



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Faculdade de Engenharia de Bauru

SAIMON VENDRAME

**INTEGRIDADE SUPERFICIAL DO AÇO-RÁPIDO AISI M3:2 APÓS O
PROCESSO DE RETIFICAÇÃO**

BAURU-SP

2019

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Faculdade de Engenharia de Bauru

SAIMON VENDRAME

INTEGRIDADE SUPERFICIAL DO AÇO-RÁPIDO AISI M3:2 APÓS O
PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica da Universidade
Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”,
como requisito à obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Eduardo Carlos Bianchi (UNESP-Bauru)

Co-orientador: Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva (UFU)

BAURU-SP

2019

V453i Vendrame, Saimon
INTEGRIDADE SUPERFICIAL DO AÇO-RÁPIDO
AISI M3:2 APÓS O PROCESSO DE RETIFICAÇÃO /
Saimon Vendrame. -- Bauru, 2019
116 f. : il., tabs., fotos

Tese (doutorado) - Universidade Estadual Paulista
(Unesp), Faculdade de Engenharia, Bauru
Orientador: Eduardo Carlos Bianchi
Coorientador: Rosemar Batista da Silva

1. Retificação. 2. aço-rápido. 3. AISI M3:2. 4. pino-lixo.
5. desgaste abrasivo. I. Título.

Sistema de geração automática de fichas catalográficas da Unesp. Biblioteca da
Faculdade de Engenharia, Bauru. Dados fornecidos pelo autor(a).

Essa ficha não pode ser modificada.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA TESE DE DOUTORADO DE SAIMON VENDRAME, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DA FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE BAURU.

Aos 25 dias do mês de outubro do ano de 2019, às 09:00 horas, no(a) Anfiteatro da Seção Técnica de Pós-graduação da FEB, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. EDUARDO CARLOS BIANCHI - Orientador(a) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru - UNESP, Prof. Dr. LUIZ DARE NETO do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru - UNESP, Dr. HAMILTON JOSÉ DE MELLO do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Bauru - UNESP, Prof. Dr. ANSELMO EDUARDO DINIZ do(a) Departamento de Engenharia de Manufatura e de Materiais / Universidade Estadual de Campinas, Prof. Dr. AMAURI HASSUI do(a) Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais / Universidade Estadual de Campinas, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da TESE DE DOUTORADO de SAIMON VENDRAME, intitulada **INTEGRIDADE SUPERFICIAL DO AÇO RÁPIDO AISI M3:2 APÓS O PROCESSO DE RETIFICAÇÃO**. Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO _____. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.

Prof. Dr. EDUARDO CARLOS BIANCHI

Prof. Dr. LUIZ DARE NETO

Dr. HAMILTON JOSÉ DE MELLO

Prof. Dr. ANSELMO EDUARDO DINIZ

Prof. Dr. AMAURI HASSUI

AGRADECIMENTOS

A Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” e ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia de Bauru (FEB), pela oportunidade de realizar o curso e pelos recursos utilizados.

Ao professor Dr. Eduardo Carlos Bianchi, pelo trabalho de orientação e atenção prestada.

Ao Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva pelo trabalho de co-orientação.

Ao Laboratório de Usinagem por Abrasão (LUA), em especial ao Dr. Hamilton José de Mello.

A Universidade Federal de Uberlândia (UFU) e ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar parte do curso, e pelos recursos utilizados.

Ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da UFU, ao professor Dr. Álisson Rocha Machado e aos envolvidos neste trabalho Rodrigo Ruzzi, Otávio Ruzzi, Antônio Vitor de Melo, Raphael Paiva Lima, Alcione Reis, Matheus Borges, e demais colegas com quem convivi durante este período.

Ao Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da UFU, em especial ao professor Dr. Washington Martins, José Lúcio, Ricardo Spini, Vinicius Teles e demais membros do laboratório pela utilização dos equipamentos e auxílio na realização dos ensaios.

À empresa *OSG Sulamericana* pela doação das amostras.

Ao Instituto Federal de Santa Catarina (IFSC) pela concessão da licença para a conclusão deste trabalho.

As agências de fomento CAPES, CNPq, FAPESP e FAPEMIG.

A minha família, meu Pai Cláudio Vendrame, minha Mãe Marilisa Ameko Vendrame, minha irmã Egídia Vendrame, e minha esposa Tais Proto, pelo apoio e por estarem sempre ao meu lado.

RESUMO

Aços-rápidos são materiais que exibem elevada resistência ao desgaste abrasivo, aliada a uma tenacidade relativamente alta, propriedades estas que os tornam adequados para se fabricar ferramentas de corte. Grande parte de suas propriedades se deve a presença de carbonetos na microestrutura. Ao mesmo tempo que estas propriedades mecânicas são favoráveis para a utilização como ferramentas, tornam-se desafios na sua fabricação. O processo de retificação é empregado nas últimas etapas de fabricação de ferramentas de corte como machos e brocas e a presença dos carbonetos afetam a eficiência dos rebolos. Neste contexto, este trabalho visa investigar o quanto a diferença de microestrutura de aços-rápidos classe AISI M3:2, obtidos de diferentes fornecedores, influencia na retificação, levando em consideração a integridade superficial. Os materiais, aqui nomeados como M-A, M-B e M-C, foram avaliados sob três aspectos: características da microestrutura, resistência à abrasão e integridade da superfície após a retificação. Da microestrutura os carbonetos tipo MC e M_6C , foram descritos quanto à forma e a distribuição, utilizando para isso MEV e EDS. A resistência à abrasão dos materiais foi medida recorrendo ao método de ensaio tribológico pino-lixia. Após esta caracterização, foram realizados ensaios de retificação tangencial plana com rebolo de Carboneto de Silício (SiC) em várias penetrações de trabalho (entre 10 μm e 30 μm). As superfícies das amostras foram avaliadas mensurando a rugosidade, avaliadas com MEV, e descrito o perfil de microdureza próximo a superfície. Como resultados, na microestrutura os materiais apresentaram diferentes morfologias e distribuição de carbonetos, sendo que para o material M-A apresentou os maiores carbonetos de vanádio tipo MC. O coeficiente de desgaste abrasivo (k) para os três materiais avaliados apresentaram valores próximos (entre 9,18 e 13,45 $mm^3.N^{-1}.m^{-1}$), mas o material M-A, apresentou instabilidade no desgaste abrasivo (até 28% de variação entre os resultados). Após a retificação a superfície do material M-C apresentou riscos irregulares com características de remoção de material de forma frágil. Foram medidas microdureza acima da média (40% maiores) em uma camada de até 100 μm a partir da superfície nos três materiais. Atribui-se a esses resultados o efeito da fragilização da matriz e dos carbonetos tipo M_6C , que por se fraturarem resultam em remoção de material de modo frágil.

Palavras Chave: Retificação, aço-rápido, AISI M3:2, pino-lixia, desgaste abrasivo, carbonetos primários.

ABSTRACT

High-Speed Steels are materials that exhibit high abrasive wear resistance coupled with relatively high toughness, properties that make them suitable for making cutting tools. Much of its properties are due to the presence of carbides in the microstructure. While these mechanical properties are favorable for use as tools, they impose challenges in their manufacture. The grinding process is employed in the final stages of the cutting tools manufacturing, such as taps and drills and the presence of carbides affects the efficiency of the grinding wheels. In this context, this work aims to investigate how the microstructure difference of class AISI M3: 2 steel, obtained from different suppliers, influences the grinding, taking into consideration the surface integrity. The materials, here named M-A, M-B, and M-C, were evaluated under three aspects: microstructure characteristics, abrasion resistance, and surface integrity after grinding. From the microstructure, carbides type MC and M₆C were described regarding the shape and distribution, using for this purpose SEM and EDS. The abrasive wear resistance of the materials was measured using the pin-abrasive tribological test. After this characterization, flat tangential grinding tests were performed, using silicon carbide grinding wheel (SiC), in various work depths (between 10 μm and 30 μm). The ground samples surfaces were evaluated by measuring the roughness parameters, evaluated by SEM, and the microhardness profile near the surface was described. As a result, in the microstructure, the materials presented different morphologies and carbide distribution, and for the material, M-A presented the largest MC type vanadium carbides. The abrasive wear coefficient (k) for the three evaluated materials showed similar values (between 9.18 and 13.45 $\text{mm}^3\cdot\text{N}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}$), but the MA material presented abrasive wear instability (up to 28% variation between results). After grinding the surface of material M-C showed irregular scratches with material removal characteristics of fragile form. Was measured above-average microhardness (40% higher) in a layer up to 100 μm from the surface in the three materials sample in almost all conditions. These results are attributed to the effect of matrix brittleness and M₆C carbides, which by fracturing result in fragile material removal.

Keywords: Grinding, High-Speed Steels, AISI M3:2, pin-abrasive test, abrasive wear, primary carbides.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 -	Microestrutura dos carbonetos do aço-rápido AISI M3:2 via MEV, mostrando (a) microestrutura como fundida com carbonetos eutéticos tipo M_2C e MC (b) Carbonetos do tipo M_6C em branco e do tipo MC em cinza.	23
Figura 2.2 -	Ilustração esquemática das sequências de tratamento térmico de ferramentas de aço-rápido	25
Figura 2.3 -	Imagens obtidas através de MEV (Elétrons Retro espalhados), com 1500 vezes de ampliação, da microestrutura de aços-rápidos AISI M3:2 obtidos por meio de diferentes processos de fabricação, (a) deposição por spray (b) metalurgia do pó.	27
Figura 2.4 -	Representação dos parâmetros durante a retificação tangencial plana.	38
Figura 2.5 -	Trajetória de corte de um dressador de ponta única através dos grãos abrasivos.	39
Figura 3.1 -	Fluxograma dos ensaios realizados e das variáveis de saída obtidas através de cada um dos ensaios.	51
Figura 3.2 -	Amostras dos materiais embutidas em resina acrílica.	53
Figura 3.3 -	Tribômetro padronizado de acordo com a norma ASTM G132-96.	55
Figura 3.4 -	Arranjo experimental do teste Pino-Lixa em (a) diagrama esquemático do ensaio e (b) detalhe da fixação das amostras no mandril mantendo uma altura padronizada.	55
Figura 3.5 -	Amostras utilizadas no ensaio pino-lixo (a) representação das partes das amostras (b) amostras dos três materiais seccionadas.	57
Figura 3.6 -	Arranjo experimental dos ensaios de retificação tangencial plana (a) visão geral do arranjo experimental, (b) vista superior da amostra e morsa de fixação.	59
Figura 3.7 -	Posicionamento do dressador durante o procedimento de dressagem realizado antes de cada ensaio (b) Detalhe do processo de medição da largura de atuação do dressador através de estereomicroscópio com aumento de 45 vezes.	60
Figura 3.8 -	Posicionamento do bocal de aplicação de fluido de corte distância (em milímetros) em relação ao eixo de rotação.	61
Figura 3.9 -	Arranjo experimental para a medição de rugosidade nas amostras durante os ensaios de retificação.	63
Figura 3.10 -	Representação da medição de microdureza nas amostras próximo a superfície retificada	64
Figura 4.1 -	Microestrutura via MEV do material M-A atacado com <i>Nital</i> a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, (a) Microestrutura com 2000 vezes de ampliação (b) ampliação de 5000 vezes da região A com detalhes dos carbonetos de (a), (c) Microestrutura com ampliação de 2000 vezes (d) ampliação de 5000 vezes da região B.	66

- Figura 4.2** – (a) Microestrutura via MEV do material M-B atacado com Nital a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, com ampliação de 2000 vezes, (b) ampliação de 5000 vezes do detalhe A, (c) ampliação de 5000 vezes do detalhe B. 67
- Figura 4.3** – (a) Microestrutura via MEV do material M-C atacado com Nital a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, com ampliação de 2000 vezes, (b) região A com 5000 vezes de ampliação e (c) região B com 5000 vezes de ampliação. 68
- Figura 4.4** – EDS para os precipitados em segunda fase de aço-rápido: (a), (c) e (d) são os resultados para a fase branca enquanto e em (b), (d) e (f) resultados para as fases cinzas. 71
- Figura 4.5** – EDS para avaliação da matriz dos três materiais de aço-rápido: (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C, mostrando predominância de ferro, carbono e elementos formadores de carbonetos em menores quantidades. 72
- Figura 4.6** – Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo M_6C com raio até $0,5\ \mu m$ para os três materiais de aço-rápido avaliados. 73
- Figura 4.7** – Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo M_6C com raio maior que $0,5\ \mu m$ para os três materiais avaliados. 74
- Figura 4.8** – Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo MC com raio até $0,5\ \mu m$ para os três materiais de aço-rápido avaliados. 75
- Figura 4.9** – Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo MC com raio maior que $0,5\ \mu m$ para os três materiais avaliados. 76
- Figura 4.10** – Coeficiente de desgaste abrasivo dos três materiais de aço-rápido avaliados através do ensaio pino-lixo. 79
- Figura 4.11** – Representação gráfica dos intervalos de confiança do teste de igualdade de variâncias através do método de comparações múltiplas. 80
- Figura 4.12** – Imagens das superfícies das amostras do material de aço-rápido M-A obtidas nos ensaios preliminares com abrasivos de SiC de granas (a) mesh 220 (b) mesh 320 e em (c) superfície da amostra polida, obtidas através de MEV com 1800 vezes de ampliação. 82
- Figura 4.13** – Imagens da superfície das amostras após os ensaios pino-lixo obtidas via MEV com ampliação de 1800 vezes para os três materiais avaliados (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C. 83
- Figura 4.14** – Topografia da superfície dos pinos após os ensaios tribológicos pino-lixo obtidas através de perfilometria laser nas amostras dos materiais (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C. 84
- Figura 4.15** – Rugosidade das amostras dos três materiais após o ensaio pino-lixo mensuradas a partir da topografia da superfície em (a) Rugosidade Aritmética-Ra e em (b) Rugosidade Máxima-Rt. 85
- Figura 4.16** – Resultados de Rugosidade Aritmética (Ra) para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio. 87

- Figura 4.17** - Resultados para rugosidade R_q para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio de retificação. 88
- Figura 4.18** - Resultados para rugosidade R_t para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio. 89
- Figura 4.19** - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-A após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4. 91
- Figura 4.20** - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-B após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4. 92
- Figura 4.21** - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-C após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4. 93
- Figura 4.22** - Média dos resultados de medição de microdureza próximo a superfície nas amostras dos materiais M-A, M-B e M-C após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (c) C3 e (d) C4. 95

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 -	Composição química de algumas classificações de aços-rápidos	19
Tabela 2.2 -	Valores de dureza para materiais abrasivos e fases constituintes dos aços rápidos	30
Tabela 3.1 -	Composição química nominal dos aços-rápidos avaliados	53
Tabela 3.2 -	Parâmetros de entrada do ensaio tribológico Pino-Lixa	56
Tabela 3.3 -	Parâmetros de entrada para os ensaios de retificação plana tangencial	59
Tabela 3.4 -	Condições de ensaio de retificação, parâmetros de entrada dos ensaios e identificação das amostras.	62
Tabela 4.1 -	Quadro resumo da análise da morfologia dos carbonetos.	70
Tabela 4.2 -	Quadro resumo dos resultados da análise estatística Anova de um fator em relação aos três parâmetros de rugosidade avaliados.	90
Tabela 9.1 -	Resultados obtidos por meio de ensaio tribológico tipo pino-lixo	111
Tabela 9.2 -	Análise estatística dos resultados do ensaio pino-lixo pelo método de Levene.	111
Tabela 10.1 -	Resultado das medições de rugosidade na superfície das amostras após os ensaios de retificação.	112
Tabela 10.2 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Ra e os materiais.	112
Tabela 10.3 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Ra e as condições de ensaio	113
Tabela 10.4 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rq e os materiais das amostras.	113
Tabela 10.5 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rq e as condições de ensaio.	114
Tabela 10.6 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rt e as condições de ensaio	114
Tabela 10.7 -	Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rt e os materiais das amostras.	115

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

a_d	Penetração de dressagem (μm)
a_e	Penetração de trabalho (μm)
b_d	Largura de atuação do dressador (mm)
F_N	Força Normal (N)
F_T	Força Tangencial (N)
G	Relação de retificação
Ha	Dureza do abrasivo (HV)
h_{eq}	Espessura de cavaco equivalente (μm)
Hm	Dureza do material (HV)
HR_C	Dureza Rockel C
HV	Dureza Vickers
k	Coefficiente de desgaste abrasivo ($\text{mm}^3.\text{N}^{-1}.\text{m}^{-1}$)
K	Estabilidade do desgaste abrasivo
l	Comprimento da trilha percorrida no ensaio pino-lixo (m)
l_c	Comprimento de contato de retificação (mm)
P	Potência de retificação (N.m/s)
Q'_w	Taxa de remoção de material por unidade de largura do rebolo ($\text{mm}^3.\text{min}^{-1}$)
Q_w	Taxa de remoção de material ($\text{mm}^3.\text{min}^{-1}$)
Ra	Rugosidade Aritmética (μm)
r_d	Raio de ponta do dressador (mm)
Rq	Desvio médio quadrático do perfil de rugosidade (μm)
Rt	Altura total do perfil de rugosidade (μm)
sd	Passo de dressagem (mm/volta)
u	energia específica de retificação (J)
Ud	Grau de recobrimento
v_d	velocidade de dressagem
v_s	Velocidade de corte (m/s)
v_w	Velocidade da peça (m/min)

W	Massa perdida no ensaio pino-lixo (mg)
W_{min}	Valor mínimo de massa perdida no ensaio pino-lixo (mg)
W_{max}	Valor máximo de massa perdida no ensaio pino-lixo (mg)
Z_s	Volume de material removido no rebolo (mm ³)
Z_w	Volume de material removido da peça (mm ³)
ρ	Massa específica (Kg.m ⁻³)
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
CFC	Cúbica de Face Centrada
CV	Coeficiente de variação (%)
EDS	Espectroscopia de descarga elétrica
HSS	High-Speed Steel
LEPU	Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem
LTM	Laboratório de Tribologia e Materiais
MEV	Microscopia Eletrônica de varredura
NBR	Norma Brasileira
TCE	Teor de Carboneto Equivalente (%)
UFU	Universidade Federal de Uberlândia
SEM	Scannig Electron Microscopy
XDS	Difração de Raio-X

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	14
1.1.	Justificativa	15
1.2.	Ineditismo	16
1.3.	Objetivos	17
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1.	Composição e classificação dos aços-rápidos	18
2.2.	Características da microestrutura dos aços-rápidos	21
2.3.	Mecanismos de abrasão nos aços-rápidos	28
2.4.	Ensaio Tribológicos de Desgaste Abrasivo	33
2.5.	Retificação em aços-rápidos	37
2.6.	Integridade superficial de peças retificadas	42
2.6.1.	Rugosidade	43
2.6.2.	Camada afetada termicamente	45
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	51
3.1.	Caracterização dos materiais	52
3.2.	Ensaio Tribológico Pino-lixo	54
3.3.	Ensaio de Retificação	58
3.4.	Medição de Rugosidade	62
3.5.	Avaliação da superfície por meio de MEV	63
3.6.	Estimativa da camada afetada	63
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1.	Caracterização da microestrutura dos materiais de aço-rápido	65
4.1.1.	Análise da morfologia dos carbonetos	65
4.1.2.	Resultados da avaliação da composição química dos carbonetos via EDS	70
4.1.3.	Resultados da análise da distribuição dos carbonetos na estrutura	73
4.2.	Resultados do ensaio tribológico Pino –Lixo	78
4.2.1.	Topografia dos pinos de aço-rápido após ensaio tribológico	81

4.3.	Resultados dos Ensaios de Retificação	86
4.3.1.	Avaliação dos parâmetros de rugosidade	86
4.3.2.	Avaliação da Superfície através de MEV	90
4.3.3.	Estimativa da camada afetada termicamente	94
4.4.	Discussão da correlação entre os resultados	97
5.	CONCLUSÕES	100
5.1.	Sugestões para trabalhos futuros	102
6.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103
7.	Apêndice I - Cálculo da velocidade tangencial da amostra durante o ensaio pino lixa	109
8.	Apêndice II - Determinação do grau de recobrimento	110
9.	Apêndice III – Resultados do ensaio tribológico Pino-Lixa	111
10.	Apêndice IV - Resultado das medições de rugosidade na superfície das amostras após os ensaios de retificação	112

CAPÍTULO 1

1. INTRODUÇÃO

Os materiais utilizados para a fabricação de ferramentas muitas vezes são desenvolvidos para apresentarem alta resistência ao desgaste abrasivo, por este ser o mecanismo de desgaste mais frequentemente observado nas arestas de corte (TRENT; WRIGHT, 2000). Quanto maior a resistência ao desgaste abrasivo do material da ferramenta, maior será sua durabilidade. Contudo, a elevada resistência ao desgaste, desejável nas ferramentas durante a sua utilização, é uma dificuldade para sua fabricação. Isto ocorre porque nas etapas finais de fabricação, para conferir tolerâncias dimensionais e afiação, as ferramentas são retificadas.

Apesar de serem os mesmos mecanismos existe uma grande diferença entre o desgaste abrasivo que ocorre durante o uso da ferramenta e o processo abrasivo de retificação, principalmente em relação à escala e dinâmica em que ocorrem. Isto porque durante a vida da ferramenta o que causa a abrasão são pequenas partículas de fases endurecidas presentes na microestrutura dos materiais usinados, ou óxidos presentes na superfície, que são arrancados e acabam passando pela região de corte, sendo pressionadas contra a superfície de saída e promovendo a remoção de material (TRENT; WRIGHT, 2000). Já no processo de retificação grãos abrasivos de dureza elevada e geometria propícia para remover o material são utilizados como ferramenta para promover o corte de forma efetiva (MARINESCU et al., 2013).

O aço-rápido já possui mais de cem anos desde sua invenção e ainda hoje continua sendo utilizado na fabricação de ferramentas de corte, como bits, bedames, brocas, machos, fresas, dentre outras (MESQUITA, 2016). Ele é bastante utilizado para a fabricação de brocas e machos de corte devido a faixa de velocidade de corte atingida por estas ferramentas ser, na maioria das vezes, abaixo da velocidade de corte máxima para aço-rápido, devido ao fato de que elas são, em geral, de pequeno diâmetro. Outros fatores como a potência das máquinas-ferramenta e sistemas com menor vibração, ainda precisam ser aprimorados antes dos processos de fabricação alcançarem velocidades de corte que justifique a substituição deste material.

Do ponto de vista da metalurgia é conhecido o efeito de cada elemento químico na composição e a influência da rota de produção do aço-rápido na sua microestrutura, em especial no tamanho e distribuição de carbonetos. Além disso, na área da tribologia, já é bastante relatado o aumento da resistência ao desgaste abrasivo proporcionado por estes carbonetos

(HUTCHINGS, 1992). O presente trabalho aborda os mecanismos de abrasão sob o ponto de vista da retificação, levando-se em conta conhecimentos já desenvolvidos por diferentes áreas e em que eles implicam neste processo.

Como mencionado, os fatores que mais influenciam os mecanismos de abrasão neste material são a composição, o tamanho e a forma dos carbonetos primários. Até certo tamanho a presença dos carbonetos é benéfica por criar uma barreira que dificulta o processo de desgaste, contudo se os carbonetos forem muito grandes podem acelerá-lo, pois o mecanismo de remoção de material se torna frágil (HUTCHINGS, 1992). O mesmo ocorre no processo de retificação. A presença de carbonetos primários muito grandes pode resultar no desgaste excessivo do rebolo, prejudicando o acabamento da superfície e a tolerância dimensional, ou ainda dificultar o controle do processo.

Nos trabalhos em que o foco é o processo de fabricação comumente associam-se efeitos observados nas peças, aos parâmetros que podem ser controlados pelo operador, mas a microestrutura do material pode alterar esta relação. Por este motivo, é necessário escolher cuidadosamente onde serão observados os resultados dos mecanismos de remoção de material. No torneamento, por exemplo, recorre-se ao estudo do cavaco. Como na retificação o cavaco ocorre em uma escala muito menor, torna-se difícil seu estudo, desta forma, são necessárias metodologias, em áreas complementares, que auxiliem na compreensão do fenômeno observado durante o processo. Assim os ensaios tribológicos podem ser úteis ao se avaliar estes materiais.

A integridade superficial é parte indissociável do estudo dos mecanismos de abrasão, porque ela expressa o resultado final do processo. A superfície terá características como rugosidade, presença de trincas ou até dano térmico que dependem do mecanismo que ocorre durante o processo de fabricação (DAVIM, 2010). Ainda é pouco explorado os efeitos que a microestrutura provoca nos mecanismos de abrasão e o efeito destes mecanismos na integridade superficial.

1.1. Justificativa

A abordagem deste tema é relevante para o desenvolvimento de novas técnicas de avaliação de aços-rápidos que podem apresentar variação em sua microestrutura, quanto ao seu

comportamento durante a retificação, com o objetivo de alcançar processos mais previsíveis e com menores perdas na produção.

Em uma aplicação industrial é usual comparar materiais de diferentes fornecedores através de micrografias, mas não é fácil estabelecer uma conexão direta entre a microestrutura e o processo de fabricação. Ainda que se estabeleçam padrões de microestruturas aceitáveis, é complexo prever o grau de estabilidade que o material com tais requisitos, irá apresentar no momento da fabricação. Este estudo procura explorar como os carbonetos presentes na microestrutura do aço-rápido AISI M3:2 influenciam na integridade superficial do mesmo após o processo de retificação, utilizando como apoio ensaio tribológico.

Esta classe de material é relatada como um material de difícil retificação, sendo ainda um desafio estabelecer condições de retificação que, utilizando rebolos convencionais, garantam um processo estável e sem danos de origem térmica. Embora já existam outros trabalhos na literatura que discutem a influência dos carbonetos primários presentes nos aços rápidos no processo de retificação, são focados em eficiência em termos de desgaste do reboło (BADGER, 2007); ou nos efeitos dos parâmetros de corte na integridade superficial (JAWORSKI; TRZEPICINSKI; STACHOWICZ, 2016).

A pesquisa se afasta das condições de fabricação de ferramentas para condições mais controladas em laboratório, com o intuito de verificar o efeito da microestrutura dos aços rápidos. Para isso buscou-se um processo com geometria mais simples (retificação plana) e ensaios tribológicos com configuração específica buscando auxiliar o entendimento sobre os mecanismos de remoção de material por abrasão envolvidos.

1.2. Ineditismo

Propõe-se um estudo comparativo entre três materiais comerciais, mas com foco na microestrutura, buscando para isso integrar conhecimento das áreas de materiais, tribologia e fabricação.

O presente trabalho propõe uma abordagem de ensaio tribológico em um nível de desgaste (quantidade de material removido) pouco discutido, uma vez que a maioria das pesquisas da área de tribologia se concentra em pequenas quantidades de desgaste do material e altas pressões de contato. Neste trabalho é realizado um ensaio com maior nível de desgaste em baixa pressão de contato, porém com textura superficial similar à retificação. Desta forma,

neste trabalho é proposto um método prático de avaliação da estabilidade do desgaste abrasivo, uma vez que não existem métodos padronizados para tais aplicações. Embora sejam apresentados a apenas um material com estrutura bifásica, pode-se abrir precedentes para investigação de outros materiais que apresentem em sua microestrutura uma fase endurecida.

Na área de fabricação, este trabalho é inédito ao avaliar a integridade superficial de aços rápidos comerciais, com diferenças na microestrutura. Com isto, busca-se relacionar a microestrutura de aços rápidos, em especial a forma e a distribuição dos carbonetos primários com os mecanismos de remoção de material, bem como o resultado observado na superfície após a retificação. Desta forma, pretende-se ampliar o conhecimento no campo de estudos, desenvolvendo elementos teóricos que podem ser aplicados industrialmente na fabricação de ferramentas de corte.

1.3. Objetivos

Este trabalho tem como objetivo avaliar o processo de retificação para três aços rápidos de mesma classe, com variações na forma e tamanho de carbonetos presentes em sua microestrutura, avaliados em termos de mecanismos de abrasão e integridade superficial da peça. Desta forma, os objetivos principais são:

- Caracterizar a microestrutura de aços-rápidos de mesma especificação obtidos de três fornecedores diferentes, quanto à forma, composição e distribuição dos carbonetos;
- Avaliar os materiais através do ensaio tribológico pino-lixo e verificar a influência da microestrutura desses materiais avaliados nos mecanismos de abrasão;
- Realizar ensaios de retificação desses materiais e verificar a integridade superficial das amostras;
- Relacionar os efeitos observados na superfície desses materiais após ensaios de retificação com os resultados obtidos em ensaios tribológicos procurando estabelecer formas comparativas entre esses dois procedimentos (retificação e ensaios tribológicos);

CAPÍTULO 2

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo serão apresentados os conceitos teóricos fundamentais e as referências bibliográficas que nortearem este trabalho de pesquisa. Inicialmente, serão apresentadas as características gerais dos aços rápidos, as classificações típicas e as características de sua microestrutura. Na sequência serão abordados os princípios básicos do mecanismo de desgaste abrasivo nos aços-rápidos destacando a influência das fases presentes na microestrutura em relação à resistência ao desgaste abrasivo e apresentando alguns trabalhos de pesquisa que buscam estudar este fenômeno. Finalizando, na última parte serão abordados aspectos relacionados à retificação dos aços rápidos, os principais parâmetros de retificação e sobre integridade superficial em peças retificadas.

2.1. Composição e classificação dos aços-rápidos

O aços-rápidos, formam uma classe de aços ferramenta de alta liga que combinam propriedades de elevada dureza a quente boa e resistência ao desgaste abrasivo quando comparados a outros aços comuns ao carbono, aços inoxidáveis, ferros fundidos e alguns materiais não ferrosos. Por causa da elevada tenacidade dos aços rápidos e relativa resistência ao desgaste, eles são utilizados para a fabricação de ferramentas e corte, tais como brocas, bits, machos e fresas. Estes materiais são ligas ferrosas complexas de carbono, cromo, vanádio, molibdênio ou tungstênio e em alguns casos quantidades significativas de cobalto. Estes elementos de liga representam pelo menos 20% da massa total do material (ASM METALS HANDBOOK, 1989).

As características mecânicas dos aços-rápidos estão relacionadas com a quantidade e balanço dos diferentes elementos de liga. Conforme a finalidade de utilização deste material são desejáveis propriedades específicas em detrimento de outras, sendo ajustadas a partir do balanço dos elementos. Com o avanço tecnológico desses materiais, e sua utilização em diversos tipos de aplicação, surgiram mais de 150 variações de composições (ASM METALS HANDBOOK, 1989).

A norma ASTM A600-92a (2016) estabelece um sistema de classificação que divide os aços rápidos em algumas classes principais. A primeira classificação consiste em identifica-los pela letra T para os que possuem tungstênio como principal elemento de liga, e M para os que possuem o molibdênio. Desta forma, a letra é acrescida de um número, sendo denominados por exemplo: M1, M2, M4, T1, T15 e assim por diante. Alguns exemplos das classes mais usuais são mostrados na **Tabela 2.1**. Ressalta-se que este número não classifica estes aços quanto a nenhuma propriedade, são meramente utilizados para distingui-los, uns dos outros

Tabela 2.1 - Composição química de algumas classificações de aços-rápidos

Tipo AISI	Composição Química (% máxima em massa)						
	C	Si	Cr	V	W	Mo	Co
Aços-rápidos ao Molibdênio							
M1	0,88	0,50	4,00	1,35	2,10	9,20	-
M2	Baixo C	0,88	0,45	4,50	2,20	6,75	5,50
	Alto C	1,05	0,45	4,50	2,20	6,75	5,50
M3	Classe 1	1,10	0,45	4,50	2,75	6,75	6,50
	Classe 2	1,25	0,45	4,50	3,25	6,75	6,50
M4	1,25	0,45	4,75	4,50	6,50	5,50	-
M7	1,05	0,55	4,00	2,25	2,10	9,20	-
M35	0,92	0,45	4,00	2,30	2,10	9,20	8,75
Aços-rápidos ao Tungstênio							
T1	0,80	0,40	4,50	1,30	18,75	-	-
T4	0,80	0,40	4,50	1,20	19,00	1,00	5,75
T15	1,60	0,40	5,00	5,25	13,00	1,00	5,25

Fonte: ASTM A600-92a (2016).

Os aços M1, T1, apresentados na **Tabela 2.1**, são classes consideradas referências por terem sido os primeiros materiais desenvolvidos em cada grupo. A partir destes materiais, quantidades de elementos de liga foram adicionadas buscando aperfeiçoar as características mecânicas específicas. As características gerais observada com a adição de alguns elementos de liga, de acordo com (ASM METALS HANDBOOK, 1989), são apresentadas na sequência:

- a) **Tungstênio:** Nos aços-rápidos o tungstênio tem grande importância. Por meio de ligações com ferro e carbono temos a formação de carbonetos, que são estruturas extremamente duras e contribuem com a resistência ao desgaste abrasivo. O tungstênio também é responsável pela elevação da dureza em altas temperaturas (acima de 500°C) durante o revenimento, devido a precipitação de carbonetos secundários. Ele é encontrado em quase todos do tipo M, além de obviamente todos do tipo T;

- b) **Molibdênio:** Forma carbonetos com ferro e carbono da mesma forma que o tungstênio. Aços-rápidos do tipo M são mais tenazes do que os do tipo T, mas a dureza a quente é um pouco menor. Para compensar essa redução na dureza a quente certa quantidade de tungstênio é adicionada como, por exemplo, no aço M2 (**Tabela 2.1**), sendo que este possui duas classes de acordo com a quantidade de carbono;
- c) **Vanádio:** a adição de vanádio aumenta significativamente a resistência a abrasão devido a formação de um carboneto muito endurecido. Em aços-rápidos em que se deseja alta resistência à abrasão, a quantidade de carbono e vanádio são aumentadas simultaneamente para permitir a introdução de uma grande quantidade de carbonetos totais e uma grande porcentagem de carbonetos de vanádio. Os exemplos desta classe são os aços M3 (classe 2), M4 e T15 (**Tabela 2.1**), todos apresentam alta resistência ao desgaste abrasivo;
- d) **Silício:** Aumentando a quantidade de silício de 0,15% a 0,45% é observado um aumento na dureza após o tratamento térmico de revenimento. Esta característica é observada devido a este elemento influenciar na morfologia dos carbonetos, no entanto se adicionado em grandes quantidades pode resultar na diminuição da tenacidade. O aço M7 (**Tabela 2.1**) é um exemplo que possui uma quantidade elevada de silício;
- e) **Cromo:** Sempre está presente nos aços rápidos (quantidade de 3 a 5% em massa) sendo o principal responsável pelo endurecimento alcançado através do tratamento térmico de têmpera, e a redução da oxidação durante o tratamento térmico. Geralmente a proporção de 4% oferece um equilíbrio entre dureza e tenacidade;
- f) **Cobalto:** O efeito principal do cobalto é aumentar a dureza a quente e assim aumentar a eficiência de ferramentas de corte durante a operação. Ferramentas produzidas de aços-rápidos ao cobalto são empregadas na usinagem de materiais de cavacos descontínuos, como ferro fundido. Os aços T4 e M35 (**Tabela 2.1**) são exemplos de aços-rápidos com elevada quantidade de cobalto.

Existem ainda categorias de aços em que concentrações de mais de um elemento são aumentadas. Um exemplo são os Aços Super-Rápido com alta quantidade de vanádio e cobalto. Estes aços fornecem uma combinação de alta resistência ao desgaste com alta resistência ao impacto e resistência à flexão, que são resultados do tamanho de grão fino e pequenos carbonetos. Um exemplo deste tipo de aço é o aço T15 (**Tabela 2.1**) que pode alcançar dureza

próxima a 69 HR_C, e apresenta resistência à abrasão superior ao M4 (ASM METALS HANDBOOK, 1989).

Pequenas modificações no aço AISI M2 podem ser aplicadas para melhorar o desempenho em ferramentas de corte. Isto é feito nos aços AISI M3:2 e AISI M35, em que ambas são classificadas como aços-rápidos especiais (HSS-E). A principal modificação no AISI M3:2 é a adição de 1% a 2% de vanádio, em relação ao AISI M2, o que praticamente dobra a fração volumétrica de carbonetos. Esta mudança na microestrutura aumenta a resistência ao desgaste, mas não necessariamente a dureza a quente. Desta forma, o aço AISI M3:2 é amplamente usado em ferramentas de corte pequenas, como machos de corte, mas não em ferramentas de diâmetros maiores, devido ao aumento da velocidade de corte (MESQUITA, 2016).

Aços que apresentam alto teor de vanádio (acima de 3%) são classificados como “difíceis de retificar”. Em geral ao se aumentar a resistência à abrasão do material, ele tem sua retificabilidade comprometida. Os aços rápidos resistentes à abrasão, com alto teor de vanádio em geral apresentam longa vida da ferramenta, no entanto a aplicação destes materiais para ferramentas como machos de corte, pequenas brocas helicoidais, moldes de compactação pode aumentar o custo de fabricação o suficiente para torna-la economicamente inviável (DAVIS, 1995).

