida a rugosidade da superfície usinada, a fim de obter a evolução das medições em função da quantidade de deslocamentos. As condições de interrupção pré-estabelecidas foram lascamento/falha catastrófica ou atingir o 5º passe de teste.

Na Figura 35 é mostrado o ensaio de usinabilidade sendo realizado, a contra ponta auxiliando na fixação do corpo de prova.

Figura 35 - Teste de usinabilidade



Fonte: elaborado pelo autor.

4.13 Mecanismos de desgaste

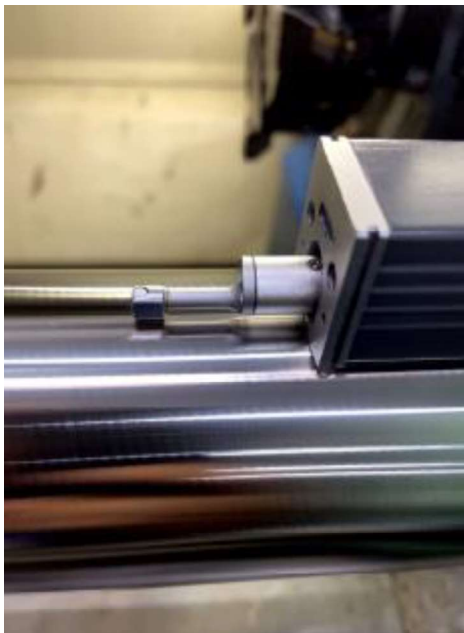
Para identificar os mecanismos de desgaste, as ferramentas foram limpas e secas para retirada de impurezas. A seguir foram analisadas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) JEOL, modelo JSM-6510 LV. As amostras foram ampliadas em 50x, 120x e 200x com foco na região desgastada. Também foi realizado a medição dos desgastes.

4.14 Rugosidade superficial

A rugosidade foi medida ao final de cada passe da ferramenta de corte por um rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-310 no SENAI CETEF. Os parâmetros utilizados foram R_a , R_t e R_z , com um comprimento de amostragem de 0,8 mm, onde foram realizadas 2 medições a cada passe durante o teste, totalizando 10 medições por teste.

Na Figura 36, é possível observar a medição da rugosidade direto na máquina, para evitar a retirada do corpo de prova de usinabilidade e assim perder a centralização.

Figura 36 - Medição de rugosidade no teste de usinabilidade



Fonte: elaborado pelo autor.

4.15 Análise estatística

Durante os procedimentos foram adotados dois testes estatísticos para avaliar se houve diferença significativa entre os dados coletados: teste t e método de análise da variância (ANOVA).

Segundo Devore (2010), o teste t é utilizado quando se deseja comparar amostragens de dados de duas populações. Esse teste se torna ineficiente quando a analogia é realizada para mais de duas populações, nesse caso surge a necessidade de utilizar outros métodos estatístico, como o ANOVA.

Segundo Devore (2010), para utilizar o teste t, adota-se o valor de $\alpha = 0,05$, onde a hipótese $p < \alpha$ aceita-se que existe diferença estatisticamente significativa entre as médias analisadas, já na hipótese $p \geq \alpha$ não existe diferença, ou seja, a hipótese é nula. Para analisar pelo método ANOVA – Fator único, a analogia é feita por duas condições, onde $p < \alpha$ sendo $\alpha = 0,05$ e $F > F_{\text{crítico}}$, aponta que existe diferença estatisticamente relevante entre as populações.

Nesse trabalho, a análise de dados e tratamento estatístico foi realizada pelo programa Microsoft Excel, os métodos utilizados foram teste t para a analogia de duas amostragens e o método ANOVA para mais de duas amostragens.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise química

A composição química do aço fundido para este estudo está apresentada na Tabela 9. Pode-se notar a presença de elementos de liga predominantes como Si, Mn, Cr, Mo e Ni que contribuem para o crescimento da perlita, e influenciam nas lamelas de ferritas e cementitas homogêneas e refinadas, e um espaçamento interlamelar uniforme (HAN, SMITH e EDMONDS, 1995).

Tabela 9 - Composição química

Carbono (C)	Silício (Si)	Manganês (Mn)	Fosforo (P)	Enxofre (S)	Cromo (Cr)	Molibdênio (Mo)	Níquel (Ni)	Nióbio (Nb)
0,77%	1,75%	0,75%	0,04%	0,02%	0,95%	0,11%	0,43%	0,12%

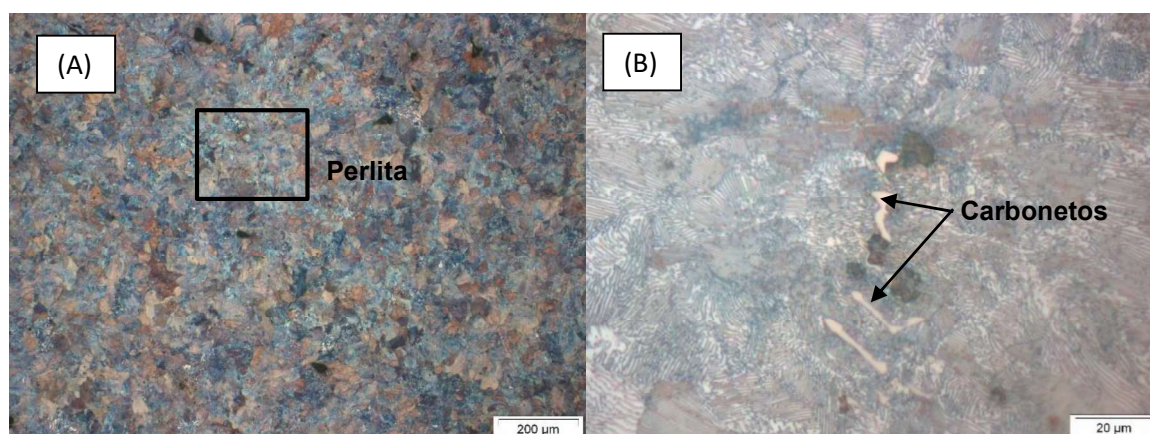
Fonte: elaborado pelo autor.

O Nb foi adicionado a liga para o refinamento do grão. Os valores de composição química atingidos foram próximos aos que foram realizados pelo o cálculo de carga.

5.2 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada no material nas condições homogeneizado, austemperado e revenido. Em estado homogeneizado o material apresentou uma microestrutura predominantemente perlítica, conforme é apresentado na Figura 37 (A) com uma ampliação de 100x, já na Figura 37 (B) pode-se perceber uma microesturura perlítica com carbonetos com uma ampliação de 1000x.

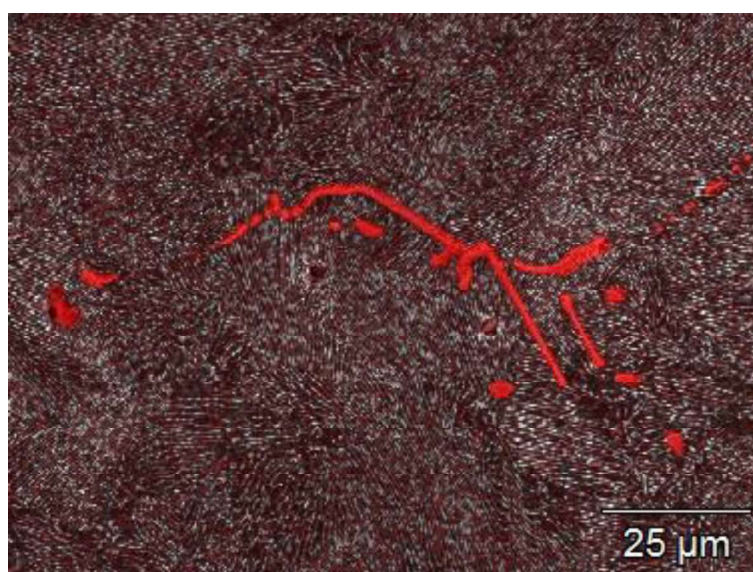
Figura 37 – Amostra bruta de fundição



Fonte: elaborado pelo autor.

Para identificar os carbonetos foi utilizado no MEV, o recurso de mapeamento químico. Na Figura 38 é apresentado o mapeamento químico realizado, a estrutura identifica apresenta matriz perlítica com carbonetos de nióbio. A matriz perlítica está condizente com composição química em função do percentual de carbono próxima a região eutetóide e os carbonetos nióbio presentes em função da sua difícil dissolução na matriz.

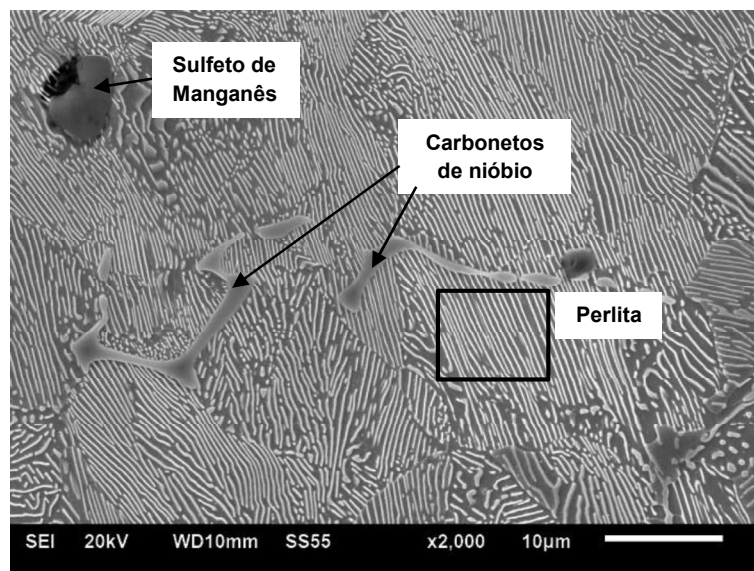
Figura 38 - Matriz perlítica e carbonetos de nióbio



Fonte: elaborado pelo autor.

Também foram realizados EDS's na amostra que identificaram inclusões, sulfetos e carbonetos. Na Figura 39 são evidenciados os pontos onde foram realizados e na Tabela 10 os resultados dos EDS's nas regiões indicadas.

Figura 39 - Microestrutura em amostra homogeneizada



Fonte: elaborado pelo autor.

Tabela 10 - EDS's em amostra homogeneizada

Região	B (%)	C (%)	O (%)	Mg (%)	Al (%)	Si (%)	S (%)	Ca (%)	Ti (%)	Cr (%)	Mn (%)	Fe (%)	Nb (%)
Carboneto de nióbio	2,00	5,58	0,91	-	-	-	-	-	1,33	0,42	-	3,25	86,51
Sulfeto de Manganês	-	3,94	-	0,24	1,83	-	33,28	3,73	-	-	56,98	-	-
Perlita	-	1,51	-	-	-	1,93	-	-	-	1,09	1,38	94,08	-

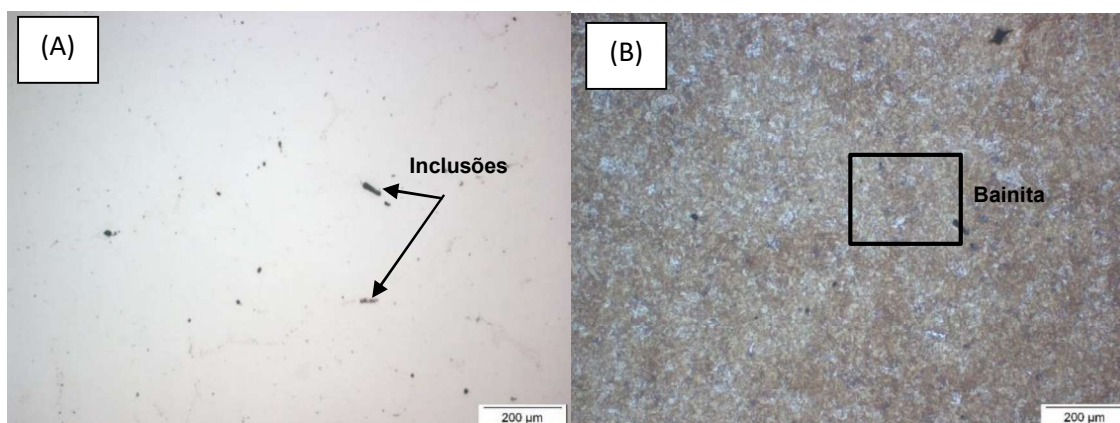
Fonte: elaborado pelo autor.

A partir da observação dos resultados da Tabela 10 é possível confirmar as indicações realizadas na Figura 39. Na região denominada como carboneto de nióbio foi encontrado altos teores de Nb e C, na região denominada de sulfeto de manganês é confirmada pelos os valores de Mn e S, já na região denominada por perlita foram encontrados altos valores de Fe, C e Si, todos resultados condizem com a microestrutura das regiões indicadas.

Após o tratamento térmico de austêmpera, o material apresentou uma predominância da microestrutura bainítica, os resultados encontrados foram análogos a Ahmadi *et al.* (2016) e Yuan *et al.* (2015). Nos resultados de Yuan *et al.* (2015) cujo aço fundido possui uma composição química de 0,88% C, 1,35% Si, 1,03% Cr, 0,43% Mn e foi austenitizado a 880° C e posteriormente revenido a 220°C, foi obtida uma formação de bainita em formas de ripas, o tamanho de comprimento médio das bainitas encontrados na análise foram de 8 µm. esses valores estão diretamente ligados a temperatura do tratamento de austêmpera segundo Adamczyk-Cieślak *et al.* (2022).

Na Figura 40 (A) é possível visualizar a microestrutura sem ataque apresentado inclusões dispersas, já na Figura 40 (B) a amostra foi atacada revelando uma bainita refinada formada durante o tratamento térmico de austêmpera.

