

Lucas Benini

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE GRÃOS MICROCRISTALINOS DE
Al₂O₃ EM REBOLOS CONVENCIONAIS NA RETIFICAÇÃO DE
ADI**

Tese submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. –Ing. Walter Lindolfo Weingaertner.

Coorientador: Prof. Dr. h. c. Dr. – Ing. Eckart Uhlmann.

Florianópolis
2017

Benini, Lucas

INFLUÊNCIA DO TEOR DE GRÃOS MICROCRISTALINOS DE
Al₂O₃ EM REBOLOS CONVENCIONAIS NA RETIFICAÇÃO DE
ADI / Lucas Benini ; orientador, Walter Lindolfo
Weingaertner - SC, 2017.

176 p.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós
Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2017.

Inclui referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Retificação . 3. Ferro
fundido nodular austemperado (ADI). 4. Al₂O₃
microcristalino sinterizado. 5. Ruído magnético de
Barkhausen . I. Lindolfo Weingaertner, Walter. II.
Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

Lucas Benini

INFLUÊNCIA DO TEOR DE GRÃOS MICROCRISTALINOS DE Al_2O_3 EM REBOLOS CONVENCIONAIS NA RETIFICAÇÃO DE ADI

Esta Tese foi julgada adequada para obtenção do Título de “Doutor em Engenharia Mecânica” e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da UFSC.

Florianópolis, 23 de fevereiro de 2017.

Prof. Jonny Carlos da Silva, Dr. Eng.
Coordenador do PÓSMEC

Banca Examinadora:

Prof. Walter Lindolfo Weingaertner, Dr.-Ing. – Orientador
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC

Prof. Jefferson Oliveira Gomes, Dr. Eng. – Relator
Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA

Prof. Joel Martins Crichigno Filho, Dr.-Ing.
Universidade Estadual de Santa Catarina – UDESC

Prof. Fábio Antônio Xavier, Dr. Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC

Prof. Milton Pereira, Dr. Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC

Prof. Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng.
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC

À minha mãe Leda Winterfeld Benini

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador Prof. Dr. -Ing. Walter Weingaertner pelo apoio pelo incentivo e pela sólida contribuição em minha formação profissional.

Ao orientador na TU Berlin, Prof. Dr. h. c. Dr. -Ing. Eckart Uhlmann pela oportunidade de realizar os ensaios no IWF em Berlin.

À equipe do Fraunhofer IPK Berlin Tiago Klein, Stefan Koprowski, David Domingos, Luiz Schweitzer, Rodrigo Pastl, Ricardo Perin e Daniel Alexandre Rolón pelo apoio, auxílio na execução dos experimentos e pela amizade.

À equipe *Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb* IWF Leif Hochschild, Marie Schallehn e Sacha Zimmermann pelo suporte e sugestões na execução da parte experimental na Alemanha.

Aos integrantes do LMP Adriano, Emilio, Cláudio, Geronimo e Fernando pelo suporte na execução da parte experimental no Brasil.

Ao Prof. Rodrigo Panosso Zeilmann pelo suporte na execução na parte experimental.

À Tupy Fundições S.A. na pessoa do Eng. Cássio de Andrade pela parceria e fornecimento das amostras empregadas neste trabalho.

Ao POSMEC pelo apoio econômico em publicações e participações em congressos.

À Capes e CNPq pelo apoio econômico neste trabalho.

Aos senhores professores membros da banca pelas contribuições técnicas e científicas para este trabalho.

Aos meus queridos pais Leda e Miguel pelo apoio incondicional e incentivos nos momentos mais difíceis enfrentados neste trabalho, bem como aos demais familiares.

Um agradecimento especial aos estimados Wiliam, Vando, Rubens, Patrícia, Wellen e Wander que acompanharam de perto os desdobramentos, dificuldades e vitórias vivenciadas neste trabalho.

A todos os amigos, colegas e demais envolvidos que de alguma forma contribuíram para este trabalho.

Acima de tudo, agradeço a Deus por me dar forças para concluir esse trabalho.