Os Aços AISI M35 (**Tabela 2.1**) possui adições de cobalto para aumentar a dureza a quente do aço AISI M2, e é usado especialmente para ferramentas acima de 20 mm de diâmetro. Esta adição resulta em altas durezas, aumenta a resistência ao desgaste, mas também melhora o processo de têmpera. A vantagem desta classe de material é que a distribuição de carbonetos não dissolvidos é similar à do aço AISI M2, assim não afeta a retificabilidade como o efeito do vanádio no AISI M3:2 (MESQUITA, 2016).

2.2. Características da microestrutura dos aços-rápidos

Mais do que a combinação dos elementos químicos, o que confere aos aços rápidos as propriedades mecânicas são as características de sua microestrutura. A microestrutura dos aços rápidos é composta por uma matriz martensítica altamente endurecida (aproximadamente 62 HR_C), revenida a altas temperaturas e resistente ao calor, além de uma dispersão de carbonetos

não dissolvidos que contribuem para elevar a resistência ao desgaste entre os aços comum ao carbono e inoxidáveis, por exemplo (MESQUITA, 2016).

Pelo fato de possuírem uma grande quantidade de Mo, W e V, é comum a formação de carbonetos do tipo M_6C (rico em Mo ou W) e do tipo MC (rico em V ou Nb), onde o M representa o elemento formador de carboneto na microestrutura dos aços rápidos. A principal vantagem dos diferentes tipos de carbonetos é a elevada dureza que apresentam, por volta de 1500 HV para o tipo M_6C e 2200 HV para o tipo MC, constituindo no componente microestrutural que determina a elevada resistência à abrasão observada nestes materiais (MESQUITA, 2016).

Nos aços-rápidos da classe AISI M3:2 é encontrado um grande número de carbonetos do tipo MC, com estrutura cúbica de face centrada, assim como os carbonetos do tipo M_6C e $M_{23}C_6$, (KHRAISAT; NYBORG; SOTKOVSKI, 2005). Nesta classe de aço o carboneto MC normalmente é rico em vanádio e apresenta uma composição não homogênea com uma área central enriquecida em tungstênio. O carboneto do tipo M_6C é quimicamente homogêneo e rico em tungstênio ou molibdênio (GODEC et al., 2010).

O carboneto do tipo MC constitui a fase mais endurecida encontrada nos aços rápidos e aços ferramenta como um todo. Este tipo de carboneto é formado quando a concentração de vanádio ultrapassa o limite de solubilidade, que em geral é em torno de 1% para aços-rápidos com carbono na faixa de 1%. Uma alta concentração de vanádio (acima de 3%) resulta na precipitação de carbonetos diretamente da fase líquida formando uma estrutura homogênea, e difícil de ser quebrada durante o processo de laminação (MESQUITA, 2016).

O carboneto tipo M_6C é observado em praticamente em todos os aços rápidos e ocorre quando a concentração de Mo ou W, combinados com C, está acima do limite de solubilidade na austenita. Para aços com 1% de carbono será formado quando a quantidade de W e Mo for maior que 3%. Em altas quantidades de W o carboneto do tipo M_6C será formado diretamente da fase líquida através de reações eutéticas. Isto ocorre por exemplo no aço AISI M2, que quando solidificado são formadas diversas estruturas do tipo M_2C . Entretanto, essas estruturas de carbonetos do tipo M_2C são metaestáveis e são transformadas nos carbonetos M_6C e MC durante o reaquecimento para o forjamento ou laminação (MESQUITA, 2016).

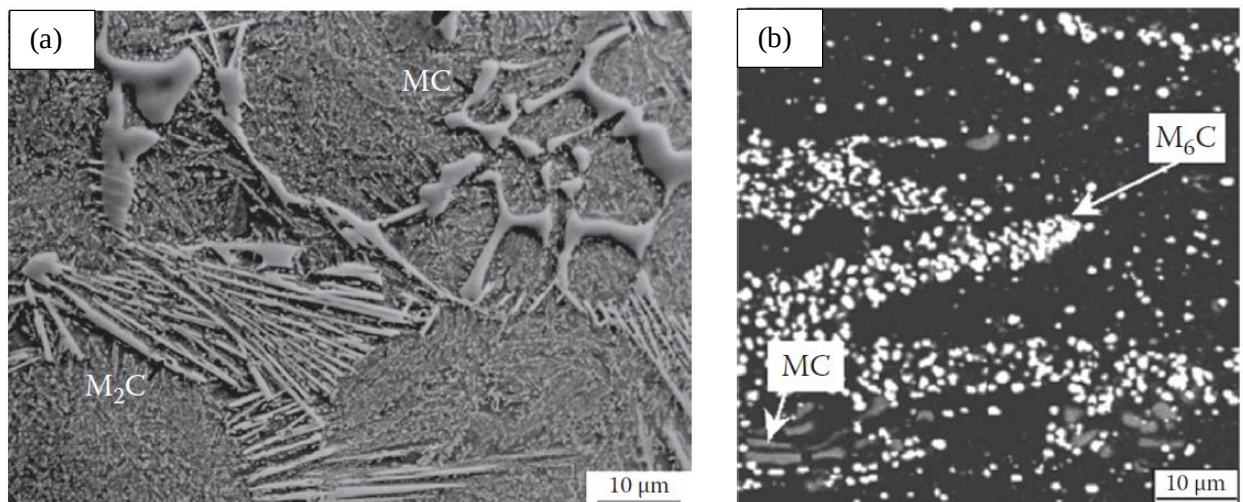
De acordo com Kremnev et al. (2009) o carboneto tipo M_2C é um eutético instável que se dissocia no trabalho à quente (laminação ou forjamento) e recozimento em temperaturas aproximadamente 700°C, formando carbonetos arredondados do tipo M_6C com diâmetros que

variam entre 2 μm e 5 μm e carbonetos ainda mais finos do tipo MC com diâmetros entre 0,5 μm e 1 μm .

Os carbonetos podem ser identificados através de análise via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), utilizando a técnica de elétrons retro espalhados (em inglês “*Backscattered Electrons*”). O contraste das imagens através desta técnica indica diferenças no número atômico, o que faz com que os carbonetos ricos em vanádio apresentem coloração cinza enquanto o tungstênio ou molibdênio na estrutura M_6C apresentem coloração branca (SERNA; ROSSI, 2009).

Nas imagens obtidas via MEV apresentadas na **Figura 2.1 (a)** são mostrados carbonetos do tipo M_2C e MC observados na microestrutura de um aço-rápido AISI M3:2 antes da laminação e tratamento térmico. A estrutura mostrada nesta imagem é de um carboneto do tipo M_2C , classificada como “forma de pena” e é constituída de camadas intercaladas de carbonetos e ferrita ou austenita. Já a estrutura do carboneto tipo MC é contínua e altamente endurecida. Na **Figura 2.1 (b)** são mostrados os carbonetos após o processo de trabalho a quente, com carbonetos do tipo M_6C fragmentado em pequenas estruturas e algumas estruturas do tipo MC que não são quebradas durante o trabalho a quente (MESQUITA, 2016).

Figura 2.1 - Microestrutura dos carbonetos do aço-rápido AISI M3:2 via MEV, mostrando (a) microestrutura como fundida com carbonetos eutéticos tipo M_2C e MC (b) Carbonetos do tipo M_6C em branco e do tipo MC em cinza.



Fonte: (MESQUITA, 2016)

Peidao, Gongqi e Shouze (1992) realizaram um trabalho de identificação dos carbonetos primários em cinco grupos de aços-rápidos após variarem a quantidade de elementos de liga nestes materiais e observaram, após análises da morfologia dos carbonetos com ataque químico, que havia pelo menos três tipos de estruturas de carbonetos eutéticos. Eles atribuíram essas variações as morfologias decorrentes das diferentes concentrações de molibdênio e de vanádio. Eles afirmaram que o aumento do teor de molibdênio e a diminuição do teor de tungstênio tornam a estrutura dos carbonetos lamelar, que é mais facilmente quebrada durante a laminação. O vanádio favorece a formação do carboneto M_2C , mas também resulta no aumento do tamanho dos carbonetos tipo MC não dissolvidos na matriz. Os autores destacaram ainda que a taxa de resfriamento durante a solidificação exerceu pouca influência sobre a forma, mas grande influência no tamanho médio dos carbonetos. Como conclusão eles observaram uma redução no diâmetro médio dos carbonetos tipo M_2C , de 50 μm para 7 μm quando a taxa de resfriamento aumentou de 1°C/min para 100 °C/min para o aço 18W-4Cr-1V (AISI T1).

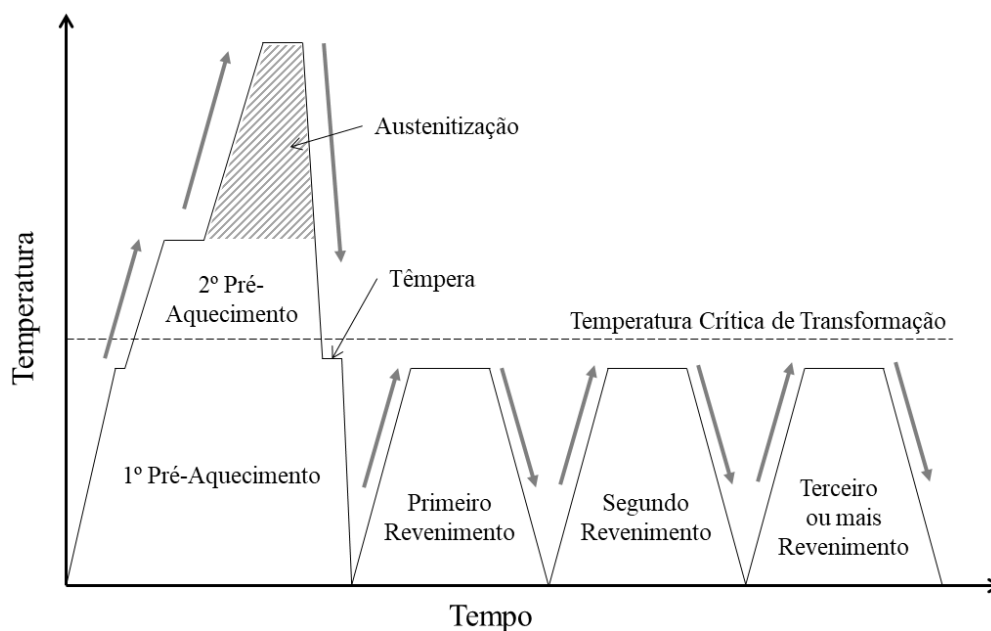
Khraisat, Nyborg e Sotkovszki (2005), estudaram os efeitos da adição de Si, Ni e V em aços-rápidos classe AISI M3:2 obtidos através do processo de sinterização e constataram que a adição de 0,6% de Si, resultou na diminuição do tamanho médio dos carbonetos M_6C . O mesmo ocorreu para adição de 3% de Si e 1% de V. Os autores acreditam haver indícios que o Si atua como pontos de nucleação para a formação de pequenos carbonetos. A adição de silício altera o tamanho e a distribuição dos carbonetos M_6C , de forma que, quanto maior o teor de silício, menores e menos alongados são os carbonetos formados. Em contrapartida, o aumento no teor de Si, pode resultar na formação de perlita à baixas taxas de resfriamento durante o tratamento térmico. O surgimento da perlita pode ser controlado adicionando-se vanádio, porém resulta na formação de grandes carbonetos endurecidos, que ao serem formados empobrecem a matriz de carbono, que acaba perdendo dureza. Uma alternativa para evitar a formação de perlita é a adição de Ni. Os autores propõem que para a classe M3:2, adições de Si e Ni resultarão em um melhor controle dos carbonetos formados.

De acordo com Lu et al., (2016) existem duas principais estratégias para melhorar a microestrutura dos aços rápidos: adicionar elementos não formadores de carbonetos (por exemplo, Co, Al, Si e terras raras), ou modificar a microestrutura com elementos fortemente formadores de carbonetos (Ti, Nb, Zr). Os autores, adotaram a segunda estratégia e demonstraram o efeito do Nb nos carbonetos a partir da adição de Nb em um aço de composição similar ao AISI M2 através da técnica de deposição por spray. A adição de Nb resulta no refino do carboneto M_2C , que por sua vez irá se decompor nos carbonetos MC e M_6C mais

rapidamente, resultando em carbonetos menores. Apesar de durante o tratamento térmico, os carbonetos de Nb apresentarem baixa solubilidade e dificilmente serem dissolvidos pela matriz, resultam na redução do crescimento de grão e permitem altas temperaturas de austenitização. Os autores realizaram testes de vida em alargadores de aços AISI M2 e de aços formados por spray com adição de Nb, e relataram que este apresenta vida três vezes superior quando comparado com o primeiro.

Para garantir as propriedades destes materiais é muito importante a seleção de um tratamento térmico adequado. O tratamento térmico realizado nos aços-rápidos visa alterar a resistência da matriz. Os carbonetos primários, precipitados durante a solidificação do material, praticamente não sofrem alterações neste estágio. O tratamento térmico consiste em etapas de pré-aquecimento, austenitização, têmpera e duas ou mais etapas de revenimento, conforme apresentado na **Figura 2.2**.

Figura 2.2 - Ilustração esquemática das sequências de tratamento térmico de ferramentas de aço-rápido



Fonte: Adaptado de ASM Metals Handbook (1989).

A dissolução dos carbonetos ocorre durante as etapas de pré-aquecimento. Conforme se aquece o material, parte dos elementos que estavam na matriz se ligam com carbono formando carbonetos. Na sequência é realizado o processo de têmpera, com uma queda brusca de temperatura para que seja formada martensita. Após o resfriamento, os carbonetos formados

durante o aquecimento, permanecem dispersos como pequenas esferas em meio a uma matriz martensítica. O curto tempo de difusão induz a alta concentração dos elementos solutos na matriz austenítica e martensítica, assim parte dos elementos que não se precipitaram antes do processo de têmpera formam carbonetos secundários durante o revenimento. O processo de revenimento posterior a têmpera, tem o objetivo de aliviar as tensões e transformar austenita retida em martensita. São necessárias várias etapas de revenimento, conforme mostrado na **Figura 2.2**, para garantir que a martensita formada seja revenida, estas etapas são realizadas em altas temperaturas de aquecimento (cerca de 540 °C) o que favorece a precipitação dos carbonetos secundários (MESQUITA; BARBOSA; MACHADO, 2017).

Os pequenos precipitados durante o processo de revenimento apresentam dimensões em escala nanométrica e atuam como barreira ao movimento de discordâncias o que resulta em um aumento da dureza da matriz. Estes carbonetos são denominados secundários por serem formados a partir de uma reação de estado sólido e não durante a solidificação (MESQUITA, 2016).

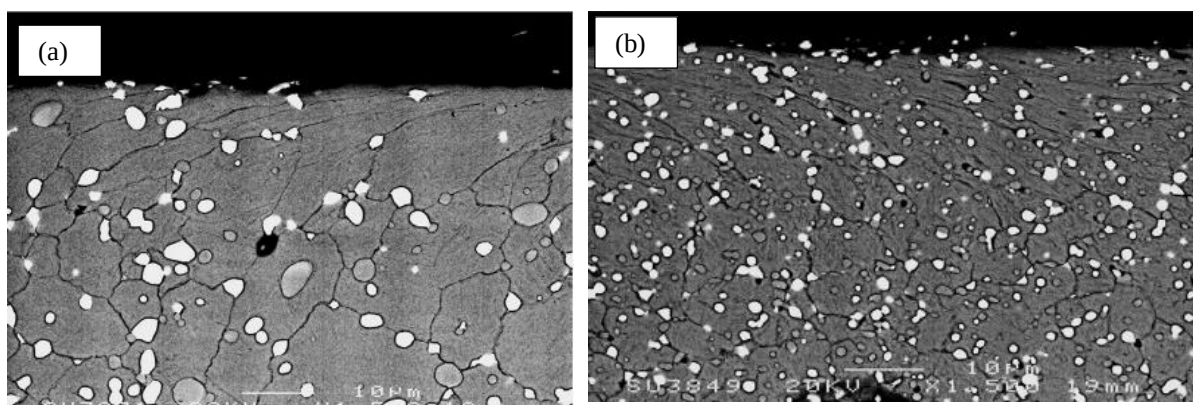
Parte da microestrutura não será totalmente convertida em martensita e continuará na forma de austenita, denominada austenita retida. Esta austenita retida não é desejável, pois possui dureza inferior à martensita, e tem tendência de se transformar em martensita sob alta temperatura e tensão. Esta transformação resulta em uma fase martensítica frágil por não ter sido revenida, o que pode comprometer a vida da ferramenta (MESQUITA, 2016).

Os pesquisadores Nogueira et al. (2009) realizaram um estudo sobre o tamanho de grão da microestrutura, e das fases de carbonetos formadas durante o tratamento térmico em aços-rápidos comerciais AISI M2, AISI T15, AISI M3:2 e Sinter 23. Os aços foram austenitizados e temperados em cinco temperaturas diferentes. Após o tratamento térmico, foram mensurados o tamanho de grão e a fração volumétrica dos carbonetos tipo M_6C , através de imagens obtidas via MEV. Os autores relatam que aço AISI M3:2 apresentou um aumento do tamanho de grão médio passando de 9 μm para 12 μm , quando a temperatura de têmpera subiu de 1140 °C para 1240 °C, enquanto aço AISI M2 aumentou o tamanho de grão de 6 μm para 7 μm para a mesma variação de temperatura. A fração volumétrica dos carbonetos primários M_6C diminuíram com o aumento da temperatura de têmpera, no caso do AIS M2 foi de 50% e para o AISI M3:2 a redução foi de 36%. Eles concluíram que o aumento da temperatura de têmpera reduz o tamanho dos carbonetos, mas aumenta o tamanho médio de grão. Foi observada diminuição na microdureza com aumento da temperatura de têmpera, que os autores atribuíram ao aumento da austenita retida.

Novas formas de produção de material trouxeram avanços no desenvolvimento de aços-rápidos. Um dos principais avanços foi a produção de aços através do processo de metalurgia do pó (do inglês “*Powder Metallurgy*”, PM), que melhoraram significativamente as propriedades mecânicas apresentando alta tenacidade e alta dureza, devido ao processo resultar em uma estrutura de carbonetos refinada. Mais recentemente, em busca de um processo menos dispendioso, alguns trabalhos tratam sobre a produção desta liga através da técnica de deposição por spray (do inglês “*spray forming*”, SF).

Rodenburg e Rainforth, (2007) avaliaram os aços rápidos da classe M3:2 fabricados por deposição por spray (SF) e metalurgia do pó (PM). As microestruturas obtidas através dos diferentes processos discutidos pelos autores são apresentadas na **Figura 2.3**. Os carbonetos nos aços deposição por spray, mostrado na **Figura 2.3 (a)**, são melhores distribuídos que no processo de fundição convencional sem arranjos grosseiros (**Figura 2.1(b)**). Aços-rápidos obtidos através de metalurgia do pó, mostrados na **Figura 2.3 (b)**, apresentam carbonetos refinados e distribuídos em estruturas com morfologia não grosseira e sem orientação.

Figura 2.3 - Imagens obtidas através de MEV (Elétrons Retro espalhados), com 1500 vezes de ampliação, da microestrutura de aços-rápidos AISI M3:2 obtidos por meio de diferentes processos de fabricação, (a) deposição por spray (b) metalurgia do pó.



Fonte: Adaptado de (RODENBURG; RAINFORTH, 2007)

Mesquita e Barbosa, (2009) realizaram um trabalho tratando sobre os mesmos processos e acrescentam que aços AISI M3:2 obtidos através de deposição por spray, apresentam maior isotropia e resistência à flexão do que os obtidos por fundição convencional. Acrescentam ainda

que a metalurgia do pó leva à melhora das propriedades mecânicas e uma total isotropia, o que garante a melhoria no desempenho da ferramenta e a confiabilidade do tratamento térmico.

Araújo Filho (2006) realizou uma pesquisa sobre aços rápidos produzidos por diferentes métodos de fabricação, submetidos ao mesmo tratamento térmico. Foram avaliados aços AISI M3:2 obtidos pelo processo de fundição convencional, por metalurgia do pó, e por sinterização a vácuo. O tamanho médio dos carbonetos primários observados nos aços obtidos através de metalurgia do pó apresentou tamanhos menores (em torno de $1,2\ \mu\text{m}$) em relação ao processo convencional e aos sinterizados a vácuo que apresentaram tamanhos maiores (entre $1,8\ \mu\text{m}$ e $2,3\ \mu\text{m}$). Através do ensaio de flexão em três pontos foi classificado os diferentes materiais quanto a resistência à ruptura. Dentre as conclusões do trabalho o autor destaca que o tamanho médio dos carbonetos primários maiores implicam na diminuição da resistência à ruptura transversal.

De acordo com Giang et al. (2014), aspectos microestruturais como o tamanho, a forma, a fração volumétrica e a distância entre os carbonetos ou inclusões, bem como a intensidade das cargas à que são submetidas, possuem grande efeito na resistência a fadiga de aços rápidos. Nesses materiais, sob carregamentos cíclicos, a formação de trinca é observada em regiões descontínuas, devido a presença de carbonetos, o que causa acúmulo de tensões. Os autores, determinaram o tempo de incubação da trinca através de métodos numéricos com base nas relações de tensão e deformação sobre a zona plástica em torno dos carbonetos primários do aço AISI M3:2. Ao comparar os resultados obtidos através de simulação com resultados experimentais de ensaios de fadiga, os autores confirmaram que a nucleação de trincas sempre ocorre em carbonetos grandes e se propaga para a matriz. O modelo desenvolvido neste trabalho mostrou que a nucleação de trincas tem grande relação com as propriedades microestruturais dos carbonetos primários.

2.3. Mecanismos de abrasão nos aços-rápidos

Para compreender o comportamento característico dos aços-rápidos em relação à resistência ao desgaste, é necessário recorrer a alguns fundamentos de tribologia que descrevem os mecanismos de abrasão. Hutchings (1992) descreve o processo de desgaste abrasivo, como um processo em que o material é removido ou deslocado de uma superfície por partículas duras, ou algumas vezes protuberâncias na contra superfície, foçadas contra e movidas ao longo da superfície.

De acordo com Marinescu et al. (2013), processos abrasivos agindo no material da peça representam a essência dos processos de retificação. Estes processos constituem na ação simultânea de três micro processos: formação do cavaco, sulcamento e deslizamento. A proporção e intensidade de cada um destes micro processos descreve a característica tecnológica específica de um dado processo abrasivo.

Conforme já destacado nas seções anteriores, o aço-rápido é relatado como um material que exibe alta resistência ao desgaste abrasivo, atribuído principalmente aos carbonetos presentes na microestrutura. Não é fácil estabelecer uma regra geral de comportamento para uma dada classe de aço-rápido, porque o tipo de mecanismo de desgaste predominante está fortemente relacionado com características intrínsecas de sua microestrutura e também depende das condições em que o material é exposto. Neste trabalho será discutida uma abordagem geral, destacados os seguintes fatores intrínsecos ao material, diretamente relacionados com a resistência ao desgaste abrasivo: a) Severidade do desgaste; b) Fração volumétrica de carbonetos na microestrutura; c) Distribuição e forma dos carbonetos; d) Característica da matriz. Conforme listado na sequência:

a) Severidade do desgaste

A dureza relativa entre as superfícies tem bastante influência na taxa de desgaste observada nos materiais. Para uma partícula esférica pressionada contra uma superfície, a máxima pressão de contato é cerca de 0,8 vezes a dureza da partícula. Desta forma, um abrasivo com dureza H_a conseguirá endentar uma superfície com dureza H_m somente se a razão entre essas durezas (H_a/H_m) for maior que 1,2. Esta relação entre as durezas é relatada na literatura como severidade do desgaste. Nos aços-rápidos, dependendo da severidade do desgaste entre o abrasivo e o material, os carbonetos podem ser cortados ou atuarem como uma barreira para as partículas abrasivas. Em uma matriz relativamente mole, a presença de carbonetos pode aumentar substancialmente a resistência à abrasão. Uma matriz endurecida é mais eficiente porque fornece maior suporte mecânico aos carbonetos frágeis reduzindo o acúmulo de tensão nos carbonetos e evita que os mesmos sejam arrancados (HUTCHINGS, 1992).

Em geral a resistência ao desgaste abrasivo aumenta com o aumento da porcentagem de carbonetos na matriz. Esta ideia geral é válida mas traz uma resposta muito abrangente porque devem ser observados a relação de dureza entre o abrasivo e cada uma das fases que constituem o material. A dureza do CBN (Tabela 2.2) é muito superior às durezas dos carbonetos tipo MC

e M_6C . Já os rebolos convencionais de carboneto de silício (SiC) e óxido de alumínio (Al_2O_3) possuem dureza suficiente para cortar os carbonetos tipo M_6C porém não conseguem cortar carboneto de vanádio (VC). Considerando a maior dureza indicada na Tabela, seguindo a relação de severidade do desgaste, para se cortar um carboneto de vanádio, considerando a maior faixa de dureza relatada na literatura, seria necessária a ação de um abrasivo com pelo menos 3800 HV.

Tabela 2.2 Valores de dureza para materiais abrasivos e fases constituintes dos aços rápidos

Material	Dureza (HV)
Nitreto de Boro Cúbico (CBN) ¹	~4500
Carbeto de Silício (SiC) ¹	2100 – 2600
Óxido de Alumínio (Al_2O_3) ¹	1800 – 2000
Martensita ¹	500 – 1000
Carboneto tipo MC de Vanádio (VC) ²	2460 – 3150
Carboneto de molibdênio (Mo_2C) ²	1500
Carboneto tipo M_6C (W_6C ou Mo_6C) ²	1500

Fonte: 1 - (HUTCHINGS, 1992); 2 - (MESQUITA, 2016)

A transição do desgaste brando para severo de materiais com múltiplas fases se inicia e termina quando a dureza da matriz e a dureza das fases são respectivamente excedida pela dureza do abrasivo. A uma alta taxa de desgaste abrasivo, o material perdido de um material multifásico pode ser maior do que materiais com uma única fase se a fase endurecida puder ser arrancada da matriz e agir como um abrasivo, ou se o mecanismo de remoção se tornar frágil, sendo observado lascamento do material (GAHR, 1998).

b) Fração volumétrica de carbonetos na microestrutura

A resistência à abrasão aumenta quando a fração volumétrica dos carbonetos aumenta, uma vez que eles agem como uma barreira que impede o progresso dos mecanismos de desgaste abrasivo. Entretanto, a presença de carbonetos grosseiros enfraquece a microestrutura porque eles são pontos de acúmulo de tensões que induzem às falhas nos carbonetos durante o processo abrasivo (GAHR, 1998).

A fração volumétrica pode ser estimada pelo balanço estequiométrico dos elementos formadores de carboneto segundo a relação destacada pela **Equação (2.1)**, indicada por

(KÖNIG; MESSER, 1981) e citada por (BADGER, 2007). O Teor de Carboneto Equivalente (TCE) pode ser descrito por:

$$TCE (\%) = W + 1,9 Mo + 6,3V \quad (2.1)$$

Em que: W , Mo e V é a porcentagem em massa na composição dos elementos tungstênio, molibdênio e vanádio, respectivamente. Os trabalhos citados relacionam a resistência ao desgaste abrasivo ao TCE . No entanto, de acordo com Badger (2007) estes trabalhos geralmente não levam em consideração o tamanho dos carbonetos nem a diferença de dureza entre os do tipo MC e M_6C .

A redução do tamanho do carboneto, para uma dada fração volumétrica de carbonetos, não apenas diminui a probabilidade de uma fratura no carboneto, mas também diminui a distância média entre eles, relatado na literatura como “caminho livre médio”, e, desta forma, reduz a exposição da matriz em relação aos abrasivos. Contudo, conforme o tamanho dos carbonetos é diminuído, a possibilidade dos carbonetos fornecerem suporte ao carregamento e protegerem a matriz diminuem (HUTCHINGS, 1992).

c) Tamanho, Forma e distribuição dos carbonetos

Não existe uma relação simples entre o volume de carbonetos e a resistência ao desgaste abrasivo. Carbonetos muito pequenos aumentam a resistência da matriz à deformação plástica e abrasão. Carbonetos grandes de elevada dureza podem contribuir significativamente com o aumento da resistência ao desgaste. Entretanto, o ponto de maior resistência ao desgaste é ultrapassado quando microtrincas e delaminação dos carbonetos ocorre, que é causado pelo aumento do volume dos carbonetos. A resistência à abrasão de materiais de mesma dureza é maior para materiais multifásicos em desgastes brandos, mas quando o desgaste é severo, materiais monofásicos apresentam maior resistência (GAHR, 1998).

Quando os carbonetos são menores que a largura dos sulcos produzidos pelas partículas abrasivas, é observado um aumento na resistência à abrasão devido à redução das tensões internas. Se a largura dos sulcos do processo abrasivo é aproximadamente do mesmo tamanho que os carbonetos, é observada uma queda na resistência ao processo abrasivo, similar a materiais com segunda fase grosseira (HUTCHINGS, 1992).

A taxa de desgaste abrasivo para estes materiais depende do tamanho da fase comparado com o tamanho da deformação causada por uma única partícula abrasiva. A partir de um determinado tamanho mesmo aumentando o tamanho das partículas abrasivas a taxa de desgaste permanece constante. A explicação mais aceita é devido ao efeito de escala. Para remover pequenas porções de material, uma grande quantidade de energia é gasta por unidade de material removido. Entretanto, esta explicação só é válida quando o desgaste abrasivo ocorre de forma dúctil. Uma segunda fase fina e bem distribuída aumenta a resistência ao cisalhamento da matriz, que geralmente leva ao aumento da resistência ao desgaste abrasivo. Carbonetos grandes podem tornar o mecanismo de remoção de material para o regime frágil o que aumenta consideravelmente a taxa de desgaste abrasivo (HUTCHINGS, 1992).

Nos aços rápidos a tensão interna apresenta uma grande dependência da geometria, tamanho e distribuição das inclusões. A probabilidade de se causar uma fratura em um carboneto depende da distribuição das tensões na estrutura que por sua vez depende do tamanho e formato, bem como a distribuição das tensões ao seu redor. O tamanho dos carbonetos depende do grau de deformação ao qual o material foi submetido durante o processo de produção. Na maioria das vezes os carbonetos observados nas microestruturas de aços rápidos possuem formas esféricas, elipsoides ou retangulares (ANTRETTTER; FISCHER, 1997).

d) Características da Matriz

Em uma matriz mole, a presença de carbonetos pode aumentar substancialmente a resistência à abrasão. Uma matriz martensítica é indicada para materiais que contém um grande volume de segunda fase. A matriz pode oferecer um suporte de forma mais eficiente através da redução da deformação local. Uma estrutura martensítica com carbonetos exibe melhor resistência ao desgaste abrasivo comparado com estruturas bainíticas e perlíticas. A resistência à abrasão em estruturas com múltiplas fases é influenciada pela morfologia dos carbonetos, das partículas abrasivas e das propriedades dos materiais (HUTCHINGS, 1992).

No processo de desgaste abrasivo a austenita retida pode resistir à nucleação e propagação de trincas. A quantidade adequada de austenita na microestrutura é até certo ponto benéfica em relação a resistência ao desgaste abrasivo. Matrizes que possuem uma quantidade muito pequena de austenita retida apresentam uma pior resistência ao desgaste. Se a quantidade for muito alta a matriz perde dureza, o que também resultará na diminuição da resistência ao desgaste. Desta forma, existe uma quantidade apropriada de austenita retida que faz com que os aços rápidos apresentem uma ótima resistência ao desgaste abrasivo (XU et al., 2007).

2.4. Ensaios Tribológicos de Desgaste Abrasivo

Nesta seção alguns trabalhos são destacados da literatura com o objetivo de mostrar como o desgaste abrasivo em aço-rápido, pode ser quantificado. Em geral, os ensaios tribológicos em aços-rápidos relatados na literatura são realizados com baixas taxas de abrasão, em aços utilizados como ferramentas de corte, ou em altos níveis de tensão, para àqueles utilizados na fabricação de cilindros laminadores. Serão apresentados também alguns trabalhos em que se busca reproduzir os mecanismos de retificação por meio da adaptação dos ensaios tribológicos.

De acordo com García et al. (2014), ensaios tribológicos clássicos fornecem um ponto de partida para compreender os fenômenos que ocorrem durante a usinagem por abrasão, entretanto a velocidade relativa e a pressão de contato destes ensaios são longes das envolvidas em operações reais de retificação. A configuração clássica pino-disco não é adequada para simular as condições de retificação. Este tipo de ensaio oferece um grande controle dos parâmetros de processo, mas falha em reproduzir as pressões de contato extremas observadas nas operações de retificação. Estes autores citados realizaram um estudo comparativo entre ensaios realizados em uma bancada adaptada à retificadora, e ensaios do tipo pino-disco com altas velocidades e altas pressões de contato. A partir dos resultados alcançados após os ensaios em ambos tipos de testes, destacam que os ensaios realizados diretamente na máquina de retificação possuem como vantagem um controle mais preciso dos parâmetros, quando comparados com operações reais, o que permite avaliar os efeitos dos diferentes mecanismos de retificação na energia específica. Por outro lado, o ensaio tipo pino-disco modificado tem como característica um maior controle da pressão na região de contato, o que permite isolar os efeitos adesivos entre a peça e o abrasivo.

O estudo de Bergman, Hedenqvist e Hogmark (1997), investigou seis amostras de aço-rápido produzidas pela metalurgia do pó, com as mesmas propriedades da matriz mas com diferentes tamanhos e distribuição dos carbonetos. Eles realizaram uma comparação da resistência ao desgaste abrasivo a dois e a três corpos bem como para um teste de desgaste erosivo. Eles observaram que ao empregar abrasivos mais duros (SiC ou Al_2O_3), na mesma faixa de dureza que os carbonetos primários dos aços-rápidos, a dureza e a ductilidade da matriz foram fatores que controlaram a taxa de desgaste. As taxas de desgaste abrasivo dos ensaios com configurações de dois e três corpos apresentaram apenas pequenas variações relacionadas à fração volumétrica, tamanho e tipo de carbonetos primários. Segundo os autores, uma resistência ao desgaste relativamente alta é associada com os grandes e duros carbonetos

primários com abrasivos comparativamente mais moles. Este efeito foi atribuído principalmente ao cegamento das arestas cortantes das partículas abrasivas. Os autores também sugerem que ensaios de abrasão a dois corpos podem ser empregados para avaliar o processo de retificação em aços rápidos.

Wei, Zhu e Xu (2006), estudaram a influência da quantidade de carbono e vanádio na resistência ao desgaste abrasivo de aços-rápidos com alto teor de vanádio. Através da medição dos carbonetos utilizando micrografias, eles observaram uma maior quantidade de carbonetos presente quando a razão entre vanádio e carbono é igual a três. Ao manterem a mesma proporção, com aproximadamente 7% de vanádio, eles observaram formação de um carboneto esférico; já ao reduzirem a quantidade, eles registraram uma pequena quantidade de carbonetos. E ao realizarem o teste pino-lixo com lixa abrasiva de óxido de alumínio (Al_2O_3), granulometria 120 mesh, eles demonstraram que tanto o tamanho quanto a distribuição dos carbonetos, combinados com a dureza da matriz, influenciaram significativamente a resistência ao desgaste abrasivo. A combinação de carbonetos de vanádio esféricos e rugosos em uma alta concentração (18% em volume) dispersos em uma matriz endurecida (acima de 58 HRC) apresentou a melhor resistência ao desgaste dentre os materiais estudados.

Rodenburg and Rainforth (2007) realizaram ensaios com configuração de rolamento-deslizamento de aços-rápidos produzidos por diferentes rotas de processamento: conformação por spray, conformação por spray e forjamento e metalurgia do pó, com composição próxima ao AISI M3:2. As diferenças nas microestruturas são evidentes de acordo com o processo de fabricação empregado, porém existem variações em materiais obtidos através do mesmo processo por diferentes fabricantes. Ao realizarem testes de rolamento e deslizamento com altos carregamentos (pressão de contato inicial de 530 MPa), os autores verificaram grande correlação entre o desgaste e o tamanho médio dos carbonetos. Além disso, eles detectaram a presença de carbonetos com diferentes tamanhos, que são o principal fator de influência sobre o comportamento do desgaste abrasivo em aços-rápidos. Eles concluíram que a análise de frequência, da distribuição dos tamanhos dos carbonetos pode ser utilizada para prever mudanças na taxa de desgaste abrasivo.

Gordo et al. (2000) realizaram um estudo sobre a influência da adição de elementos de reforço (carbonetos de nióbio (NbC) e carboneto de tântalo (TaC)) em uma matriz de aço AISI M3:2 por sinterização a vácuo. Foram realizados testes pino-disco (padronizados através da norma ASTM G99), em que os discos de aço-rápido foram testados contra um pino de alumina. Os aços testados possuíam diferentes frações volumétricas de carboneto e diferentes

composições. Os autores concluíram que os carbonetos de nióbio atuam efetivamente na redução de desgaste abrasivo (reduzindo de 2,5 para 1,5 o fator de desgaste abrasivo k cuja unidade é $10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$). Os carbonetos de tântalo em pequenas concentrações se destacaram da matriz e atuam como abrasivos sobre a superfície.