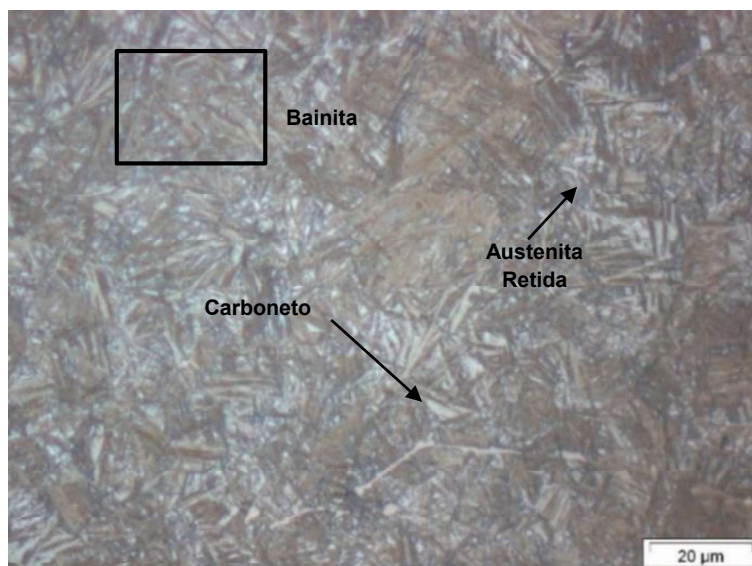
Figura 40 - Aço austemperado sem ataque (A) e com ataque de nital 2%(B)



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 41 é apresentada a microestrutura do material austemperado, sem revenimento com uma ampliação de 1000x:

Figura 41 - Microestrutura austemperada com ampliação de 1000x

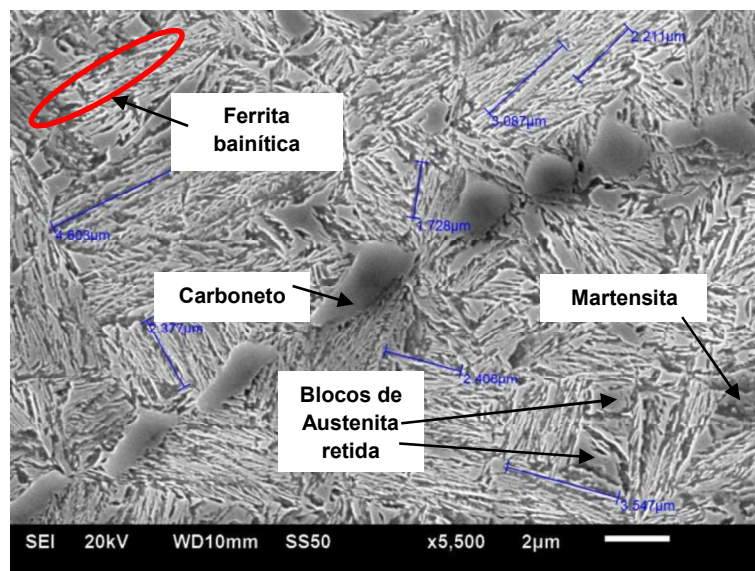


Fonte: elaborado pelo autor.

É possível observar um formato acicular da ferrita bainítica, com a presença de filme de austenita retida entre a bainita e carbonetos. Mesmo com essa ampliação é difícil de visualizar o formato da bainita em função do refino da sua microestrutura, dessa

forma foi realizado foi realizado uma nova imagem com uma ampliação de 5500 vezes no MEV, conforme a Figura 42.

Figura 42 - Microestrutura austemperada com ampliação de 5500x

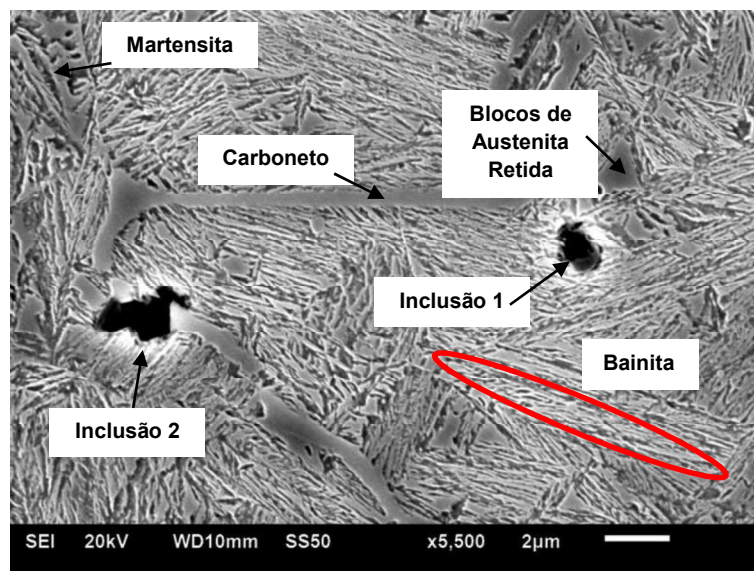


Fonte: elaborado pelo autor.

Pode-se perceber na Figura 42 o formato de agulha da ferrita bainítica com a presença de ferrita entre elas, também denominada de bainita ferrítica, e a presença de austenita retida em pontos na microestrutura. Foram realizadas medições de várias agulhas de bainita cujo o valor médio encontrado foi de 2,840 μm . Também foi notada em alguns pontos a presença de martensita e carbonetos.

Na mesma amostra também foram analisadas outras regiões, afim de encontrar outras microestruturas presentes. Na Figura 43 é mostrada uma região predominantemente bainítica com alguns carbonetos e também foi encontrado inclusões, para identificá-las foram realizados EDS's nas regiões indicadas cujos os valores foram expostos na tabela

Figura 43 – Microestrutura austemperada com ampliação de 5500x



Fonte: elaborado pelo autor.

Tabela 11 – EDS's em amostra austemperada

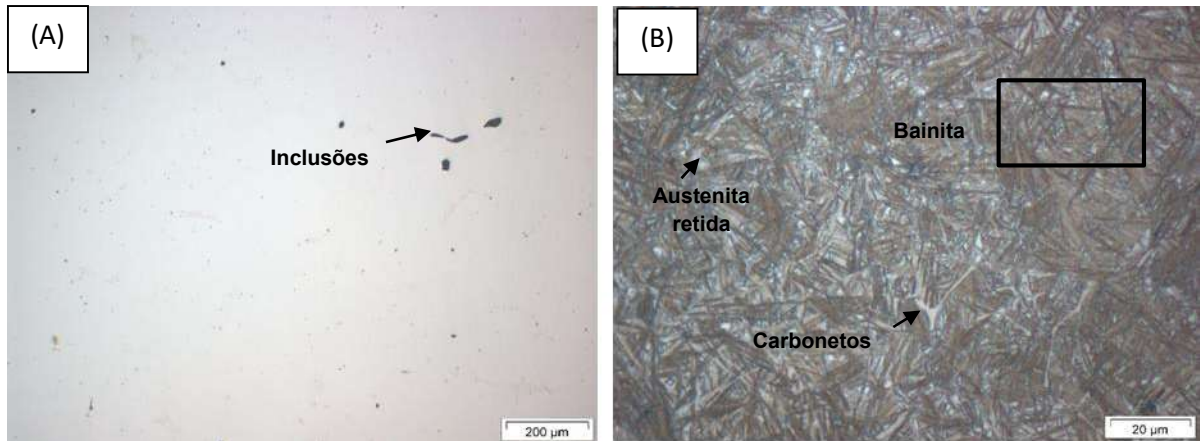
Região	C (%)	O (%)	Mg (%)	Al (%)	Si (%)	S (%)	Cr (%)	Mn (%)	Fe (%)	Nb (%)	Mo (%)
Inclusão 1	0,73			0,83	0,55	0,12	1,35	1,17	95,26		
Inclusão 2	1,62	15,33	0,59	18,70	0,44		0,65	0,82	58,15	2,20	1,50

Fonte: elaborado pelo autor.

As regiões indicadas como inclusão indicaram altos teores de Fe em ambas e na inclusão 2 também foi encontrado Al e O, indicando uma possível inclusão de óxido de alumina.

Posterior ao tratamento de revenimento do aço, a microestrutura aparentemente não apresentou alterações visuais, mas a justificativa do tratamento se passa pela a presença de martensita na microestrutura. Na Figura 44 (A) que está numa ampliação de 100x é possível notar presença de inclusões, já na Figura 44 (B) é notada a bainita, austenita retida e carbonetos.

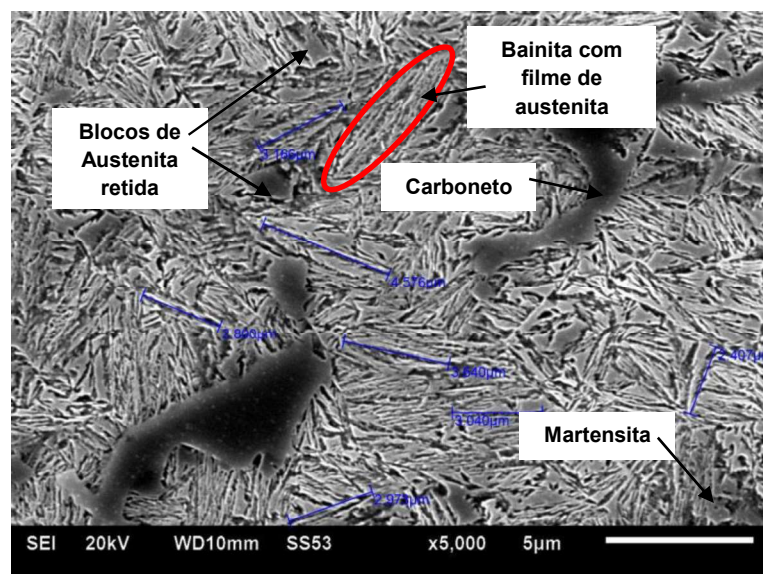
Figura 44 - Aço revenido sem ataque (A) e com ataque de nital 2%(B)



Fonte: elaborado pelo autor.

Foi realizada a ampliação de 5000 vezes para visualizar a microestrutura. Conforme a Figura 45, a microestrutura predominante de bainita acicular com austenita retida, martensita em alguns pontos e carbonetos dispersos.

Figura 45 - Microestrutura austemperada e revenida com ampliação 5000x



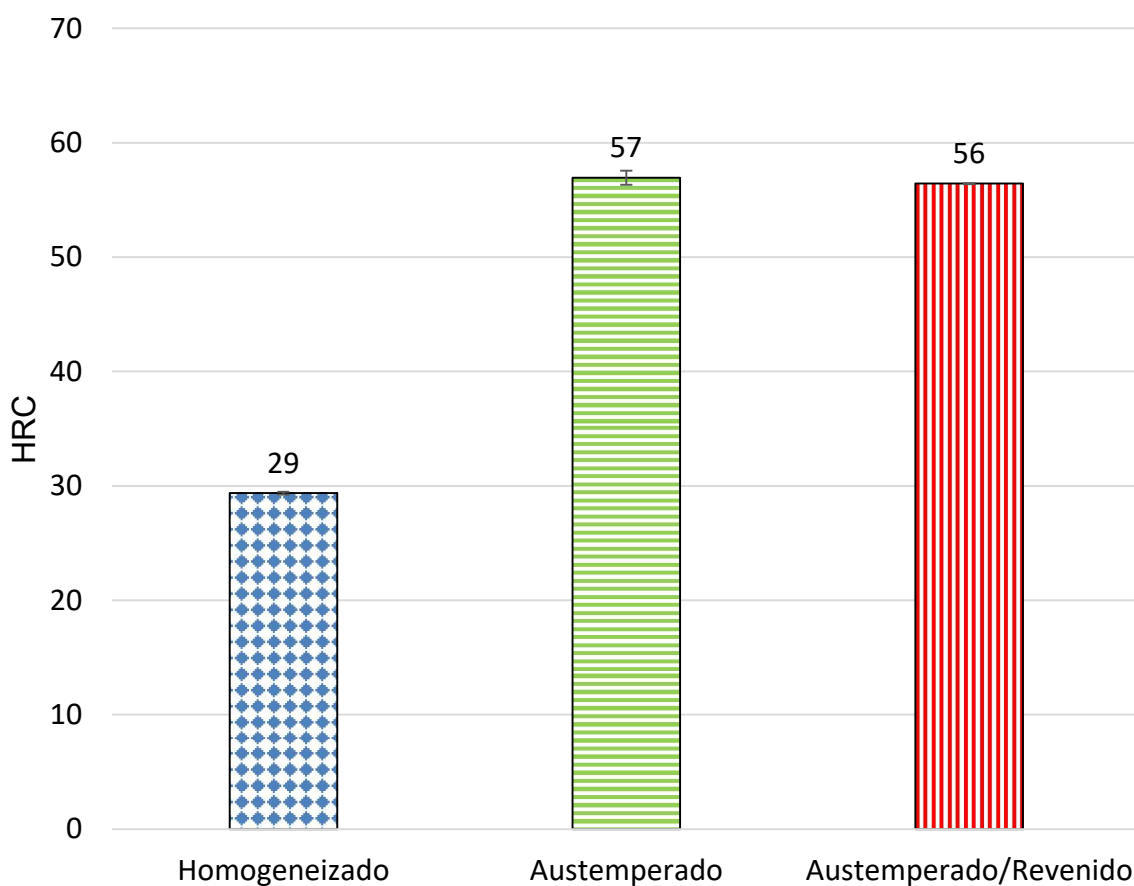
Fonte: elaborado pelo autor.