*“As mudanças, em passos descontínuos,
provocam saltos que ressoam das mais
distintas formas. ”*
Autor desconhecido

INFLUÊNCIA DO TEOR DE GRÃOS MICROCRISTALINOS DE Al_2O_3 EM REBOLOS CONVENCIONAIS NA RETIFICAÇÃO DE ADI

Na retificação de pequenas séries ou na retificação de geometrias complexas os rebolos de óxido de alumínio (Al_2O_3) podem ser uma alternativa competitiva em várias aplicações e apresentar um melhor desempenho, quando comparadas aos rebolos superabrasivos, no que tange a qualidade da superfície usinada para grandes taxas de retificação de material. Nesta pesquisa é avaliada a influência de rebolos de Al_2O_3 com diferentes composições de grãos abrasivos microcristalinos sinterizados e grãos monocristalino eletrofundidos no resultado de retificação do ADI Classe 3. São correlacionadas as variáveis de entrada com as características do processo, como as componentes de forças de retificação, do desgaste radial dos rebolos e o ruído magnético de Barkhausen (RMB), bem como pelo resultado de trabalho, como a rugosidade e a textura das superfícies retificadas. Os resultados mostraram que na retificação com os rebolos com menores porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados são gerados as menores rugosidades e menor desgaste radial, e revelaram que para todos os rebolos convencionais ensaiados não se verificam danos de retificação (queima de retificação) com os parâmetros de entrada de processo estabelecidos. Verificou-se uma correlação das amplitudes dos sinais do RMB com os perfis de microdureza geradas pelos diferentes rebolos nas amostras de ADI Classe 3. Os resultados desta pesquisa permitem uma especificação mais adequada de rebolos convencionais para a retificação do ADI, uma vez que há poucas informações sobre a usinabilidade deste material no processo de retificação.

Palavras-chave: retificação, ferro fundido nodular austemperado (ADI), Al_2O_3 monocristalino eletrofundido, Al_2O_3 microcristalino sinterizado, ruído magnético de Barkhausen (RMB).

INFLUENCE OF THE MICROCRYSTALLINE GRAINS CONTENT OF Al_2O_3 IN CONVENTIONAL GRINDING WHEELS AT ADI GRINDING

The grinding of low-size inventories or complex geometries with conventional sintered grinding wheels can be a competitive alternative in many applications and has a better performance in compare with superabrasive grinding wheels, regarding the machined surface quality for high material removal rates. In this research is evaluated the Al_2O_3 grinding wheels influence with different compositions of sintered microcrystalline and monocrystalline electrofused abrasive grains in the ADI Class 3 grinding result. The input variables are correlated with the process characteristics, such as the grinding forces components, the grinding wheels radial wear and the magnetic Barkhausen noise (MBN), as well as the work result, such as the roughness and texture of the ground surfaces. The results showed the grinding wheels with lower sintered abrasive grains percentages generated the lower roughness values and lower radial wear, and revealed that all conventional grinding wheels evaluated caused no thermal damages (grinding burns) with the established input parameters process. It was verified amplitudes MBN correlation with the microhardness profiles generated by different grinding wheels on the ADI samples. The results of this research will contribute to the most appropriate specification of conventional grinding wheels to the ADI grinding, since there is a few information available about the ADI machinability in the grinding process.

Keywords: grinding process, austempered ductile iron (ADI), sintered microcrystalline Al_2O_3 , electrofused monocrystalline Al_2O_3 , magnetic Barkhausen noise (MBN).

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Relação entre os parâmetros de entrada e o resultado de trabalho no processo de retificação (adaptado de König, 1989).	40
Figura 2.2 – Relação do h_{cu} com as variáveis de entrada e as condições de contato (adaptado de König, 1989).	42
Figura 2.3 – Representação esquemática do início de corte na retificação (adaptado de König, 1989).	44
Figura 2.4 – Distribuição da energia durante o corte no processo de retificação (adaptado de König, 1989).	45
Figura 2.5 – Ferramentas de corte.	46
Figura 2.6 – Fratura do grão de alumina eletrofundida e de alumina microcristalina sinterizada (adaptado de Klocke, 2009).	50
Figura 2.7 – Representação do desgaste de rebolos (adaptado de König, 1989).	51
Figura 2.8 – Integridade da camada próxima à superfície usinada (adaptado de Brinksmeier e Wilke, 2003).	54
Figura 2.9 – Comportamento dos domínios magnéticos durante o processo de magnetização (adaptado de Grijalba, 2006).	59
Figura 2.10 – Curva de Histerese e perfil do ruído magnético de Barkhausen na curva $M(H_i)$ (adaptado de Dobmann, 2011).	60
Figura 2.11 – Curva de histerese magnética para diferentes microestruturas em materiais ferromagnéticos (adaptado de Dobmann, 2011).	61
Figura 2.12 – Representação da bobina e sinal do ruído de Barkhausen: (a) sonda de medição; (b) um exemplo de sinal de Barkhausen no domínio do tempo; (c) amplitude RMB em função da dureza do material (adaptado de Grijalba, 2010 e Rosipal <i>et al.</i> , 2010).	62
Figura 2.13 – Usinabilidade e custos relativos de diferentes materiais (custo por unidade – comparação baseada em aços forjados normalizados) (Levreve e Hayrynen, 2013).	65
Figura 2.14 – Diagrama de fase ferro-carbono (Drumond, 1987 <i>apud</i> Rodrigues Jr., 2013).	66
Figura 2.15 – Curvas ITT para aços eutetóides ($C \approx 0,8\%$) (adaptado de Silva e Mei, 2006).	69
Figura 2.16 – Processo de austêmpera em ferros fundidos (Seker, 2005 <i>apud</i> Rodrigues Jr., 2013).	70
Figura 3.1 – Objetivos e metodologia.	76
Figura 3.2 – Retificadora Pratika Flexa-600L.	77
Figura 3.3 – Retificadora Schaudt PF51.	77
Figura 3.4 – Sistema de medição de forças composto pelo dinamômetro (encapsulado) e pelo sistema de condicionamento e processamento de sinais (<i>laptop</i>).	79
Figura 3.5 – Dispositivo de fixação dos corpos de prova.	80
Figura 3.6 – Sistema de medição de rugosidade e contorno Nanoscan 855.	81
Figura 3.7 – Sistema de medição de rugosidade e contorno Alicona.	81