Richter (2003) investigou o efeito dos carbonetos primários de aços-rápidos em abrasão em microescala, sob a configuração de rolamento-deslizamento. Seis tipos de aços rápidos foram avaliados, sendo quatro destes com diferentes proporções de nióbio e titânio e duas classes comerciais, um deles classe AISI M2 e outro fabricado por metalurgia do pó (sinterizado). Foram utilizados como abrasivos óxido de alumínio (Al_2O_3) e carboneto de silício (SiC). Os resultados mostraram correlação entre o coeficiente de desgaste abrasivo e a quantidade de carbonetos presentes. Ele demonstrou ainda que a severidade do desgaste abrasivo, definida pela taxa entre a dureza do abrasivo (H_a) e do material (H_m), tem relação com a severidade do desgaste. Neste caso a severidade do desgaste (H_a/H_m) apresentou o valor de 1,2 como o limite entre o desgaste brando e o severo. Os aços rápidos Ti/Nb investigados com uma fase de carboneto modificada exibiram uma maior resistência ao desgaste do que os comerciais devido a ação dos grandes carbonetos primários do tipo MC.

O estudo conduzido por Badisch e Mitterer (2003) utilizou o método esfera sobre plano para caracterizar aços-rápidos com diferentes frações volumétricas de carbonetos variando o tipo de abrasivo. O desgaste abrasivo mais severo foi encontrado quando utilizado partículas de carboneto de silício (SiC), que desgastou tanto a matriz martensítica quanto os carbonetos o que não permitiu encontrar diferenças significativas entre as amostras. Estes autores relataram que o desgaste abrasivo menos severo foi observado utilizando partículas de Al_2O_3 . Eles destacaram ainda que nesta configuração de ensaio o Al_2O_3 é o mais indicado para classificar os aços-rápidos de acordo com sua resistência ao desgaste, devido a sua dureza ser bem ajustada aos carbonetos primários e a matriz martensítica.

O estudo realizado por Xu et al. (2014) sob condições de rolamento e deslizamento consistiu em investigar a resistência ao desgaste abrasivo de aços-rápidos de alto teor de vanádio (aproximadamente 9%). Os ensaios foram realizados sob condições de alta tensão, que resultou em não só uma alta taxa de desgaste abrasivo, mas também foi observada transformação de fase na matriz. Os autores destacaram que quando se compara os carbonetos do tipo M_6C e MC, o segundo é mais granular e grosseiro, o que afeta a tenacidade do aço-rápido tornando-se mais difícil de ser quebrado durante o rolamento nos ensaios realizados.

Assim, a presença do carboneto do tipo MC aumenta a resistência ao desgaste abrasivo e a tenacidade dos aços-rápidos de forma mais eficiente do que os do tipo M_6C .

Segundo Xu et al. (2007), a resistência ao desgaste abrasivo é um dos parâmetros mais importantes em determinadas aplicações industriais. Apesar disso, são vários os trabalhos com tentativa de aumentar a resistência ao desgaste, mas negligenciam a instabilidade do fenômeno em certas condições. O fenômeno pode ser ainda mais evidente em materiais com altas quantidades de carbonetos. Para avaliar aços-rápidos com alto teor de vanádio, os autores realizaram ensaios pino-lixo utilizando lixas de alumina com granulometria 120 mesh. O disco foi ajustado para a rotação de 70 rpm e a pressão de contato de 15,6 MPa. Para avaliar a estabilidade do desgaste propuseram uma forma de expressar a variação dos resultados obtidos através de um coeficiente de estabilidade, que reflete a possível flutuação do desgaste abrasivo em uma dada condição. Para expressar quantitativamente, o fator de estabilidade (K) é definido como a razão entre o valor mínimo (W_{min}) pelo valor máximo observado (W_{max}) de desgaste conforme a **Equação (2.2)**.

$$K = \frac{W_{min}}{W_{máx}} \quad (2.2)$$

Os autores Xu et al. (2007), sugerem que o parâmetro estabilidade do desgaste (K) é indicado para avaliar a confiabilidade da resistência ao desgaste, podendo ser útil por exemplo para identificar a possibilidade de variações na vida de ferramentas produzidas do mesmo material e sob as mesmas condições de usinagem.

Blickensderfer e Laird (1988) apresentaram um estudo comparativo em diversos materiais avaliando a resistência ao desgaste abrasivo no ensaio pino-lixo. Dentre os materiais, foram testados ferros-fundidos brancos com alto teor de cromo em diferentes composições e características da matriz. Estes materiais continham carbonetos primários Fe-Cr, com fração volumétrica de carbonetos variando entre 20,2 % e 37,2%, que, segundo os autores, são responsáveis pela variação dos resultados neste tipo de teste. Para demonstrar, eles organizaram os ensaios em dois grupos, e se calculou a média e o desvio padrão do desgaste abrasivo. Para verificar a repetitividade do ensaio foi estabelecido o conceito de coeficiente de variação (CV), que consiste na razão entre o desvio médio padrão pela média, em cada grupo de resultados. Os autores observaram que o aço com maior fração volumétrica de carbonetos primários e uma matriz martensítica apresentou um CV em torno de 20%, enquanto que o aço com menor

volume de carbonetos e matriz austenítica resultou em um CV em torno de 2%. Os autores destacam que conforme foi aumentado o comprimento percorrido pelo pino durante o ensaio, o CV diminuiu até atingir um nível estável. Os autores ainda destacaram a necessidade de ajustar o ensaio para um mínimo comprimento percorrido que forneça um valor representativo de CV.

García et al. (2018), apresentam uma pesquisa que compara o processo de Moldagem por Injeção de Metal e o processo de Metalurgia do Pó na fabricação de compósitos a partir do aço AISI M2 com adições de carboneto de vanádio (VC) em diferentes proporções. Estes materiais foram testados através dos métodos de ensaio tribológico pino-disco e esfera sobre plano. De acordo com os autores, nos dois tipos de teste e em materiais obtidos pelos diferentes processos, a resistência ao desgaste abrasivo apresentou uma tendência de melhoria devido a adição dos carbonetos de vanádio. No entanto, com concentrações de 10% em massa de carbonetos de vanádio, o material obtido através de metalurgia do pó criou grandes precipitados nos contornos de grão, com baixo nível de adesão com a matriz. Os autores relatam que estes precipitados podem facilmente se fraturar o que favorece o mecanismo de abrasão a três corpos, e assim, diminuí a resistência ao desgaste abrasivo. Com isso, eles concluíram que o processo de manufatura desempenhou um papel importante, principalmente quando a quantidade de carbonetos de vanádio ultrapassa 6% em massa.

Conforme apresentado nesta seção, os ensaios tribológicos pino-disco ou esfera-sobre-plano são empregados para investigar a ação dos carbonetos na resistência ao desgaste abrasivo de ferramentas de aço-rápido. Enquanto o pino-disco reflete uma condição de abrasão com alta tensão, e com maior área de contato, o ensaio esfera sobre plano apresenta uma menor região de contato em um ambiente abrasivo com pequenas partículas. Como destacado por García et al. (2014), os ensaios tribológicos não reproduzem todos os mecanismos de retificação, no entanto, é possível recorrer a ensaios tribológicos clássicos que sejam representativos ao efeito que se deseja avaliar.

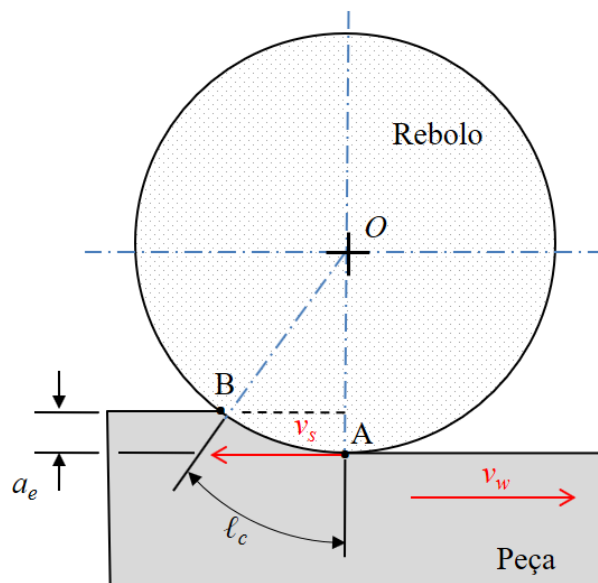
2.5. Retificação em aços-rápidos

A retificação em aços-rápidos é geralmente empregada para dar forma e acabamento em ferramentas de corte como, por exemplo, na fabricação de canais helicoidais em brocas e fresas, na geração dos filetes de machos de corte e ainda para a afiação, ou reafiação, de várias ferramentas como fresas de diversos tipos. Cada processo de retificação possui suas particularidades geométricas e cinemáticas, que interferem principalmente nas dimensões da

região de contato entre o rebolo e a peça. Para facilitar a compreensão do processo de retificação, é apresentado os parâmetros de retificação plana tangencial, uma vez que suas principais grandezas são descritas no plano que contém as velocidades de corte e de avanço.

Na retificação tangencial plana o rebolo gira fixo em um eixo O com velocidade periférica (v_s) enquanto a peça se move em sua direção com velocidade (v_w) conforme ilustrado na **Figura 2.4**. No início do processo o rebolo tangencia a peça, então é deslocado na direção da peça a uma profundidade definida como penetração de trabalho (a_e). A penetração de trabalho resulta em um comprimento de contato (ℓ_c) entre os pontos A e B (MALKIN; GUO, 2008).

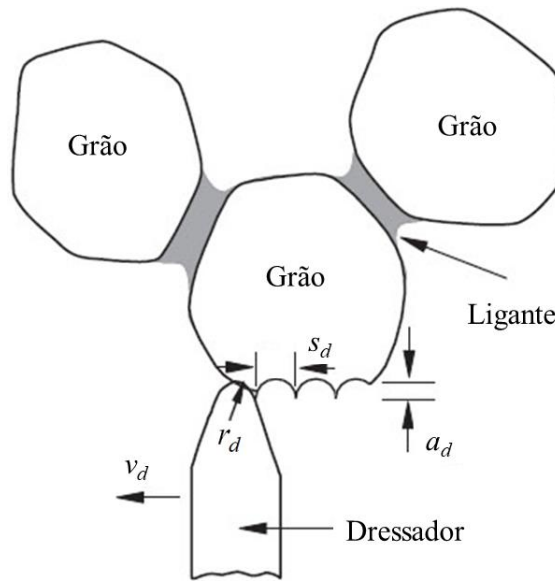
Figura 2.4 - Representação dos parâmetros durante a retificação tangencial plana.



Fonte: Adaptado de Malkin e Guo (2008).

Com o progresso da operação de retificação, os grãos abrasivos do rebolo perdem o poder de corte e precisam ser dressados (reafiados). Durante a dressagem de rebolos convencionais com dressadores de ponta única, o dressador com raio de ponta (r_d) se desloca através da superfície do rebolo com uma velocidade de deslocamento (v_d), removendo uma profundidade de corte (a_d) a cada revolução do rebolo, conforme ilustrado na **Figura 2.5**. Desta forma, a superfície do rebolo apresenta uma textura cortada em forma semelhante a de filete de rosca com passo (s_d) (MALKIN; GUO, 2008).

Figura 2.5 - Trajetória de corte de um dressador de ponta única através dos grãos abrasivos.



Fonte: adaptado de Malkin e Guo (2008).

Existem dois efeitos que ocorrem durante o processo de dressagem, o macro-efeito e o micro-efeito. O macro-efeito é o resultado da geometria deixada nos grãos do rebolo através da dinâmica do processo de dressagem, conforme mostrado na **Figura 2.5**. Já o micro-efeito é resultado do arrancamento e fratura de grãos formando novas arestas de corte. A característica do abrasivo da sua capacidade de se fraturar gerando novas arestas é denominada friabilidade (MALKIN; GUO, 2008).

Através dos principais parâmetros de retificação são definidas algumas relações que nos permitem estabelecer uma comparação entre as combinações de condições de usinagem adotadas. De acordo com Malkin e Guo (2008), a taxa de remoção de material por unidade de largura do rebolo, apresentada na Equação (2.3), pode ser definida pela quantidade de material removido por unidade de tempo.

$$Q'_w = a_e \cdot v_w \quad (2.3)$$

O parâmetro espessura equivalente de corte (h_{eq}), apresentada na Equação (2.4), representa a quantidade de material teoricamente removida em uma volta do rebolo. Mais do que isto relaciona parâmetros cinemáticos com a taxa de remoção de material, o que torna este parâmetro representativo em relação a severidade dos parâmetros de corte (MALKIN; GUO, 2008).

$$h_{eq} = \frac{Q'_w}{v_s} \quad (2.4)$$

O valor da espessura equivalente de corte, entretanto, é apenas aplicável a um processo real de retificação a uma extensão limitada, uma vez que as relações cinemáticas são derivadas de uma condição de contato idealizadas. O processo real de corte não é simplesmente um processo geométrico, há também efeitos plásticos e elastoplásticos, além da formação do cavaco ser diferente da teoria geométrica. Esta é a razão porque experimentos são indispensáveis para ganhar conhecimento e entendimento sobre o mecanismo de remoção de material (MARINESCU et al., 2013).

O processo de remoção de material durante o contato entre uma aresta cortante do abrasivo na superfície da peça depende principalmente das propriedades físicas do sistema (abrasivo, material da peça e atmosfera de usinagem). Uma distinção básica pode ser feita entre três diferentes mecanismos de desgaste abrasivo durante o processo de retificação: microsulcamento, microcorte e microtrinca. No microsulcamento, há uma deformação plástica, ou elastoplástica, contínua na direção das bordas dos sulcos, com uma perda de material desprezível. Em processos reais, o impacto simultâneo de várias partículas abrasivas, ou a ação repetida de uma única partícula, leva a falha do material na borda dos riscos, causada por sucessivas deformações plásticas. Um processo de microcorte ideal resulta na formação de cavaco onde o volume do cavaco é equivalente ao volume do sulco causado. Microsulcamento e microcorte ocorrem principalmente durante a usinagem de materiais dúcteis. A relação entre microsulcamento e microcorte basicamente depende das condições predominantes, como a combinação entre o material e abrasivo, parâmetros de retificação e geometria dos abrasivos. Microtrincas ocorrem através da formação de trincas e lascamento. Neste mecanismo de remoção de material, o volume do cavaco removido pode ser muitas vezes maior que o volume dos riscos. Microtrincas ocorre principalmente durante a usinagem de materiais frágeis como vidros, cerâmicas e silício (MARINESCU et al., 2013).

Em materiais como os aços-rápidos o mecanismo predominante de retificação dependerá do rebolo e das características das fases presentes na microestrutura. Se forem empregados rebolos convencionais de óxido de alumínio ou carboneto de silício, nos quais a dureza do abrasivo possui um valor próximo à dureza dos carbonetos, estes abrasivos não conseguirão promover o processo de microcorte. No entanto ao se empregar CBN como abrasivo, que possui dureza duas vezes maior que os carbonetos tipo MC (ver **Tabela 2.2**) este irá promover o processo de corte. Outros fatores como o tamanho relativo entre os riscos e os

carbonetos, a fração volumétrica de carbonetos e a dureza da matriz também tem grande influência no tipo de mecanismo observado, como já discutido na seção “**2.1 Mecanismos de Abrasão nos aços-rápidos**”.

Um outro parâmetro muitas vezes relacionado na literatura como uma medida de eficiência do processo é relação de retificação, ou relação G , que é a razão entre o volume de material removido da peça (Z_w) pelo volume de desgaste do rebolo (Z_s), conforme mostrado na **Equação (2.5)** (MARINESCU et al., 2013).

$$G = \frac{Z_w}{Z_s} \quad (2.5)$$

A grande gama de diferenças nas composições entre os aços ferramentas leva a uma grande variação nas características de retificação. O índice de retificabilidade de um material é uma medida do quão fácil é de se remover material em termos de desgaste de rebolo, numericamente igual a relação G . Este conceito não inclui a sensibilidade da retificação, que é a propensão do material em sofrer trincas durante a retificação, tampouco abrange o conceito de acabamento superficial, porém pode ser empregado para mensurar a capacidade do rebolo em manter a tolerância dimensional ou a produtividade relativa. Em operações como retificação cilíndrica ou de rosqueamento, em que o rebolo se desgasta muito pouco antes do processo de dressagem, este parâmetro se torna menos significativo (DAVIS, 1995).

Em geral a retificabilidade de aços-rápidos após o tratamento térmico é inversamente proporcional à dureza da matriz, ao volume dos carbonetos presentes na matriz e à dureza individual de cada carboneto. O vanádio como elemento de liga tem um grande efeito sobre a retificabilidade, devido à formação de carbonetos não dissolvidos na matriz, em geral o aumento de 1 a 4% no teor de vanádio reduz o fator de retificabilidade em aproximadamente trinta vezes. A dureza do carboneto próximo da faixa de dureza dos abrasivos dos rebolos convencionais explica parcialmente o porquê é difícil retificar estes materiais (DAVIS, 1995).

De acordo com Mesquita (2016), devido a elevada dureza, os grandes carbonetos de vanádio do tipo MC não são facilmente removidos durante o processo de retificação de ferramentas o que pode causar um superaquecimento local próximo as arestas cortantes, que por sua vez pode levar a um dano térmico, resultando em perda de dureza ou até mesmo trincas. Quando carbonetos do tipo MC estão presentes na microestrutura em tamanhos grandes ou mal distribuídos, os problemas na retificação tornam-se piores, desta forma é importante buscar reduzir o tamanho destes carbonetos durante a produção do material.

Badger (2007) avaliou a retificabilidade de dezoito classes de aços-rápidos produzidas pelo processo convencional da metalurgia do pó. Foi utilizada retificação tangencial plana com rebolo de óxido de alumínio (grana mesh 46) avaliando a potência de retificação e o desgaste do rebolo. Uma das observações foi que o aumento da fração volumétrica dos carbonetos resultou na diminuição da relação G . O autor também comparou os aços rápidos com alto teor de vanádio que foram produzidos por diferentes fabricantes, e que tinham diferentes tamanhos de carbonetos. Neste caso, também observou que a relação G é inversamente proporcional a fração volumétrica de carbonetos tipo MC. Foi concluído que, independente da classe de material, ou processo de obtenção ser convencional ou metalurgia do pó, a potência consumida aumentava com a diminuição da taxa G em uma relação aproximadamente linear. O fator limitante para o aumento da taxa de remoção de material nos materiais de difícil retificação é a combinação do desgaste do rebolo e o calor gerado devido ao atrito. O autor ainda relatou que nestes casos a potência consumida é um parâmetro mais representativo da retificação do que a relação de retificação G .

Nos aços-rápidos, com o aumento da quantidade de carbonetos na microestrutura o desgaste do rebolo aumenta, resultando na diminuição da relação G . O principal mecanismo de desgaste do rebolo é causado devido fratura do grão abrasivo quando este atinge carbonetos de dureza superior. Os carbonetos de vanádio devido à elevada dureza exercem grande influência no desgaste de rebolos de abrasivos convencionais. De acordo com König e Messer (1981), a avaliação da retificabilidade deve ser realizada com base na análise de um sistema complexo considerando a variação nas diferenças de processo e condições de retificação empregadas. Os autores acrescentam que não é possível descrever o totalmente o comportamento de um material utilizando um parâmetro que é dependente da sua microestrutura.

2.6. Integridade superficial de peças retificadas

Após os processos de fabricação a superfície do material possui novas propriedades e características quando comparada com o estado inicial, que constitui o que é denominado integridade superficial. Este termo se refere a características geométricas (textura, topografia), características físico-químico, características cristalográficas e propriedades mecânicas da superfície, como tensão residual, deformação plástica, camadas fraturadas, resistência a corrosão, absorção, energia livre, dentre outras (DAVIM, 2010).

Existe um grande número de parâmetros que influenciam na camada superficial da peça que passou por processo de retificação, como por exemplo, as características e topografia do rebolo, as características do material da peça, a cinemática do processo (rigidez e vibração da máquina-ferramenta), o ambiente (fluido de retificação), dentre outros. Em função disso, qualquer previsão das propriedades da camada superficial é extremamente difícil em retificação. Todas estas propriedades podem influenciar fortemente as propriedades da superfície, geométrica, física ou química. As características do material da peça alteram a partição de energia entre o rebolo e a peça, que resulta na mudança da temperatura de retificação bem como a severidade dos danos de origem térmica observados (DAVIM, 2010).

2.6.1. Rugosidade

Tradicionalmente um processo estável dentro da faixa de tolerância de rugosidade aritmética (R_a) é considerado satisfatório a níveis industriais. Avanços tecnológicos recentes exigem novos limites nas tolerâncias de fabricação e melhor entendimento dos aspectos tribológicos envolvidos, o que implica na necessidade de uma caracterização da superfície de forma mais precisa, que por sua vez acarreta na utilização de outros métodos de avaliação. A textura da superfície tem sido aplicada mais como um indicativo da variação do processo devido ao desgaste da ferramenta, vibração da máquina ferramenta, dentre outros, e menos aplicada como uma medida do desempenho de um dado componente. Os requisitos de tolerância (dimensional e de forma), características tribológicas (atrimento e desgaste abrasivo), em geral são usadas para avaliar a funcionalidade de uma tecnologia de superfície (DAVIM, 2010). Por outro lado, a rugosidade é um parâmetro consagrado na literatura que permite comparar a usinabilidade, de um dado material, quanto ao desempenho da ferramenta, as técnicas de refrigeração adotadas e as condições de usinagem.

De acordo com Malkin e Guo (2008), a granulometria do rebolo não é o principal fator relacionado com a rugosidade. Ao empregar rebolos com abrasivos convencionais, quando dressados antes da retificação, o tamanho do abrasivo exerce uma pequena influência sobre a rugosidade. As arestas de corte ativas dos grãos abrasivos geradas pela deformação localizada e fratura durante a dressagem, e a espessura de cavaco são tipicamente muito menores que o tamanho do grão abrasivo. Por este motivo, a dressagem é o fator que mais influencia na rugosidade. Ressalta-se, entretanto, a retificação contínua após a dressagem anula seus efeitos iniciais e, por via de regra, superfícies menos rugosas são obtidas com rebolos mais finos.

De acordo com Puerto et al. (2013), no processo de retificação a rugosidade da peça está estreitamente relacionada com os parâmetros de dressagem. Os autores realizaram ensaios de retificação no aço ferramenta F-5229 (Similar ao AISI O2), monitorando as forças geradas durante o processo e o desgaste do rebolo de óxido de alumínio, em oito condições de dressagem, e em condições de retificação menos agressivas e mais agressivas. Os autores relatam que condições de dressagem mais brandas (com menor a_d e maior s_d) levam a piores valores de rugosidade conforme o progresso do desgaste do rebolo, enquanto condições mais agressivas de dressagem tem a tendência de melhorar a rugosidade. Quando aplicadas condições agressivas de retificação (alta taxa de remoção de material), mesmo com o desgaste do rebolo não há prejuízo a capacidade de retificação, devido ao fato do grão abrasivo fraturar e novas arestas surgirem constantemente. Por outro lado, com condições de retificação mais brandas, o rebolo perde sua capacidade de corte devido aos grãos abrasivos sofrerem desgaste por atrito e a área de rebolo com arestas desgastadas aumentar, o que leva ao aumento do mecanismo de sulcamento do material e conseqüentemente requer maiores forças para remover o material. Desta forma, em condições menos agressivas, mesmo com menor desgaste diametral do rebolo foram observados piores resultados em relação a rugosidade.

Os autores Jaworski, Trzepieciniski e Stachowicz (2016) realizaram uma pesquisa sobre a influência dos parâmetros de retificação na rugosidade de peças de aços-rápidos de baixa liga, sendo que foram testadas quatro classes de aço-rápido sob o processo de afiação, com rebolo de óxido de alumínio com grana mesh 24, e constataram não haver diferenças significativas entre os materiais. Eles relataram que a rugosidade R_a aumentou com a penetração de trabalho, passando de 0,5 μm para 0,8 μm , respectivamente para as penetrações de trabalho mais baixa (15 μm) e mais alta (35 μm). Já com o aumento da velocidade de avanço da peça (de 4 m/min para 6 m/min), a rugosidade R_a aumentou de aproximadamente 0,7 μm para em torno de 0,8 μm . Após a retificação, as ferramentas de aço-rápido foram testadas através do processo de torneamento de aço AISI 52100 e em seguida foram medidos seus desgastes. Eles concluíram que, independente da textura superficial, as ferramentas que apresentaram maior vida foram aquelas cujas ligas eram propensas às mudanças de fase durante o processo de afiação.

Lima (2016) realizou um trabalho experimental de retificação tangencial plana em várias classes de ferros fundidos com diferentes parâmetros de corte (penetração de trabalho de 15 μm e 30 μm , velocidade da peça de 5 m/min e 10 m/min e a granulometria do rebolo (mesh 46 e mesh 100) e rebolo de carbetto de silício. Foi observado que a rugosidade aumentou com a penetração de trabalho e com a diminuição do tamanho do grão abrasivo (aumento da grana

mesh). A autora atribui esse resultado ao fato de que grãos com dimensões menores possuem arestas de corte menores, e assim estando mais sujeitas a quebras e desgaste acelerado durante a retificação.

Guimarães (2016) realizou uma pesquisa investigativa sobre a retificação tangencial plana de três aços utilizados na fabricação de moldes e matrizes com rebolos de diferentes materiais abrasivos e sob diferentes técnicas de aplicação do fluido de corte (Convencional e Mínima Quantidade de Lubrificante (MQL)). Dentre vários parâmetros de saída, ele mediu a rugosidade (Ra), a microdureza e as tensões residuais das peças. O autor relatou que a rugosidade aumentou com a espessura de corte equivalente na maioria das condições testadas para os três aços, apresentando valores de Ra entre 0,15 μm e 0,30 μm .

Os autores Da Silva et al. (2018) conduziram um estudo experimental avaliando a superfície e subsuperfície após a retificação de três classes de ferros fundidos (cinzento, nodular e de grafita compacta). Foram realizados ensaios utilizando rebolo de SiC com granulometrias 46 e 100 mesh, sob diferentes condições de retificação. Após os ensaios foram avaliados a microdureza, a rugosidade e o aspecto da superfície por meio de MEV. Os autores destacam que o comportamento dúctil ou frágil desempenha um papel importante na formação do cavaco na retificação destes materiais, o que reflete no acabamento superficial. A grafita lamelar do ferro fundido cinzento promove a nucleação da trinca e sua propagação fazendo com que este material tenha um comportamento frágil, diferente da grafita compactada que não favorece a propagação de trincas. Para a grafita lamelar foi observado nas superfícies das amostras deformação plástica e escoamento do material para as laterais em algumas regiões causadas pela passagem do grão abrasivo. Além disso foi evidenciado destacamento de material especialmente quando retificado utilizado rebolo de granulometria 100 mesh. Para o ferro fundido com grafita compacta foram observadas marcas de retificação interrompidas o que resultou em piores resultados de rugosidade, comparado com os demais. Os autores demonstraram que a microestrutura e as propriedades mecânicas de diferentes classes de ferros fundidos desempenham uma significativa influência na sua retificabilidade, em especial aos aspectos relacionados a superfície.

2.6.2. Camada afetada termicamente

Levando em consideração os diferentes tipos de energia transferidos para a superfície e subsuperfície, o fator básico que influencia na integridade superficial são as temperaturas

geradas durante o processo de fabricação, tensão residual, transformações metalúrgicas de fase, deformação plástica na superfície, lascamento e trincamento (DAVIM, 2010).

Um dos tipos mais comuns de danos térmicos é a queima de retificação. Este fenômeno é observado em uma grande variedade de tipos de aços convencionais e aços liga, e também em outros materiais metálicos. A queima de retificação é visível na superfície de peças retificadas sendo caracterizada por cores escurecidas, acobreadas ou azuladas, como resultado de uma camada de óxido formada em altas temperaturas. A ocorrência da queima é esperada quando uma temperatura limite é ultrapassada na região de retificação, e geralmente é um indício de perda de dureza próximo a superfície (MALKIN; GUO, 2007).

O revenimento ocorre comumente próximo a superfície da peça durante a retificação de aços endurecidos, e pode ser acompanhada no caso mais severos, em uma retêmpera. A profundidade da camada afetada termicamente pode ser reduzida através da utilização de velocidades da peça mais alta que resulta em uma menor penetração do calor e menores tempos de aquecimento (MALKIN; GUO, 2007).

De acordo com He et al. (2019), a detecção de queima de retificação é essencial para a fabricação de componentes mecânicos devido a ela diminuir o desempenho e vida da peça em relação a fadiga, e também afetar a qualidade da retificação de precisão. De acordo com os autores, os métodos de detecção podem ser divididos em técnicas de predição, utilizados para prever quando a queima irá ocorrer, e métodos de detecção póstumos, que são aqueles para verificar a queima após a sua ocorrência. A seguir são destacados alguns métodos póstumos citados pelos autores:

- a) Corrosão por ácido: devido a variação de sensibilidade das diferentes microestruturas e dureza nos materiais dos aços ao ataque químico Nital, quando atacada, as amostras de aço com queima irão apresentar cores diferentes, quando comparadas com amostras sem queima. Em geral, o revenimento causado por retificação produz predominantemente uma microestrutura de sorbita, que terá aparência preta após o ataque. Uma queima com endurecimento secundário, irá induzir uma microestrutura com predominância de martensita e irá apresentar aparência branca com marcas pretas no entorno após o ataque com nital;
- b) Microdureza na superfície: o revenimento causado pela queima diminui a microdureza próximo a superfície. Em geral, a redução na dureza é proporcional a severidade da queima. Uma re-têmpera, por sua vez, irá induzir durezas mais elevadas próximas a

superfície. Desta forma o tipo de queima e a severidade pode ser avaliada através da comparação de microdurezas antes e depois da retificação. Os testes de microdureza são capazes de distinguir o revenimento e recozimento através da queima, mas não é capaz de diferenciar o encruamento, devido a esforços mecânicos, do endurecimento secundário (re-têmpera) quando é observado o aumento da microdureza;

- c) Inspeção visual: A inspeção visual, consiste a uma observação de superfície das peças com ou sem ajuda de instrumentos. Reações de oxidação ocorrem na superfície retificada sob condições de alta temperatura na zona de retificação, resultando na produção de uma fina camada de óxido. Um aumento no grau de dano térmico é geralmente observado por um aumento da camada de óxido, e, devido a cor do filme sob o efeito de interferência ótica, apresenta coloração mais escura. O grau de dano térmico é geralmente determinável pela cor do filme. Apesar de ser uma técnica bastante subjetiva, métodos mais modernos de visão computacional têm sido empregados para buscar uma medição mais precisa;
- d) Análise de composição química: diferente dos métodos de inspeção visual, a composição química da camada superficial de óxidos após a queima de retificação é uma expressão direta do grau de queima sofrido pela peça. Várias tecnologias têm sido empregadas para avaliar a composição química de camadas de óxidos. Como exemplo, microanálise não é junto. Microescala também é junto Micro Análise Elementar (EPMA), Espectroscopia por Elétron Auger (AES) e Espectroscopia de Fotoelétrons Excitados por Raio X (XDS). Como desvantagem desta técnica, estes equipamentos ainda são restritos a laboratórios de pesquisa.
- e) Teste de tensão residual: A tensão residual na superfície é alterada no processo de retificação pela ação de forças mecânicas aplicadas, pela temperatura, e tensões devido a transformações de fase. Como resultado, o grau de queima pode ser estimado através de testes de tensão residual na superfície. Análise de raios X (XDR) é uma ferramenta importante para se medir a tensão residual em materiais cristalinos e também podem ser utilizados para detectar a falha do material;

Outro exemplo de técnica de avaliação de danos térmicos é a partir de sinais de Impedância Eletromecânica (EMI). Os autores Da Silva et al. (2018), avaliaram o dano causado a superfície, a partir de ensaios de retificação do material ABNT N2711 (Com dureza de 40 ± 2 HR_C), utilizando rebolo de óxido de alumínio grana 60 mesh, sob diferentes condições de

retificação. A severidade do dano na superfície das amostras foi avaliada por meio da microdureza, da rugosidade e do monitoramento da potência durante os ensaios. Em geral, as amostras submetidas a condições de maior taxa de remoção de material foram as que apresentaram maior severidade de dano térmico, elevada microdureza na superfície e maiores potências de retificação. Nas amostras, utilizando um transdutor piezoelétrico, foi medido o perfil de impedância em várias faixas de frequência antes e depois dos ensaios. A partir deste perfil foi determinada a frequência em que os sinais apresentaram maior diferença entre antes e após a retificação. Assim, verificou-se que as amostras com maior severidade de dano térmico foram as que apresentaram maior diferença de sinais de EMI. Desta forma, os autores demonstraram uma relação próxima entre a técnica EMI e os resultados de potência e rugosidade, indicando uma técnica viável para monitorar os danos superficiais na retificação.

No trabalho apresentado por Vendrame et al. (2018) foi avaliada a integridade dos flancos nos filetes de machos de corte de aço-rápido AISI M3:2 após a retificação de mergulho com rebolo de óxido de alumínio. Para isso foram realizados ensaios *in-situ* sob parâmetros de retificação controlados, variando a velocidade de corte (v_c), velocidade da peça (v_w) e penetração de trabalho (a_e). Como variáveis de saída foram avaliadas a espessura das marcas de oxidação próximo às arestas e a microdureza na subsuperfície. Através dos resultados os autores apontam que o parâmetro de maior influência na espessura da camada afetada termicamente é a velocidade da peça (v_w), seguida da penetração de trabalho (a_e). Os autores relataram que ao diminuir a velocidade da peça (de 13 m/min para 4 m/min) resultou em um aumento na espessura de camada afetada termicamente passando de 40 μm para mais de 100 μm . Os autores atribuíram estes resultados ao fato que a diminuição da velocidade da peça resultou no aumento do tempo de contato entre o rebolo e a peça na região de retificação, permitindo assim que uma maior quantidade de calor fosse transferida para a peça. Os resultados também demonstraram que a diminuição da penetração de trabalho resulta em uma menor taxa de remoção de material e menor taxa de geração de calor na superfície, resultando em menores espessuras de camadas afetadas termicamente.

Os autores Sinha et al. (2016), conduziram uma investigação experimental de retificação do material Inconel 718 (450 Vickers) com o objetivo de verificar a influência dos rebolos de SiC e Al_2O_3 em relação a oxidação observada na superfície. Foram realizados ensaios de EDX, XRD, além de imagens por meio de MEV, medição da microdureza e da rugosidade na superfície. Também foram monitoradas as componentes, normal e tangencial, da força de retificação durante os ensaios. Os autores relatam que utilizando o rebolo de SiC, em todas as

condições foi observada oxidação da superfície, que não foi observada quando utilizado o rebolo de Al_2O_3 . Além disso, utilizando o rebolo de SiC, foi observado um maior coeficiente de atrito durante a retificação, e maiores rugosidades nas amostras. Nos abrasivos deste rebolo, foi observado material aderido, que também foi encontrado depositado na superfície de algumas amostras. Através de análises de EDX foi verificada uma maior concentração oxigênio na superfície com marcas de retificação, quando comparada com as sem marca, que os autores atribuíram a oxidação da superfície. A análise de XDR na superfície com queima revelou componentes formados a partir da reação do oxigênio e outros elementos, inclusive com austenita, evidenciando as elevadas temperaturas atingidas quando utilizado o rebolo de SiC. A partir dos resultados obtidos os autores concluem que para o Inconel 718, o rebolo de SiC apresentou os piores resultados devido a afinidade química dos elementos, que resulta em adesão do material nos abrasivos, gerando um desgaste acelerado. Devido a isso, os abrasivos apresentam maior dificuldade para cortar, e ao atritar contra a peça, geram alta quantidade de calor resultando em reações de oxidação da superfície.

Ji et al. (2017), realizaram uma pesquisa comparando a integridade superficial do material ASTM 1045 temperado, na retificação plana utilizando rebolos de carboneto de silício e CBN. Foram avaliadas a rugosidade, a tensão residual, a morfologia da superfície e a microestrutura. Em geral, o CBN apresentou um melhor resultado em relação à integridade superficial, apresentando menores valores de rugosidade e menor tensão residual. Os autores relatam que quando a penetração de trabalho é maior que 0,05 mm, o rebolo de SiC apresentou um desgaste acelerado o que resultou em uma alta quantidade de calor na zona de retificação. Este calor, segundo os autores, foi responsável por altas tensões residuais de tração, que ao ultrapassar a tensão máxima de tração resultaram em trincas visíveis na superfície, perpendiculares as marcas de retificação. Quando realizado o mesmo ensaio utilizando rebolo de CBN não foram observados danos térmicos desta magnitude devido a melhores propriedades térmicas que este rebolo oferece.