Foi realizada a medição de agulhas de bainita em alguns pontos da amostra, onde foi encontrado um valor médio de 3,228 µm. A amostra revenida apresentou aspectos semelhantes a amostra austemperada.

5.3 Dureza e resistência a tração

Na Figura 46 são apresentados os valores de dureza para o material homogeneizado, austemperado e revenido. O aumento da dureza da condição homogeneizada para a austemperada e austemperada e revenida se dá principalmente da mudança da microestrutura perlítica para a microestrutura bainítica e austenita retida. Os resultados são semelhantes aos encontrados por Torres (2019) em uma liga de aço austemperada cujos os valores foram de 53 a 59 HRC.

Figura 46 - Dureza da liga homogeneizada, austemperada e revenida



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Tabela 12, é apresentado o teste t das amostras para avaliar se existe diferença estatística de dureza entre as ligas, foi utilizado um grau de significância de 5%, ou seja, para valores $p < 0,05$, pode-se afirmar que as médias das durezas são diferentes. Baseado nesse método pode-se dizer que a condição homogeneizada é diferente

estatisticamente das condições austemperada e revenida, já as condições austemperada e revenida não apresentaram diferença estatística.

Tabela 12 - Teste t da dureza nos tratamentos térmicos

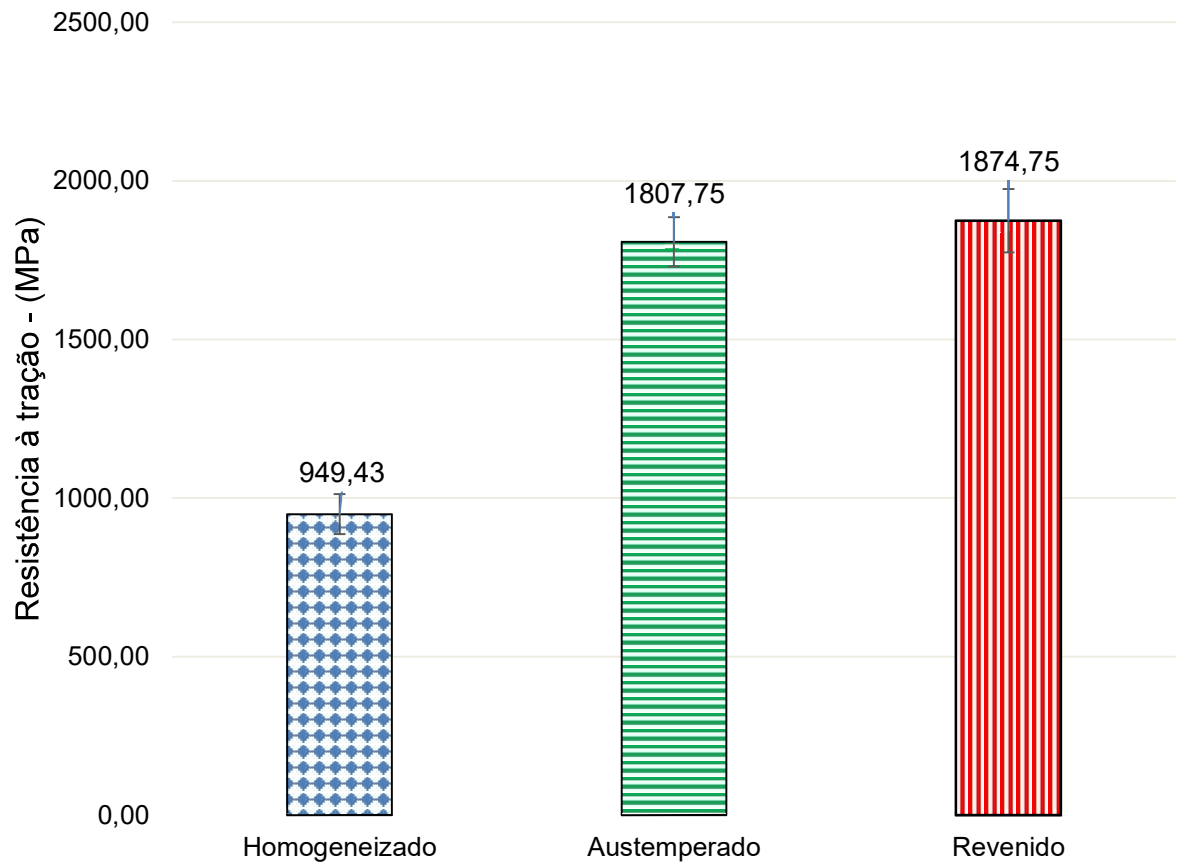
Análise	p-valor	α	Resultado
Homogeneizado/Austemperado	0,00007	0,05	diferentes
Homogeneizado/Revenido	0,00007	0,05	diferentes
Austemperado/Revenido	0,13580	0,05	iguais

Fonte: elaborado pelo autor.

Esse aumento da dureza pode ser justificado pela formação de finas placas de ferrita bainita em uma matriz de austenita retida rica em carbono, resultados condizentes aos encontrados por Ahmadi *et al.* (2016) em aços austemperados cuja a composição é de 0,85% e 0,80% C, 1,68 e 1,62% Si, 2,08 e 1,11% Mn e 1,27% Cr para ambos, e no trabalho de Yuan *et al.* (2015) no material com a composição química de 0,88% C, 1,35% Si, 1,03%, Cr e 0,43% Mn. Segundo Adamczyk-Cieślak *et al.* (2022), outro ponto a ser levado em consideração é o tamanho da bainita encontrada, que justifica a melhora das propriedades mecânicas, que no caso foram próximos aos encontrados na caracterização do aço.

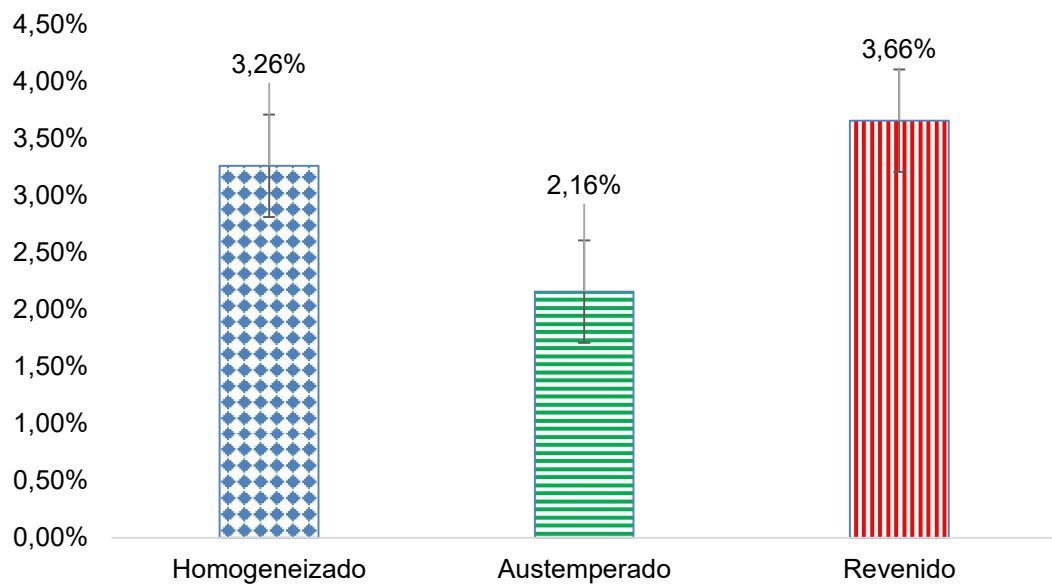
Na Figura 47 e na Figura 48 são apresentados, respectivamente, os resultados de resistência a tração e alongamento para as ligas estudadas. Os valores encontrados para material na condição austemperada foram próximos ao de Carmo (2011) uma liga de aço fundido austemperado cujo os resultados σ_{LR} entre 1685 a 2035 MPa, σ_{LE} entre 1509 a 1868 MPa e alongamento entre 0,8 a 15% e Torres(2019) que também trabalhou com uma liga de aço austemperada cujo os valores foram de σ_{LR} 2000 a 2300 MPa e um alongamento total entre 0,8% a 1,5%.

Figura 47 - Limite de resistência



Fonte: elaborado pelo autor.

Figura 48 - Alongamento



Fonte: elaborado pelo autor.

O teste t foi realizado para avaliar se existe diferença estatística entre os valores encontrados para a resistência a tração e alongamento em função dos tratamentos térmicos realizados. Na Tabela 13 é possível perceber que não há diferença na resistência a tração nas ligas nas condições austemperado/revenido, já na análise homogeneizado/austemperado e homogeneizado/revenido os resultados são diferentes.

Tabela 13 - Teste t da resistência a tração entre os tratamentos térmicos

Análise	p-valor	α	Resultado
Homogeneizado/Austemperado	0,00016	0,05	diferentes
Homogeneizado/Revenido	0,00016	0,05	diferentes
Austemperado/Revenido	0,21075	0,05	iguais

Fonte: elaborado pelo autor.

Na Tabela 14, são apresentados os resultados do teste t para os alongamentos entre os tratamentos térmicos apresentados. Pode-se observar que não houve diferença entre o material homogeneizado/revenido, já nas condições homogeneizado/austemperado e austemperado/revenido os resultados são diferentes estatisticamente.

Tabela 14 - Teste t dos alongamentos entre os tratamentos térmicos

Análise	p-valor	α	Resultado
Homogeneizado/Austemperado	0,0337	0,05	diferentes
Homogeneizado/Revenido	0,2091	0,05	iguais
Austemperado/Revenido	0,0241	0,05	diferentes

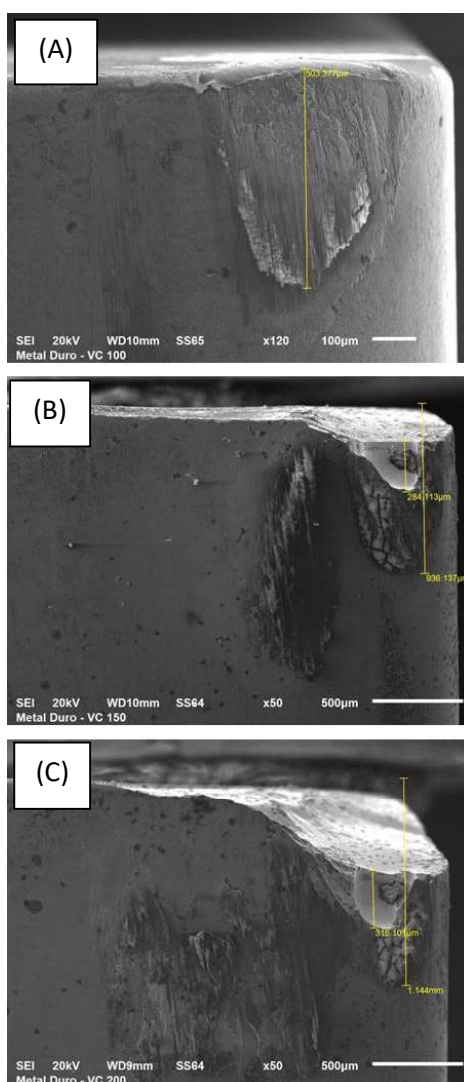
Fonte: elaborado pelo autor.

Os valores de resistência à tração e alongamento encontrados nos ensaios são condizentes com o estudo de Georgiev *et al.* (2018). Onde ocorreu melhoras das propriedades mecânicas, principalmente na ductibilidade do aço, onde o aumento foi de aproximadamente 230% do alongamento. Esse aumento se deve aos filmes de austenita retida do tipo filme entre as ripas de bainita e ao potencial de aumentar a capacidade de encruamento ao ser submetido a esforços de tensão ou deformação como destacado por Adamczyk-Cieślak *et al.* (2022) e Singh *et al.* (2018).

5.4 A influência da velocidade de corte

Em relação a velocidade de corte é esperado e foi encontrado um desgaste gradual e crescente da aresta cortante em função do aumento da velocidade de corte durante o teste de usinabilidade. Na Figura 49 são apresentadas fotografias do desgaste que ocorreu durante os testes nas diferentes velocidades de corte, a Figura 49 (A) foi utilizada uma velocidade de corte de 100m/min, na Figura 49 (B) uma velocidade de corte de 150m/min e na Figura 49 (C) foi utilizada uma velocidade de corte de 200m/min. Comparando os tamanhos de desgaste é possível observar que na velocidade de corte de 100m/min o desgaste ao fim do teste alcançou 503 μm , já na velocidade de corte de 150 m/min ao fim do teste atingiu um 936 μm e na velocidade de corte de 200 m/min alcançou um desgaste de 1144 μm .

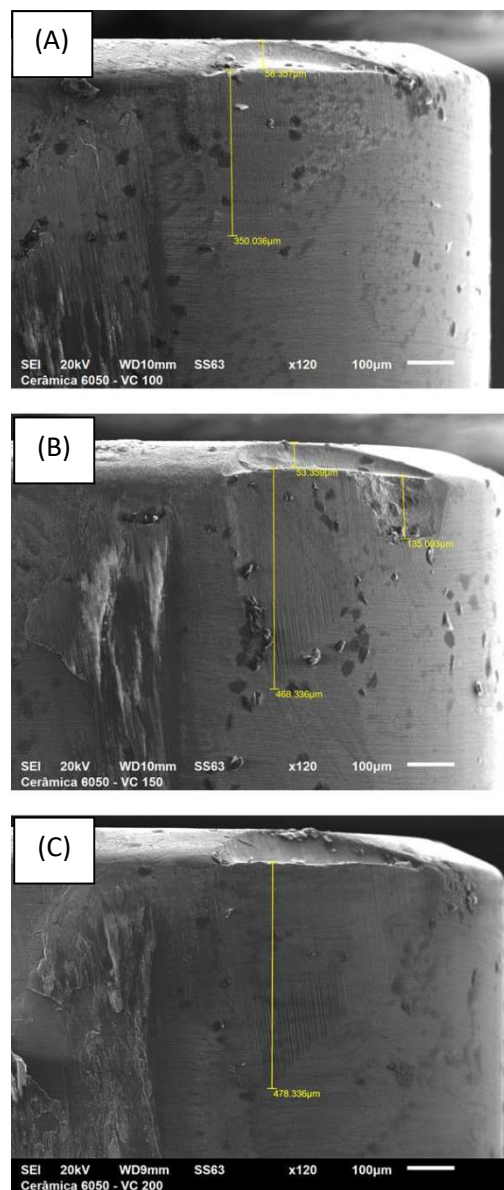
Figura 49 - Desgaste da ferramenta de metal duro



Fonte: elaborado pelo autor.