Figura 3.8 – Microscópio ótico BX 51.	82
Figura 3.9 – Microdurômetro Leitz Miniload 2.	83
Figura 3.10 – Sistema de medição RMB desenvolvido no Laboratório de Caracterização Magnética LCM da UCS.	84
Figura 3.11 – Sistema de medição RMB 3MA II.	84
Figura 3.12 – Ciclo de tratamento térmico, micrografia e características físicas do ADI Classe 3.	87
Figura 3.13 – Dimensões dos corpos de prova para os ensaios variando as diferentes taxas retificação.	88
Figura 3.14 – Dimensões dos corpos de prova para os ensaios.	88
Figura 3.15 – Representação esquemática do corpo de prova para a realização dos ensaios de retificação em um estágio.	90
Figura 3.16 – Representação esquemática dos experimentos de retificação em três estágios.	91
Figura 3.17 – Medição da impressão do perfil do rebolo na placa de grafite. ...	94
Figura 4.1 – Amplitude máxima RMB em função da taxa de retificação específica na amostra de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo microcristalino.	101
Figura 4.2 – Análises metalográficas do ADI Classe 3 retificado com o rebolo 30%J: (1) $Q'_w = 1 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (2) $Q'_w = 1,25 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (3) $Q'_w = 1,6$ $\text{mm}^3/\text{mm.s}$; (4) $Q'_w = 2 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (5) $Q'_w = 2,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (6) $Q'_w = 3,15$ $\text{mm}^3/\text{mm.s}$; ampliações de 100X e 500X.	103
Figura 4.3 – Análises metalográficas do ADI Classe 3 retificado com o rebolo 30%J: (7) $Q'_w = 4 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (8) $Q'_w = 5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (9) $Q'_w = 6,3 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (10) $Q'_w = 8 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (11) $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; ampliações de 100X e 500X.	105
Figura 4.4 – Microdureza Vickers média em função do aumento da taxa de retificação – rebolo 30%J.	106
Figura 4.5 – Momento torçor (M_z) na retificação em três estágios.	107
Figura 4.6 – Comportamento da força normal específica na retificação em três estágios do ADI Classe 3 (desbaste e acabamento) empregando rebolos com dureza J e com 0 a 45% de grãos microcristalinos sinterizados.	109
Figura 4.7 – Comportamento da força tangencial específica na retificação em três estágios do ADI Classe 3 (desbaste e acabamento) empregando rebolos com dureza J e com 0 a 45% de grãos microcristalinos sinterizados.	110
Figura 4.8 – Força normal e tangencial de retificação do ADI Classe 3 no desbaste e no acabamento empregando um rebolo de óxido de alumínio sinterizado como função do volume usinado específico – rebolos 30%J e 30%K.	114
Figura 4.9 – Comportamento dos parâmetros verticais da rugosidade R_a e R_z como função do volume retificado específico na retificação do ADI com rebolos de dureza J com porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados entre 0 e 45%.	115