De acordo com Ding et al. (2017), tensão residual é um dos fatores mais importantes na avaliação da integridade superficial de componentes retificados, influência de forma notável a vida e a confiabilidade dos componentes. Tensões residuais são tensões de auto equilíbrio no material quando não são aplicadas forças externas. As tensões residuais induzidas por retificação são principalmente devido a três causas: Contração ou expansão devido à temperatura do material durante a retificação; Deformação plástica devido à ação abrasiva do rebolo; e transformação de fase localizada que induzem a mudanças de volume. Em baixas

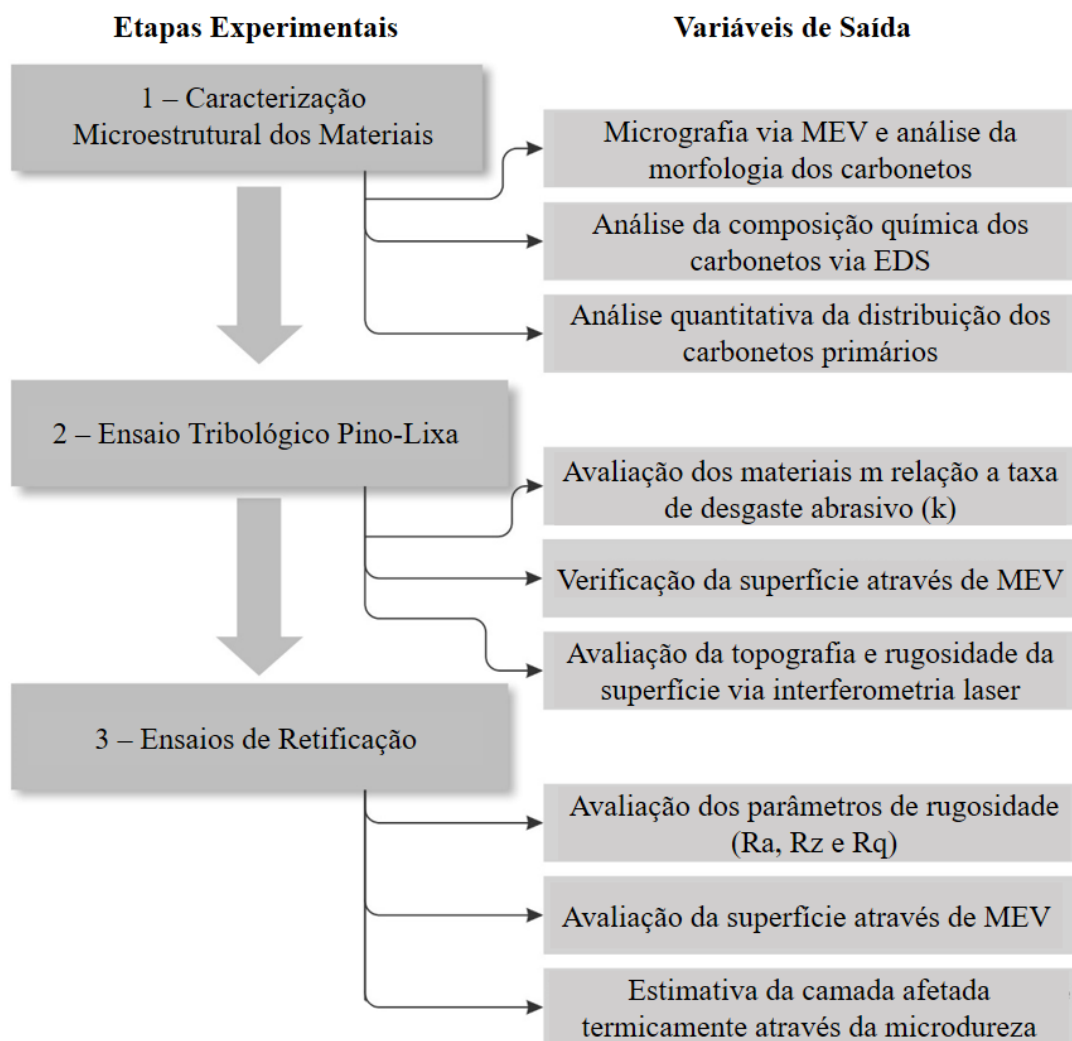
potências de usinagem, são esperadas apenas tensões residuais de origem térmica devido ao atrito. Contudo, quando a superfície da peça é plasticamente deformada por carregamentos mecânicos surgem tensões compressivas significativas. Os autores destacam que os principais fatores que influenciam no tipo e intensidade de tensão residual em peças retificadas são: o abrasivo e as características do rebolo, as técnicas de dressagem, as condições de refrigeração e o material da peça.

CAPÍTULO 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo será apresentado em detalhes os materiais utilizados e a metodologia empregada durante a realização da parte experimental deste trabalho. Foram feitos três tipos de ensaios: caracterização do material, ensaios tribológicos e ensaios de retificação, conforme é mostrado no fluxograma apresentado na **Figura 3.1**.

Figura 3.1 - Fluxograma dos ensaios realizados e das variáveis de saída obtidas através de cada um dos ensaios.



Fonte: O próprio autor (2019).

A primeira parte trata-se da caracterização microestrutural dos materiais de aço-rápido avaliados. Foram utilizadas técnicas de metalografia para que os materiais fossem preparados e avaliados através de MEV. Isso permitiu realizar uma análise morfológica das estruturas encontradas. Ainda neste tipo de ensaio foram feitas análises das peças de Aços Rápidos via EDS para verificar a composição das estruturas observadas. A partir das imagens obtidas foi empregada uma técnica de contagem dos carbonetos e realizada uma avaliação quantitativa.

Na segunda etapa foi empregado o ensaio tribológico pino-lixo, através do qual avaliaram-se os materiais em relação à resistência ao desgaste abrasivo. Após esses ensaios, as superfícies das amostras foram avaliadas por meio de MEV para verificar o aspecto dos sulcos provenientes dos ensaios. As amostras destes ensaios também foram submetidas a avaliação da topografia utilizando-se de um perfilômetro a laser.

A terceira etapa de ensaios consistiu nos ensaios de retificação. A partir destes ensaios as amostras desses diferentes materiais foram estudadas com o objetivo de avaliar a integridade superficial. As superfícies retificadas foram submetidas ao MEV para sua análise. Além disso, foram avaliados parâmetros de rugosidade. As amostras ainda foram submetidas ao ensaio de microdureza, com o objetivo estimar a camada afetada.

3.1. Caracterização dos materiais

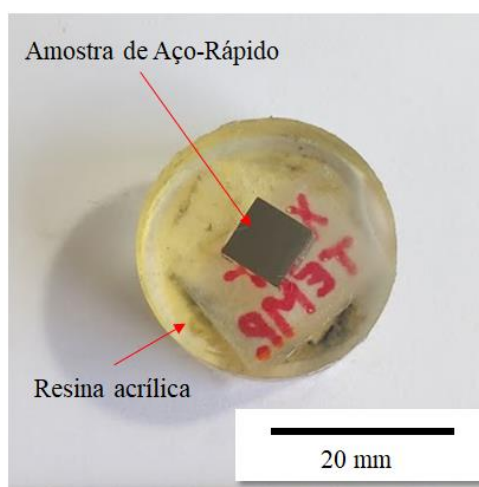
Foram avaliados três aços-rápidos comerciais com a mesma composição, porém produzidos por diferentes fornecedores, e serão denominados neste trabalho como M-A, M-B e M-C. A composição química nominal apresentada pelos fornecedores é apresentada na **Tabela 3.1**. De acordo com a norma ASTM A600-92a (2016) (**Tabela 2.1**), este aço pode ser classificado como aço-rápido tipo M3 classe 2, denominado AISI M3:2. O material M-B possui uma quantidade de tungstênio (W) um pouco acima do limite da classificação da norma ASTM, enquanto o material M-C possui a menor quantidade de W, estando no limite inferior. Em contrapartida o material M-C apresenta concentrações mais elevadas de Mo. O teor de carboneto equivalente (TCE), obtido através da **Equação (2.1)**, apresentou valores na mesma faixa para todos os materiais, sendo que nestes os carbonetos representam entre 31% e 36% em massa de sua composição.

Tabela 3.1 - Composição química nominal dos aços-rápidos avaliados

	Composição Química (% em massa)						
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
M-A	1,16~1,20	0,45~0,60	Max. 0,40	3,80~4,50	4,60~5,30	5,70~6,70	2,70~2,90
M-B	1,16~1,20	Max. 0,60	Max. 0,40	3,80~4,20	5,10~5,50	7,00~7,60	2,60~2,90
M-C	1,15~1,25	Max. 0,60	Max. 0,50	3,80~4,50	5,80~6,80	4,80~5,80	2,60~2,80
AISI M3:2*	1,15~1,25	0,20~0,45	0,15~0,40	3,75~4,50	4,75 ~6,50	5,00~6,75	2,75~3,25

*Fonte: O próprio autor (2019) e *norma ASTM A600-92a (2016).*

Para realização das análises da microestrutura foram preparadas amostras seccionando uma parte de material de barras prismáticas na direção transversal e embutidas em resina acrílica conforme mostrado na **Figura 3.2**. Após o embutimento das amostras, foi realizado o processo de lixamento com lixas de carboneto de silício na sequência com grana mesh 80, 120, 320 e 400 e, em seguida, devido à elevada dureza das amostras (65 HR_C), com lixas de diamante aglomerado com granas mesh 600 e 1200, modelo *Aka-Piatto*, do fabricante *Akasel*. Em seguida foi realizado o processo de polimento utilizando pasta de diamante para polimento metalográfico, com diâmetro máximo de partícula de 0,25 µm. Ao final, as amostras foram submersas em uma solução de ácido nítrico em álcool etílico (Nital) a concentração de 3% por cinco segundos.

Figura 3.2 - Amostras dos materiais embutidas em resina acrílica.

Fonte: O próprio autor (2019).

Após a preparação das amostras, foram realizadas análises via Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), utilizando um microscópio modelo *TM-3000* do fabricante *Hitachi* pertencente ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia (UFU). Este equipamento possui ampliação de até 30000 vezes e também é equipado com um módulo modelo *SWIFTED 3000*, do mesmo fabricante, que permite a análise qualitativa via EDS. No mesmo equipamento foram obtidas imagens através da técnica de elétrons retro espalhados, que permitiu identificar os carbonetos presentes na microestrutura, uma vez que na imagem obtida através deste método os elementos mais pesados se tornam mais claros, o que permite diferenciar os tipos de carbonetos quanto a sua composição.

Em seguida, com a obtenção das imagens via MEV e as análises via EDS as estruturas com diferentes colorações foram classificadas de acordo com os elementos predominantes. Cada tipo de elemento forma preferencialmente um tipo de estrutura, assim os carbonetos puderam ser classificados em dois tipos principais (carbonetos do tipo MC e do tipo M_6C). Feita uma classificação qualitativa, as imagens foram analisadas por meio do software de pós processamento de imagens *ImageJ* (SCHNEIDER; RASBAND; ELICEIRI, 2012). Este software é capaz de medir a área de regiões com diferentes cores, assim foi possível obter a área de cada um dos carbonetos e classificá-los de acordo com o tipo. Para avaliação da distribuição dos carbonetos na microestrutura foi realizado o histograma de distribuição dos raios de circunferências com área equivalente às áreas mensuradas dos carbonetos.

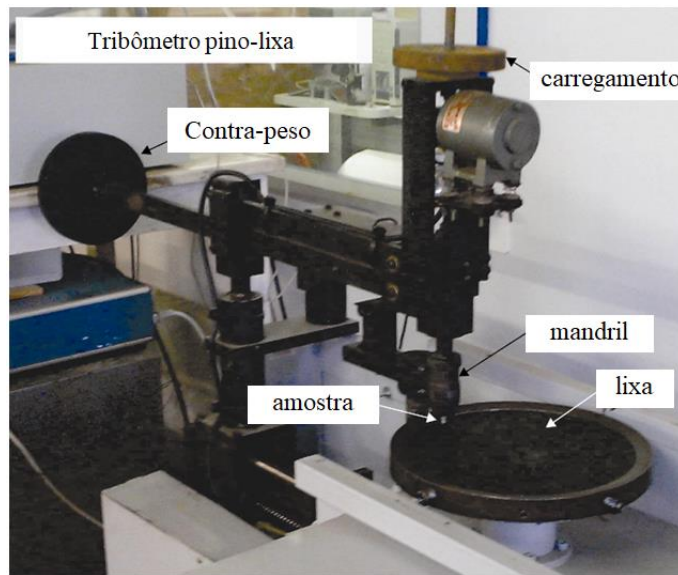
3.2. Ensaio Tribológico Pino-lixo

O ensaio tribológico pino-lixo permite avaliar qual a resistência ao desgaste abrasivo que um dado material oferece. Neste trabalho ele foi empregado para verificar o efeito das diferentes microestruturas nos mecanismos de desgaste abrasivo. Para realização do ensaio foi utilizado um tribômetro do Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM) da UFU. O tribômetro, mostrado na **Figura 3.3**, é padronizado para os ensaios segundo a norma ASTM G132 - 96, (2013).

Nestes ensaios a amostra é deslocada em uma trajetória espiral sobre uma lixa abrasiva conforme mostrado na **Figura 3.4(a)**. A velocidade de avanço da amostra é sincronizada para que não intercepte a trajetória da volta anterior, garantindo sempre o contato na interface com abrasivos novos. O tribômetro possui um mecanismo de quatro barras que através de um contra-

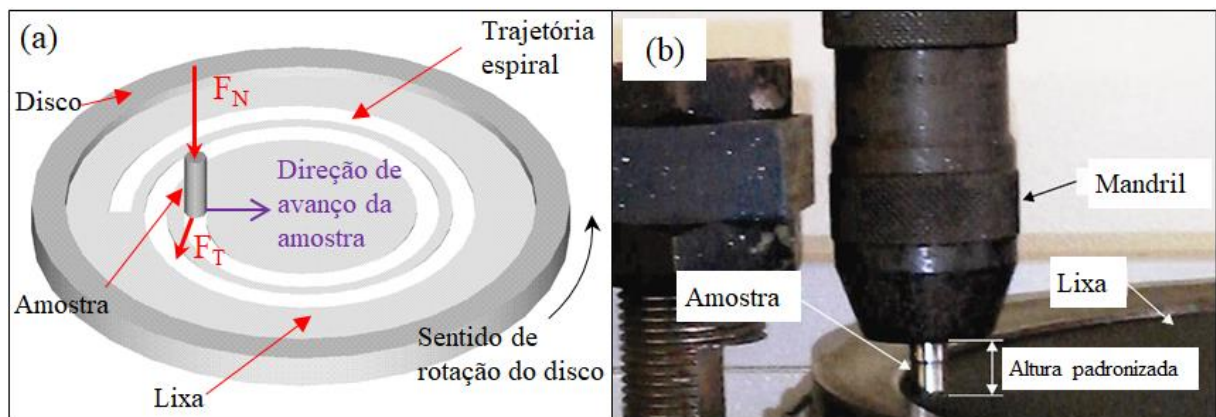
peso (**Figura 3.3**) anula a força sobre a amostra devido ao peso do próprio equipamento. Massas de carregamento permitem ajustar a Força Normal (F_N) sobre a amostra, enquanto a Força Tangencial (F_T) é monitorada por meio de uma célula de carga (**Figura 3.4(a)**). A amostra é fixada no equipamento através de um mandril e por meio de um suporte para que todas as amostras apresentem a mesma distância entre a face de contato e a região fixa garantindo o mesmo momento causado pelas forças de atrito na interface, como mostrado na **Figura 3.4(b)**.

Figura 3.3 - Tribômetro padronizado de acordo com a norma ASTM G132-96.



Fonte: O próprio autor (2019).

Figura 3.4 - Arranjo experimental do teste Pino-Lixa em (a) diagrama esquemático do ensaio e (b) detalhe da fixação das amostras no mandril mantendo uma altura padronizada.



Fonte: O próprio autor (2019).

O tribômetro utilizado possui a rotação dos eixos reguláveis, mas para garantir a produção de riscos paralelos nas amostras e tentar reproduzir as marcas de avanço do processo de retificação, o motor de rotação que movimenta a amostra permaneceu desligado. A rotação do disco ao qual foi colocada a lixa foi medida com auxílio de um tacógrafo, que permitiu efetuar o cálculo da velocidade tangencial, conforme detalhado no **Apêndice I**. O equipamento possui um mecanismo de parada automática que afasta a amostra da lixa ao fim do passe do ensaio. Estes dados referentes ao funcionamento do tribômetro são todos apresentados na **Tabela 3.2**. O comprimento da trilha de desgaste foi mantido o mesmo para todas as repetições. Foram realizados ensaios preliminares para monitorar a textura da superfície do pino (aço-rápido) até que ela apresentasse similaridade com a superfície do aço-rápido que foi retificada.

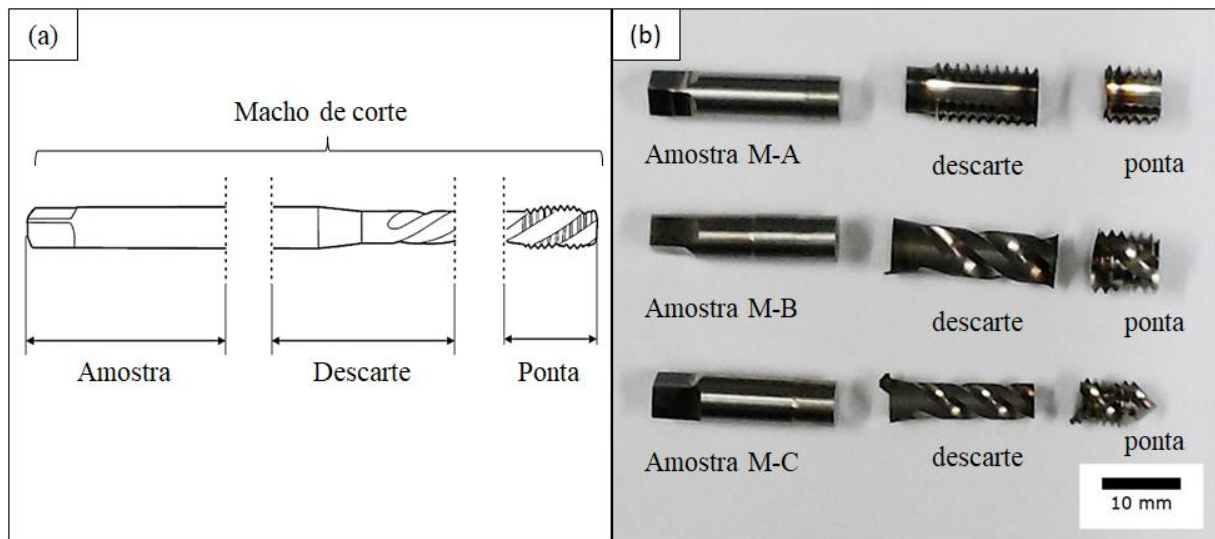
Tabela 3.2 - Parâmetros de entrada do ensaio tribológico Pino-Lixa

Parâmetro	Valor
Diâmetro do Disco (mm)	240
Rotação do disco (rpm)	50
Trajetória (m)	3,22
Carregamento (MPa)	0,35
Abrasivo	SiC + ligante - 320 mesh
Costado	Papel peso A à prova d'água – 221Q
Tamanho máximo do grão abrasivo (μm)	44
Refrigeração	a seco
Velocidade tangencial da amostra (cm/s)	53,6 - 7,3
Velocidade de rotação da amostra (rpm)	Sem rotação

Fonte: O próprio autor (2019).

Para obtenção das amostras foram utilizadas ferramentas (machos de corte) fornecidas pela empresa *OSG Sulamericana* produzidas com cada um dos materiais (M-A, M-B e M-C). As ferramentas foram seccionadas em três partes, conforme ilustrado na **Figura 3.5(a)**. Nas amostras de cada um dos materiais a parte posterior foi utilizada como pino no ensaio, a parte da ponta foi reservada para análise microestrutural e parte intermediária foi descartada **Figura 3.5(b)**. Para garantir que todos os pinos do ensaio apresentassem uniformidade, textura e mesma área de contato (diâmetro de $\varnothing 6,0$ mm), foi utilizada uma afiadora universal do fabricante *AtlasMaq* com rebolo do tipo copo reto de óxido de alumínio branco (AA46K8V) do fabricante *Carborundum*. A afiação foi feita, usando os seguintes parâmetros de corte: velocidade de cortado rebolo igual a 31 m/s, e penetração de trabalho igual a 0,06 mm por passe.

Figura 3.5 - Amostras utilizadas no ensaio pino-lixo (a) representação das partes das amostras (b) amostras dos três materiais seccionadas.



Fonte: O próprio Autor (2019).

Foram realizados ensaios preliminares pino-lixo para estabelecer o carregamento (força normal) e a granulometria do abrasivo. Após o corte e a retificação das amostras as faces a serem utilizadas no ensaio foram lixadas com lixas de SiC, usando grana mesh na sequência granulometria mesh 220, 320 e 400. Este procedimento, além de remover a camada que possivelmente tenha sido afetada pelo processo de corte, permitiu gerar também uma superfície com sulcos menores que as superfícies obtidas por meio do ensaio pino-lixo. A rugosidade deste acabamento foi verificada através da medição da rugosidade utilizando rugosímetro da marca Mitutoyo modelo SJ201, com resolução de 0,01 μm . Também foram avaliadas imagens da superfície obtidas via MEV, e com auxílio de software CAD verificando a largura dos riscos observados. Desta forma, foram estabelecidas as condições de ensaio que resultaram em riscos com profundidade e largura de tamanho aproximado aos carbonetos observados na microestrutura.

Foi realizado um conjunto de testes para cada um dos pinos. O primeiro teste em cada amostra foi realizado apenas para uniformizar a superfície, e seus resultados não foram considerados. A partir do primeiro passe a massa foi verificada utilizando uma balança da marca Sartorius modelo MC210P com exatidão de 0,1 mg pertencente ao laboratório LTM da UFU. A partir da informação da massa inicial foram realizados cinco testes para cada amostra e sempre utilizando lixas novas e mensurando a perda de massa em cada um dos testes. Foram

realizados ensaios em duas amostras de cada material, totalizando trinta ensaios. O coeficiente de desgaste abrasivo (k) foi obtido segundo a **Equação (3.1)**.

$$k = \frac{W}{\rho \cdot l \cdot F_N} \quad (3.1)$$

Em que W representa a massa perdida em cada teste, ρ a massa específica do aço-rápido considerada de 8100 kg.m^{-3} obtido através dos fornecedores dos materiais, l a distância percorrida pelo pino sobre a lixa, e F_N é o carregamento na direção normal. Os resultados foram comparados dentre os materiais avaliados.

Após os ensaios as superfícies foram verificadas utilizando o mesmo microscópio descrito na seção “**3.1- Caracterização dos materiais**”. Esta análise da superfície teve o objetivo de identificar indícios dos mecanismos de remoção de material que ocorreram durante os ensaios (mecanismo abrasivo no modo dúctil ou frágil). Para verificar a estabilidade do processo de desgaste abrasivo, foi utilizada a **Equação (2.2)** proposta por Xu et al. (2007), comparando os três materiais sob uma mesma condição de ensaio.

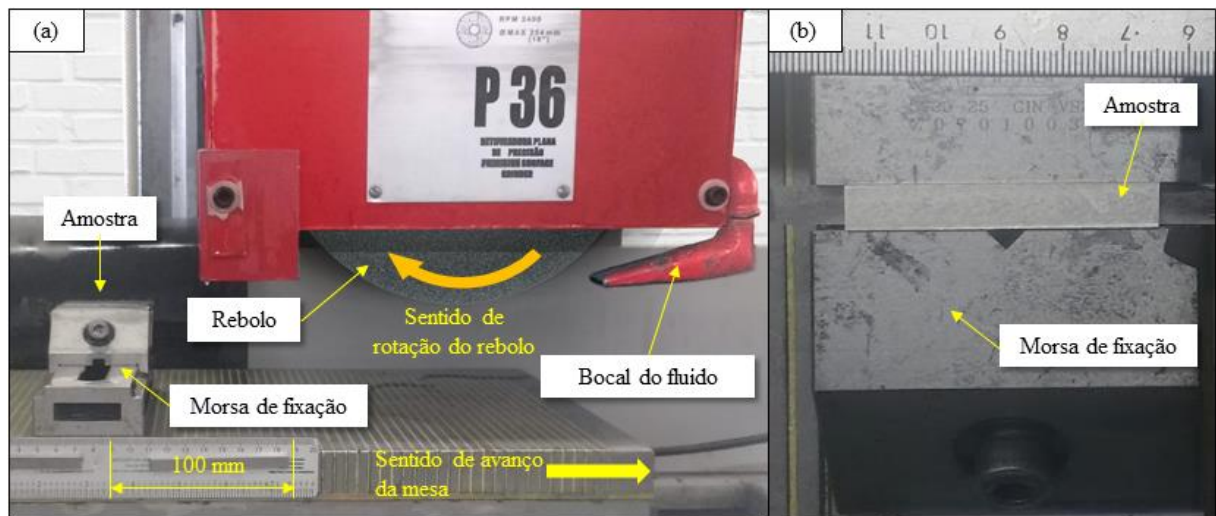
A caracterização topográfica dos pinos após os ensaios foi realizada via interferometria a laser 3D utilizando um equipamento da marca *UBM* modelo *Messtechnik Micro focus 4*. Foram avaliadas áreas de $1 \times 1 \text{ mm}$ com densidade de 1000 pontos em cada direção. Após a realização desta avaliação, os resultados foram obtidos através do software *Mountains Map 3.0*. Através da topografia digital obtida via software foram avaliados os parâmetros de rugosidade.

3.3. Ensaios de Retificação

Foram realizados ensaios de retificação tangencial plana com o objetivo de verificar a influência da microestrutura do aço-rápido na integridade superficial dos materiais de aço-rápido de mesma classe, mas de diferentes fornecedores. A máquina ferramenta utilizada nos ensaios foi uma retificadora tangencial plana de semi-precisão do fabricante *MELLO* modelo *P36*, localizada no Laboratório de Usinagem Convencional da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU. Os eixos de avanço radial do rebolo (penetração de trabalho) (eixo Z) e avanço da peça no sentido transversal (eixo X) e longitudinal (eixo Y) podem ser deslocados de forma manual ou automática, através de um sistema de acionamento hidráulico. As amostras de aço-rápido foram em uma mesa magnética com dimensões de $600\text{mm} \times 300\text{mm}$. A retificadora possui rotação constante de 2400 rpm, com potência nominal do motor de 2,25 kW.

A visão geral do arranjo experimental é mostrada em **Figura 3.6(a)**. O rebolo utilizado foi o de carbeto de silício com dimensões de 254,0 x 25,4 x 76,0 mm de diâmetro externo, largura e diâmetro interno respectivamente. Para a realização dos ensaios foi utilizada uma morsa de precisão para fixação das amostras, conforme mostrado na **Figura 3.6(b)**.

Figura 3.6 - Arranjo experimental dos ensaios de retificação tangencial plana (a) visão geral do arranjo experimental, (b) vista superior da amostra e morsa de fixação.



Fonte: O próprio autor (2019).

Para definição dos parâmetros de entrada do ensaio foram realizados ensaios preliminares em diversas condições de corte avaliando o aspecto visual da superfície e a rugosidade. Os parâmetros de entrada dos ensaios são apresentados na **Tabela 3.3**.

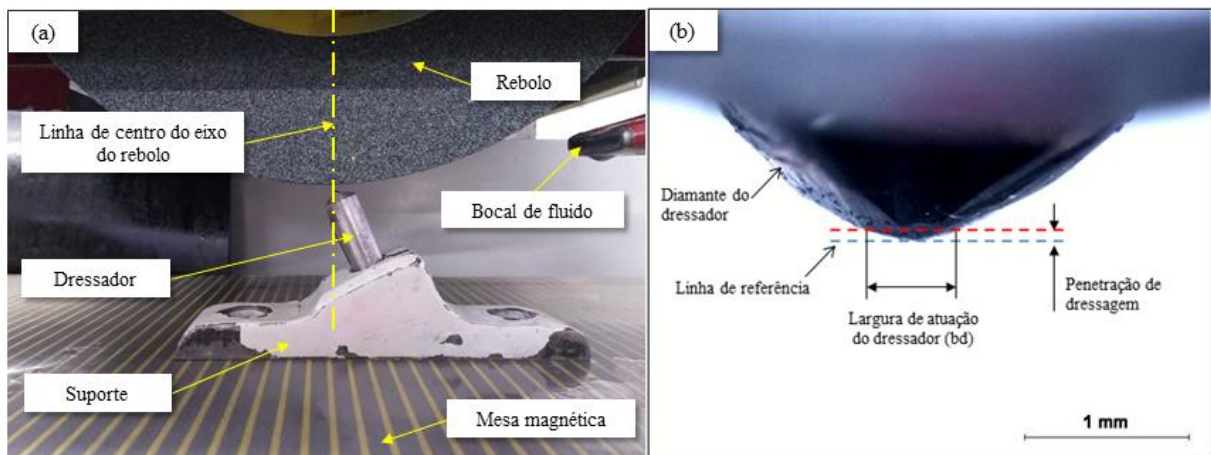
Tabela 3.3 - Parâmetros de entrada para os ensaios de retificação plana tangencial

Parâmetro	Valor
Velocidade de corte v_s (m/s)	31,9
Velocidade média longitudinal da mesa, v_w (m/min)	10
Penetração de trabalho a_e (μm)	10, 15, 20 e 30
Especificação do rebolo de SiC	39C46K
Fluido de corte	Emulsão sintética à uma taxa de diluição de 8%
Vazão do fluido lubri-refrigerante (l/min)	12,4

Fonte: O próprio autor (2019).

Antes de cada ensaio de retificação foi realizada a operação de dressagem do rebolo. Utilizou-se um dressador de ponta única de diamante sintético de 0,5 quilates do fabricante *WINTER*, que foi fixado na mesa magnética através de um suporte e posicionado sob a linha vertical que passa pelo centro do eixo do rebolo, conforme mostrado na **Figura 3.7(a)**. Os parâmetros de dressagem selecionados foram: grau de recobrimento de rebolo U_d igual a 4, sendo que foram realizados três passes de dressagem com penetração a_d igual a 30 μm . Para garantir que o parâmetro U_d permanecesse constante, a cada 4 processos de dressagem, foi monitorado a largura de atuação do dressador b_d . Para isso foi utilizado um estereomicroscópio marca *Olympus*, modelo *SZ6145TR*. A medição foi realizada com o dressador na posição de utilização, uma linha de referência foi traçada na extremidade, e a partir dela traçada uma linha paralela com a mesma distância da penetração de dressagem, conforme mostrado na **Figura 3.7 (b)**. Nesta linha foi realizada a medição da distância entre as extremidades da ponta, o que foi considerado como largura de dressagem (b_d). O tempo de deslocamento transversal (eixo X) foi ajustado através do cálculo da velocidade de deslocamento a partir de sd e da rotação do rebolo, a metodologia para a determinação da velocidade de dressagem é descrita no **Apêndice II**.

Figura 3.7 - Posicionamento do dressador durante o procedimento de dressagem realizado antes de cada ensaio (b) Detalhe do processo de medição da largura de atuação do dressador através de estereomicroscópio com aumento de 45 vezes.

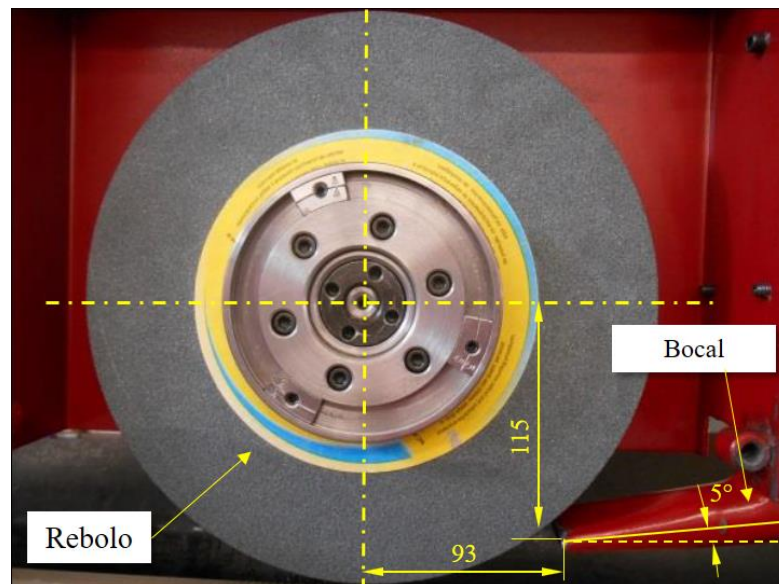


Fonte: O próprio autor (2019)

Foi utilizado como fluido refrigerante a solução de óleo sintético mineral *Grindex 10*, do fabricante *Blaser Swisslube*, com uma taxa de diluição igual a 1:12. Para o fluido utilizado

resultou em uma concentração *brix* igual a 5, valor recomendado pelo fabricante. A avaliação da concentração foi realizada através de um refratômetro marca *Atago* modelo *N1*. O fluido de corte foi aplicado por meio da técnica convencional (abundante) com vazão aproximada de 12,4 l/min (744 l/h). O bocal de aplicação do fluido foi posicionado conforme mostrado na **Figura 3.8(a)**, onde é apresentada a imagem do rebolo sem a proteção frontal da máquina-ferramenta, destacando o posicionamento do bocal de aplicação do fluido em relação ao eixo de rotação do rebolo.

Figura 3.8 – Posicionamento do bocal de aplicação de fluido de corte distância (em milímetros) em relação ao eixo de rotação.



Fonte: O próprio autor (2019).

Os ensaios foram realizados em quatro amostras de cada material com dimensões de 6 mm x 10 mm x 50 mm de largura, altura e comprimento, respectivamente, que foram numeradas de 1 a 4. As amostras receberam tratamento térmico de têmpera e dois ciclos de revenimento na faixa de 550°C a 580°C. A têmpera foi realizada em um forno de tratamento térmico ao vácuo e resfriado através de nitrogênio em uma atmosfera a 0,5 MPa de pressão. Foram estabelecidas condições de ensaio com mesma velocidade de corte (v_s) e velocidade da peça (v_w), e quatro diferentes penetrações de trabalho (a_e). Estas condições foram ajustadas através de testes preliminares. Desta forma, amostras de cada material foram retificadas em quatro condições de ensaio, nomeadas como C1, C2, C3 e C4. As amostras foram identificadas pela junção dos códigos de material (M-A, M-B e M-C), número da amostra (1 à 4), condição de

ensaio (C1 a C4) e número da réplica (R). Foram realizados três ensaios para as condições extremas C1 e C4, e cinco ensaios sob as condições centrais C2 e C3, totalizando 16 ensaios por material, 48 ensaios no total. As condições de ensaio e a identificação das amostras são apresentadas na **Tabela 3.4**.

Tabela 3.4 - Condições de ensaio de retificação, parâmetros de entrada dos ensaios e identificação das amostras.

Condição de Ensaio	v_s (m/s)	v_w (m/min)	Material	a_e (μm)	Nº de ensaios
C1	32	10	M-A	10	3
C2				15	5
C3				20	5
C4				30	3
C1			M-B	10	3
C2				15	5
C3				20	5
C4				30	3
C1			M-C	10	3
C2				15	5
C3				20	5
C4				30	3

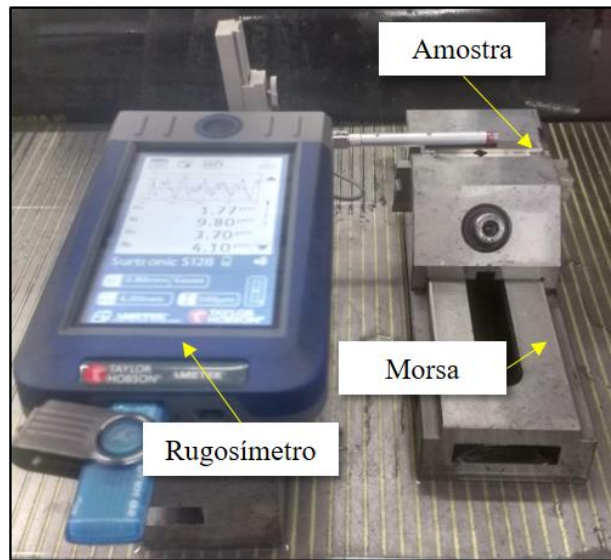
Fonte: O próprio autor (2019)

3.4. Medição de Rugosidade

As medições de rugosidade foram feitas com um rugosímetro de contato marca *Taylor Hobson* modelo *Suntronic S-100* com apalpador de raio 5 μm , *cut-off* de 0,8 mm. As medições foram feitas na própria retificadora com o rugosímetro apoiado sobre a mesa magnética. Este procedimento foi adotado, pois a cada vez que se retira a peça da morsa em cima da mesa, torna-se necessário retificar a superfície da peça para criar uma nova superfície de referência. Foram realizadas cinco medições para cada ensaio de retificação logo após cada ensaio, como mostrado na **Figura 3.9**. As medições foram feitas na direção perpendicular a direção de avanço da peça em cinco pontos distintos ao longo da amostra, sendo a primeira medição a aproximadamente três milímetros da aresta de entrada, e os demais a cada um milímetro na direção de avanço. Os perfis obtidos foram avaliados através do software *Taylor Profile Lite 7.1* que pode avaliar o perfil de rugosidade por meio de vários parâmetros. Foram avaliados os

parâmetros rugosidade aritmética (R_a), rugosidade máxima (R_t) e desvio médio das alturas (R_q) para avaliar a amplitude de rugosidade.