A ferramenta de cerâmica 6050 apresentou desgastes cada vez maiores com o aumento da velocidade de corte, mas em escalas menores quando comparados com a de metal duro. Na Figura 50 (A) é mostrado o desgaste da aresta de corte na velocidade de corte 100 m/min apresentou um desgaste de 350 μm , já na Figura 50 (B) o desgaste da aresta de corte na velocidade de corte 150 m/min foi de 468 μm e Figura 50 (C) o desgaste da aresta de corte na velocidade de corte 200 m/min foi de 478 μm .

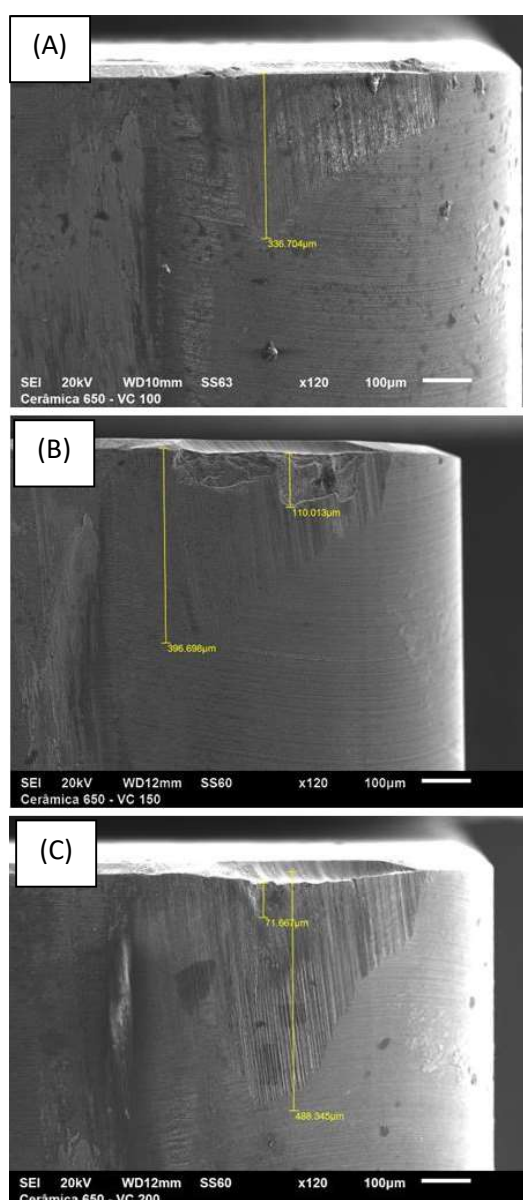
Figura 50 - Desgaste da ferramenta da cerâmica 6050



Fonte: elaborado pelo autor.

A ferramenta de cerâmica 650 teve um desgaste menor em comparação a de metal e semelhante ao encontrado na cerâmica 6050. Na Figura 51 (A) é o desgaste que ocorreu na aresta de corte com a velocidade de corte de 100 m/min, onde chegou a uma medida de 336 μm , já Figura 51 (B) com a velocidade de corte de 150 m/min é possível visualizar um desgaste com 396,698 μm e na Figura 51 (C) na velocidade de corte de 200 m/min o desgaste chegou a 488 μm .

Figura 51 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650



Fonte: elaborado pelo autor.

A partir das análises das ferramentas de metal duro, de cerâmica 6050 e 650 é possível perceber que os desgastes das arestas aumentaram conforme a velocidade

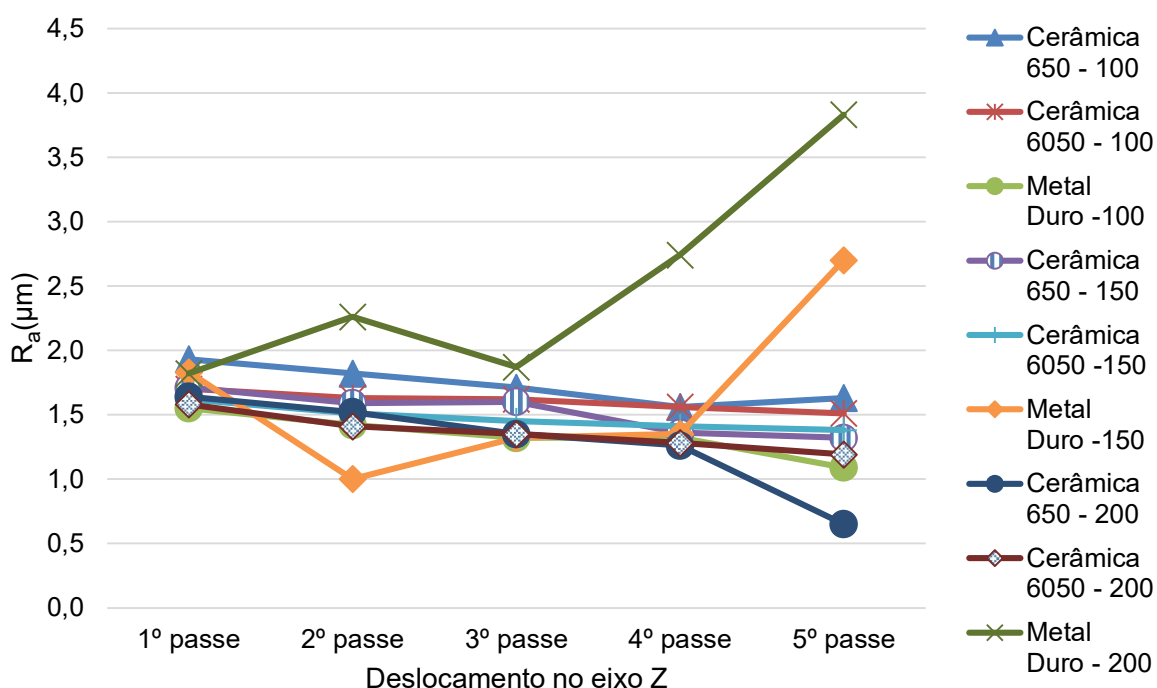
de corte aumentou. Esse comportamento já era previsto e confirma o que foi descrito por Machado *et al.* (2018), Chen *et al.* (2017); Sharma *et al.* (2016), onde os mesmos afirmam que a velocidade de corte é um parâmetro que influencia significativamente no desgaste da ferramenta.

5.5 Análise da rugosidade

A rugosidade é parâmetro fundamental quando se analisa a qualidade superficial e pode ser utilizada como critério de fim de vida útil de uma ferramenta de corte. As análises a seguir levaram em consideração a evolução da rugosidade em função do número de passadas.

Na Figura 52 é mostrada a evolução da média dos dados de rugosidade R_a em função do comprimento usinado, com avanço de 0,2 mm/rot. Pode-se perceber uma tendência geral de queda da rugosidade com o aumento do número de passes para as ferramentas que não apresentaram desgaste acentuado.

Figura 52 - Evolução da rugosidade R_a



Fonte: elaborado pelo autor.

Com exceção do metal duro com velocidade de corte de 200 e 150 m/min, podemos notar que os comportamentos foram semelhantes e se encontram dentro de uma faixa de 1 a 2 μm , também é possível observar que de forma geral, existe uma tendência de queda linear, isso pode ocorrer em função do ajuste da ponta da ferramenta gerando assim uma nova afiação conforme Machado *et al.* (2018). A ferramenta de metal duro na velocidade de 150 m/min, a partir do terceiro passe apresenta um aumento considerável da rugosidade atingindo 2,70 μm , já na velocidade de 200 m/min é possível visualizar esse aumento a partir do 4º passe chegando em rugosidade de 3,83 μm possivelmente em função do lascamento da aresta cortante da ferramenta comprometendo o raio de ponta da ferramenta.

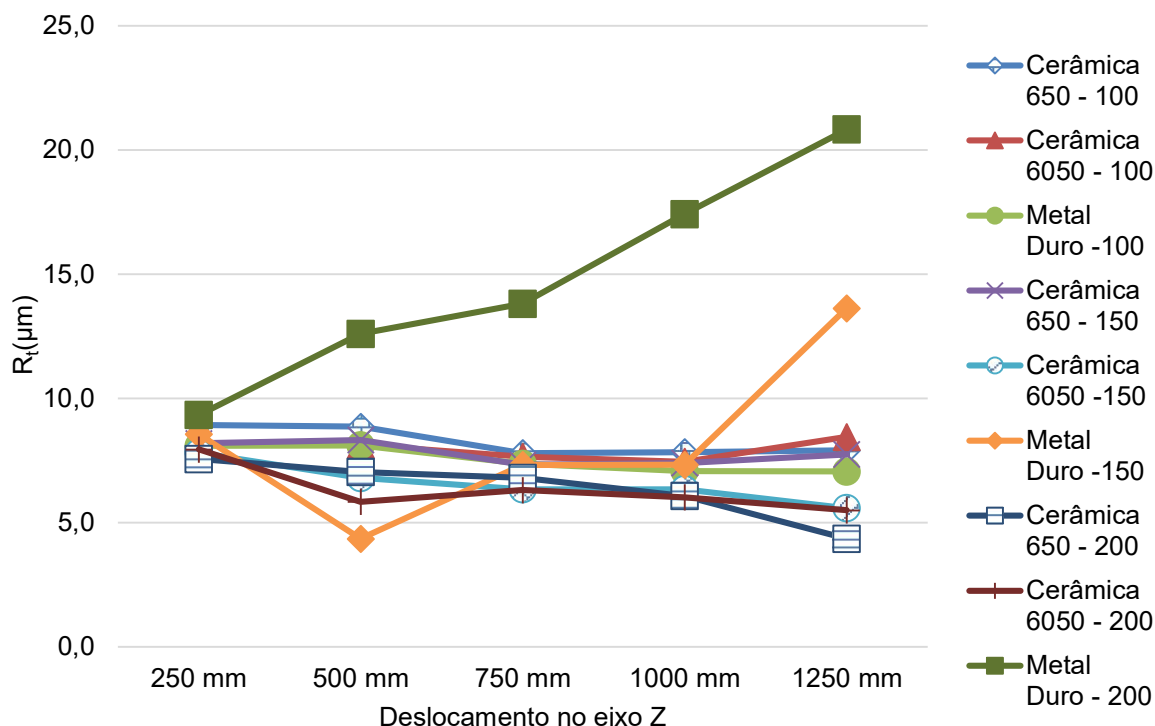
Foi realizado o teste ANOVA dos valores de rugosidades R_a nas diferentes velocidades em função das ferramentas utilizadas. Os valores apresentados na Tabela 15 indicam que houve variação estatística das rugosidades entre as velocidades nas ferramentas de metal duro e cerâmica de 6050, enquanto na ferramenta de cerâmica 650 os valores são considerados iguais.

Tabela 15 - Teste ANOVA da rugosidade R_a entre as ferramentas de corte

Análise	p-valor	α	F	F crítico	Resultado
Metal Duro	0,02665	0,05	4,97796	3,8852	diferentes
Cerâmica 6050	0,01457	0,05	6,14066	3,8852	diferentes
Cerâmica 650	0,0604	0,05	3,57847	3,8852	iguais

Fonte: elaborado pelo autor.

Outro parâmetro avaliado foi o R_t , a Figura 53 mostra curva de evolução em função de cada passe realizado.

Figura 53 - Evolução da rugosidade R_t 

Fonte: elaborado pelo autor.

É possível notar uma tendência de queda em todas as ferramentas, com exceção da ferramenta de metal duro nas velocidades de corte de 150 e 200 m/min. Nessas curvas pode-se notar um aumento da rugosidade superficial discrepante das demais, sendo que na velocidade de 200 a partir do primeiro passe já é visível esse aumento, que atingiu 12,59 μm chegando a 20,82 μm no último passe, na velocidade de 150 m/min o valor aumentou a partir do 4º passe e mostrou um resultado de 13,62 μm . Também é possível observar que as ferramentas de cerâmica 650 e 6050 na velocidade de corte de 200 m/min obtiveram resultados ligeiramente mais baixos de rugosidade quando comparada com as demais, indicando que, apesar de muito discreta, a velocidade de corte pode ter influência sobre a rugosidade.

A Tabela 16 mostra ANOVA realizado na rugosidade R_t entre velocidades de corte em função das ferramentas de corte.