Figura 3.9 – Arranjo experimental para a medição de rugosidade nas amostras durante os ensaios de retificação.



Fonte: O próprio autor (2019)

3.5. Avaliação da superfície por meio de MEV

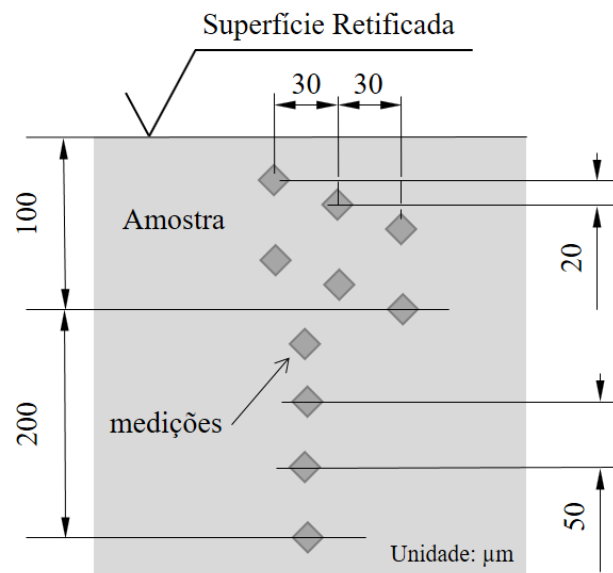
Após a retificação a superfície das amostras foi avaliada por meio de MEV. O objetivo desta caracterização foi identificar possíveis irregularidades nas superfícies que fossem indícios dos mecanismo de retificação sob as condições de ensaio. O equipamento utilizado é o mesmo descrito na seção “3.1 – *Caracterização dos Materiais*”.

3.6. Estimativa da camada afetada

A microdureza foi medida em uma amostra de cada material para cada condição de ensaio. O equipamento utilizado foi um microdurômetro da marca *Shimadzu* série HMV2 pertencente ao LTM da Universidade Federal de Uberlândia. Foi utilizado penetrador Vickers com carga de 0,98 kgf com tempo de endentação de 15 segundos. A medição foi realizada na face lateral perpendicular à superfície retificada, sendo que a primeira endentação foi realizada

o mais próximo possível da superfície retificada e as demais em um espaçamento de 20 μm na direção do centro, até a distância de 100 μm a partir da superfície, conforme mostrado na **Figura 3.10**. Entre cada medição foi realizado um deslocamento lateral de 30 μm , para garantir a distância de três vezes o tamanho da endentação, que foi próximo a 10 μm . A partir desta distância o espaçamento entre as medições foi alterado para 50 μm , deslocando-se mais 200 μm na mesma direção. A distância total de medição foi de 300 μm a partir da superfície retificada. Foi realizada a réplica da medição na mesma amostra deslocando-se alguns milímetros no sentido de avanço, em relação a primeira mediação.

Figura 3.10 - Representação da medição de microdureza nas amostras próximo a superfície retificada



Fonte: O próprio autor (2019)

Capítulo 4

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção são apresentados resultados que foram obtidos durante o desenvolvimento desse trabalho. Inicialmente os resultados de caracterização da microestrutura do material são mostrados de forma qualitativa e quantitativa. A seguir são apresentados resultados relativos aos ensaios tribológico de desgaste abrasivo tipo pino-lixo. Na sequência são apresentados resultados de ensaios de retificação em relação à integridade superficial das amostras. Finalmente, são discutidos os resultados obtidos por meio dessas caracterizações, ensaio tribológico e retificação.

4.1. Caracterização da microestrutura dos materiais de aço-rápido

Este tipo de caracterização foi realizado para identificar as características de cada um dos materiais avaliados que, mesmo sendo classificados como AISI M3:2, apresentam pequenas variações na composição química. Eles foram obtidos de três diferentes fornecedores. Na primeira parte é apresentada uma análise da microestrutura que tem como finalidade classificar qualitativamente os tipos de carbonetos encontrados e sua morfologia. Para que seja confirmada a composição dos carbonetos observados, na segunda parte é feita uma análise da composição química usando EDS. Na terceira e última parte, são apresentados resultados da análise quantitativa da distribuição dos carbonetos.

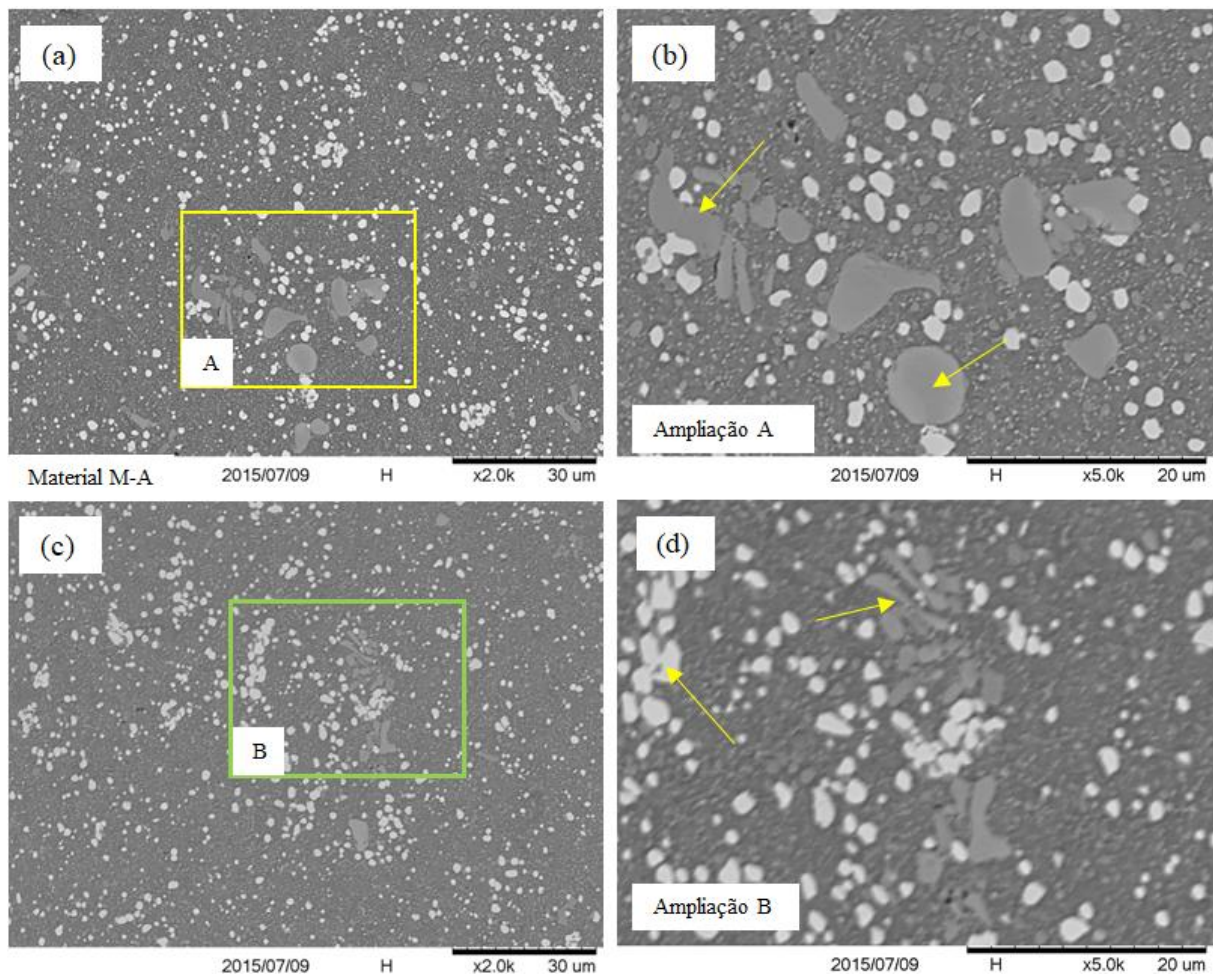
4.1.1. Análise da morfologia dos carbonetos

As amostras dos três materiais investigados foram analisadas via MEV, suas microestruturas são mostradas nas imagens da **Figura 4.1**, **Figura 4.2** e **Figura 4.3**. A partir destas imagens é possível diferenciar as fases nas cores cinzas e brancas, em uma matriz martensítica.

Para o material M-A (**Figura 4.1 (a)**) a microestrutura mostra numerosos pontos de carbonetos que estão destacados em cinza, entre os quais existe a presença de carbonetos maiores e com estrutura grosseira. Nesta mesma imagem é observado que os carbonetos brancos apresentam uma distribuição mais uniforme, com algumas pequenas regiões aglomeradas. A

ampliação da região A, destacada na **Figura 4.1 (a)**, é apresentada na **Figura 4.1 (b)**, onde são mostradas as maiores fases de carboneto cinza em formatos diferentes e de forma aleatória (à esquerda) e outros com cantos arredondados (à direita). Na **Figura 4.1 (c)** observa-se algumas aglomerações de carbonetos brancos e algumas fases cinza, sendo destacada a região B. Ampliando a região B, mostrada em **Figura 4.1 (d)** observa-se que à esquerda existe um aglomerado de carbonetos brancos. No centro alguns carbonetos cinza que apresentam estruturas estreitas e alongadas.

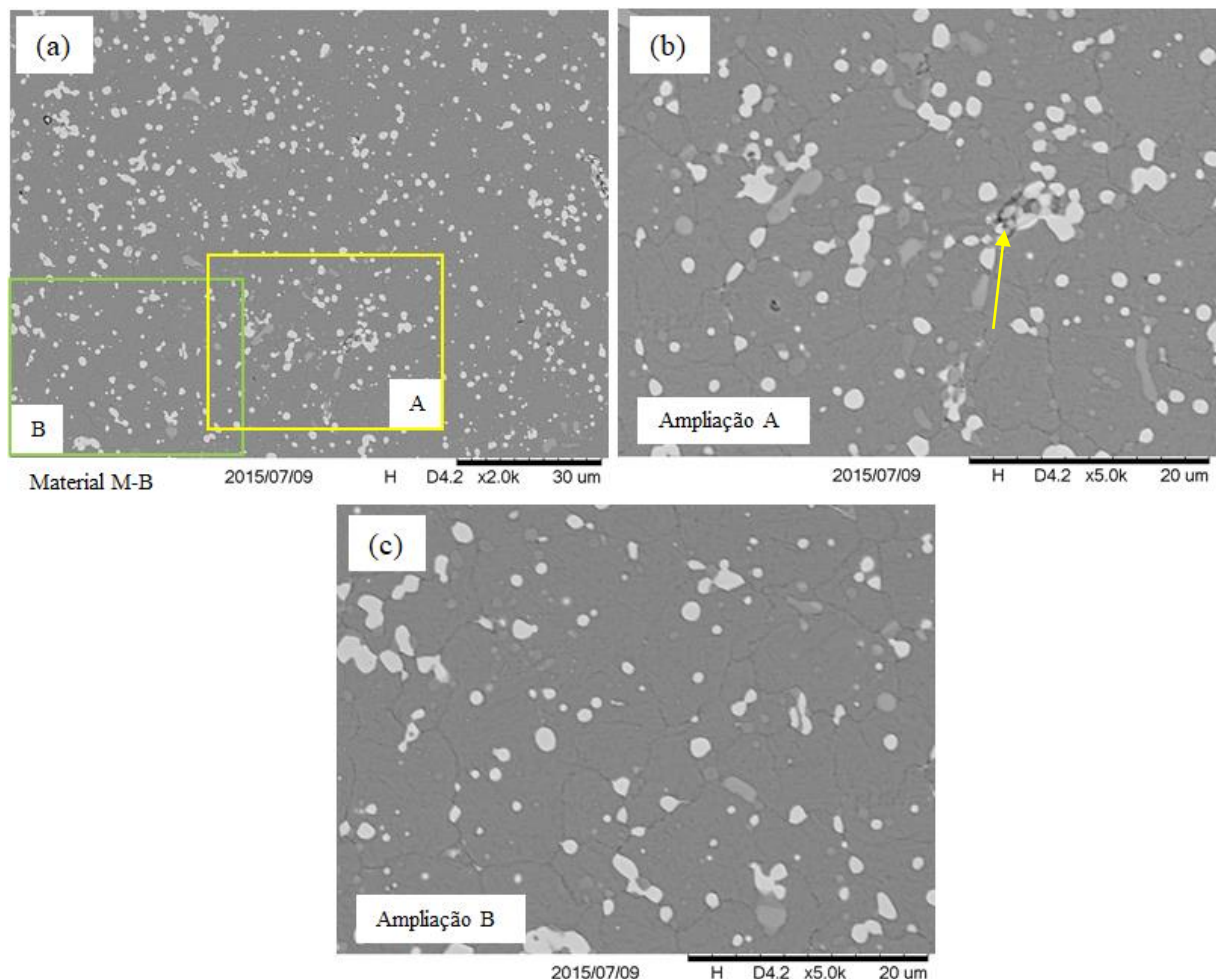
Figura 4.1 - Microestrutura via MEV do material M-A atacado com *Nital* a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, (a) Microestrutura com 2000 vezes de ampliação (b) ampliação de 5000 vezes da região A com detalhes dos carbonetos de (a), (c) Microestrutura com ampliação de 2000 vezes (d) ampliação de 5000 vezes da região B.



Conforme pode ser observado da **Figura 4.2(a)**, a microestrutura da amostra M-B apresenta uma menor quantidade de carbonetos cinza quando comparada com aqueles do

material M-A (**Figura 4.1**), no entanto os carbonetos brancos apresentam uma distribuição aparentemente similar. Nesta imagem são destacadas duas regiões A e B, sendo as ampliações apresentadas em **Figura 4.2(b)** e **Figura 4.2(c)** respectivamente. Na imagem da **Figura 4.2(b)** é mostrada uma região de aglomeração de carbonetos que provavelmente foram expostos pelo ataque químico. Neste detalhe observa-se que os carbonetos apresentam formatos arredondados. Na **Figura 4.2(c)** é possível observar que os carbonetos brancos e cinzas possuem praticamente a mesma dimensão.

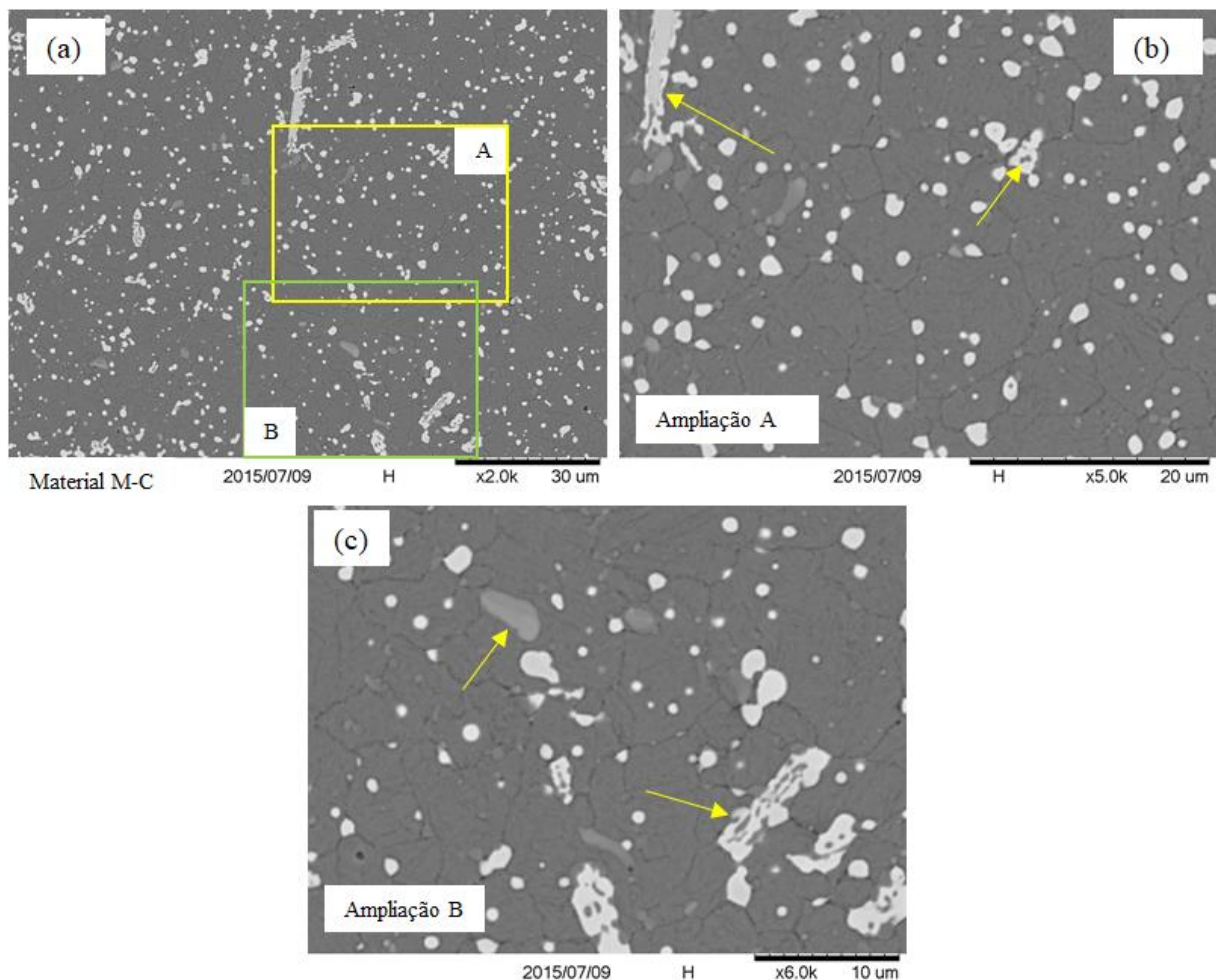
Figura 4.2 – (a) Microestrutura via MEV do material M-B atacado com Nital a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, com ampliação de 2000 vezes, (b) ampliação de 5000 vezes do detalhe A, (c) ampliação de 5000 vezes do detalhe B.



Na micrografia da amostra de material M-C (**Figura 4.3(a)**) não foram observados grandes carbonetos na cor cinza, enquanto os brancos se apresentaram com o mesmo aspecto e distribuição dos demais materiais, salvo algumas aglomerações alongadas encontradas

distribuídas aleatoriamente (sem a mesma orientação) pela superfície. As regiões A e B destacadas na **Figura 4.3(a)** são apresentadas nas imagens das **Figura 4.3(b)** e **Figura 4.3(c)** respectivamente. Na **Figura 4.3(b)** à esquerda é mostrada parte de uma estrutura de carboneto alongada e à direita outra estrutura típica observada, que se trata de vários carbonetos arredondados próximos. Na **Figura 4.3(c)** à esquerda é destacado um carboneto na cor cinza que tem a dimensão aproximada dos carbonetos brancos. Nesta mesma imagem à direita é possível observar outro tipo de estrutura observada, predominantemente branca com uma parte central acinzentada.

Figura 4.3 – (a) Microestrutura via MEV do material M-C atacado com Nital a 3% de concentração revelando detalhes dos carbonetos, com ampliação de 2000 vezes, (b) região A com 5000 vezes de ampliação e (c) região B com 5000 vezes de ampliação.



Em uma análise preliminar, todas as micrografias apresentadas revelaram uma microestrutura típica dos Aços Rápidos AISI M3:2, segundo relata a literatura (ARAÚJO

FILHO, 2006; GODEC et al., 2010; KHRAISAT; NYBORG; SOTKOVSKI, 2005; KREMNEV; ONEGINA; VINOGRADOVA, 2009; MESQUITA, 2016; NOGUEIRA et al., 2009; PEIDAO; GONGQI; SHOUZE, 1992; RODENBURG; RAINFORTH, 2007; SERNA; ROSSI, 2009).

A diferença de coloração dos carbonetos nas imagens obtidas através de MEV, **Figura 4.1**, **Figura 4.2** e **Figura 4.3**, é dependente de sua composição. Em Aços Rápidos da classe AISI M3:2 apresentam dois tipos de carbonetos, os do tipo MC e do tipo M_6C , usualmente carbonetos primários. O vanádio é o maior elemento substitucional que forma os carbonetos do tipo MC, uma ligação simples entre carbono e vanádio, enquanto que M_6C é uma ligação complexa de tungstênio, molibdênio e carbono. O carboneto do tipo MC apresenta uma estrutura mais densa (de maior peso molecular) e apresenta coloração cinza em imagens obtidas por MEV, enquanto os carbonetos menos densos do tipo M_6C apresentam a coloração branca (PEIDAO; GONGQI; SHOUZE, 1992; SERNA; ROSSI, 2009).

Em relação ao formato dos carbonetos, os carbonetos cinzas, do tipo MC apresentaram arestas arredondadas e diversos tamanhos. No material M-A foram observadas grandes estruturas de formas esféricas **Figura 4.1 (b)** e outras alongadas **Figura 4.1 (d)**. Já nos materiais M-B e M-C, mostrado em **Figura 4.2(c)** e **Figura 4.3(c)** respectivamente, os carbonetos do tipo MC apresentaram tamanhos próximos aos brancos do tipo M_6C . Estes carbonetos se solidificam direto da fase líquida e permanecem na microestrutura, mesmo após a laminação, porque são difíceis de serem quebrados (MESQUITA, 2016). Não existe diferença significativa na composição química, apresentada na **Tabela 3.1**, entre os materiais avaliados. Provavelmente as grandes estruturas de carbonetos MC observadas no material M-A tenham sido favorecidas devido à baixa taxa de resfriamento durante a solidificação, que resulta geralmente em carbonetos primários maiores (PEIDAO; GONGQI; SHOUZE, 1992). Os materiais M-B e M-C provavelmente possuem uma melhor solubilidade de vanádio que pode ser favorecida pela presença de outros elementos como Si e Ni (KHRAISAT; NYBORG; SOTKOVSKI, 2005).

As estruturas alongadas ou aglomerados dos carbonetos brancos do tipo M_6C observadas nas **Figura 4.1 (d)**, **Figura 4.2(b)** e **Figura 4.3(b)** são resultado da transformação do carboneto do tipo M_2C nos carbonetos do tipo MC e M_6C durante o trabalho a quente (KREMNEV; ONEGINA; VINOGRADOVA, 2009). As estruturas alongadas são formadas devido a deformação dos carbonetos tipo M_2C pelo processo de laminação. Na **Figura 4.3(c)** é possível observar uma estrutura alongada branca com regiões acinzentadas, que são regiões de carbonetos que sofreram a transformação mencionada, porém permaneceram unidos.

Além dos carbonetos com estruturas maiores observados na microestrutura desses materiais, também é possível observar uma fina dispersão de carbonetos esféricos de tamanho muito menor. Estes carbonetos são precipitados durante o aquecimento para realização da têmpera e nos aquecimentos para as etapas de revenimento, sendo relatados como carbonetos secundários (MESQUITA; BARBOSA; MACHADO, 2017).

Na **Tabela 4.1** é apresentado um quadro resumo sobre a morfologia dos carbonetos observados em cada amostra de material. Em uma análise geral, o material M-A apresentou carbonetos do tipo MC em tamanhos muito maiores do que os materiais M-B e M-C. Os formatos observados para estes carbonetos foram arredondados ou alongados. Os carbonetos do tipo M_6C presentes na microestrutura tem aspecto similar entre os três materiais avaliados e que estão dispersos na matriz ou aglomerados em algumas pequenas regiões. A possível diferença entre as morfologias está no processo de obtenção por fundição convencional que foi realizado pelos diferentes fabricantes.

Tabela 4.1 - Quadro resumo da análise da morfologia dos carbonetos.

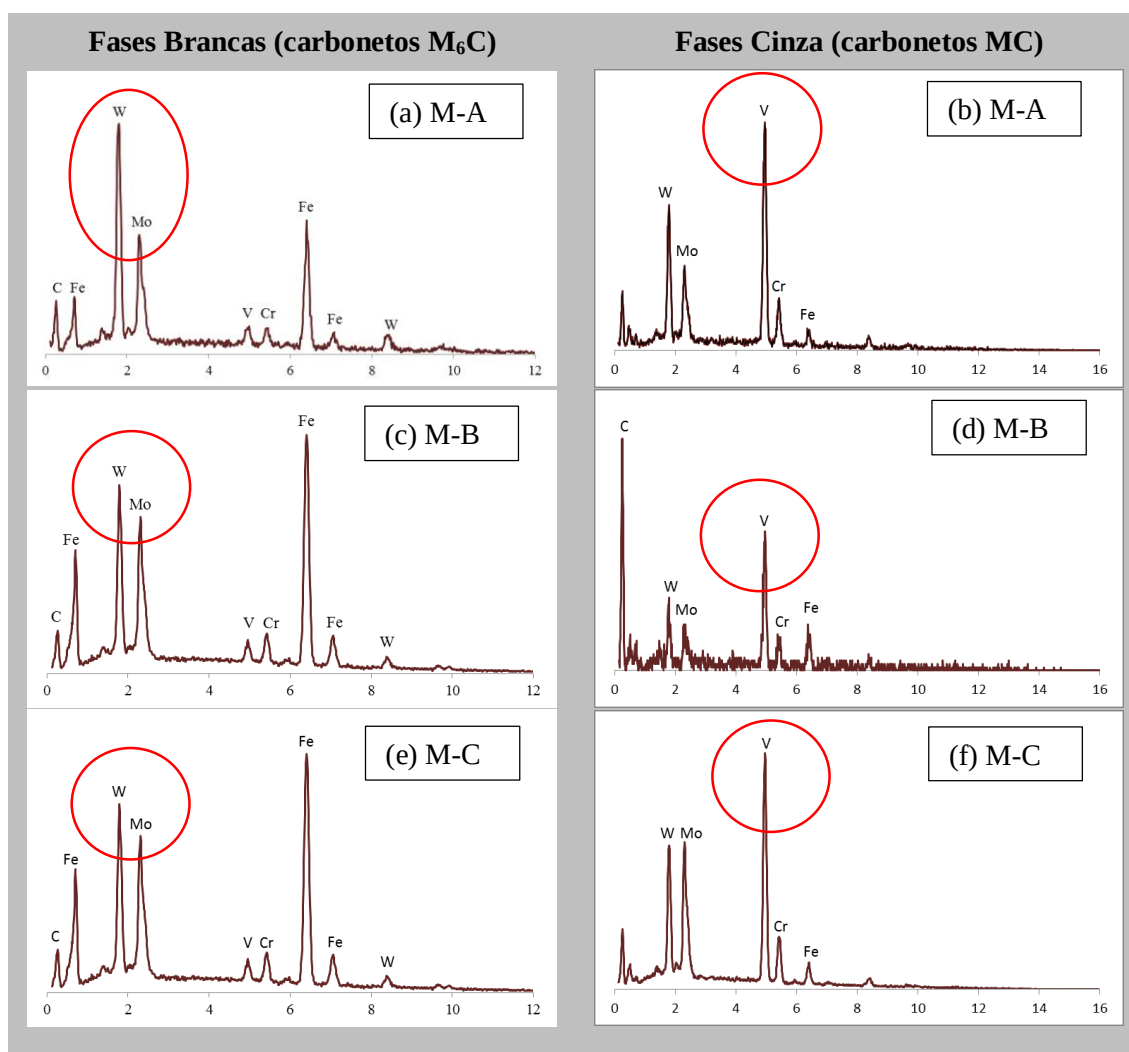
Material	Carbonetos MC	Carbonetos M_6C
M-A	Grandes estruturas de formas esféricas e alongadas.	Formatos arredondados (circulares) pequenos com algumas regiões de maior concentração.
M-B	Estruturas arredondadas de tamanho próximo aos carbonetos tipo M_6C .	Formatos arredondados distribuídos uniformemente.
M-C	Estruturas arredondadas de tamanho próximo aos carbonetos tipo M_6C .	Formatos arredondados distribuídos uniformemente e estruturas alongadas com parte central acinzentada.

4.1.2. Resultados da avaliação da composição química dos carbonetos via EDS

A Espectroscopia de Descarga Elétrica (EDS) indica o elemento predominante na estrutura e foi empregada para distinguir os elementos presentes em cada uma das fases observadas via MEV. Desta forma as diferentes composições dos carbonetos puderam ser confirmadas e analisadas de forma independente àquela da microestrutura.

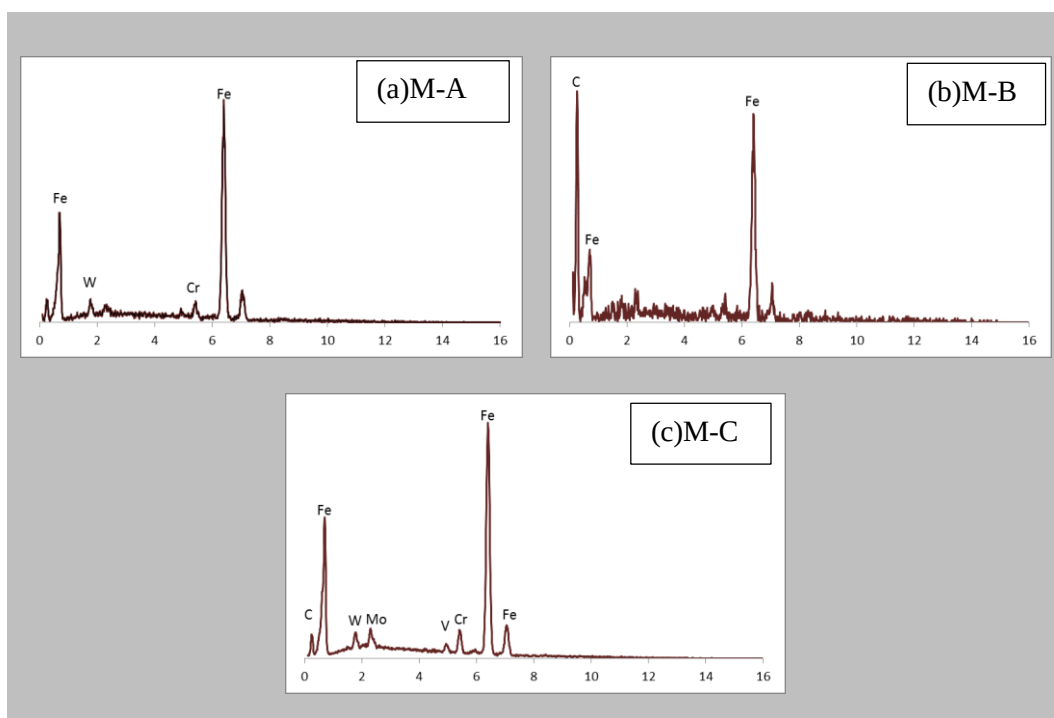
Na **Figura 4.4** (a) à (f) são mostrados os resultados do EDS para os carbonetos brancos (coluna da esquerda) e dos cinzentos (coluna da direita). Nestes resultados é possível notar que nas fases brancas foi detectada a presença de uma quantidade de tungstênio e molibdênio superior às demais, observados na **Figura 4.4** (a), (c) e (e). Desta forma, confirma-se que os carbonetos brancos são do tipo M_6C (MESQUITA, 2016). Enquanto isso o resultado do EDS revelou que os carbonetos cinzas, mostrados nas **Figura 4.4** (b), (d) e (f), apresentaram a presença de vanádio e quantidades menores do que tungstênio e molibdênio. Este carboneto pode ser classificado como do tipo MC, que normalmente é rico em vanádio e apresenta uma composição química não homogênea com uma área central enriquecida em tungstênio (GODEC et al., 2010).

Figura 4.4 - EDS para os precipitados em segunda fase de aço-rápido: (a), (c) e (e) são os resultados para a fase branca enquanto e em (b), (d) e (f) resultados para as fases cinzas.



Analisando a matriz, os resultados de EDS (**Figura 4.5 (a)** até **(c)**) mostrou uma maior quantidade de ferro e uma pequena quantidade de outros elementos de liga. Pela análise de EDS é possível confirmar que há outros elementos em solução na matriz, que é um resultado da temperatura de precipitação secundária próximo a austenitização (SACKL et al., 2016). A dissolução parcial do carboneto M_6C durante a austenitização, em contraste com o MC (menos solúvel), permite a entrada de uma certa quantidade de elementos formadores de carboneto em solução sólida (KHRAISAT; NYBORG; SOTKOVSKI, 2005). No entanto, pondera-se que o EDS é uma análise qualitativa, e desta maneira, não é capaz de identificar numericamente a quantidade dos elementos formadores de carbonetos, como reportado em outros trabalhos por Peidao et al. (1992) e Godec et al. (2010).

Figura 4.5 - EDS para avaliação da matriz dos três materiais de aço-rápido: (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C, mostrando predominância de ferro, carbono e elementos formadores de carbonetos em menores quantidades.



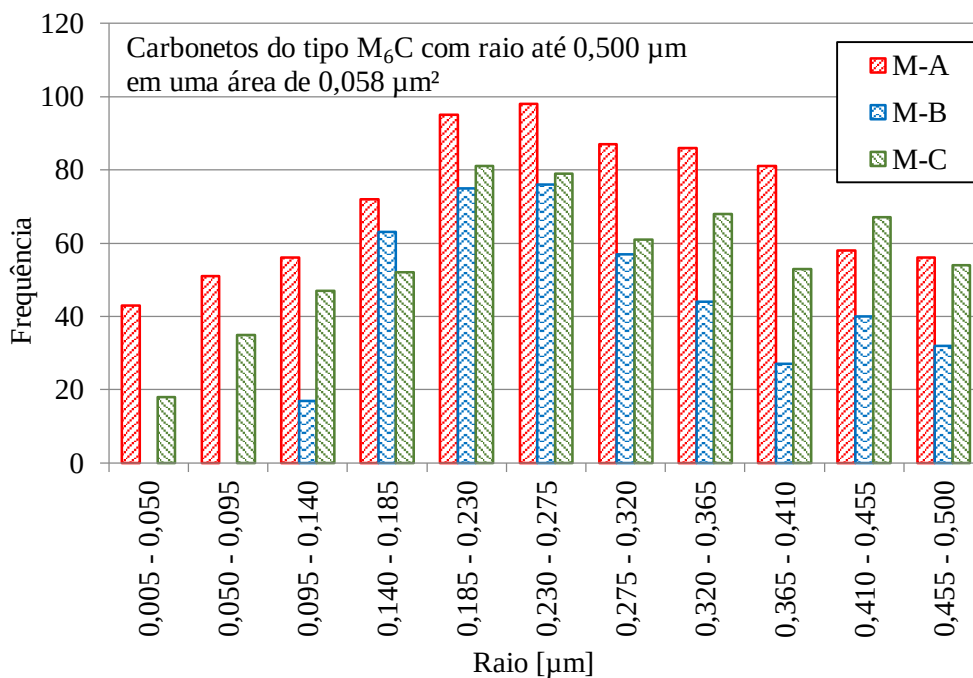
A análise da composição do material revelou a presença de duas fases endurecidas distintas na microestrutura dos aços-rápidos. Ao comparar os resultados da análise via EDS, obtidos neste trabalho com aqueles relatados na literatura confirma-se a presença das fases MC e M_6C . A partir desta identificação tornou-se possível avaliar quantitativamente a distribuição de cada fase.

4.1.3. Resultados da análise da distribuição dos carbonetos na estrutura

Com o intuito de obter valores mensuráveis da distribuição dos carbonetos, as áreas dos carbonetos foram mensuradas através de um software pós processador de imagens em cinco micrografias distintas para cada uma das amostras dos materiais. Para simplificar a análise, foi calculado o raio de uma circunferência de área equivalente a cada carboneto. Desta forma agrupando em faixas de tamanho criou-se o histograma de distribuição que é apresentado de **Figura 4.6** à **Figura 4.9**.

Na **Figura 4.6** é mostrado o histograma resultante de distribuição dos carbonetos do tipo M_6C com raios menores que $0,5 \mu m$ em uma área de $0,058 mm^2$. Para três materiais avaliados, M-A, M-B e M-C, é possível observar uma alta frequência para o raio equivalente entre os valores de $0,185 \mu m$ e $0,275 \mu m$.

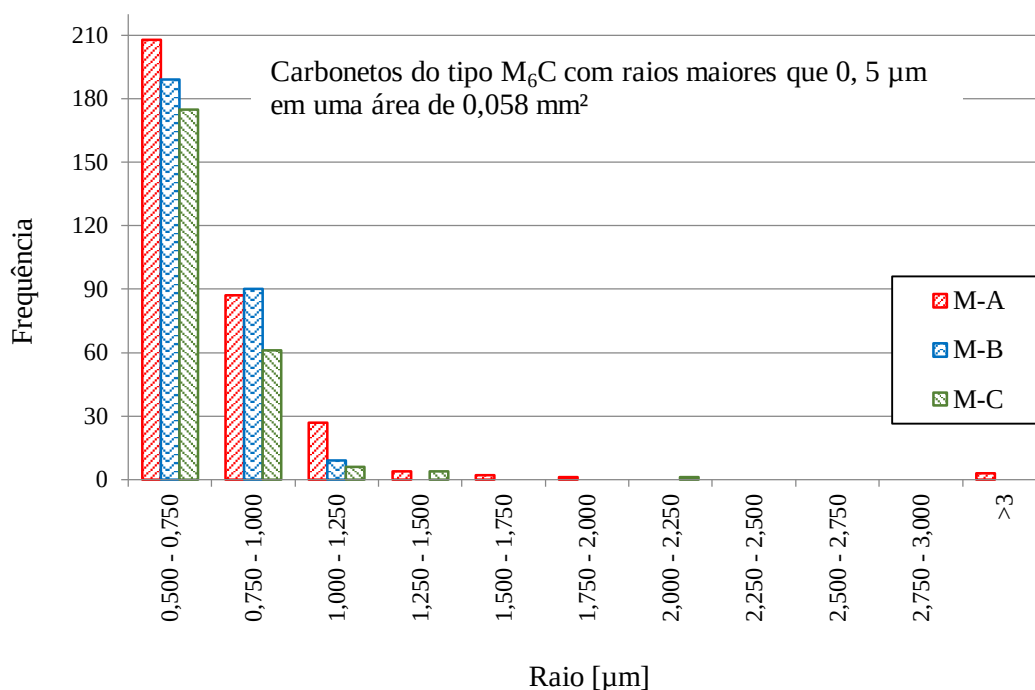
Figura 4.6 - Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo M_6C com raio até $0,5 \mu m$ para os três materiais de aço-rápido avaliados.



Para os carbonetos do tipo M_6C maiores que $0,500 \mu m$ (**Figura 4.7**) o comportamento é bastante similar para os três materiais. A diferença na distribuição dos tamanhos dos carbonetos dentre os três materiais é menor que 10%. É possível observar que a maior frequência (aproximadamente 180 eventos) de carbonetos com raios no intervalo entre $0,500$

μm e $0,750 \mu\text{m}$, diminuindo gradativamente até o raio de $1,5 \mu\text{m}$, acima do qual há uma baixa frequência de carbonetos. Entretanto, especificamente para o material M-A foram encontrados alguns carbonetos com raios maiores que $3 \mu\text{m}$. Os carbonetos para o material M-C apresentaram os maiores raios com valores até $2,25 \mu\text{m}$, enquanto para o material M-B apresentaram raios até $1,25 \mu\text{m}$.

Figura 4.7 - Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo M_6C com raio maior que $0,5 \mu\text{m}$ para os três materiais avaliados.

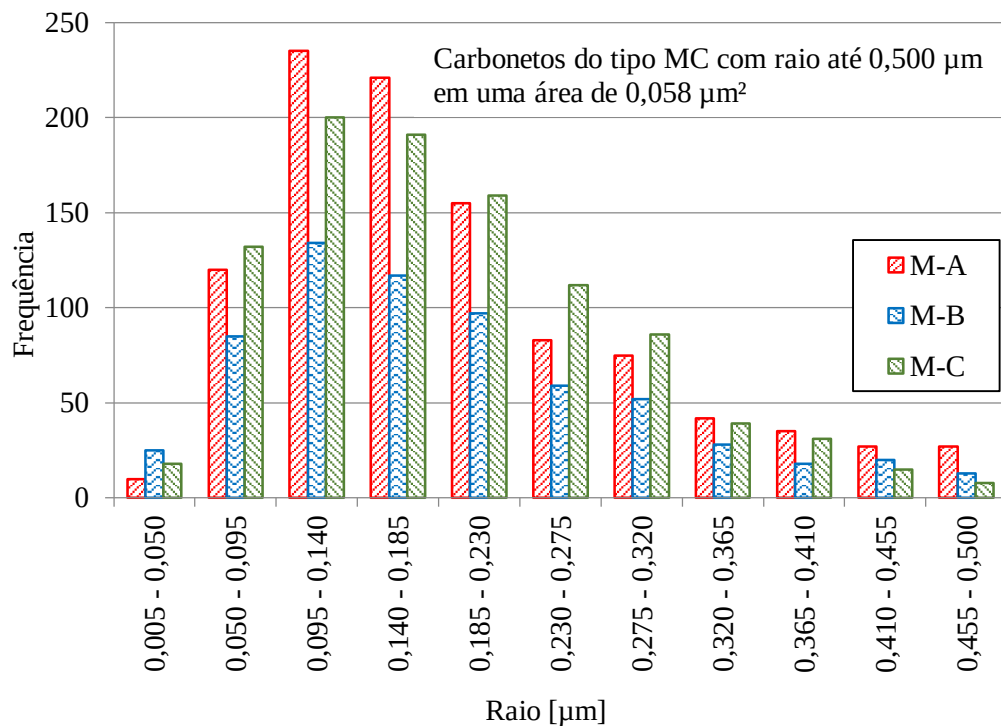


A partir dos histogramas apresentados nas **Figura 4.6**, **Figura 4.7** é possível descrever que o carboneto M_6C apresenta uma distribuição com carbonetos concentrados em duas faixas uma para carbonetos com raios menores, entre $0,185 \mu\text{m}$ e $0,275 \mu\text{m}$, e outra para raios maiores no intervalo entre $0,5 \mu\text{m}$ e $1,0 \mu\text{m}$. Observa-se que especificamente o material M-A apresenta alguns carbonetos com raios maiores que $3 \mu\text{m}$.

Nas **Figura 4.8** e **Figura 4.9** são apresentados o histograma de distribuição dos carbonetos do tipo MC com raios menores e maiores que $0,500 \mu\text{m}$, respectivamente. Na **Figura 4.8** é possível observar que os três materiais apresentaram uma grande quantidade de carbonetos com raios concentrados no intervalo entre $0,050 \mu\text{m}$ até $0,185 \mu\text{m}$. O material M-A apresentou os maiores valores neste intervalo, a soma da frequência de eventos foi maior para

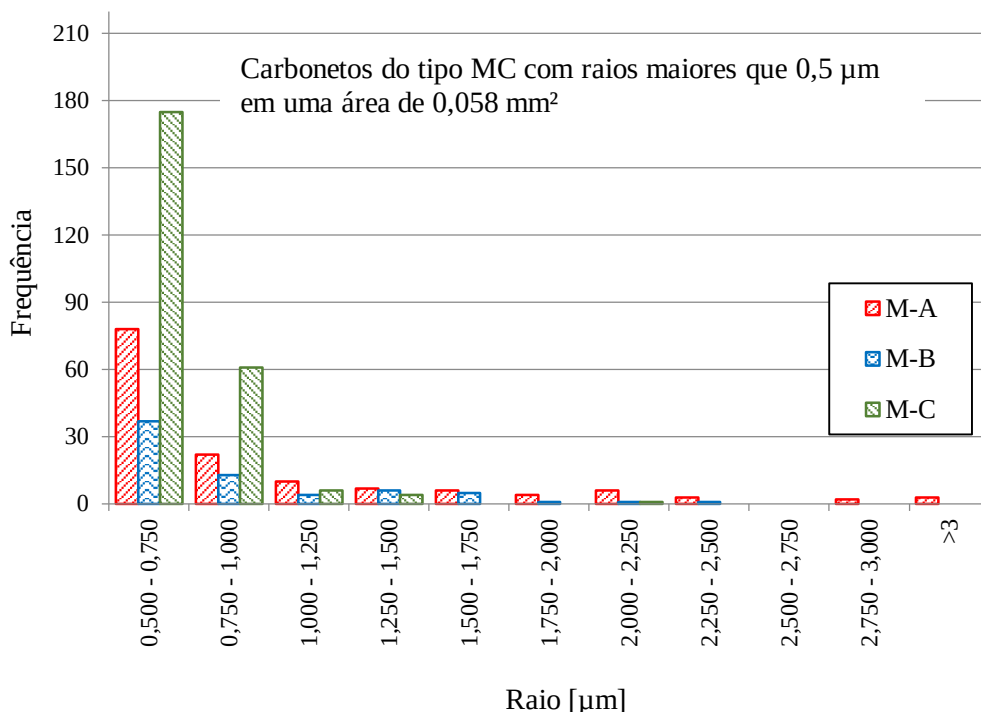
o material M-A (576 eventos), seguida do material M-C (523 eventos) e um pouco menor (336 eventos) para o material M-B.

Figura 4.8 - Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo MC com raio até 0,5 μm para os três materiais de aço-rápido avaliados.



A distribuição dos carbonetos do tipo MC em que raios maiores que 0,500 μm é apresentada no histograma da **Figura 4.9**. Neste gráfico é possível observar que os carbonetos do material M-C apresentaram uma grande frequência (256 eventos) na faixa entre 0,5 μm e 1,5 μm . Os materiais M-A e M-B apresentaram uma menor frequência (117 e 108 eventos respectivamente) neste intervalo. Por outro lado, para os carbonetos com raios no intervalo entre 1,5 μm e 2,5 μm , o material M-A apresenta uma maior frequência que o M-B (19 e 8 eventos respectivamente) e apenas 1 evento para o material M-C. Apenas o material M-A apresentou carbonetos com raios equivalentes maiores que 2,5 μm sendo observados a ocorrência de alguns com raios maior que 3 μm .

Figura 4.9 - Histograma de distribuição dos raios dos carbonetos do tipo MC com raio maior que 0,5 μm para os três materiais avaliados.



A distribuição de carbonetos do tipo MC, mostrada nas **Figura 4.8** e **Figura 4.9**, apresenta uma frequência mais elevada de eventos dentro de dois intervalos, sendo um para raios menores, entre 0,050 μm até 0,185 μm e outro para raios maiores, entre 0,5 μm e 1,5 μm . Os materiais M-A e M-B também apresentaram carbonetos maiores que 1,5 μm , sendo que no material M-A foram observados carbonetos maiores que 3 μm . Se as áreas de todos os carbonetos com raios maiores que 1,5 μm e menores que 2,5 μm forem somadas, a área resultante para os carbonetos do material M-A (228,24 μm^2) é quase três vezes maior do que para o material M-B (84,4 μm^2), enquanto que para o material M-C é praticamente desprezível (8,4 μm^2).

Comparando-se a distribuição dos carbonetos tipo M_6C apresentados nas **Figura 4.6**, **Figura 4.7**, com a distribuição dos carbonetos tipo MC, apresentados nas **Figura 4.8** e **Figura 4.9**, pode-se afirmar que ambos apresentaram distribuição bi-modal, ou seja, os valores se concentraram em torno de duas faixas. No intervalo de maior frequência de raios menores, para o carboneto tipo MC apresenta valores mais baixos (entre 0,050 μm até 0,185 μm) comparativamente ao carboneto tipo M_6C (entre 0,185 μm e 0,275 μm), embora seja quase o dobro de eventos. O intervalo de maior frequência para carbonetos maiores foi o mesmo para

ambos tipos de carbonetos, entre 0,5 μm e 1,0 μm . Além disso, o material M-A é o único em que é observado carbonetos dos dois tipos com raio equivalente maiores que 3 μm . Desta forma, os carbonetos não são uniformemente distribuídos e, portanto, não podem ser analisados considerando apenas o tamanho médio.

A partir da análise desses resultados e comparando-os aqueles da literatura é possível afirmar que foram identificados carbonetos provenientes de diferentes etapas de fabricação dos materiais. Os carbonetos com raios concentrados em tamanhos menores são resultado do tratamento térmico dos materiais. Estes carbonetos possuem escala nanométrica e atuam como barreira para as discordâncias tendo como principal efeito o endurecimento da matriz (MESQUITA; BARBOSA; MACHADO, 2017).

Os carbonetos dos tipos MC e M_6C que apresentaram faixas de tamanho com raios entre 0,5 μm e 1,0 μm são provenientes da transformação do carboneto metaestável M_2C durante o processo de laminação dos materiais. Ao comparar estes resultados com aqueles relatados na literatura, de acordo com Kremnev, Onegina e Vinogradova, (2009), os carbonetos primários resultantes da transformação do carboneto tipo M_2C apresentaram raio médio entre 1,0 μm e 2,5 μm para o tipo M_6C e entre 0,25 e 0,5 μm para o tipo MC.

Ghomashchi, (1998) apresenta em seu trabalho os histogramas de distribuição para carbonetos primários de aços AISI M2. Nesta classe de material os carbonetos primários encontrados na microestrutura também são resultado da transformação do carboneto tipo M_2C . Os carbonetos do tipo M_6C apresentaram valores entre 1,5 μm e 2 μm de diâmetro enquanto carbonetos do tipo MC diâmetros entre 0,5 μm e 1,5 μm .

No trabalho de Bergman, Hedenqvist e Hogmark, (1997) são apresentados os diâmetros de carbonetos primários de aços-rápidos de composição próxima ao AISI M3:2 (5% de Mo, 6,4% de W e 3% de V) e os autores relataram a presença de carbonetos tipo MC com diâmetros médio de 3,0 μm , e de 4,2 μm para os carbonetos tipo M_6C .

As estruturas de carbonetos maiores que 3 μm , observados principalmente na microestrutura do material M-A (**Figura 4.9**) são carbonetos primários solidificados diretamente do estado líquido e que são dificilmente quebrados durante a laminação (MESQUITA, 2016).

4.2. Resultados do ensaio tribológico Pino –Lixa

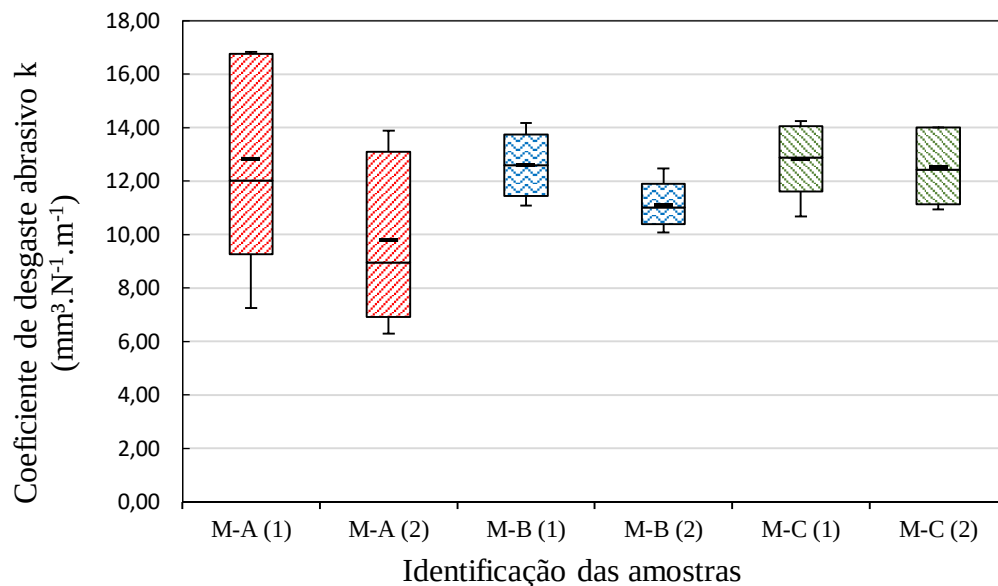
Através do ensaio tribológico pino lixa os materiais M-A, M-B e M-C foram avaliados em relação a sua resistência ao desgaste abrasivo. Foram realizados cinco testes consecutivos em duas amostras de cada material. Os resultados obtidos através dos ensaios são apresentados na **Tabela 9.1** no **Apêndice III**. A partir desses resultados foram calculadas suas médias ($\bar{X}$), desvios padrão (σ), coeficiente de estabilidade do desgaste (K) e coeficiente de variação (CV).

No trabalho apresentado por Blickensderfer e Laird (1988), é afirmado que para materiais heterogêneos o volume de desgaste abrasivo deve ser suficiente para representar o material que está sendo avaliado. Neste trabalho, um volume representativo seria aquele que contém uma dispersão de carbonetos similar ao restante do material. A partir dos resultados do ensaio pino-lixo a quantidade média de material removido entre cada passada de teste foi entre 2 mg a 4 mg. Esta quantidade de material é equivalente a uma camada da amostra, com 6 mm de diâmetro, e uma altura entre 9 μm a 18 μm , que corresponde a pelo menos três vezes maior ao raio dos maiores carbonetos observados. Desta forma, atende-se o nível de remoção de material proposto pelo autor citado.

Na **Figura 4.10** são apresentados os resultados obtidos para os três materiais em diferentes grupos de ensaio. Este gráfico ilustra os resultados apresentados na **Tabela 9.1**. No gráfico, as extremidades superior e inferior dos retângulos representam o terceiro e o primeiro quartil, respectivamente. As linhas de dispersão nas extremidades representam os valores máximo e mínimo, enquanto as linhas centrais menores e maiores representam a média e a mediana respectivamente.

A partir dos resultados apresentados, observa-se que a média para o coeficiente de desgaste abrasivo (k) variou do menor para a amostra M-A (2) ($9,18 \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$), para o maior para M-C (1) ($13,45 \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$). No entanto, da **Figura 4.10**, não se pode afirmar que existe uma diferença significativa na média da taxa de resistência ao desgaste (k) porque todos os resultados se encontram dentro da faixa de variação das medições realizadas. Os valores de k entre os três materiais avaliados, uma vez que todos os resultados estão dentro do intervalo de dois desvios padrão entre eles. Por outro lado, há uma evidência considerável na dispersão dos resultados obtidos para as amostras do material M-A, que apresentou desvio padrão duas a três vezes maior comparados aos materiais M-B e M-C. O desvio médio desses resultados é de cerca de 28% para o material M-A, enquanto para os materiais M-B e M-C são em torno de 10% e 15%, respectivamente.

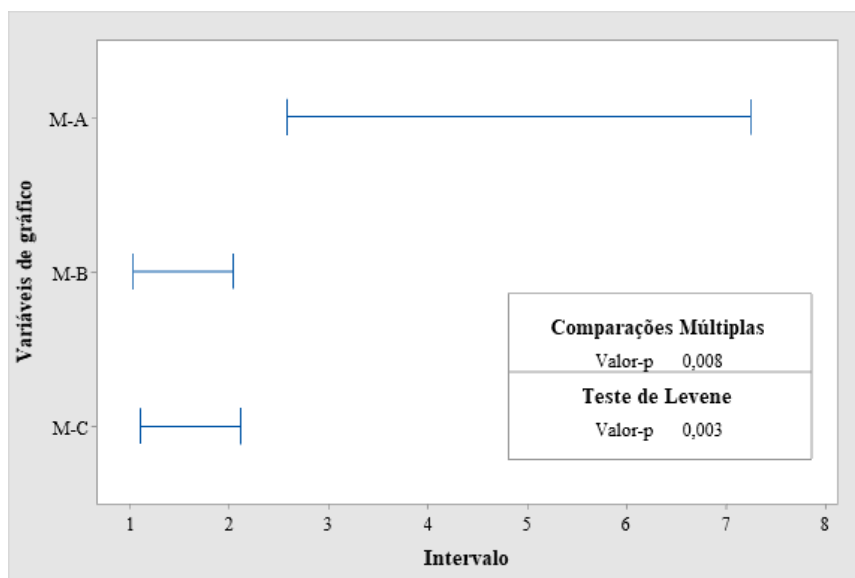
Figura 4.10 - Coeficiente de desgaste abrasivo dos três materiais de aço-rápido avaliados através do ensaio pino-lixo.



Para verificar a estatisticamente a diferença entre as amostras foi realizado um teste de igualdade de variâncias por meio do teste de Levene (Apresentado na **Tabela 9.2** do **Apêndice III**). No gráfico da **Figura 4.11** são mostrados os intervalos de confiança do desvio padrão em uma representação gráfica dos resultados. Observa-se por meio deste gráfico que os intervalos de confiança não se sobrepõe, e que o valor-p (0,003) está abaixo do nível de significância estipulado (0,05). Isto significa que existe diferença estatística entre a variância dos resultados dentro dos grupos de materiais. Ou seja, para o material M-A a variância dentro do grupo é maior do que para os materiais M-B e M-C.

A partir destes resultados, foi adotada a metodologia indicada na literatura proposta por Xu et al. (2007), que estima o quanto é estável o processo de desgaste apresentada na **Equação (2.2)**. Os resultados apresentados na **Tabela 9.1**. Através dos resultados apresentados, é possível observar que o material M-A apresenta menor estabilidade entre todos os materiais avaliados. Enquanto o coeficiente de estabilidade está abaixo de 0,5 para o material M-A, para os materiais M-B e M-C os valores se apresentam entre 0,7 a 0,8. Estes resultados significam que os materiais M-B e M-C são mais próximos quando os ensaios tribológicos são realizados sucessivamente e isso indica um processo de desgaste com pouca variação.

Figura 4.11 – Representação gráfica dos intervalos de confiança do teste de igualdade de variâncias através do método de comparações múltiplas.



Xu et al. (2007) observaram que para aços-rápido com altas concentrações de vanádio, a estabilidade do desgaste aumenta com o aumento da tenacidade dos materiais por eles avaliados. Embora os autores não tenham avaliado o material em relação a distribuição dos carbonetos, o aumento da tenacidade sugere a presença de carbonetos menores. Em relação aos seus resultados o fator de estabilidade do desgaste (K) passou da faixa de 0,6 para 0,8 quando houve um aumento na tenacidade de 6 para 10 J.cm⁻².

O coeficiente de variação (CV) entre os resultados proposto por Blickensderfer e Laird (1988) apresentado na **Tabela 9.1** possui o valor inverso à estabilidade do desgaste. O material M-A foi o que apresentou maiores valores (0,266 e 0,288) para este parâmetro nos dois grupos de ensaio, quando comparados com o material M-B (0,069 e 0,054) e M-C (0,073 e 0,101). O significado deste coeficiente de variação indica que no ensaio pino-lixo sob estas condições, foi observada uma variação em média de 28% é esperada entre os resultados do coeficiente de desgaste do material M-A, de 6% para o material M-B e de 8,5% para o material M-C.

A partir desses resultados (**Tabela 9.1**) é possível estabelecer uma correlação entre a estabilidade do desgaste K , coeficiente de variação CV, e a distribuição dos carbonetos primários tipo MC, mostrados na **Figura 4.9**. Os materiais que apresentaram carbonetos primários do tipo MC até o raio limite de 2,5 μm , como os materiais M-C e M-B apresentam uma menor variação entre seus resultados, e maior estabilidade do desgaste (K) e menor coeficiente de variação (CV). Em relação ao material M-A, que possui carbonetos com raios

maiores que o raio limite de 2,5 μm , chegando até raios maiores que 3 μm , apresentou uma grande variação nos seus resultados, uma menor estabilidade do desgaste e um maior coeficiente de variação, quando comparado aos materiais M-B e M-C. Para carbonetos do tipo MC, o raio limite de 2,5 μm indica que ele é o limiar entre um desgaste controlado e descontrolado, dentro das condições avaliadas.

Uma possível explicação para grande variação entre os resultados obtidos é, provavelmente, devido aos testes serem realizados em corridas sucessivas, assim conforme a superfície é desgastada novas superfícies são expostas ao teste. Como para o material M-A alguns carbonetos são muito grandes, a razão entre a área dos carbonetos e a área de matriz exposta tem grande variação. Este efeito pode ter ocasionado uma grande variação nos resultados do coeficiente de desgaste encontrados.

Os carbonetos com uma geometria irregular são mais susceptíveis ao acúmulo de tensões e à fratura do que os carbonetos uniformemente arredondados. Durante o processo de abrasão carbonetos grosseiros possuem maior probabilidade de sofrer fratura, o que conduz a um processo de abrasão mais frágil, do que atuarem como uma barreira ao desgaste abrasivo (LEOBEN; 1997).

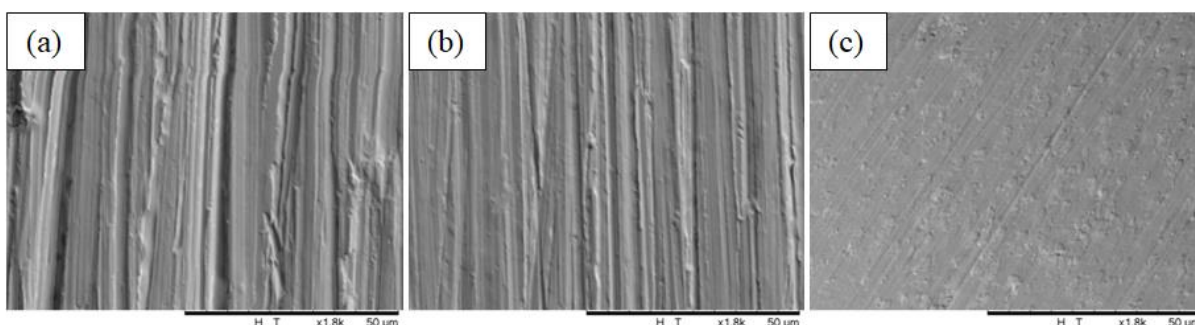
De acordo com Bergman, Hedenqvist e Hogmark (1997), uma resistência a abrasão relativamente alta é associada a grandes carbonetos primários em combinação com partículas abrasivas relativamente moles. Este efeito é predominantemente devido ao cegamento das partículas abrasivas. Se os abrasivos forem significativamente mais duros que os carbonetos primários, a dureza e a ductilidade da matriz irão controlar a taxa de desgaste. Por outro lado, no caso de carbonetos mais duros que o abrasivo, eles atuarão como barreira impedindo o progresso dos riscos, resultando muitas vezes na fratura da partícula abrasiva.

4.2.1. Topografia dos pinos de aço-rápido após ensaio tribológico

A modificação no ensaio tribológico pino-lixas resultou em uma textura superficial com riscos paralelos. O objetivo desta modificação é reproduzir possíveis mecanismos de remoção que se assemelhem aqueles gerados nas peças de aço-rápido pelo processo de retificação. Foram realizados pré-testes e estabelecida a relação entre o carregamento, ou pressão na amostra, e textura e rugosidade foram observadas nas superfícies das amostras. Na **Figura 4.12(a)** é mostrada a imagem da superfície da amostra do material M-A após o ensaio pino-lixas com lixas

abrasivas de SiC, grana mesh 220, enquanto na **Figura 4.12(b)** foi utilizada a mesma configuração de ensaio, porém com lixa de granulometria 320 mesh. Ao comparar as imagens **Figura 4.12(a)** e (b), é possível observar que a lixa de granulometria 320 mesh, resultou em riscos mais homogêneos e de tamanhos mais próximos. Para evitar a interferência da textura da amostra nos resultados de resistência à abrasão, elas foram polidas, sendo obtidas texturas superficiais iguais a mostrada na **Figura 4.12(c)**. Na imagem da **Figura 4.12(c)** é possível observar pequenos riscos resultantes do polimento e também algumas saliências grosseiras, causadas provavelmente pelos carbonetos presentes na microestrutura.

Figura 4.12 - Imagens das superfícies das amostras do material de aço-rápido M-A obtidas nos ensaios preliminares com abrasivos de SiC de granas (a) mesh 220 (b) mesh 320 e em (c) superfície da amostra polida, obtidas através de MEV com 1800 vezes de ampliação.



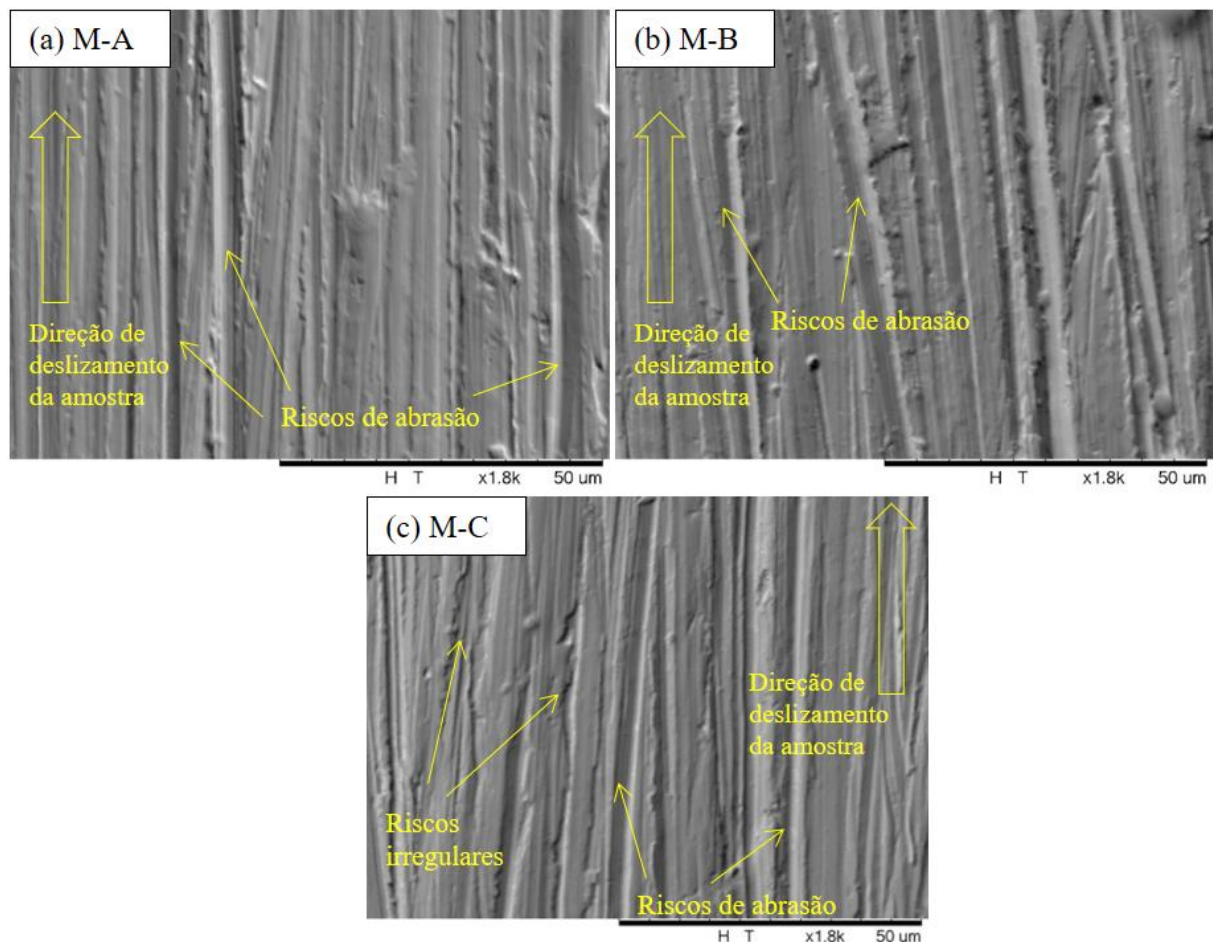
Após a realização dos ensaios pino-lixia a superfície das amostras foi avaliada através de MEV e os resultados são apresentados **Figura 4.13**. Os sulcos se apresentaram de forma paralela e contínua em todas as amostras avaliadas. Não foi observada nenhuma evidência de trincas entre os sulcos observados. Observa-se também que os sulcos não possuem um tamanho uniforme, são observadas diferentes espessuras de riscos sobrepostas. Este efeito é devido à característica da distribuição das partículas abrasivas de SiC na lixa empregada. Na figura **Figura 4.13(a)** é indicado ao centro um ressalto de carboneto observado na superfície. Também foram destacados na **Figura 4.13 (b)**, a direita, onde é mostrado um carboneto no risco de abrasão, porém sem impedir o progresso do risco. Já na **Figura 4.13 (c)** são observadas pequenas irregularidades nos riscos.

A topografia da superfície observada apresenta similaridade com a apresentada por Wei, Zhu e Xu (2006). Neste trabalho citado, foram testados aços-rápidos de alto teor de vanádio por meio do ensaio pino-lixia, porém com pressão de contato mais elevada (15,6 MPa). A superfície de desgaste abrasivo mostrou que a forma do carboneto de vanádio altera as marcas de abrasão

observadas na superfície. O material com maior quantidade de carbonetos esféricos apresentou uma superfície com desgaste mais regular, em comparação à aquelas com carbonetos grosseiros.

Em relação ao mecanismo de desgaste, como os riscos apresentam continuidade parecem terem sido formados pela ação contínua do abrasivo que promoveu o riscamento da superfície. Desta forma pode se afirmar que há a predominância de remoção de material por mecanismo dúctil (HUTCHINGS, 1992).

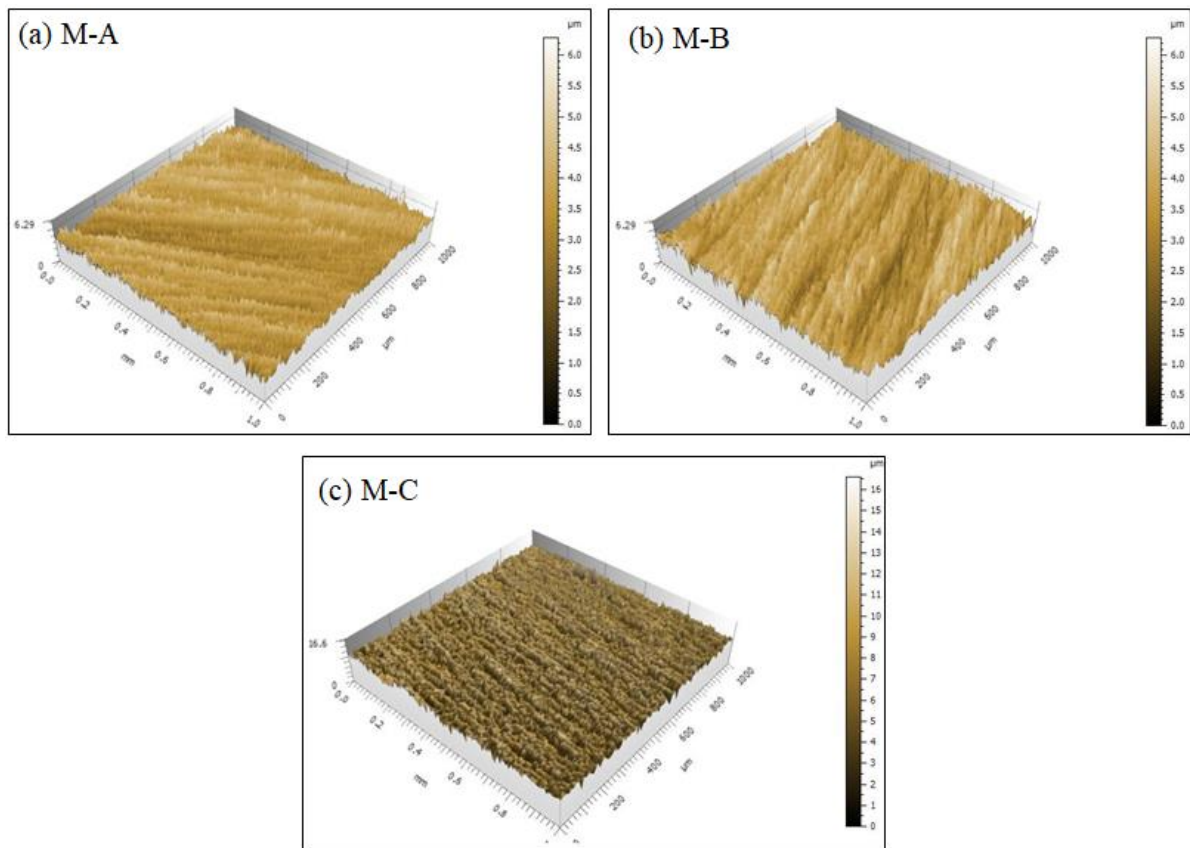
Figura 4.13 - Imagens da superfície das amostras após os ensaios pino-lixa obtidas via MEV com ampliação de 1800 vezes para os três materiais avaliados (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C.