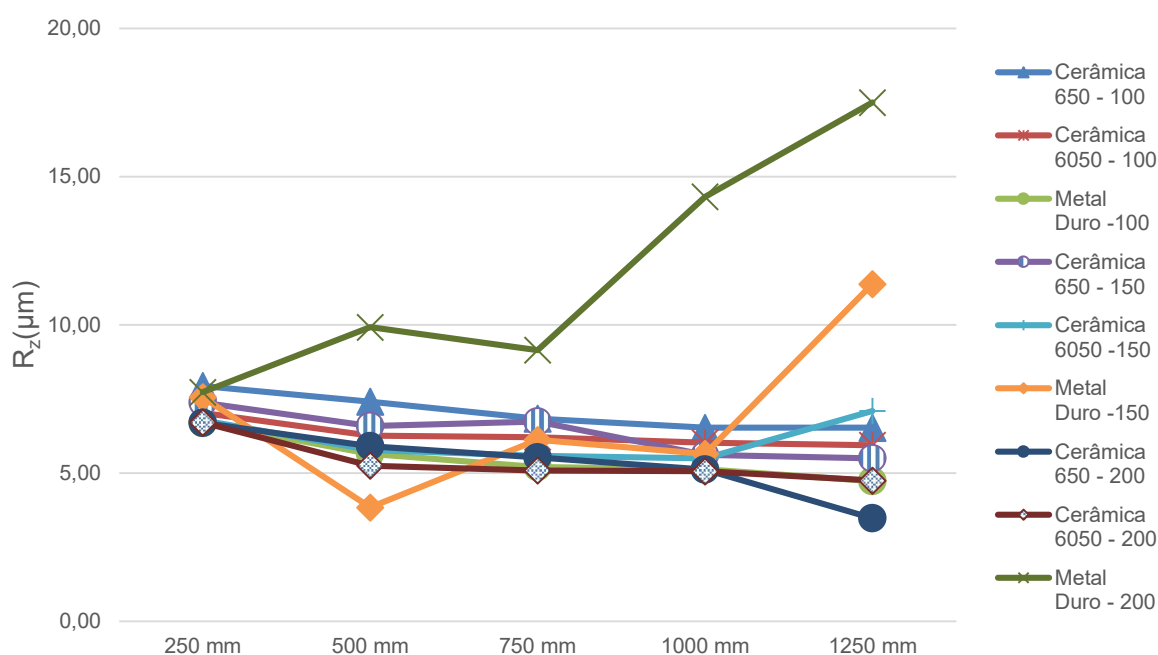
Tabela 16 - Teste ANOVA da rugosidade R_t entre as ferramentas de corte

Análise	p-valor	α	F	F crítico	Resultado
Metal Duro	0,00419	0,05	8,93976	3,8852	diferentes
Cerâmica 6050	0,19200	0,05	1,89949	3,8852	iguais
Cerâmica 650	0,03147	0,05	4,67787	3,8852	diferentes

Fonte: elaborado pelo autor.

Para $p > 0,05$ e $F < F$ crítico pode-se afirmar que, não existe diferença estatística significativa da rugosidade R_t entre as velocidades de corte para a ferramenta de cerâmica 6050, em contrapartida houve diferença para as ferramentas de metal duro e a cerâmica 650.

O parâmetro R_z também foi analisado e os resultados atingidos estão representados na *Figura 54*.

Figura 54 – Evolução da rugosidade R_z 

Fonte: elaborado pelo autor.

O parâmetro R_z apresentou uma tendência semelhante aos parâmetros anteriores, somente a ferramenta de metal duro na velocidade de corte de 150 e 200 m/min tiveram um aumento acentuado em relação as outras ferramentas. A rugosidade atingida pela a ferramenta de metal duro na velocidade de corte de 200 m/min atingiu um valor de 9,91 μm no segundo passe e no ultimo atingiu um valor de 17,49 μm , na

velocidade de 150 m/min a rugosidade apresentou um aumento a partir do 5º passe atingiu 11,37 μm . A ferramenta de cerâmica 650 apresentou um resultado de 3,47 μm no último passe, um resultado inferior aos demais resultados encontrados.

A *Tabela 17* indica os valores encontrados no teste ANOVA para análise estatística das rugosidades entre as velocidades nas ferramentas de metal duro e cerâmicas.

Tabela 17 - Teste ANOVA da rugosidade R_z entre as ferramentas de corte

Análise	p-valor	α	F	F crítico	Resultado
Metal Duro	0,01281	0,05	6,40327	3,8852	diferentes
Cerâmica 6050	0,10173	0,05	2,78165	3,8852	iguais
Cerâmica 650	0,04339	0,05	4,12137	3,8852	diferentes

Fonte: elaborado pelo autor.

Baseado valores encontrados para $p > 0,05$ e $F < F$ crítico não existe diferença estatística significativa da rugosidade R_z entre as velocidades de corte para a ferramenta de cerâmica 6050, porém houve diferença para as ferramentas de metal duro e a cerâmica 650.

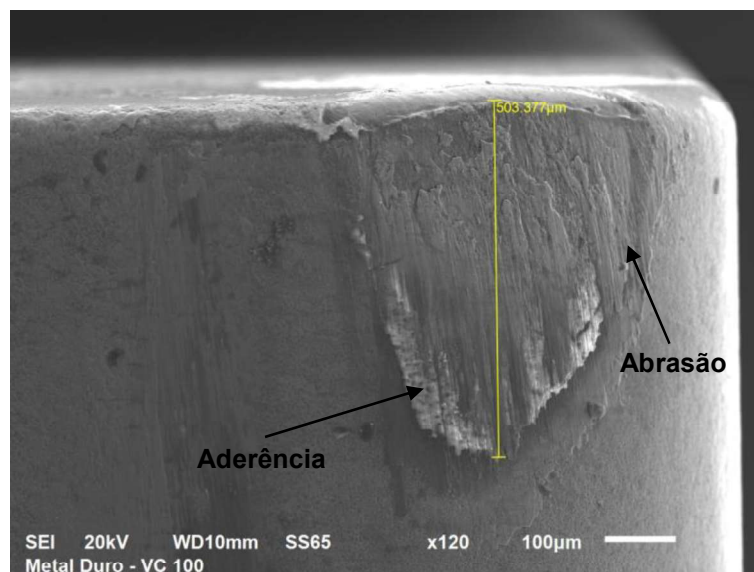
5.6 Análise dos mecanismos de desgaste

A usinagem de materiais de alta dureza é um desafio em função de diversos fatores, como o desgaste prematuro e custo das ferramentas de corte, para compreender os desenvolvimentos dos mecanismos de desgastes são necessários a interpretação dos esforços durante o processo de corte. O aço fundido estudado possui carbonetos presentes na microestrutura em matriz com bainita refinada com austenita retida, o que coloca a ferramenta de corte em condições severas. O desgaste normalmente não ocorre apenas com um único mecanismo de desgaste, mas por um conjunto de mecanismos. As análises das ferramentas de corte foram realizadas ao fim dos testes, desta forma, é difícil identificar quais mecanismos ocorreram entre o início e o fim dos testes. No entanto, foi realizada uma análise qualitativa afim de evidenciar os principais mecanismos de desgaste ocorrido nos final dos testes.

Na Figura 55, mostra a ferramenta de metal duro utilizada na velocidade de corte de 100 m/min, que ao final do processo apresentou um desgaste de flanco onde foram

identificados mecanismos de desgastes de abrasão e de aderência como predominantes na superfície. Na região indicada como abrasão é possível visualizar sulcos paralelos característicos do mecanismo, já na região indicada como aderência é possível observar o aspecto de placas sobre o metal da ferramenta característico do mecanismo.

Figura 55 - Ferramenta de metal duro - V_c 100 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Para caracterizar o mecanismo de aderência foi realizado um EDS na região indicada, onde foram encontrados picos dos elementos O, Al e Si caracterizando um diferente material sobre o metal da ferramenta, conforme destacado na Tabela 18:

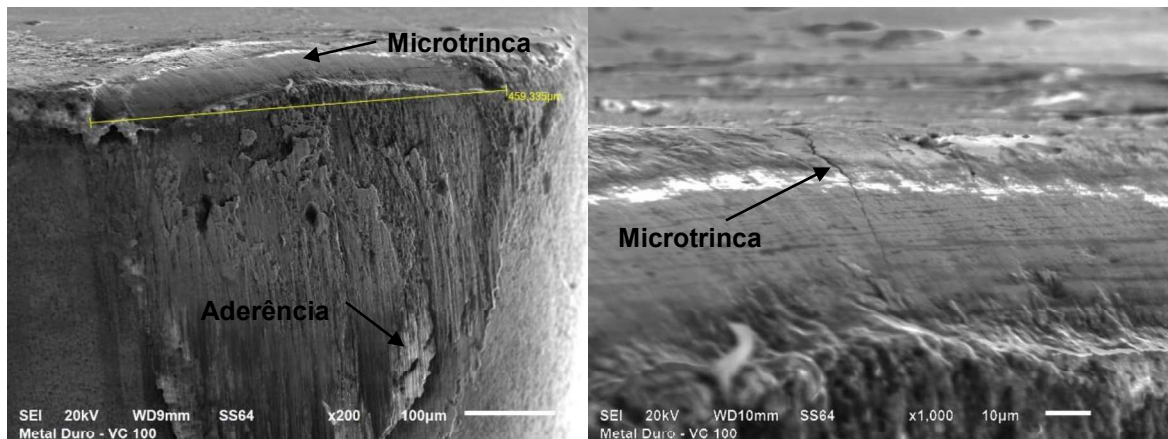
Tabela 18 – EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 100 m/min

	C (%)	O (%)	F (%)	Na (%)	Al (%)	Si (%)	S (%)	Cl (%)	Ca (%)	Ti (%)	Cr (%)	Mn (%)	Fe (%)
Aderência	4,46	34,20	0,06	0,29	33,00	16,48	0,93	0,11	0,90	0,48	0,75	5,62	2,71

Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 56, a ferramenta de metal duro que usinou com a velocidade de corte de 100 m/min apresentou uma microtrinca perpendicular à região da aresta de corte evidenciando possível origem térmica. Também apresentou uma predominância do mecanismo de aderência e abrasão principalmente no desgaste de flanco da ferramenta.

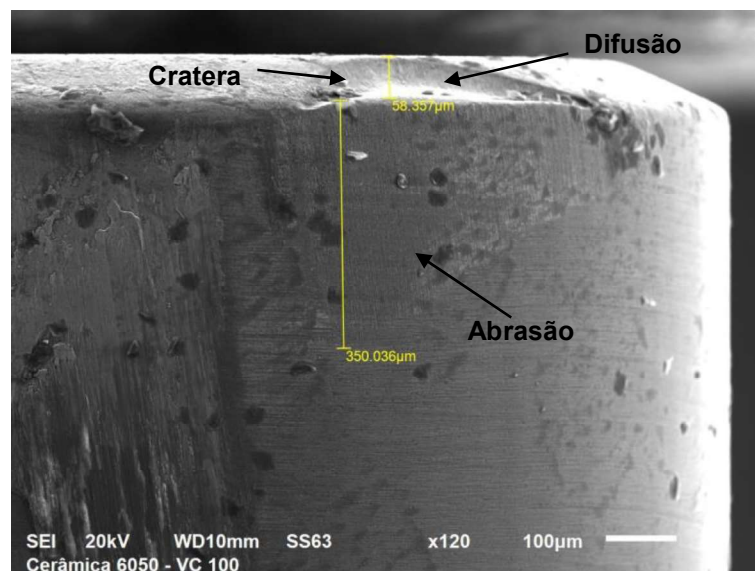
Figura 56 - Desgaste da aresta na ferramenta de metal duro – V_C 100 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 57, mostra a ferramenta de cerâmica classe 6050 que foi submetida a uma velocidade de corte de 100 m/min, é possível observar que o desgaste apresentou como mecanismos predominantes, a abrasão em função dos sulcos paralelos no desgaste de flanco que chegou a medir a 350,063 μm .

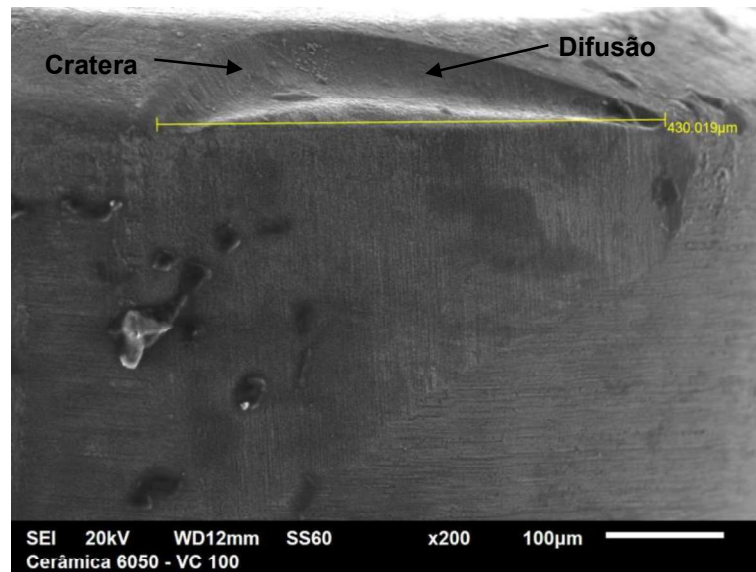
Figura 57 - Desgaste ferramenta de cerâmica classe 6050 - V_C 100 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 58, pode-se observar uma cratera que apresentou um aspecto liso em sua superfície indicando como mecanismo de desgaste predominante a difusão.

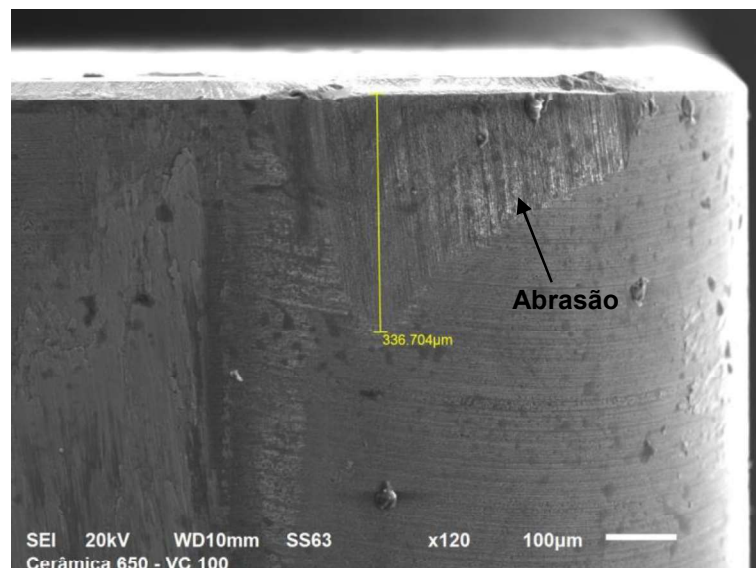
Figura 58 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 100 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

A Figura 59, foi observado a ferramenta de cerâmica classe 650 que foi testada em uma velocidade de corte de 100 m/min, é possível perceber que o mecanismo de desgaste presente que predomina é o de abrasão, em função dos sulcos paralelos apresentados na região do desgaste de flanco que mediu 336,704 µm.

Figura 59 - Desgaste da ferramenta de cerâmica classe 650 - V_C 100m/min

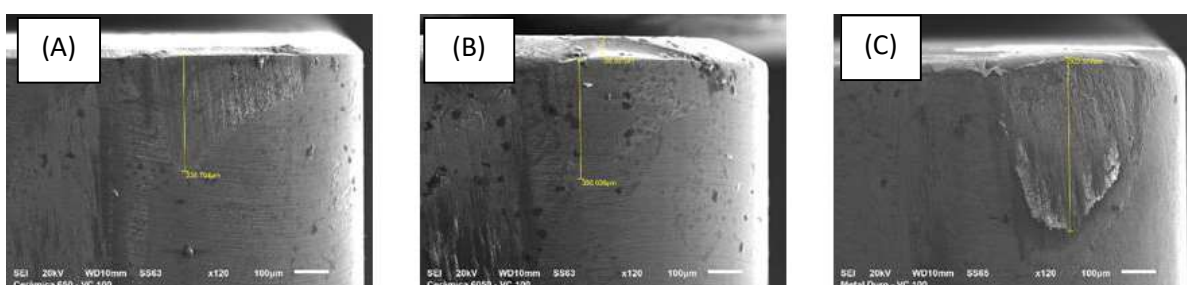


Fonte: elaborado pelo autor.

Em uma comparação sobre os desempenhos das ferramentas nas condições de velocidade de corte de 100 m/min as ferramentas de cerâmicas apresentaram

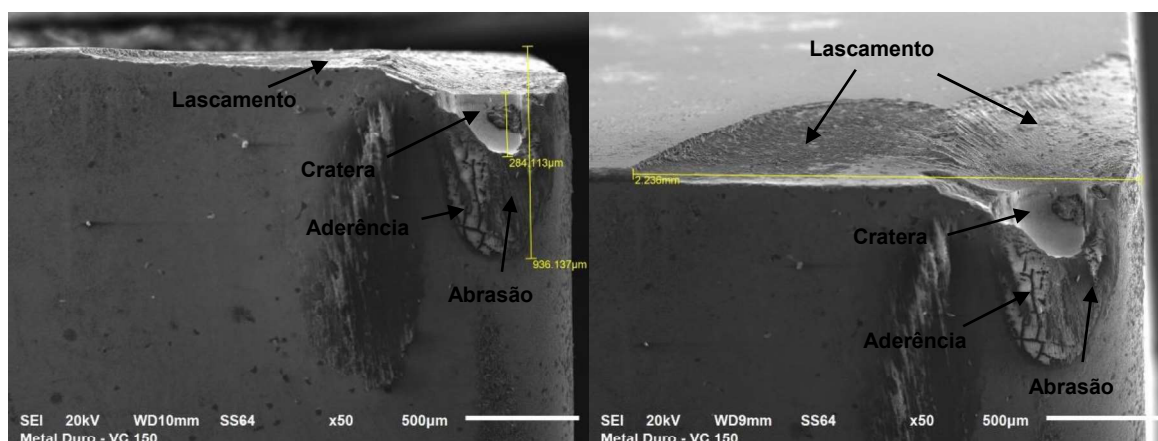
resultados parecidos de desgaste, já a ferramenta de metal duro apresentou uma discrepância de resultado em função, aparentemente de uma afinidade química com o material, o que pode ter acarretado o desgaste acentuado por aderência. A ferramenta de cerâmica classe 6050 apresentou um desgaste menor que a ferramenta classe 650, isso pode ser observado pelo tamanho de desgastes e os mecanismos apresentados. Na Figura 60 pode-se observar e perceber a diferença dos mecanismos de desgastes apresentados e desenvolvidos por cada ferramenta.

Figura 60 – Comparação dos desgastes das ferramentas na velocidade de corte de 100m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 61, apresenta a ferramenta de metal duro que usinou com uma velocidade de corte de 150 m/min, pode-se perceber os mecanismos de desgaste predominantes abrasão e aderência na aresta de corte. A aresta apresentou um lascamento que compromete as análises. Esse lascamento pode ter originado um ponto de corte que deu a origem a uma espécie de cratera logo acima da região de aderência e abrasão no flanco da ferramenta. A região denominada cratera apresenta um aspecto liso típico de difusão com cerca 284,113 μm . No sentido do flanco da ferramenta o desgaste atingiu uma medida de 936,137 μm .

Figura 61 - Ferramenta de metal duro - V_c 150 m/min

Fonte: elaborado pelo autor.

Também foi realizado um EDS da região indicada como aderência para confirmar a hipótese de adesão metálica na superfície da ferramenta e o resultado encontrado pode ser visto na Tabela 19, que indica picos de Al, C, Fe, Si e O na superfície.

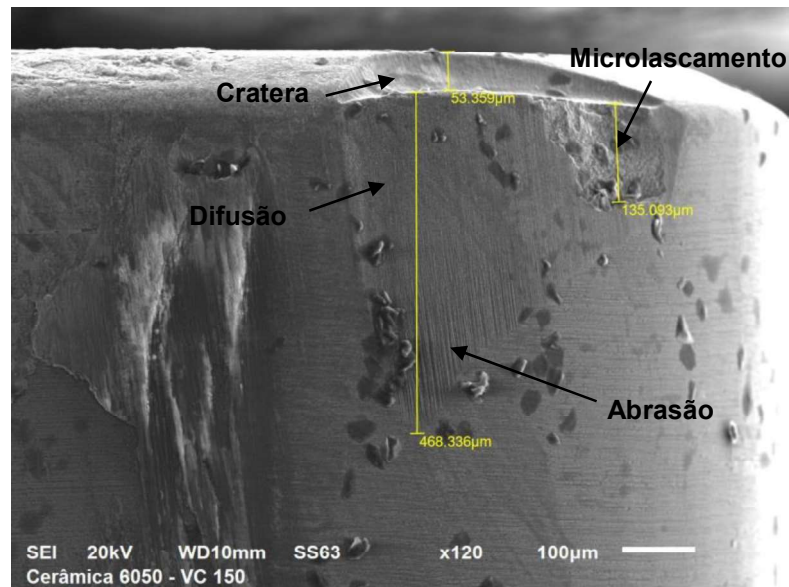
Tabela 19 - EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 150 m/min

	C %	O %	Na %	Mg %	Al %	Si %	S %	Cl %	K %	Ca %	Cr %	Mn %	Fe %	Ba %
Aderência	19,76	29,77	0,11	0,19	23,71	5,22	1,05	0,18	0,16	2,18	0,38	2,23	13,35	1,73

Fonte: elaborado pelo autor.

A Figura 62, mostra a ferramenta de cerâmica 6050 que atuou em uma velocidade de corte 150 m/min, percebe-se que ocorreu desgaste de cratera na superfície de corte, um microlascamento que possui 153,093 μm e um desgaste de flanco com 468,336 μm , cujo é possível perceber uma superfície de aspecto liso na região superior indicando uma possível difusão e na região inferior sulcos que evidenciam o mecanismo de abrasão.

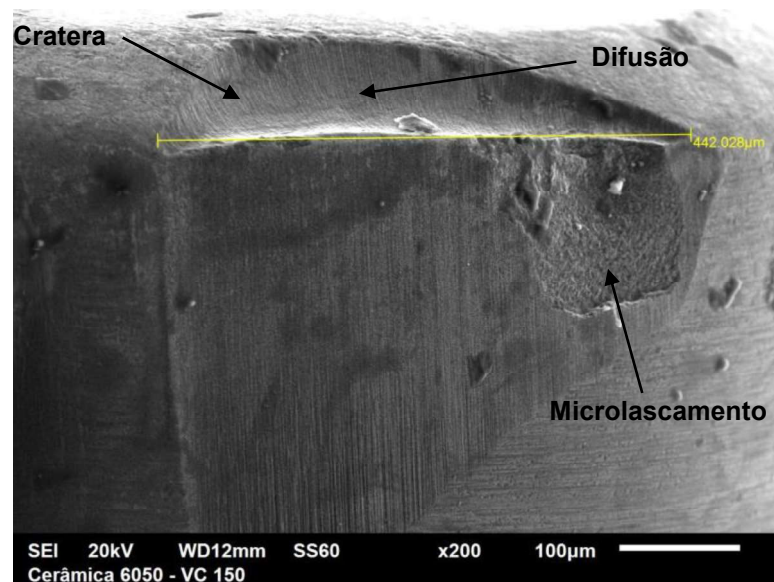
Figura 62 - Desgaste de ferramenta de corte 6050 - V_C 150 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 63, pode-se visualizar um aspecto liso na superfície do desgaste de cratera, indicando uma possível difusão na região.

Figura 63 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 150 m/min

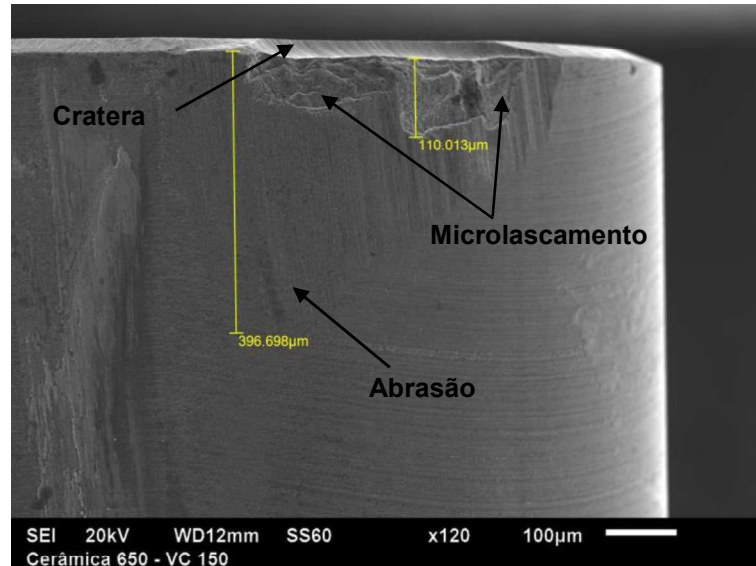


Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 64, apresenta a ferramenta de cerâmica 650 no teste de usinabilidade com velocidade de corte de 150 m/min, apresentou um desgaste de cratera e microlascamento na aresta da ferramenta de 110,013 µm. Percebe-se também a

presença de sulcos no sentido vertical da ferramenta, caracterizando um possível desgaste a abrasão no flanco com um comprimento de 396,698 μm .

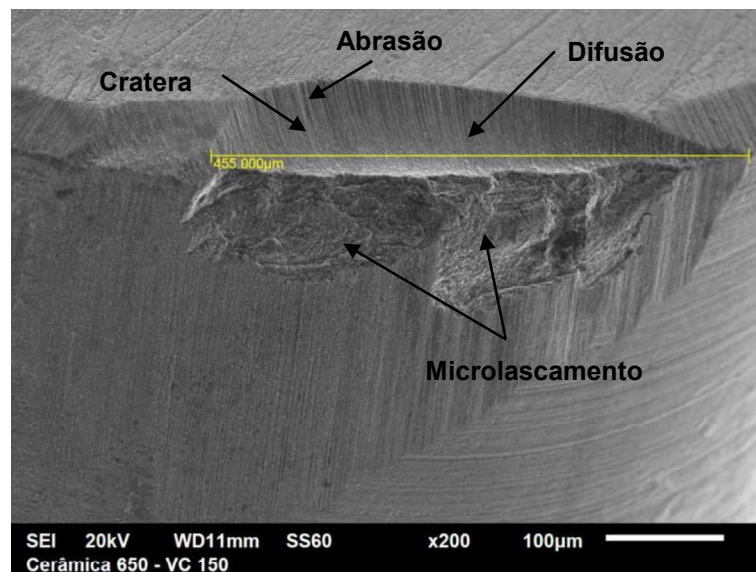
Figura 64 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650 - V_C 150 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 65 é possível visualizar a cratera que foi gerada na aresta da ferramenta de cerâmica 650, e apresentou um aspecto de uma superfície lisa no fundo cratera indicando difusão e na região mais alta da cratera pode-se observar sulcos indicando abrasão.