A topografia das amostras também foi avaliada através do mapeamento da superfície através de interferometria a laser. Os resultados obtidos são apresentados na **Figura 4.14** e representam uma secção de 1 mm x 1mm da superfície de ensaio. Através das imagens é possível perceber que o perfil topográfico é bastante similar para os materiais M-A e M-B

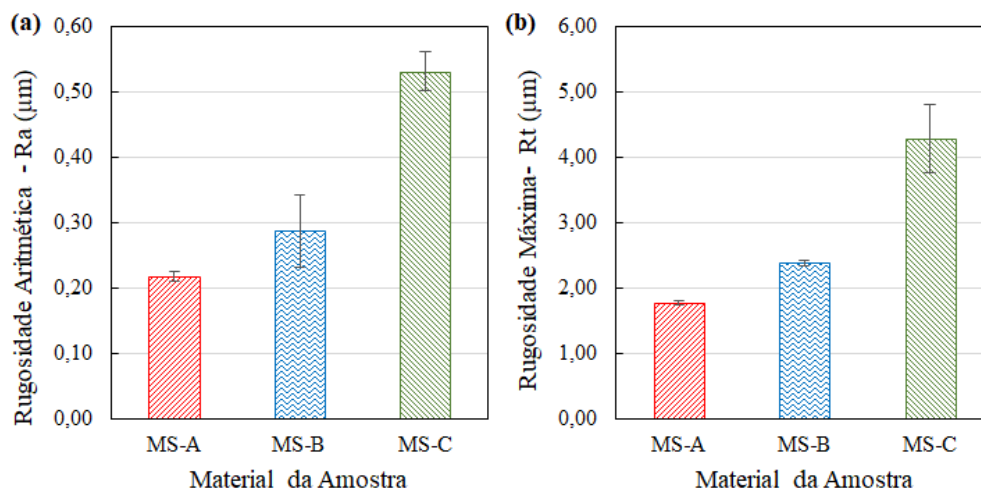
mostrados nas **Figura 4.14(a)** e (b) respectivamente. Nas amostras do material M-C, mostrado na **Figura 4.14(c)**, a superfície tem uma característica de maior aspereza, além de alguns riscos com aspecto irregular, resultado que reflete o alto valor de Rugosidade Aritmética obtido, mostrado em **Figura 4.15(a)** e Rugosidade Máxima (Rt), mostrado em **Figura 4.15(b)**.

Figura 4.14 - Topografia da superfície dos pinos após os ensaios tribológicos pino-lixo obtidas através de perfilometria laser nas amostras dos materiais (a) M-A, (b) M-B e (c) M-C.



Ao avaliar os resultados da **Figura 4.15(a)** é possível observar um valor maior do parâmetro Ra nas amostras do material M-C. O material M-B apresentou um valor ligeiramente maior que o material M-A. O mesmo comportamento foi observado quando se compara os resultados de medição de rugosidade máxima (Rt), apresentado na **Figura 4.15(b)**. A diferença entre os valores de rugosidade Ra entre os materiais M-A e M-B tem um aumento de trinta por cento (30%), enquanto entre M-B e M-C a diferença é em torno de 75%.

Figura 4.15 Rugosidade das amostras dos três materiais após o ensaio pino-lixo mensuradas a partir da topografia da superfície em (a) Rugosidade Aritmética-Ra e em (b) Rugosidade Máxima-Rt.



Os resultados de rugosidade sugerem a influência dos carbonetos primários do tipo MC na textura superficial observada nas amostras. O material M-A que apresentou maiores carbonetos do tipo MC, mostrado na **Figura 4.9**, foi aquele que teve a menor rugosidade *Rt*. O material M-B apresentou carbonetos com raios até o limite de 2,5 µm e tem a rugosidade com valores um pouco maiores que o material M-A. Já o material M-C que apresentou carbonetos menores, com raios de no máximo 1,5 µm, resultou nos maiores valores de rugosidade. Desta forma, pode-se afirmar que os parâmetros de rugosidades, *Ra* e *Rt*, são inversamente proporcionais ao tamanho dos maiores carbonetos do tipo MC. A faixa de carbonetos MC com raios entre 1,5 µm a 2,5 µm (**Figura 4.9**) parece ter apresentado similaridade na rugosidade observada. A somatória da área de carbonetos do tipo MC em relação aos raios nesta faixa de tamanho é praticamente desprezível para o material M-C. Por consequência, os grãos abrasivos da lixa penetram mais na superfície e um maior número de grãos abrasivos da lixa passam a atuar, resultando em valores mais elevados de rugosidade, que de fato foi observado. Contudo, é difícil de separar o efeito dos carbonetos pequenos, que diminuem o livre caminho médio e reforçam a matriz em volta dos carbonetos grandes, que por sua vez, ele agem como uma barreira para as partículas abrasivas (GAHR, 1998).

Os resultados do ensaio tribológicos pino-lixo caracterizam os materiais avaliados quanto a resistência ao desgaste abrasivo. Estes resultados podem ser desdobrados às aplicações de baixa pressão de contato em que os abrasivos promovam riscos paralelos. Estes resultados

não refletem os mesmos mecanismos do que os observados na retificação devido a diferença entre as forças dinâmicas envolvido. Por outro lado, entende-se que a busca por investigar os efeitos da microestrutura nos mecanismos de abrasão é um ponto de partida para compreender seus os efeitos no processo de retificação.

4.3. Resultados dos Ensaios de Retificação

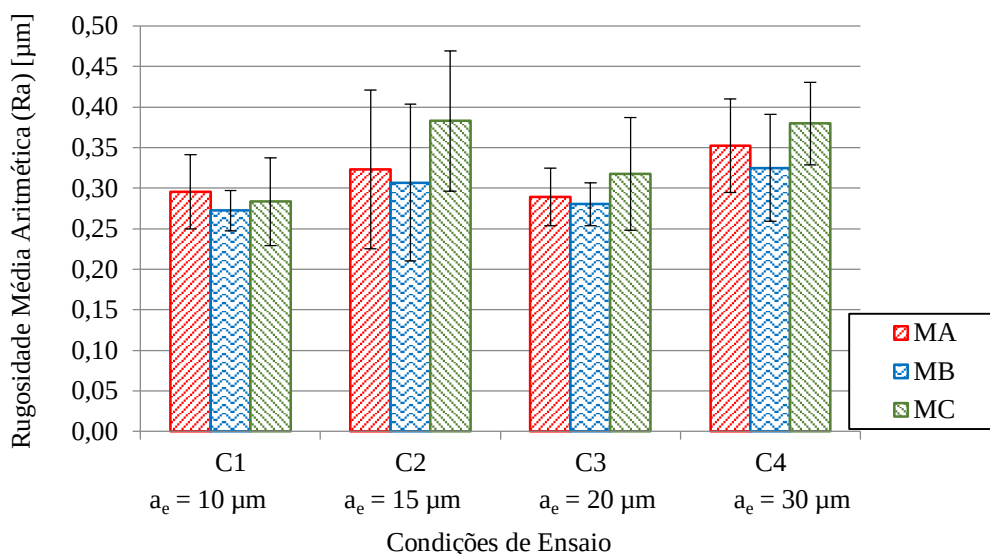
Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos a partir dos ensaios de retificação. Inicialmente serão apresentados os resultados referentes a avaliação da superfície a partir da medição de rugosidade. Na sequência, será apresentada a caracterização da superfície através de MEV. Finalmente, será apresentada a estimativa da camada afetada termicamente a partir do perfil de microdureza.

4.3.1. Avaliação dos parâmetros de rugosidade

Após os ensaios de retificação foram realizadas cinco medições de rugosidade em cada amostra. Os dados foram processados por meio de um software específico para que se extrair os parâmetros necessários. Foram avaliados os parâmetros de rugosidade aritmética (R_a), o desvio padrão da altura do perfil (R_q) e a rugosidade máxima (R_t). Os parâmetros avaliados, a média e desvio entre os conjuntos de medições estão dispostos na **Tabela 10.1** do **Apêndice IV**.

O parâmetro R_a fornece uma ideia geral da amplitude do perfil de rugosidade mensurado. Os resultados de medição do parâmetro R_a nas as amostras dos três materiais avaliados, sob as condições de ensaio C1 à C4, são mostrados na **Figura 4.16**. Através dos resultados é possível observar que para a condição C1, os três materiais apresentaram R_a entre os valores de $0,2\ \mu\text{m}$ a $0,3\ \mu\text{m}$. Para a condição de ensaio C2, a rugosidade R_a medida para os três materiais apresentou valores próximos a $0,4\ \mu\text{m}$, mas com maior desvio padrão (mostrado na **Tabela 10.1**). Nas amostras sob condição de ensaio C3 e C4, a rugosidade R_a para os três materiais apresentou valores entre $0,3\ \mu\text{m}$, e $0,4\ \mu\text{m}$.

Figura 4.16 - Resultados de Rugosidade Aritmética (Ra) para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio.



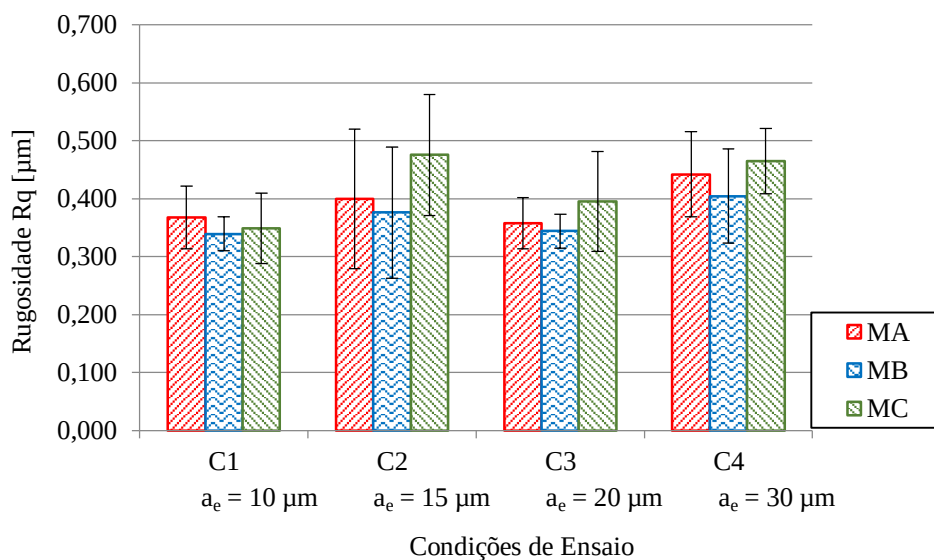
Para verificar se houve diferença estatisticamente significativa entre as médias de rugosidade Ra, foi realizada análise de variância (Anova) de um fator. Foram considerados como fatores o material das amostras, e as condições de ensaio. Os resultados da Anova são dispostos na **Tabela 10.2** e **Tabela 10.3**, do **Apêndice IV**. Ao considerar o material como fator, o resultado da análise é que este fator não é significativo, ou seja, não existe diferença estatística entre os resultados de rugosidade Ra medidos nos três materiais. Considerando as condições de ensaio como fator, o resultado da Anova é que este fator é significativo, ou seja, pelo menos um resultado é estatisticamente diferente dos demais. Comparando os intervalos de confiança para os resultados (**Tabela 10.3**) é possível perceber que a maior diferença está entre o intervalo de confiança da condição C1 (entre 0,24816 e 0,31941) e da condição C4 (entre 0,3169 e 0,3881). O significado é que só é possível afirmar que existe diferença estatisticamente significativa entre os resultados de rugosidade Ra das condições C1 e C4.

Os resultados do parâmetro de rugosidade Rq mensurados nas superfícies das amostras dos três materiais, após os ensaios de retificação, são mostrados na **Figura 4.17**. É possível observar que este parâmetro seguiu o mesmo comportamento da rugosidade Ra, apresentado na **Figura 4.16**. Observa-se no entanto, que os valores de Rq são ligeiramente maiores devido a este parâmetro de medição ser mais sensível entre picos e vales (DAVIM, 2010). Os três materiais apresentaram valores de Rq próximos em todas as condições. Nas amostras retificadas sob a condição C1, a média de resultados ficou em torno de 0,3 μm. Já para a condição C2 a média de resultados ficou próximo a 0,5 μm. Para a condição de ensaio C3, a média de

rugosidade R_q apresentou valores entre $0,3 \mu\text{m}$ a $0,4 \mu\text{m}$, enquanto na condição C4 todos os materiais apresentaram valores de R_q entre $0,4$ a $0,5 \mu\text{m}$.

Para verificar se houve diferença estatisticamente significativa, foi realizada Anova de um fator, considerando como fatores o material e as condições de ensaio. Os resultados da Anova estão dispostos na **Tabela 10.4** e na **Tabela 10.5**, do **Apêndice IV**. De acordo com os resultados, ao considerar o material como fator, não existe diferença significativa, ou seja, não existe diferença estatística entre os resultados dos diferentes materiais. Ao considera a condição de ensaio como fator, o resultado da Anova é que existe significância, ou seja, o resultado de pelo menos uma condição, difere dos demais. A maior diferença está entre os intervalos de confiança das condições C1(de $0,24816$ até $0,31941$) e C4 (de $0,3924$ até $0,4820$). Da mesma forma que para o parâmetro R_a , só é possível afirmar que existe diferença estatisticamente significativa nos resultados de medição da rugosidade R_q , entre as condições C1 e C4.

Figura 4.17 - Resultados para rugosidade R_q para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio de retificação.

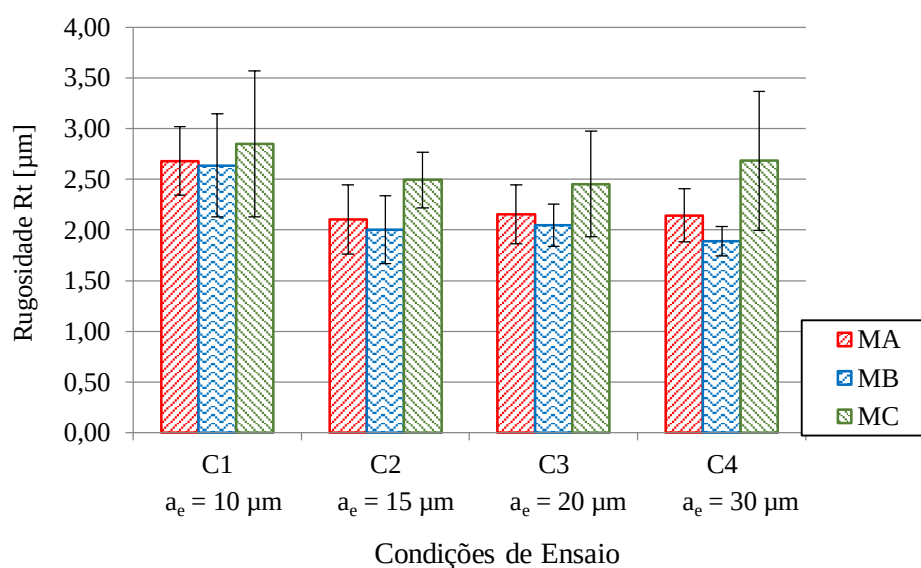


Nos resultados observados nas figuras **Figura 4.16**, **Figura 4.17**, é possível observar uma tendência entre os resultados apresentados. Os três materiais apresentaram aumento entre as condições C1 e C2. A condição C2 apresentou os maiores valores de R_a e R_q , porém acompanhado de bastante variação nos resultados. Provavelmente nesta condição os altos valores de rugosidade e de desvio médio apresentam este comportamento devido a duas hipóteses. A primeira considera que nesta faixa o tamanho dos sulcos causados seja da ordem

de tamanho dos carbonetos tipo M_6C na microestrutura. Então, este fato faria com que estes atuassem como ponto de nucleação de trincas, tornando os mecanismos de remoção de material no modo frágil acontecerem de maneira a fragilizar e destacar fragmentos da superfície (HUTCHINGS, 1992). A segunda hipótese, está relacionada com a predominância do mecanismo de sulcamento do grão abrasivo durante a passagem do rebolo sobre a peça. Devido aos abrasivos não conseguirem penetrar de forma suficiente na superfície, para causar o cisalhamento do material, a ação do abrasivo resultará em uma superfície com predominantemente com deformação plástica (MALKIN; GUO, 2008). Para confirmar o tipo de mecanismo predominante nesta condição é necessária a análise complementar para identificar se há presença de trincas. Esta análise foi realizada por meio de MEV e será apresentada na próxima seção.

Para o parâmetro de rugosidade R_t , que representa a altura total do perfil, os resultados de mediação são apresentados na **Figura 4.18**. Ao comparar o valor do parâmetro R_t entre as condições C1 à C4 pode ser observado que os materiais M-A e M-B apresentam comportamento similar e decrescem com o aumento da penetração de trabalho. Entre as condições de ensaio C1 e C4 o material M-A diminui o valor do parâmetro R_t de 2,5 μm para 2,0 μm , enquanto o material M-B varia de 3,0 μm para 2,0 μm , respectivamente. O material M-C apresentou todos os resultados com valores dentro do intervalo de 2,5 μm a 3,5 μm .

Figura 4.18 - Resultados para rugosidade R_t para amostras dos três materiais nas quatro condições de ensaio.



Foi realizada Anova nos resultados de rugosidade R_t considerando o material e as condições de ensaio como fatores. Os quadros de resultados para ambas análises são dispostos na **Tabela 10.6** e na **Tabela 10.7** do **Apêndice IV**, respectivamente. O resultado desta análise é que os dois fatores considerados (material e condições de ensaio) não apresentam significância nos resultados de rugosidade R_t , ou seja, não é possível afirmar que existe diferença estatística entre eles.

Considerando os resultados apresentados, não é possível afirmar que existe diferença entre os materiais avaliados, em relação aos parâmetros de rugosidade R_a , R_q e R_t . Na **Tabela 4.2** é apresentado um quadro resumo sobre a Anova realizada nestes resultados. Nesta tabela é observado que o fator material apresentou resultados de não significativo para os três parâmetros de rugosidade. O fator condição de ensaio, apresentou significância para os parâmetros R_a e R_q , nos quais a maior diferença está entre as condições C1 e C4. O parâmetro R_t não apresentou diferença nem entre os materiais, nem entre as condições de ensaio. Estes resultados serão novamente discutidos e comparados com os resultados das outras avaliações, na seção “**4.4. Discussão da correlação dos resultados**”.

Tabela 4.2 Quadro resumo dos resultados da análise estatística Anova de um fator em relação aos três parâmetros de rugosidade avaliados.

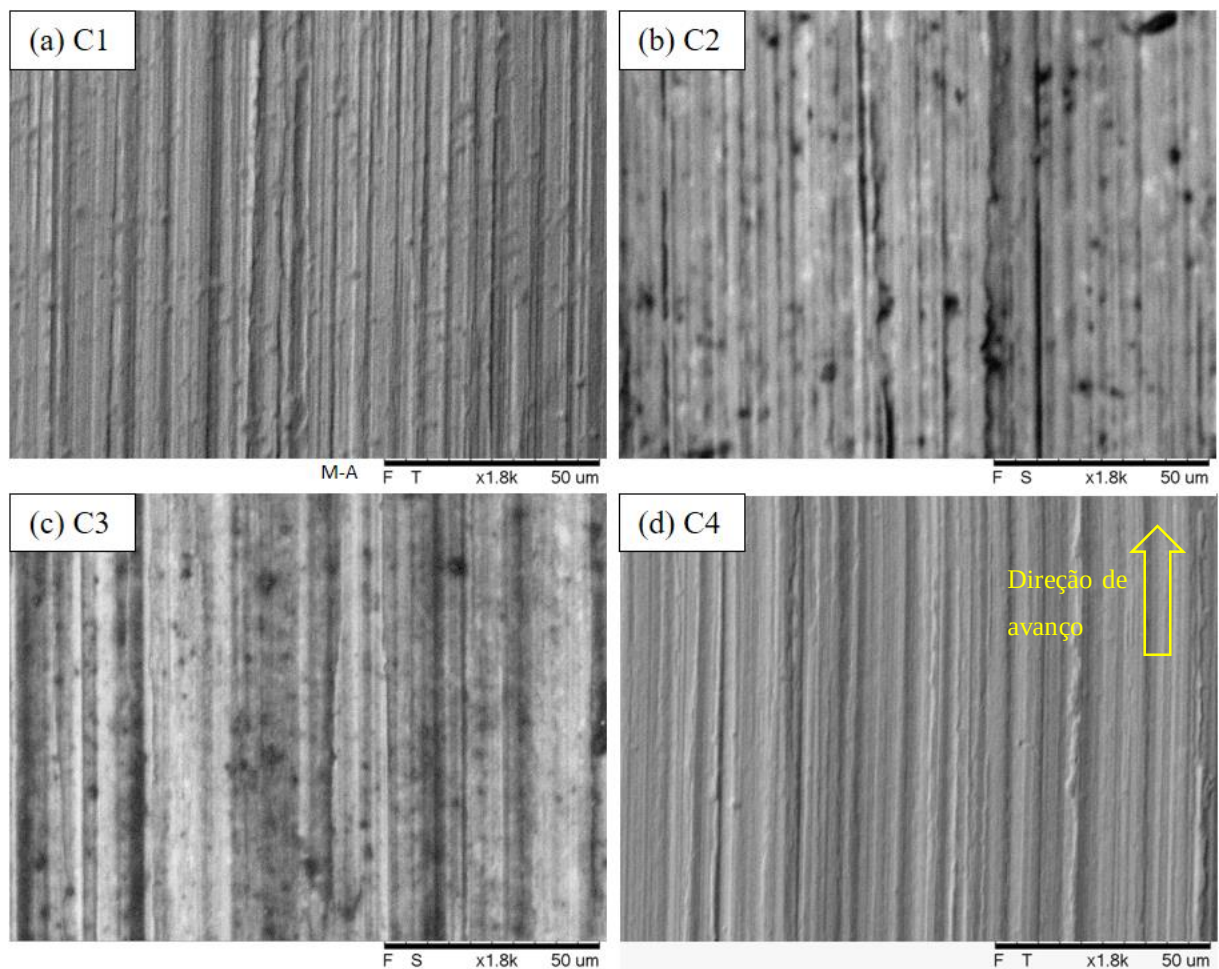
Parâmetro	Fator “Material”		Fator “Condição de ensaio”	
	Análise	Valor-p	Análise	Valor-p
Ra	Não significativo	0,255	Significativo	0,039
Rq	Não significativo	0,270	Significativo	0,042
Rt	Não significativo	0,084	Não significativo	0,121

4.3.2. Avaliação da Superfície através de MEV

Após os ensaios de retificação as superfícies foram avaliadas através de MEV, o resultado é apresentado na **Figura 4.19**, **Figura 4.20** e **Figura 4.21**, referente aos materiais M-A, M-B e M-C respectivamente. A seguir serão apresentados os resultados das avaliações destas imagens para cada material em cada uma das condições experimentais (C1 a C4) apresentadas na **Tabela 3.4**.

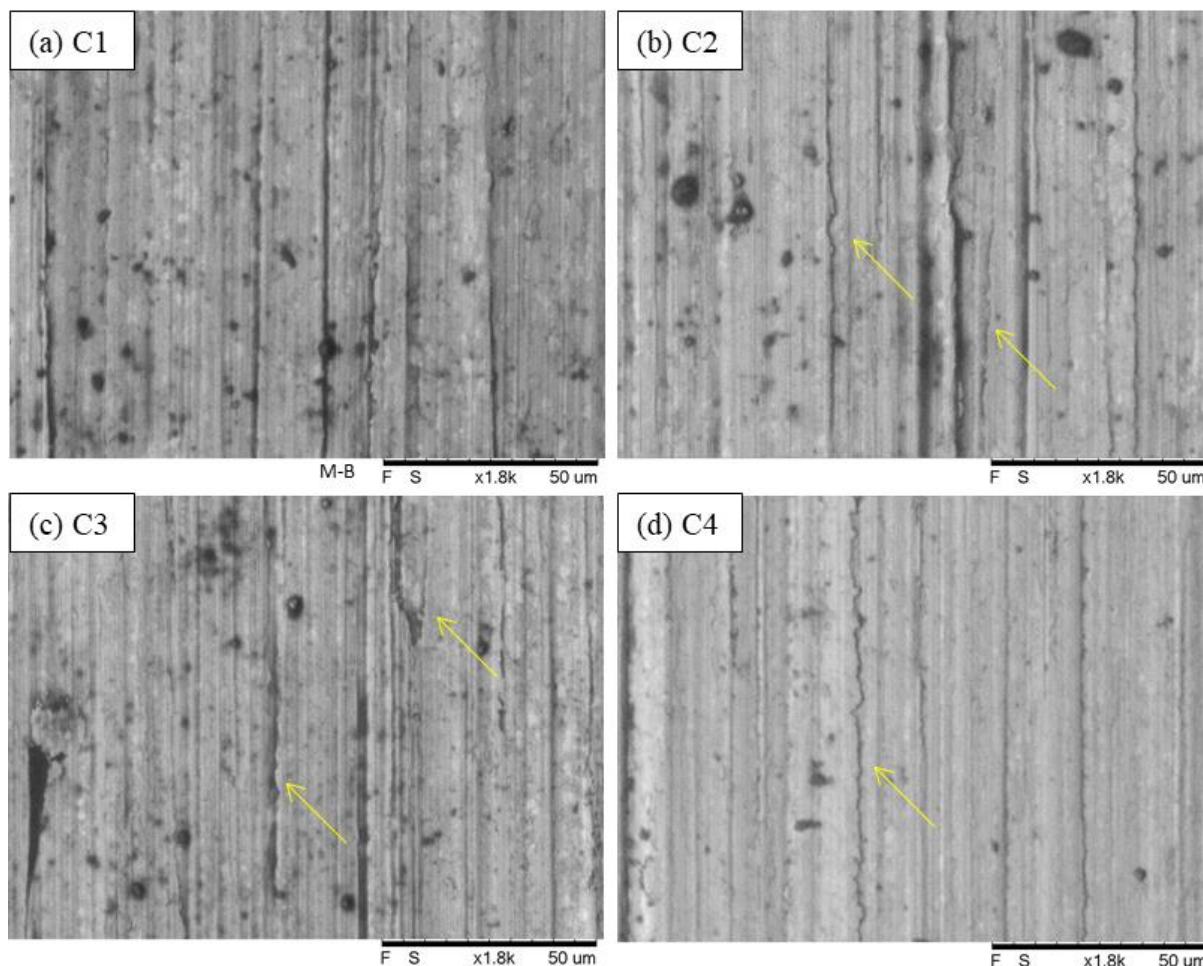
As imagens da superfície do material M-A, mostradas na **Figura 4.19** de (a) a (c), apresentam as superfícies retificadas com riscos paralelos e de profundidade aparentemente uniforme, os riscos de retificação são contínuos e não apresentam diferenças perceptíveis.

Figura 4.19 - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-A após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4.



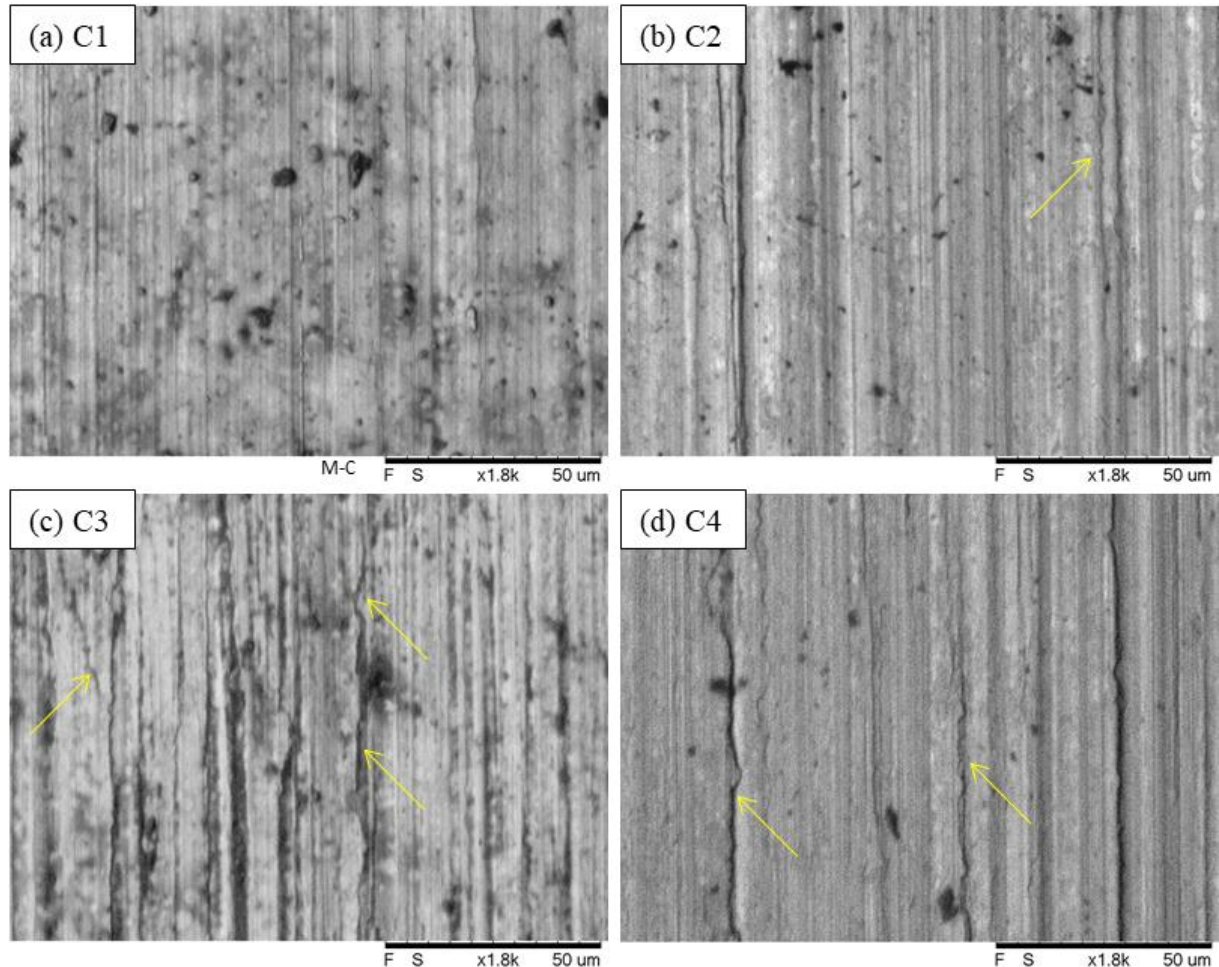
Na **Figura 4.20** de (a) a (d) são mostradas as imagens da superfície do material M-B após os ensaios de retificação. Da **Figura 4.20 (a)** a superfície apresentou riscos paralelos e de profundidade aparentemente uniforme. Já nas superfícies apresentadas nas **Figura 4.20 (b)** a **(d)**, são apontados riscos com pequenas irregularidades. Nestas imagens os riscos apontados apresentam bordas irregulares, mas se propagam em uma única direção.

Figura 4.20 - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-B após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4.



Nas imagens da **Figura 4.21** de (a) à (d) são apresentadas as superfícies das amostras do material M-C após a retificação. A superfície da **Figura 4.21(a)** é similar a dos outros materiais avaliados nesta condição, com sulcos uniformes e de mesma profundidade. Já nas **Figura 4.21 (b) a (d)** também apresenta riscos irregulares, como observados para o material M-B, mas em uma maior quantidade. Na **Figura 4.21(c)** é observado uma grande quantidade de riscos irregulares, que se propagam na mesma direção, mas alguns deles, como o risco destacado à esquerda, em uma direção diagonal ao risco. Já na superfície apresentada em **Figura 4.21(d)** um risco de grande profundidade parece ter sido desviado pela presença de um carboneto na superfície, enquanto ao centro é possível observar um risco irregular de menor profundidade.

Figura 4.21 - Imagens das superfícies obtidas através de MEV com ampliação de 1800 vezes da superfície das amostras do material M-C após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (d) C3 e (e) C4.



Em relação às superfícies observadas, os três materiais apresentaram superfícies similares quando usinadas sob a condição de ensaio C1, que possui a menor penetração de trabalho ($a_e = 10 \mu\text{m}$). Já para as outras condições, o material M-A apresentou riscos contínuos em todas as condições, embora tenham sido observados grandes carbonetos em sua superfície (**Figura 4.19 (d)**). Por outro lado, nas condições de ensaio C2 a C4, os materiais M-B e M-C apresentaram riscos irregulares. No entanto, enquanto para o material M-B estas irregularidades parecem ser mais superficiais, e presentes nas bordas dos riscos, para o material M-C estão em maior quantidade, em especial na condição C3 (**Figura 4.21(c)**).

Estes defeitos observados nas superfícies não parecem terem sido produzidos por arrancamento dos carbonetos, como por exemplo os defeitos observados na superfícies retificadas de amostras de ferro fundido com grafita compacta relatado por Da Silva et al. (2018). Os autores citados observaram a interrupção do risco do abrasivo em condições mais

agressivas (de maior taxa de remoção de material), porém não foram observados riscos laterais de característica frágil. Neste caso os autores atribuem ao mecanismo característico de ferro fundido nodular que possui alta ductilidade e tenacidade, e similarmente aos aços de baixa dureza prejudica o corte e a remoção de material.

Os autores JI et al., (2017) verificaram pequenas trincas após retificar ABNT 1045 temperado. Na superfície foram observadas pequenas trincas perpendiculares as marcas de retificação, que os autores atribuem a tensão residual de tração presente na superfície, proveniente das altas temperaturas alcançadas e da transformação de fase do material. No entanto no presente trabalho, não foram observadas trincas semelhantes a este citado, uma vez que as irregularidades observadas na superfície do material M-C (mostrado em **Figura 4.21(c)**) estão presentes na direção dos riscos de retificação, ou em diagonais, e não perpendiculares.

Quando comparados as imagens, com as apresentadas por Sinha et al. (2016), que relata os defeitos observados na superfície do material Inconel 718 após a retificação com rebolo de SiC, também é possível observar que existem diferenças. Neste trabalho citado o principal mecanismo relatado foi a adesão de material aos grãos do rebolo, gerando regiões de destacamento, juntamente com a presença de material aderido em algumas regiões da superfície. No presente trabalho, não foram observadas evidências de destacamento nas superfícies avaliadas.

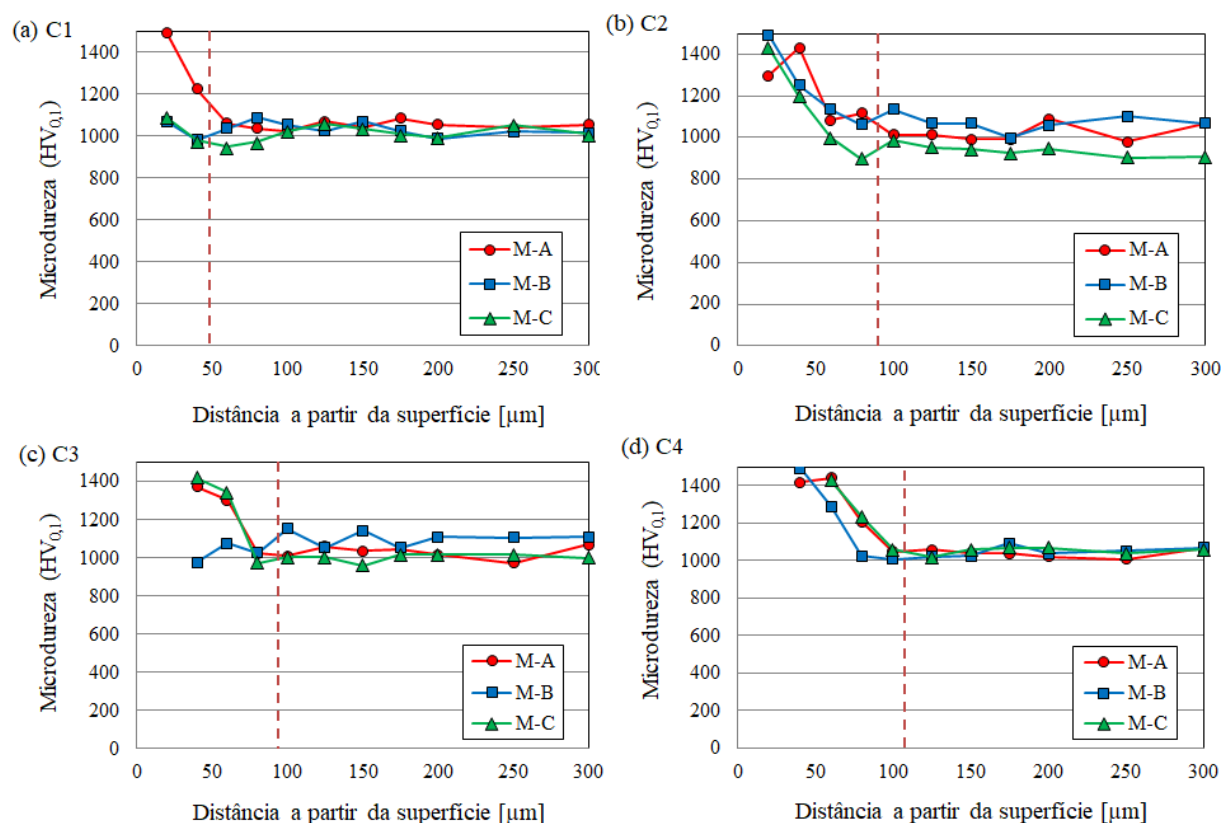
Ao comparar os trabalhos apresentados com os resultados obtidos experimentalmente, a conclusão é que não foram observadas evidências de arrancamento, trincas de origem térmica e nem destacamento de material. As trincas observadas (**Figura 4.21(c)**) parecem terem sido favorecidos pela presença da uma maior quantidade de carbonetos do tipo M_6C , juntamente com os efeitos térmico-mecânicos do processo de retificação, que ao elevar a dureza próximo a superfície. O endurecimento da matriz faz com que esta absorva um menor nível de tensão causadas pelo processo fazendo com que os carbonetos se fraturem (ANTRETTTER; FISCHER, 1997).