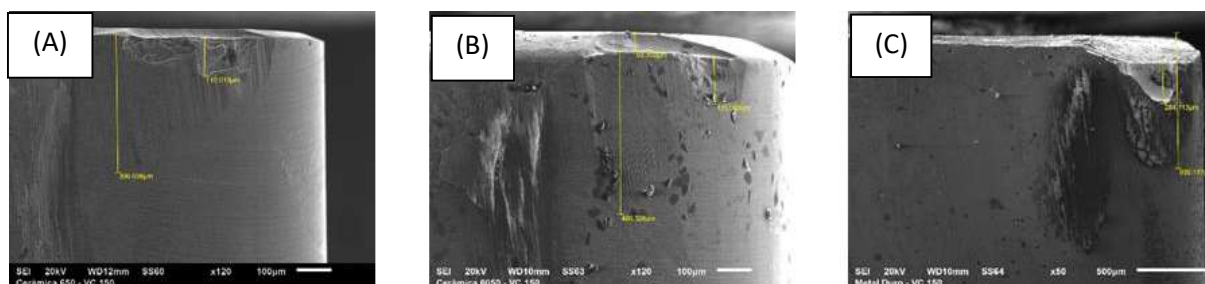
Figura 65 - Desgaste de cratera ferramenta de cerâmica 650 - V_C 150 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na velocidade de 150 m/min em um confronto dos resultados das ferramentas por meio de aspecto visual e medições dos desgastes ocorridos, a ferramenta de cerâmica classe 650 foi a que obteve menor desgaste evidenciado, a cerâmica classe 6050 teve um bom desempenho porém apresentou um desgaste de flanco de 468,336 μm , já o metal duro não suportou tal condição e ocorreu a falha catastrófica. A Figura 66 mostra o aspecto visual do desgaste ocorrido em cada ferramenta.

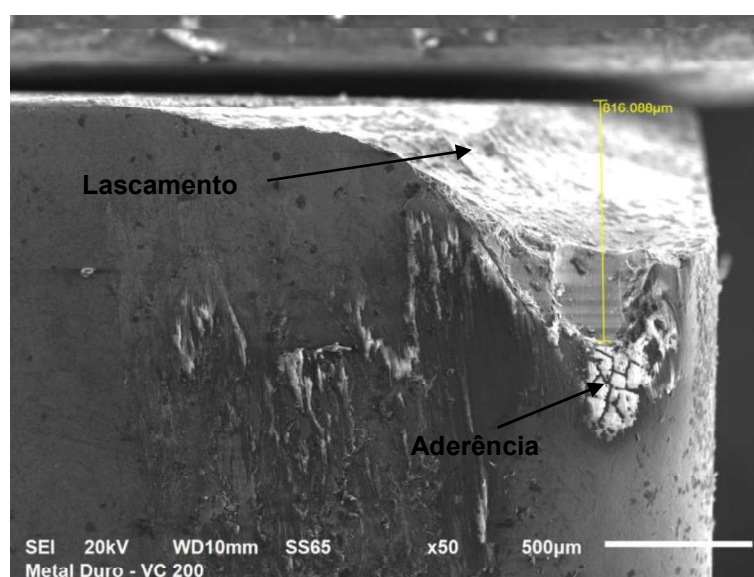
Figura 66 - Comparação dos desgastes na velocidade de corte de 150 m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 67, pode-se observar o desgaste severo da ferramenta de metal duro na condição de velocidade de corte a 200 m/min, foi observado um lascamento significativo da aresta cortante com cerca de 816,088 μm , comprometendo o teste e impossibilitando uma análise dos mecanismos de desgastes.

Figura 67 - Desgaste da ferramenta de metal duro - V_c 200 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Ainda sobre a Figura 67, foi observado o mesmo aspecto de placas brancas encontrados nas outras velocidades na ferramenta de metal duro, região denominada de mecanismo de aderência que ocorreu no final do lascamento. Nessa região foi realizado EDS onde encontraram altos teores de Al, C e O conforme Tabela 20 abaixo.

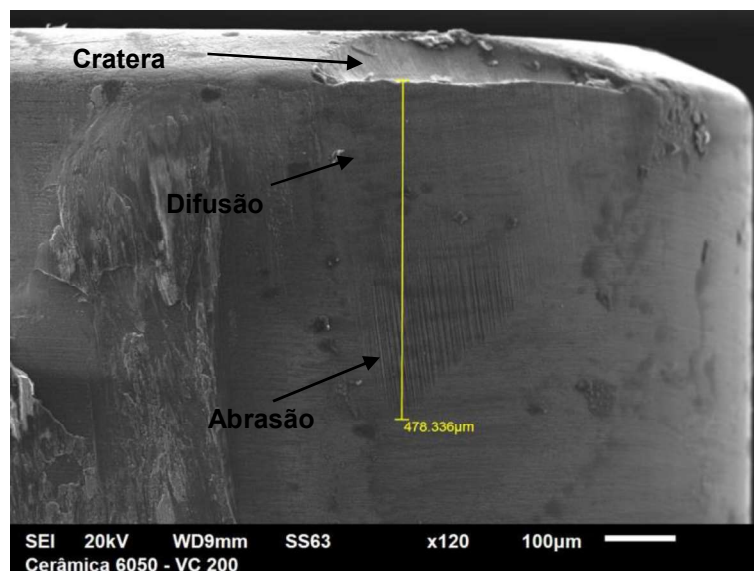
Tabela 20 - EDS da região de aderência ferramenta de metal duro – 200 m/min

	C	O	Al	S	Ca	Ti	Fe
	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)	(%)
Aderência	5.27	43.91	48.78	0.17	0.16	0.88	0.82

Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 68, observa-se o comportamento de desgaste que ocorreu na ferramenta de cerâmica 6050 na velocidade de corte de 200 m/min, onde ocorreu um desgaste de flanco de 478,336 μm . Na ponta do desgaste do flanco é possível observar o mecanismo de abrasão através dos sulcos, já um pouco acima foi observado uma superfície lisa indicando a possibilidade de desgaste por difusão.

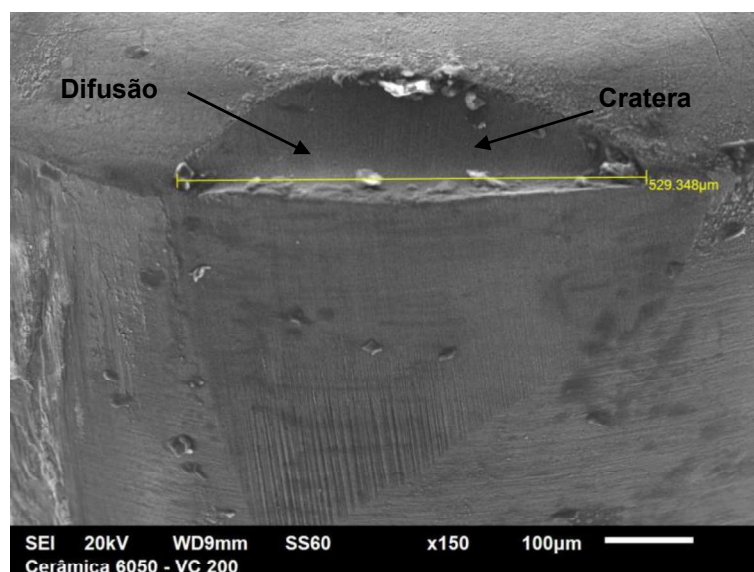
Figura 68 Desgaste da ferramenta de cerâmica 6050 - V_c 200 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 69, é possível visualizar o desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica classe 6050 na velocidade de corte de 200 m/min, o aspecto liso da cavidade indica que o mecanismo que predominou foi a difusão.

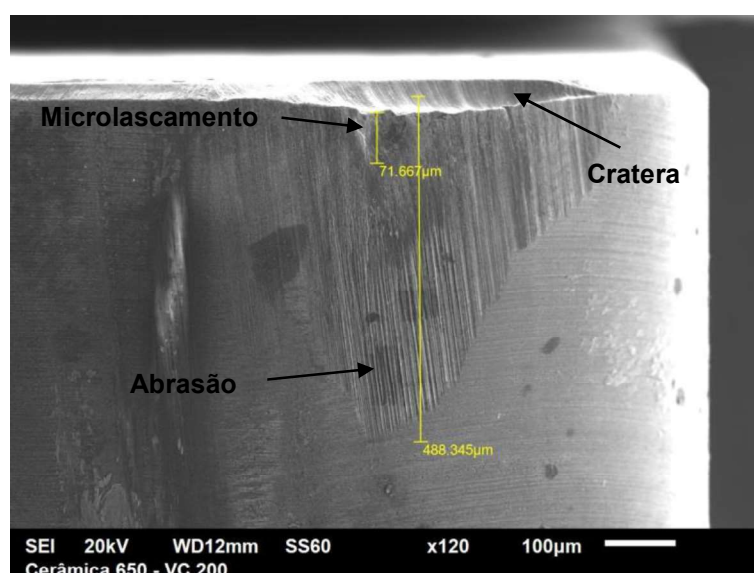
Figura 69 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 6050 – V_C 200 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 70 é mostrada a ferramenta de cerâmica classe 650 que usinou na condição de velocidade de corte 200 m/min, é possível notar um microlascamento de 71,667 μm , também foi observado um desgaste de flanco de 488,345 μm cujo o mecanismo predominante foi a abrasão.

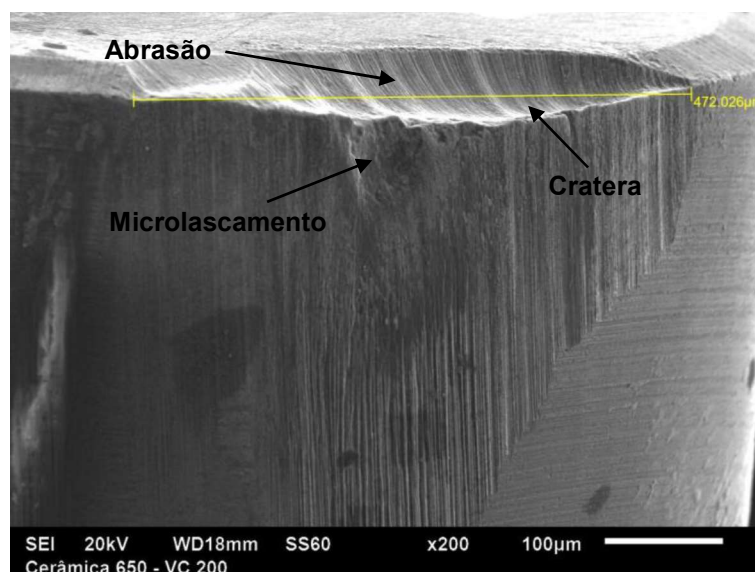
Figura 70 - Desgaste da ferramenta de cerâmica 650 - V_C 200 m/min



Fonte: elaborado pelo autor.

Na Figura 71, foi observado o desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica classe 650 que atingiu uma medida de 472,026 μm e apresentou um aspecto abrasão.

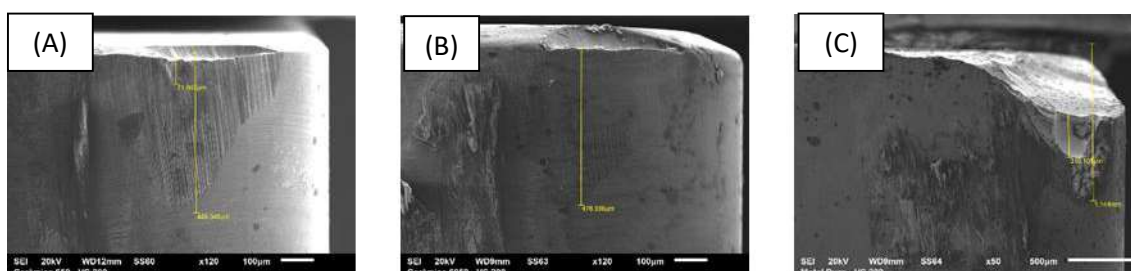
Figura 71 - Desgaste de cratera na ferramenta de cerâmica 650 - V_c 200 m/min



Fonte: elaborado pelo autor

Em uma comparação visual e medições de desgastes entre as ferramentas de corte na condição de 200 m/min, as ferramentas de cerâmica classe 650 (A) e classe 6050 (B) apresentaram desgastes de flancos parecidos com mecanismos de desgastes atuando de forma diferente, já no desgaste de cratera houve uma diferença onde a classe 650 teve um desgaste menor que a 6050, como pode ser visto na Figura 72. A ferramenta de metal duro (C) teve o pior desempenho como já era esperado e apresentou uma falha catastrófica da aresta cortante.

Figura 72 - Comparação dos desgastes com velocidade de corte de 200 m/min (A) cerâmica 650, (B) cerâmica 6050 e (C) metal duro



Fonte: elaborado pelo autor.

6 CONCLUSÃO

A partir do estudo da usinabilidade do aço bainítico com ferramentas de cerâmicas e metal duro é possível destacar as seguintes conclusões:

- O material homogeneizado apresentou uma microestrutura predominantemente perlítica, com carbonetos e sulfetos de manganês dispersos.
- Após o tratamento térmico de austêmpera, o aço apresentou uma ferrita bainítica com austenita retida e alguns pontos de martensita. Foi encontrada uma bainita refinada em função do alto teor de Si em sua composição química e do tratamento térmico de austêmpera. A bainita também apresentou aspecto de agulha cujos os tamanhos foram inferiores a 5 μm no seu comprimento, entre as agulhas apresentou filmes de austenita retida.
- O aço bainítico austemperado/revenido em relação ao homogeneizado apresentou um aumento de aproximadamente 97% de resistência a tração, 93% de dureza e o alongamento se manteve praticamente estável.
- A velocidade de corte influenciou nos desgastes de todas as ferramentas durante os testes. Comparando os resultados é possível perceber que a medida que aumentou V_c os desgastes nas arestas de corte aumentaram, tanto no desgaste de flanco quanto no de cratera.
- Os mecanismos de desgaste predominantes durante os testes na ferramenta de metal duro foram abrasão, adesão e difusão. O mecanismo de abrasão pode ser explicado pela presença de NbC e Al_2O_3 encontrados na microestrutura do material, partículas extremamente duras que provocam sulcos paralelos na aresta. Nos mecanismos adesão e difusão, podem ter ocorrido em função da interação química de elementos encontrados na superfície de folga da ferramenta como Si e Al.
- Os mecanismos de desgaste predominantes durante os testes nas ferramentas de cerâmica classes 650 e 6050 foi a abrasão, que provocaram um desgaste

de flanco, desgaste de cratera e microlascamento. O mecanismo de abrasão pode ser explicado pela presença de NbC e Al_2O_3 encontrados na microestrutura do material, partículas extremamente duras que provocam sulcos paralelos na aresta principalmente no flanco da ferramenta. Já difusão, uma é explicada pela temperatura na zona de corte da interface cavaco/ferramenta.

- A rugosidade superficial do material no decorrer dos testes apresentou uma leve tendência de queda praticamente em todas ferramentas e velocidades de corte, porém nas ferramentas de metal duro nas velocidades de corte de 150 e 200 m/min se mantiveram em queda até que atingiram um desgaste significativo, onde ocorreu um aumento acentuado da rugosidade superficial, evidenciando o fim de vida das ferramentas.
- O método de rugosidade R_a apresentou uma leve tendência de queda em sua evolução, com exceção da ferramenta de metal duro na velocidade de corte de 150 e 200 m/min que apresentou um aumento a partir do 3º passe chegando a 2,7 μm e no 4º passe alcançando um valor final de 3,83 μm respectivamente. A análise estatística indicou que entre as velocidades de corte da ferramenta de metal duro e a cerâmica 6050 existe diferença entre os valores de rugosidade encontrados, já a cerâmica 650 são consideradas iguais.
- O método de rugosidade R_t assim como R_a apresentou uma leve tendência de queda em sua evolução, com exceção da ferramenta de metal duro na velocidade de corte de 150 e 200 m/min. Os valores apresentaram valores discrepantes a partir do 5º atingindo a 13,62 μm na velocidade de corte de 150 m/min e 2º passe chegou a 12,59 e ao final dos testes alcançou 20,82 μm na velocidade de 200m/min. A análise estatística indicou que entre as velocidades de corte da ferramenta de metal duro e a cerâmica 650 existe diferença entre os valores de rugosidade encontrados, já a cerâmica 6050 são consideradas iguais.

- O método de rugosidade R_z teve um comportamento semelhante ao R_t , onde a curva apresentou uma pequena tendência de queda, com exceção da ferramenta de metal duro na velocidade de corte de 150 e 200 m/min. Os valores apresentaram resultados discrepantes no 5º passe onde atingiu 11,37 μm na velocidade de corte de 150 m/min e 2º passe chegou a 9,91 μm e ao fim dos testes alcançou 17,49 μm na velocidade de corte de 200 m/min. A análise estatística indicou os mesmos resultados de R_t , indicando que as ferramentas de metal duro e a cerâmica 650 existe diferença entre os valores de rugosidade encontrados entre as diferentes velocidades corte trabalhadas, já a cerâmica 6050 indicou que não há diferença significativa entre os valores de rugosidade nas diferentes velocidades utilizadas para teste.
- Um ponto relevante é a comparação de performance da ferramenta de metal duro nas diferentes velocidades de corte, onde a 100 m/min obteve um desgaste menor que as outras.
- As ferramentas de cerâmicas tiveram menores desgastes que a de metal duro, como já era esperado em função da indicação da faixa de dureza trabalhada. A ferramenta de cerâmica 650 apresentou o melhor desempenho de corte e os menores desgastes, principalmente na velocidade de corte de 200 m/min.

7- SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar medições de forças de usinagem e temperatura de corte, buscando monitorar de forma mais eficaz os fenômenos envolvidos.
- Avaliar a usinabilidade do aço bainítico com outros tipos de insertos como pCBN;
- Estudar a usinabilidade do aço bainítico em condições de corte interrompido.
- Estudar a usinabilidade do aço bainítico com o uso de fluido de corte.
- Avaliar os mecanismos de desgaste caracterizados pelo aspecto de superfície lisa em ferramentas de cerâmica mista.

REFERÊNCIAS

- ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R. E. **Physical metallurgy principles**. Cengage Learning, 2009.
- ADAMCZYK-CIEŚLAK, B., KORALNIK, M., KUZIĄK, R. *et al.* The Impact of Retained Austenite on the Mechanical Properties of Bainitic and Dual Phase Steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v 31, p.4419-4433, 2022.
- AHMADI MIAB, S., AVISHAN, B. & YAZDANI, S. Wear Resistance of Two Nanostructural Bainitic Steels with Different Amounts of Mn and Ni. **Acta Metallurgica Sinica**, v. 29, p. 587–594, 2016.
- American Society of Metal. **ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**, v.1, 1990.
- American Society of Metal. **ASM Handbook: Steel Casting Handbook**, v.6, 1995.
- AGLAN, H. A.; LIU, Z.Y.; HASSAN, M.F.; FATEH, M. Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 151, p. 268-274, 2004.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas. **ABNT NBR ISO 513**: Classificação e aplicação de metais duros para a usinagem com arestas de corte definidas — Designação dos grupos principais e grupos de aplicação. São Paulo: ABNT, 2013.
- Associação Brasileira de Normas Técnicas. **ABNT NBR ISO 3685**: Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento. São Paulo: ABNT, 2017.
- ASTAKHOV, V. P. Effects of the cutting feed, depth of cut, and workpiece (bore) diameter on the tool wear rate. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 34, n. 7-8, p. 631-640, 2006.
- BHADESHIA, H.K.D.H., EDMONDS, D.V. The bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v.10, p. 895–907 ,1979.
- BHADESHIA, H. K.D.H. The first bulk nanostructured metal. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 14, n. 1, p. 014202, 2013.

CABALLERO, F. G.; SANTOFIMIA, M. J.; GARCÍA-MATEO, C.; CHAO, J.; ANDRÉS, G.D. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials and Design**, v. 30, n. 6, p. 2077-2083, 2009.

CARMO, D. J.; DIAS, J. F.; SANTOS, D. B. High cycle rotating bending fatigue property in high strength casting steel with carbide free bainite. **Materials Science and Technology**, v. 28, n. 8, p. 991-993, 2012.

CHEN, Z., LIN PENG, R., ZHOU, J. *et al.* Effect of machining parameters on cutting force and surface integrity when high-speed turning AD 730™ with PCBN tools. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** 100, p. 2601–2615, 2019.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos** 7. ed. São Paulo: Publicado pela Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

CHOU, Y. K.; EVANS, C. J.; BARASH, M. M. Experimental investigation on CBN turning of hardened AISI 52100 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v.124, p. 274- 283, 2002.

CUI, X., GUO, J., ZHAO, J. *et al.* Chip temperature and its effects on chip morphology, cutting forces, and surface roughness in high-speed face milling of hardened steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** v.77, p.2209–2219, 2015.

DAS, S. R.; DHUPAL, D.; KUMAR, A. Study of surface roughness and flank wear in hard turning of AISI 4140 steel with coated ceramic inserts. **Journal Of Mechanical Science And Technology**, v. 29, n. 10, p. 4329-4340, 2015.

DEARNLEY, P. A.; TRENT, E. M. Wear mechanisms of coated carbides tools. **Metals Technology**, v. 9, p. 60-75, 1982.

DEMERI, M. Y. **Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Application**, 1 ed., ASM International: Ohio, 2013.

DEVORE, J. L. **Probabilidade e estatística para engenharia e ciências**. 2 ed. São Paulo: Cengage Learning Edições Ltda., 2010. 712 p

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

DOGRA, M., SHARMA, V.S., SACHDEVA, A. *et al.* Tool wear, chip formation and workpiece surface issues in CBN hard turning: A review. **International Journal of Precision Engineering and Manufacturing**, v.11, p.341–358, 2010.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K.D.H. Acceleration of low-temperature bainite. **ISIJ International**, v. 43, n. 11, p. 1821–1825, 2003.

GEORGIEV, M.N., SIMEONOVA, T.V. Railroad Rails from Bainitic Steel. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 60, n. 7-8, p. 464–470, 2018.

GILLE, G.; SZESNY, B.; DREYER, K.; BERG, H. V. D.; SCHMIDT, J.; GESTRICH, T.; LEITNER. Submicron and 224 ultrafine grained hardmetals for microdrills and metal cutting inserts. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 20, p. 3-22, 2002.

GOLA, A.M., GHADAMGAHI, M., OOI, S.W., Microstructure evolution of carbide-free bainitic steels under abrasive wear conditions. **Wear**,v. 376–377, p. 975–982, 2017.

GOPALSAMY, B.M., MONDAL, B., GHOSH, S. *et al.* Experimental investigations while hard machining of DIEVAR tool steel (50 HRC). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 51, p. 853-869, 2010.

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

HAN, Y., XIU, W., LIU, C. *et al.* Isothermal Transformation of a Commercial Super-Bainitic Steel: Part I Microstructural Characterization and Hardness. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, p.472–477, 2017.

HOSSEINI, S.B., BENO, T., JOHANSSON, S. *et al.* A Methodology for Temperature Correction When Using Two-Color Pyrometers - Compensation for Surface Topography and material. **Experimental Mechanics**, v.54, p.369–377, 2014a.

HOSSEINI S.B., DAHLGREN R., KLEMENT U., RYTTBERG K., Formation mechanisms of white layers induced by hard turning of AISI 52100 steel. **Acta Materialia**, v.89, p. 258-267, 2015.

KIRBIŠ, P., FEIZPOUR, D., KAKER, H. *et al.* Annealing of a Nanostructured Bainitic Steel. **Metallography, Microstructure and Analysis**, v.9, p. 99–103, 2020.

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

KRAUSS, George. **Steel: Processing, Structure, and Performance**. 2. ed. ASM International, 2005.

LIU, W., JIANG, YH., GUO, H. *et al.* Mechanical properties and wear resistance of ultrafine bainitic steel under low austempering temperature. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, v.27, p.483–493, 2020.

MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T. SILVA, M. B. D. **Teoria da usinagem dos materiais**. Blucher, 3ª Edição, 2018.

MOLAEI, M. J.; EKRAMI, A. The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 1–2, p. 235-238, 2009.

NASSEM, S., LIU, E. *et al.* Microstructure and mechanical properties of a high-carbon bainitic steel containing Si/Al by different heat treatment processes. **Materials Express**, v.10, p.1932-1940, 2020.

RAMAKRISHNA, R. V.S.M.; RAO, K. B. S.; REDDY, G. M.; GAUTAM, J. P. Friction stir welding of advanced high strength (bainitic) steels for automotive applications. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 9, p. 17139-17146, 2018.

REIS, BCM, DOS SANTOS, AJ, DOS SANTOS, NFP *et al.* Desempenho de corte e comportamento ao desgaste de ferramentas de cermet revestido e metal duro revestido ao tornear aço AISI 4340. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.105, 1655–1663, 2019.

SALES, W. F.; COSTA, L. A.; SANTOS, S. C.; DINIZ, A. E.; BONNEY, J.; EZUGWU, E. O. Performance of coated, cemented carbide, mixed-ceramic and PCBN-H tools

when turning W320 steel. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, v. 41, n. 7-8, p. 660-669, 2008.

SANDIVIK-COROMANT. **Steel turning endurance**. http: 2023a. Disponível em: <<https://www.sandvik.coromant.com/pt-pt/products/pages/inserts-grades.aspx>>

SHARMA, M.D., SEHGAL, R. Modelling of Machining Process While Turning Tool Steel with CBN Tool. **Arabian Journal for Science and Engineering**, v.41, p.1657–1678, 2016.

SHIMANOV, M.; KORPALA, G; TERZIC, A.; KAWALLA, R. Bainitic steels, their characteristics and applications. **Key Engineering Materials**, v. 684, p. 104-110, 2016.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais: Classificação e seleção de aços**. 2 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

SILVA, A. E. da, MELO, I. N. R. de, PINHEIRO, I. P. & Silva, L. R. da. Characterisation and machinability of high chromium hardened white cast iron with and without the addition of niobium. **Wear**, v. 460–461, p. 203463, 2020.

SILVA, A. E. da, MELO, I. N. R. de, PINHEIRO, I. P. & Silva, L. R. da. Influence of Niobium Addition on Microstructure and Machinability of High Chromium Cast Iron. **Materials Research**, v. 24, 2021.

SINGH, K., KUMAR, A. & SINGH, A. Effect of Prior Austenite Grain Size on the Morphology of Nano-Bainitic Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, p.1348-1354, 2018.

SINGH, K.; SINGH, A. Tribological response and microstructural evolution of nanostructured bainitic steel under repeated frictional sliding. **Wear**, v. 410-411, p. 63-71, 2018.

SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Development of the low temperature bainite. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, p. 403-412, 2016.

TORRES, W.C. Desenvolvimento e caracterização de aço fundido visando obtenção de microestrutura bainítica com refino microestrutural. **Dissertação (mestrado)**,

Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais CEFET-MG, Belo Horizonte, 2019.

WANG, D.; ZHAO, J.; CAO, Y.; XUE, C.; BAI, Y. Wear behavior of an $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}/\text{TiN}$ micro-nanocomposite ceramic cutting tool in high-speed turning of ultra-high-strength steel 300 M. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, n. 9-12, p. 3301-3306, 2016.

YUAN, L., LIU, Q., LI, H. *et al.* Effect of Austenitizing Temperature on the Bainitic Transformation in a High-Carbon High-Silicon Steel. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 57, p.156–160, 2015.

ZHENG, G.; LI, L.; LI, Z.; GAO, J.; NIU, Z. Wear mechanisms of coated tools in high-speed hard turning of high strength steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 94, p. 4553-4563, 2018.