4.3.3. Estimativa da camada afetada termicamente

Para estimar os efeitos da temperatura do processo de retificação na superfície do material, foi realizada a medição de microdureza em uma superfície perpendicular a superfície retificada. Por meio desta técnica, ao constatar alterações de microdureza pode ser estimada a distância da superfície até qual exista algum efeito do processo. Os resultados são apresentados na **Figura 4.22** de **(a)** a **(d)**, que mostram o perfil de microdureza nas amostras dos três materiais

após os ensaios de retificação, sob as condições de C1 a C4, respectivamente. **Figura 4.22 (a)** é mostrado que até a distância de 50µm em relação a superfície, para o material M-A foi verificada microdureza com valores 40% acima das observadas além desta distância, ao contrário, dos materiais M-B e M-C onde não foi observada elevação da microdureza próximo a superfície. Nas demais condições mostradas na **Figura 4.22 (b) a (d)** até a distância de aproximadamente 100 µm, a medição de microdureza para os três materiais apontaram aumento da microdureza próximo a superfície, a exceção do material M-B, que na condição C3 (**Figura 4.22 (c)**), não apresentou diferença significativa.

Figura 4.22 - Média dos resultados de medição de microdureza próximo a superfície nas amostras dos materiais M-A, M-B e M-C após os ensaios de retificação sob as condições de ensaio (a) C1, (b) C2, (c) C3 e (d) C4.



No processo de retificação plana, devido as altas taxas de deformação plástica próximo a superfície, somado com os efeitos do atrito dos abrasivos, uma grande quantidade de calor é gerado na zona de retificação (MALKIN; GUO, 2008). Com estas elevadas temperaturas em geral é esperado uma queda na microdureza devido ao revenimento do material. Contudo as altas taxas de deformação também podem levar a um endurecimento devido ao encruamento,

ou ainda propiciar transformações na microestrutura, e tensões residuais. Estes efeitos plástico-mecânicos e o amolecimento pela temperatura ocorrem simultaneamente durante a retificação (JI et al., 2017).

Os resultados de microdureza apresentados por Ji et al. (2017), possuem o mesmo comportamento de camada afetada que este trabalho. Neste trabalho citado, para aço ASTM 1045 temperado foram observados que em baixas penetrações de trabalho ($a_e = 0,01$ mm) foram medidas elevadas dureza próximo superfície (14% superior) em comparação com a dureza de camadas mais inferiores, até cerca de 200 μ m de distância da superfície. Os autores atribuem a alta taxa de deformação próximo a superfície, resultado da grande quantidade de calor que se acumula próximo a zona de retificação devido ao rebolo de SiC possuir baixa condutividade térmica.

De acordo com He et al. (2019), a microdureza não é um método capaz de distinguir entre a elevação de dureza devido ao endurecimento secundário (re-têmpera), e o encruamento devido a esforços mecânicos. Os aços-rápidos apresentam em sua microestrutura uma quantidade de austenita que não é totalmente transformada em martensita durante o processo de têmpera. Esta austenita, denominada austenita retida tem a tendência de se transformar em martensita sob altas temperaturas e níveis de tensão, resultando em uma fase martensítica frágil devia a não ter sido revenida (MESQUITA, 2016). Desta forma, o aumento da microdureza próximo à superfície, pode ter sido ocasionado pela formação de martensita proveniente da austenita retida.

De acordo com Madopothula, Nimmagadda e Lakshmanan (2018), durante a retificação do aço AISI 52100, em passes consecutivos foi observado que não é formada a camada branca. Os autores atribuem ao fato de a peça já está aquecida devido ao passe anterior e o gradiente de temperatura ser menor. O mesmo efeito foi observado ao empregar rebolo mais friável, o que contribui para mantê-lo afiado. Os autores atribuem o endurecimento das camadas próximo a superfície a formação de martensita não revenida juntamente com a presença de austenita retida, que se precipita em elevadas temperaturas.

Levando em consideração os trabalhos apresentados, pode-se atribuir os resultados encontrados no presente trabalho, ao efeito combinado do acúmulo de calor gerado pelo rebolo, das altas taxas de deformação do processo, e a tendência do material em formar martensita não revenida. Sob baixas taxas de remoção de material da condição C1 (**Figura 4.22(a)**), é observado principalmente o efeito do encruamento, devido a prevalecer os mecanismos de

sulcamento e atrito do rebolo sob a peça. Nas demais condições é observado o efeito combinado de transformações na microestrutura com as altas taxas de deformações do processo. Por outro lado, deve-se levar em consideração que outras análises como XDR e de análise de tensões residuais podem contribuir de forma mais precisa para determinar as transformações ocorridas nas superfícies das amostras durante estes ensaios.

4.4. Discussão da correlação entre os resultados

Os materiais avaliados neste trabalho apesar de possuírem pouca diferença em relação à composição química (**Tabela 3.1**) apresentaram variações em relação à forma e distribuição dos carbonetos primários. Estes carbonetos influenciaram os mecanismos de abrasão durante os ensaios tribológicos e ensaios de retificação. Os carbonetos primários do tipo MC foram mais influentes nos resultados do ensaio tribológico pino-lixo do que nos ensaios de retificação. No ensaio pino-lixo o material M-A apresentou bastante variação no coeficiente de desgaste abrasivo, devido à variação da quantidade de material desgastado em cada passe de ensaio. Neste caso, esta variação é atribuída à presença de carbonetos grosseiros do tipo MC para este material (identificados na **Figura 4.1 (b)**), que fazem com que haja mudança na razão entre as áreas de matriz e de carbonetos entre os passes de ensaio, o que leva a uma variação no coeficiente de desgaste abrasivo (**Figura 4.10**). Isto ocorre devido apenas a matriz se desgastar, uma vez que o carboneto do tipo MC possui dureza mais elevada que o abrasivo (**Tabela 2.2**) (HUTCHINGS, 1992).

Já os carbonetos do tipo M_6C foram mais influentes nos ensaios de retificação. Devido as altas pressões de contato, as forças de retificação e a escala dos mecanismos de abrasão, este tipo de carboneto parece ter um efeito preponderante. Nos ensaios de retificação os carbonetos do tipo M_6C , identificados na **Figura 4.3(c)**, atuam como pontos de acúmulo de tensões o que favorece a visualização de sulcos irregulares na superfície do material M-C (**Figura 4.21(c)**), e como consequência um pior acabamento superficial (**Figura 4.16**). Estas irregularidades observadas nos riscos são favorecidas pelas altas tensões do processo, combinadas com transformações microestruturais, evidenciadas pelo aumento de microdureza próximo a superfície (**Figura 4.22**). Possivelmente a austenita retida ao se precipitar devido ao aquecimento, formou uma fase martensítica não revenida, tornando a matriz frágil, o que acentuou o efeito deste carboneto. Já os carbonetos MC, como possuem diâmetros maiores e elevada dureza, a tensão é melhor distribuída nas regiões ao entorno, e com isso o efeito do

endurecimento da matriz não os torna pontos de nucleação de trincas (ANTRETTTER; FISCHER, 1997).

Foi observado através das medições de rugosidade que o ensaio pino-lixo apresenta rugosidade R_a entre 0,2 μm e 0,3 μm para os materiais M-A e M-B e na faixa de 0,5 μm para o material M-C, conforme mostrado na **Figura 4.15**. Para os ensaios de retificação os resultados de rugosidade R_a apresentado na **Figura 4.16**, e rugosidade R_q **Figura 4.17**, observa-se que existe diferença significativa apenas entre as condições C1 e C4, independente do material avaliado. No ensaio pino-lixo o fator predominante é o tamanho dos carbonetos primários do tipo MC com raios entre 1,25 μm e 2,5 μm , que evitam que o material abrasivo da lixa penetre na superfície dos materiais M-A e M-B (com maior quantidade desse tipo de carboneto), e penetre de forma mais efetiva no material M-C. Já na retificação o efeito dos carbonetos foi sobreposto pelos efeitos da retificação.

Os resultados de rugosidade não apresentaram diferenças estatísticas significativas em relação ao material avaliado. No entanto, ressalta-se que o material M-C apresentou riscos irregulares sob a condição de ensaio C3, evidenciados através da análise da superfície (**Figura 4.21(c)**). Desta forma, apesar de apresentarem valores iguais, ocorreram mecanismos de remoção de material diferentes nas superfícies dos materiais.

Existe uma diferença fundamental entre os mecanismos observados no ensaio pino lixa e os ensaios de retificação. No ensaio pino lixa a quantidade de mecanismos de microcorte, sulcamento e riscamento, irá depender da pressão de contato no ensaio e do abrasivo utilizado (BLICKENS DERFER; LAIRD, 1988; HUTCHINGS, 1992). O mecanismo observado no ensaio pino-lixo não ocorre sobre as mesmas condições de tensão e deformação uma vez que no ensaio tribológico as tensões são muito menores do que as desenvolvidas durante a retificação (GARCÍA et al., 2014). Na retificação há uma condição dinâmica em que os grãos abrasivos iniciam o contato com pouca penetração e vão aumentando continuamente até a profundidade máxima, em que se inicia a remoção efetiva do material (MARINESCU et al., 2013). Já no pino-lixo sempre haverá a mesma penetração ao longo de todo o ensaio, dado pela pressão aplicada na superfície de ensaio. Em ambos ensaios existe uma distribuição aleatória dos grãos abrasivos que faz com que apenas uma pequena parcela atue efetivamente da remoção do material.

Embora não seja correto afirmar que o ensaio tribológico reproduza os mecanismos de retificação, é possível verificar através dos resultados obtidos que o ensaio pino-lixo é sensível

aos carbonetos primários do tipo MC. Este ensaio pode ser utilizado como aplicação industrial, identificando materiais com alta quantidade de carbonetos grosseiros através do cálculo da estabilidade do desgaste, conforme foi apresentado neste trabalho (**Figura 4.11**). Esta variação no coeficiente de desgaste pode refletir em variação na vida de ferramentas de corte fabricadas a partir destes materiais (XU et al., 2007). Além disso, os carbonetos do tipo MC presentes na microestrutura não são facilmente removidos, mesmo sobre altas pressões de contato. Quando possuem grandes dimensões resultam em processos de retificação com maior índice de dano superficial, uma vez que são responsáveis por promover o cegamento dos grãos abrasivos (MESQUITA, 2016).

O efeito de cegamento pode se agravar se utilizados rebolos ditos “duros”, como os de SiC, em que os abrasivos não são facilmente fraturados (JI et al., 2017; SINHA et al., 2016). Os efeitos do desgaste progressivo do rebolo poderiam ser melhor observados em uma outra configuração de ensaio de retificação, como por exemplo na retificação cilíndrica ou em retificação plana com um maior número de passes consecutivos. Neste trabalho, os ensaios de retificação foram realizados em uma única passagem do rebolo sobre a superfície, e o tempo de contato entre o rebolo e a peça foi insuficiente para gerar um desgaste mensurável do rebolo. Um teste com mais passes ou um maior tempo de atuação poderia aumentar os efeitos do desgaste do rebolo, tornando mais evidente o efeito dos carbonetos do tipo MC.

Capítulo 5

Neste capítulo serão apresentadas as conclusões deste trabalho em cada uma das etapas experimentais. Em seguida são apresentadas sugestões de trabalho futuros para a continuidade do desenvolvimento do tema.

5. CONCLUSÕES

A partir do trabalho dos resultados obtidos durante as etapas experimentais e as discussões sobre tema, pode-se concluir que:

- Os três materiais avaliados, M-A, M-B e M-C, apesar de possuírem composições químicas próximas que os classificam como AISI M3:2 apresentam diferenças na microestrutura quanto à forma, o tamanho e a distribuição dos carbonetos primários;
- A distribuição dos carbonetos observados nas microestruturas dos três materiais apresentou dois pontos de maior frequência, sendo um para raios menores e outro para raios maiores. Os carbonetos menores, do tipo M_6C , apresentaram maior frequência para raios na faixa entre 0,185 μm e 0,275 μm , enquanto para o tipo MC no intervalo entre 0,5 μm e 1,0 μm . Os carbonetos maiores do tipo MC e M_6C apresentaram maior frequência no intervalo entre 1,0 μm e 1,5 μm . O material M-A apresentou carbonetos maiores que 3 μm de ambos os tipos, M_6C e MC;
- Através do ensaio tribológico pino-lixa pode ser afirmado que os coeficientes de desgaste abrasivo (k) para os três materiais apresentaram a mesma faixa de valores, variando entre o menor valor na amostra M-A(2) (9,18 $mm^3.N^{-1}.m^{-1}$), para o maior na amostra M-C (1) (13,45 $mm^3.N^{-1}.m^{-1}$);
- A variação entre os resultados do coeficiente de desgaste abrasivo do ensaio pino-lixa foi maior para o material M-A do que para os demais. A variância dos resultados é estatisticamente maior dentro do grupo de amostras M-A. O material M-A apresentou o menor coeficiente de estabilidade (K) (0,44) e o maior coeficiente de variação

(28,8%)(CV). Este resultado é atribuído a presença de carbonetos grosseiros do tipo MC que alteram a razão entre a área dos carbonetos e da matriz entre ensaios sucessivos;

- A superfície da amostra do ensaio pino-lixa para o material M-C apresentou maiores valores rugosidade Ra e Rt em relação ao material M-A (em torno de 30% maior) e em relação ao material M-B (cerca de 75%). Esta diferença está relacionada a área de carbonetos do tipo MC com raios entre 1,5 μm e 2,5 μm , que é praticamente desprezível para o material M-C, o que confere a este material uma maior penetração dos grãos abrasivos resultando em um maior número abrasivos atuando na superfície;
- As superfícies das amostras após os ensaios de retificação apresentaram rugosidades Ra e Rq com tendência igual para os materiais M-A e M-B. A rugosidade aumentou com a penetração de trabalho de 10 μm para 15 μm para os três materiais, onde apresentaram maiores valores mensurados, o que é atribuído a uma presença maior do mecanismo de sulcamento. Aumentando-se ainda mais a penetração de 15 μm para 20 μm foi observada a diminuição da rugosidade para os materiais M-A e M-B enquanto o M-C apresentou os mesmos valores, acredita-se que estes resultados estão relacionados a presença de riscos irregulares observados neste material sob esta condição;
- Nas imagens da superfície obtidas por meio de MEV foi possível observar grandes carbonetos na superfície do material M-A, que não foram removidos pelo processo de retificação. Também foram observados riscos irregulares nos materiais M-B e M-C, sendo neste último em maior quantidade, em especial sob a condição C3. Estas irregularidades são resultado do efeito de alterações na microestrutura tornando o processo de remoção de material com características mais frágeis;
- Foi verificado aumento da microdureza próximo a superfície. Em baixas penetrações de trabalho ($a_e = 10 \mu\text{m}$) o material M-A apresentou uma dureza mais elevada em uma camada de até 50 μm , sendo possivelmente resultado da ação dos cegamentos dos grãos abrasivos do rebolo pelos carbonetos do tipo MC observados na sua superfície. Nas demais condições foi observada microdureza elevada em uma camada de até 100 μm , devido a alterações na microestrutura sob as altas temperaturas de retificação;

Por meio dos resultados alcançados foi possível estabelecer uma correlação entre os ensaios tribológico e de retificação. Desta forma, pretende-se contribuir para a compreensão dos mecanismos de remoção de material nestes materiais, classificados como difíceis de

retificar. Estudos complementares podem contribuir principalmente para verificar o efeito dos carbonetos no desgaste do rebolo.

5.1. Sugestões para trabalhos futuros

- Realizar a metodologia de comparação entre o ensaio tribológicos pino-lixo e ensaios de retificação para outros materiais com segunda fase endurecida, como ferro fundido branco com alto teor de cromo ou compósitos de matriz metálica;
- Realizar ensaios de simulações computacionais variando a distribuição dos carbonetos e verificar a influência relativa entre o tamanho de grão abrasivo, o tamanho dos carbonetos e a distribuição das tensões no material;
- Verificar experimentalmente se a diminuição do tamanho de grão do rebolo abrasivo da grana mesh 46 para a mesh 220 exerce efeito na estabilidade do processo de retificação nos aços rápidos;
- Realizar o estudo do cavaco produzido para estes materiais para verificar a evidência de mecanismo frágil nos materiais;
- Realizar ensaios em condições de usinagem contínua, ou com um maior número de passes, monitorando o desgaste do rebolo. Sugere-se a opção por um rebolo mais friável e um processo de menor pressão de contato, como por exemplo a retificação cilíndrica.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABNT NBR ISO 4287. NBR ISO 4287:2002 Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade. ABNT NBR. (2002). ISO 4287:2002 Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termo. [s. l.], p. 18, 2002. Disponível em: <<http://www.abntcatalogo.com.br/norma.aspx?ID=2665>>

ANTRETTTER, T.; FISCHER, F. D. Critical shapes and arrangements of carbides in high-speed tool steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 237, n. 1, p. 6–11, 1997. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509397001032>>

ARAUJO FILHO, O. O. De. “**Estudo comparativo de aços rápidos AISI M3:2 produzidos por diferentes processos de fabricação**”. 2006. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/85/85134/tde-04062007-143010/>>

ASM METALS HANDBOOK. **ASM Handbook, Volume 16: Machining**. 9th. ed. [s.l.] : ASM International, 1989.

ASTM A600-92A. **Standard Specification for Tool Steel High Speed**, ASTM International, 2016.

ASTM G132 - 96. Standard Test Method for Pin Abrasion Testing **ASTM International**, 2013. p. 1–8.

BADGER, J. Grindability of conventionally produced and powder-metallurgy high-speed steel. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, [s. l.], 2007.

BADISCH, E.; MITTERER, C. Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance. **Tribology International**, [s. l.], v. 36, n. 10, p. 765–770, 2003.

BATISTA DA SILVA, R. et al. Electromechanical impedance (EMI) technique as alternative to monitor workpiece surface damages after the grinding operation. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 98, n. 9–12, p. 2429–2438, 2018.

BERGMAN, F.; HEDENQVIST, P.; HOGMARK, S. The influence of primary carbides

and test parameters on abrasive and erosive wear of selected PM high speed steels. **Tribology International**, [s. l.], v. 30, n. 3, p. 183–191, 1997.

BLICKENSDECKER, R.; LAIRD, G. A Pin-on-Drum Abrasive Wear Test and Comparison with Other Pin Tests BT - A Pin-on-Drum Abrasive Wear Test and Comparison with Other Pin Tests. [s. l.], 1988.

DA SILVA, R. B. et al. A surface and sub-surface quality evaluation of three cast iron grades after grinding under various cutting conditions. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 99, n. 5–8, p. 1839–1852, 2018.

DAVIM, J. P. **Surface Integrity in Machining**. London: Springer London, 2010. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/978-1-84882-874-2>>

DAVIS, J. R. **ASM Specialty Handbook: Tool Materials**. [s.l.] : ASM International, 1995. v. 33 Disponível em: <<http://choicereviews.org/review/10.5860/CHOICE.33-0946>>

DING, W. et al. Review on grinding-induced residual stresses in metallic materials. [s. l.], p. 2939–2968, 2017.

GAHR, K. H. Z. Wear by hard particles. **Tribology International**, [s. l.], v. 31, n. 10, p. 587–596, 1998.

GARCÍA, C. et al. Effect of adding carbides on dry sliding wear behaviour of steel matrix composites processed by metal injection moulding. **Wear**, [s. l.], v. 414–415, n. December 2017, p. 182–193, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.08.010>>

GARCÍA, E. et al. Complementary tribometers for the analysis of contact phenomena in grinding. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 214, n. 9, p. 1787–1797, 2014.

GHOMASHCHI, M. R. Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 46, n. 14, p. 5207–5220, 1998. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1359645498001104>>

GIANG, N. A. et al. A model for predicting crack initiation in forged M3:2 tool steel under high cycle fatigue. **International Journal of Fracture**, [s. l.], v. 187, n. 1, p. 145–158, 2014.

GODEC, M. et al. Characterization of the carbides and the martensite phase in powder-metallurgy high-speed steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 61, n. 4, p. 452–458, 2010. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580310000343>>. Acesso em: 5 maio. 2017.

GORDO, E. et al. Wear mechanisms in high speed steel reinforced with (NbC)p and (TaC)p MMCs. **Wear**, [s. l.], v. 239, p. 251–259, 2000.

GUIMARÃES, C. **Retificação plana de aços para moldes e matrizes em várias condições de corte e diferentes técnicas de aplicação de fluido de corte**. 2016. Universidade Federal de Uberlândia, [s. l.], 2016.

HE, B. et al. A survey of methods for detecting metallic grinding burn. **Measurement: Journal of the International Measurement Confederation**, [s. l.], v. 134, p. 426–439, 2019.

HUTCHINGS, L. M. Tribology: Friction and wear of engineering materials. **CRC Press, London**, [s. l.], p. 273, 1992.

JAWORSKI, J.; TRZEPIECINSKI, T.; STACHOWICZ, F. Effect of Grinding Parameters on the Surface Quality of Cutting Tools Made of High-Speed Low-Alloy Steels. **Strength of Materials**, [s. l.], v. 48, n. 4, p. 566–572, 2016.

JI, K. et al. Surface integrity of quenched steel 1045 machined by CBN grinding wheel and SiC grinding wheel. **International Journal of Structural Integrity**, [s. l.], v. 8, n. 2, p. 179–187, 2017.

KHRAISAT, W.; NYBORG, L.; SOTKOVSKI, P. Effect of silicon, vanadium and nickel on microstructure of liquid phase sintered M3/2 grade high speed steel. **Powder Metallurgy**, [s. l.], v. 48, n. 1, p. 33–38, 2005. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1179/003258905X37602>>

KÖNIG, W.; MESSER, J. Influence of the Composition and Structure of Steels on Grinding Process. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 30, n. 2, p. 547–552, 1981.

KREMNEV, L. S.; ONEGINA, A. K.; VINOGRADOVA, L. A. Special features of transformations, structure and properties of molybdenum high-speed steels. **Metal Science and Heat Treatment**, [s. l.], v. 51, n. 11–12, p. 579–584, 2009. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s11041-010-9214-9>>

LIMA, M. L. S. **Retificação plana tangencial dos ferros fundidos nodular, vermicular e cinzento em várias condições de corte**. 2016. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG, 2016.

LU, L. et al. Improved the microstructures and properties of M3:2 high-speed steel by spray forming and niobium alloying. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 117, p. 1–8, 2016.

MADOPOTHULA, U.; NIMMAGADDA, R. B.; LAKSHMANAN, V. Assessment of white layer in hardened AISI 52100 steel and its prediction using grinding power. **Machining Science and Technology**, [s. l.], v. 22, n. 2, p. 299–319, 2018. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1080/10910344.2017.1365891>>

MALKIN, S.; GUO, C. Thermal Analysis of Grinding. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 56, n. 2, p. 760–782, 2007.

MALKIN, S.; GUO, C. **Grinding Technology: Theory and Applications of Machining with Abrasives**. 2nd. ed. [s.l.] : Industrial Press Inc., 2008.

MARINESCU, I. D. et al. **Tribology of Abrasive Machining Processes**. [s.l.] : Elsevier, 2013. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/B9781437734676170016>>. Acesso em: 16 maio. 2017.

MESQUITA, R. A. **Tool steels: Properties and performance**. Taylor & Francis Group, 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300, Boca Raton, FL 33487-2742: CRC Press, 2016. Disponível em: <<https://www.taylorfrancis.com/books/9781439881729>>

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. High-Speed Steels Produced by Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 498–499, p. 244–250, 2009.

MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A.; MACHADO, A. R. Heat Treatment of Tool Steels. In: **Comprehensive Materials Finishing**. [s.l.] : Elsevier, 2017. v. 2–3p. 214–245.

NOGUEIRA, R. A. et al. Grain Size of Commercial High Speed Steel. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 530–531, p. 16–21, 2009.

PEIDAO, D.; GONGQI, S.; SHOUZE, Z. A scanning electron microscopy study of carbides in high-speed steels. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 29, n. 1, p. 15–24, 1992. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/104458039290091U>>. Acesso em:

5 maio. 2017.

PUERTO, P. et al. Evolution of surface roughness in grinding and its relationship with the dressing parameters and the radial wear. **Procedia Engineering**, [s. l.], v. 63, n. 1996, p. 174–182, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2013.08.181>>

RICHTER, J. Tribological evaluation of high-speed steels with a regulated carbide phase. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 50, n. 4–5, p. 339–347, 2003.

RODENBURG, C.; RAINFORTH, W. M. A quantitative analysis of the influence of carbides size distributions on wear behaviour of high-speed steel in dry rolling/sliding contact. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 55, n. 7, p. 2443–2454, 2007.

ROWE, W. B. **Principles of Modern Grinding Technology**. [s.l.] : Elsevier, 2014. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/C20130069526>>

SACKL, S. et al. On the evolution of secondary hardening carbides during continuous versus isothermal heat treatment of high speed steel HS 6-5-2. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 120, p. 323–330, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2016.09.021>>

SCHNEIDER, C. A.; RASBAND, W. S.; ELICEIRI, K. W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. **Nature methods**, [s. l.], v. 9, n. 7, p. 671, 2012.

SERNA, M. M.; ROSSI, J. L. MC complex carbide in AISI M2 high-speed steel. **Materials Letters**, [s. l.], v. 63, n. 8, p. 691–693, 2009. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X08009725>>. Acesso em: 5 maio. 2017.

SINHA, M. K. et al. An investigation on surface burn during grinding of Inconel 718. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 21, p. 124–133, 2016. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1526612515001589>>. Acesso em: 31 jul. 2017.

TIAN, Y. B. et al. Development of portable power monitoring system and grinding analytical tool. **Journal of Manufacturing Processes**, [s. l.], v. 27, p. 188–197, 2017.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4. ed. Londres: Elsevier, 2000. Disponível em: <<https://www.elsevier.com/books/metal-cutting/wright/978-0-7506-7069-2>>

VENDRAME, S. **Estudo da integridade da aresta de machos de corte de HSS**

durante a retificação em várias condições de corte. 2015. Universidade Federal de Uberlândia, [s. l.], 2015.

VENDRAME, S. et al. Surface integrity assessment of M3 HSS cutting taps after grinding at various machining conditions. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s. l.], v. 98, n. 1–4, p. 617–627, 2018. Disponível em: <<http://link.springer.com/10.1007/s00170-018-2245-x>>

WEI, S.; ZHU, J.; XU, L. Effects of vanadium and carbon on microstructures and abrasive wear resistance of high speed steel. **Tribology International**, [s. l.], v. 39, n. 7, p. 641–648, 2006.

XU, L. et al. Study on relative wear resistance and wear stability of high-speed steel with high vanadium content. **Wear**, [s. l.], v. 262, n. 3–4, p. 253–261, 2007.

XU, L. et al. Effects of carbon content and sliding ratio on wear behavior of high-vanadium high-speed steel (HVHSS) under high-stress rolling-sliding contact. **Tribology International**, [s. l.], v. 70, p. 34–41, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2013.09.021>>

7. Apêndice I - Cálculo da velocidade tangencial da amostra durante o ensaio pino lixa

Considerando o raio maior da espiral, medido durante os ensaios igual a $R_{MR}=10,25$ cm e o raio menor $R_{MN}=1,4$ cm. Considerando a rotação do disco $n = 50$ rpm, tem-se o cálculo da velocidade inicial (v_0) como:

$$v_0 = 2 \times \pi \times n \times R_{MR} = 2 \times \pi \times \frac{50}{60} \times 10,25 = 53,64 \frac{cm}{s} \quad (7.1)$$

E velocidade final definida como:

$$v_f = 2 \times \pi \times n \times R_{MN} = 2 \times \pi \times \frac{50}{60} \times 1,4 = 7,33 \frac{cm}{s} \quad (7.2)$$

A norma ASTM G132 recomenda para este ensaio faixas de velocidade inferior a 10 cm/s. No entanto para esta configuração de ensaio ao reduzir a rotação do disco, resulta em uma baixa velocidade no final de cada corrido. Em ensaios preliminares foi verificado que estas baixas velocidades resultam na adesão (encrustamento) de grãos abrasivos da lixa na superfície da amostra. Desta forma foram adotados os valores descritos acima para que próximo ao estágio final mantivesse uma maior velocidade de deslocamento da amostra mantendo-se dentro da faixa proposta pela norma citada.

8. Apêndice II - Determinação do grau de recobrimento

De acordo com Malkin e Guo (2008) é possível determinar o avanço do dressador por volta do rebolo (s_d) através da seguinte equação:

$$s_d = \frac{\pi \cdot d_s \cdot v_d}{v_s} \quad (8.1)$$

Onde v_d é a velocidade transversal do dressador em relação ao rebolo, v_s é a velocidade periférica do rebolo e d_s é o diâmetro do rebolo. A velocidade periférica do rebolo (v_s) em (m/s) pode ser obtida a partir de seu diâmetro (d_s) e a rotação do eixo (n) em rpm a partir da seguinte equação:

$$v_s = \frac{\pi \cdot d_s \cdot n}{60000} \quad (8.2)$$

Substituindo-se (8.2) em (8.1) tem-se a velocidade do dressador (v_d) em (m/s) definida por:

$$v_d = \frac{s_d \cdot n}{60} \quad (8.3)$$

De acordo com Rowe (2013), o grau de recobrimento é definido por:

$$U_d = \frac{b_d}{s_d} \quad (8.4)$$

Desta forma, deixando a velocidade do dressador (v_d) como função de U_d , b_d e n , substituindo (8.4) em (8.3), chega-se em:

$$v_d = \frac{b_d \cdot n}{60 \cdot U_d} \quad (8.5)$$

Logo, o tempo de dressagem (t_d), parâmetro que foi controlado nos ensaios, pode ser definido como:

$$t_d = \frac{b_w}{v_d} \quad (8.6)$$

Onde b_w é a largura do rebolo. Uma vantagem para se determinar a dressagem usando o tempo é que a velocidade de dressagem v_d pode ser mantida constante durante os ensaios, se for mantido b_d fixo e constante (com mesmo valor). O aumento de b_d , devido ao desgaste, não resultará no aumento de s_d e sim no aumento do grau de recobrimento U_d .

9. Apêndice III – Resultados do ensaio tribológico Pino-Lixa

Tabela 9.1 - Resultados obtidos por meio de ensaio tribológico tipo pino-lixo

Parâmetro	Coeficiente de desgaste abrasivo k (mm ³ .N ⁻¹ .m ⁻¹)					
	Amostra					
Número do teste	M-A (1)	M-A (2)	M-B (1)	M-B (2)	M-C (1)	M-C (2)
1	11,28	13,89	11,09	11,30	12,89	11,32
2	16,67	7,55	14,17	10,69	10,68	14,00
3	7,24	12,31	11,78	10,07	14,24	13,99
4	12,02	6,30	13,34	12,48	13,86	12,42
5	16,84	8,94	12,60	11,00	12,53	10,95
Média $\bar{X}$	11,87	9,18	13,36	11,59	13,45	11,58
Desvio padrão σ	3,15	2,64	0,93	0,63	0,99	1,17
Mínimo	7,24	6,30	11,09	10,07	10,68	10,95
1° Quartil	9,26	6,92	11,43	10,38	11,61	11,13
Mediana	12,02	8,94	12,60	11,00	12,89	12,42
3° Quartil	16,75	13,10	13,75	11,89	14,05	13,99
Máximo	16,84	13,89	14,17	12,48	14,24	14,00
Coeficiente de estabilidade K (1)*	0,42	0,44	0,65	0,72	0,65	0,49
Coeficiente de variação COV (2)*	0,266	0,288	0,069	0,054	0,073	0,010

Fonte: O próprio Autor (2019) e *Valores calculados de acordo com (1) Xu et al. (2007) e (2) Blickensderfer e Laird (1988).

Tabela 9.2 – Análise estatística dos resultados do ensaio pino-lixo pelo método de Levene.

Método			
Hipótese nula		Todas as variâncias são iguais	
Hipótese alternativa		No mínimo uma variância é diferente	
Nível de significância		$\alpha = 0,05$	
Intervalos de 95% de Confiança Bonferroni para os Desvios Padrão			
Amostra	n	Desvio Padrão	Intervalo de Confiança
M-A	10	3,78434	(2,45682; 7,66390)
M-B	10	1,27730	(0,72668; 2,95178)
M-C	10	1,34415	(0,88353; 2,68853)
Testes			
Método		Estatística de teste	Valor-p
Comparações múltiplas			0,008
Levene		7,53	0,003

10. Apêndice IV - Resultado das medições de rugosidade na superfície das amostras após os ensaios de retificação

Tabela 10.1 - Resultado das medições de rugosidade na superfície das amostras após os ensaios de retificação.

Identificação do Ensaio		Rugosidade Aritmética – Ra (μm)		Desvio padrão da altura– Rq (μm)		Rugosidade Máxima – Rt (μm)	
Condição de Ensaio	Material Avaliado	Média $\bar{X}$	Desvio padrão σ	Média $\bar{X}$	Desvio padrão σ	Média $\bar{X}$	Desvio padrão σ
C1	M-A	0,333	0,046	0,266	0,038	2,554	0,381
	M-B	0,362	0,006	0,291	0,002	3,015	0,102
	M-C	0,303	0,020	0,243	0,012	3,131	0,799
C2	M-A	0,543	0,158	0,441	0,127	2,428	0,464
	M-B	0,518	0,082	0,428	0,073	2,315	0,361
	M-C	0,500	0,142	0,395	0,110	2,306	0,036
C3	M-A	0,365	0,020	0,294	0,013	2,250	0,238
	M-B	0,333	0,023	0,270	0,021	1,963	0,210
	M-C	0,503	0,105	0,405	0,077	3,013	0,743
C4	M-A	0,473	0,080	0,378	0,061	2,042	0,292
	M-B	0,465	0,059	0,373	0,051	1,982	0,124
	M-C	0,423	0,019	0,342	0,012	2,609	0,953

Tabela 10.2 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Ra e os materiais.

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Material	3	M-A; M-B; M-C			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Material	2	0,004044	0,002022	1,60	0,255
Erro	9	0,011403	0,001267		
Total	11	0,015447			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
M-A	4	0,3152	0,0291	(0,2749; 0,3555)	
M-B	4	0,2962	0,0243	(0,2560; 0,3365)	
M-C	4	0,3410	0,0486	(0,3008; 0,3813)	

Tabela 10.3 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Ra e as condições de ensaio

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Condição de Ensaio	4	C1; C2; C3; C4			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Condição	3	0,009720	0,003240	4,53	0,039
Erro	8	0,005727	0,000716		
Total	11	0,015447			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
C1	3	0,28378	0,01159	(0,24816; 0,31941)	
C2	3	0,3377	0,0400	(0,3021; 0,3733)	
C3	3	0,2959	0,0196	(0,2603; 0,3315)	
C4	3	0,3525	0,0273	(0,3169; 0,3881)	

Tabela 10.4 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rq e os materiais das amostras.

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Material	3	M-A; M-B; M-C			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Material	2	0,006066	0,003033	1,52	0,270
Erro	9	0,017946	0,001994		
Total	11	0,024011			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
M-A	4	0,3919	0,0380	(0,3414; 0,4424)	
M-B	4	0,3660	0,0305	(0,3155; 0,4165)	
M-C	4	0,4210	0,0601	(0,3705; 0,4715)	

Tabela 10.5 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rq e as condições de ensaio.

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Condição de Ensaio	4	C1; C2; C3; C4			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Condição	3	0,014953	0,004984	4,40	0,042
Erro	8	0,009058	0,001132		
Total	11	0,024011			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
C1	3	0,35188	0,01440	(0,30708; 0,39668)	
C2	3	0,4172	0,0519	(0,3724; 0,4620)	
C3	3	0,3656	0,0264	(0,3208; 0,4104)	
C4	3	0,4372	0,0305	(0,3924; 0,4820)	

Tabela 10.6 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rt e as condições de ensaio

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Condição de Ensaio	4	C1; C2; C3; C4			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Condição	3	0,5693	0,18978	2,64	0,121
Erro	8	0,5756	0,07195		
Total	11	1,1450			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
C1	3	2,7209	0,1127	(2,3638; 3,0781)	
C2	3	2,201	0,258	(1,844; 2,558)	
C3	3	2,217	0,211	(1,860; 2,574)	
C4	3	2,238	0,405	(1,881; 2,595)	

Tabela 10.7 - Análise estatística Anova com um fator entre a média dos valores de Rt e os materiais das amostras.

Método					
Hipótese nula		Todas as médias são iguais			
Hipótese alternativa		Nem todas as médias são iguais			
Nível de significância		$\alpha = 0,05$			
Assumiu-se igualdade de variâncias para a análise					
Fator	Níveis	Valores			
Material	3	M-A; M-B; M-C			
Análise de Variância					
Fonte	GL	SQ (Aj.)	QM (Aj.)	Valor F	Valor-P
Material	2	0,4852	0,24259	3,31	0,084
Erro	9	0,6598	0,07331		
Total	11	1,1450			
Condição	N	Média	DesvPad	IC de 95%	
M-A	4	2,270	0,273	(1,964; 2,576)	
M-B	4	2,144	0,335	(1,837; 2,450)	
M-C	4	2,6191	0,1826	(2,3129; 2,9254)	