Figura 4.10 – Comportamento dos parâmetros verticais da rugosidade Ra e Rz como função do volume usinado específico na retificação do ADI com rebolos com classe de dureza J e K.	118
Figura 4.11 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo referência – rebolo 0%J.	120
Figura 4.12 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 15%J.	121
Figura 4.13 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 30%J.	122
Figura 4.14 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 45%J.	123
Figura 4.15 – Ampliações de amostra de ADI Classe 3 retificada pelo rebolo 30%J.	125
Figura 4.16 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 30%K.	126
Figura 4.17 – Comportamento do desgaste radial como função do volume usinado específico para os rebolos com dureza J e para composições com grãos microcristalinos sinterizados de 0 a 45%.	128
Figura 4.18 – Desgaste radial como função do volume usinado específico para o rebolo referência – rebolos 30%J e 30%K.	129
Figura 4.19 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 0%J (referência): (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (c) $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$	130
Figura 4.20 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 15%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$	131
Figura 4.21 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 30%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$	132
Figura 4.22 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 45%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$	133
Figura 4.23 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 30%K: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$	134
Figura 4.24 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 0%J.	135
Figura 4.25 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 15%J.	137

Figura 4.26 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 30%J.	137
Figura 4.27 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 45%J.	138
Figura 4.28 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 30%K.	139
Figura 4.29 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 800$ Hz.	141
Figura 4.30 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 500$ Hz.	142
Figura 4.31 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125$ Hz.	144
Figura 4.32 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 20$ Hz.	145
Figura 4.33 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 10$ Hz.	146
Figura 4.34 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico em amostras retificadas com rebolos 30% J e K para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125$ Hz.	148

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Faixa de composição dos ferros fundidos típicos comuns (Chiaverini, 1997).....	68
Tabela 2.2 – Especificação do ADI segundo a Norma ASTM A897-90 (Hayrynen, 2002).....	73
Tabela 3.1 – Composição dos rebolos.	78
Tabela 3.2 – Especificação dos rebolos.	78
Tabela 3.3 – Especificação do dinamômetro Kistler 9123C.	79
Tabela 3.4 – Especificação dos apalpadores do rugosímetro Nanoscan 855.	80
Tabela 3.5 – Especificação do sistema de medição Infinite Focus Alicona.	82
Tabela 3.6 – Especificação do sistema de medição BX 51.	82
Tabela 3.7 – Especificação do microdurômetro Leitz Miniload 2.	83
Tabela 3.8 – Especificação do sistema de medição do RMB 3MA II.	84
Tabela 3.9 – Condições de dressagem.	86
Tabela 3.10 – Composição química do ADI Classe 3.....	87
Tabela 3.11 – Condições de retificação em um único estágio, sem fim de faiscamento.....	89
Tabela 3.12 – Condições de retificação: variação do teor de grãos microcristalinos na composição dos rebolos.....	92
Tabela 3.13 – Parâmetros da metodologia RMB.	97

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABS	<i>Antiblockier-Bremssystem</i>
ADI	<i>Austempered ductile iron</i>
Al ₂ O ₃	Óxido de alumínio
AlO(OH)	Boemitha
CBN	Nitreto de boro cúbico
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
CN	Comando numérico
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
EDM	<i>Electro Discharge Machining</i>
Fe ₂ O ₃	Óxido de ferro
GmbH	<i>Gesellschaft mit beschränkter Haftung</i>
HB	Dureza Brinell
HRC	Dureza Rockwell
HV	Microdureza Vickers
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
ITT	<i>Isothermal Time Transformation</i>
IT4/IT6	Grau de tolerância-padrão, abreviação de <i>International Tolerance</i>
IWF	<i>Institut für Werkzeugmaschinen und Fabrikbetrieb</i>
K	Classe de dureza do rebolo
KNO ₃	Nitrato de potássio
LCM	Laboratório de Caracterização Magnética
LMP	Laboratório de Mecânica de Precisão
Mg(NO ₃) ₂	Nitrato de magnésio
MgO	Óxido de magnésio
NaOH	Hidróxido de sódio
NaNO ₃	Nitrato de sódio
PSD	<i>Position-sensitive detectors</i>
PTZ	<i>Produktionstechnisches Zentrum</i>
RMB	Ruído magnético de Barkhausen
RMS	Valor quadrático médio
SEM	<i>Scanning Electron Microscopie</i>
SiC	Carboneto de silício
TiO ₂	Óxido de titânio
Sol-Gel	Óxido de alumínio sinterizado

TRIP *Transformation induced plasticity*
TUBerlin *Technische Universität Berlin*
UCS *Universidade de Caxias do Sul*
ZrO₂ *Óxido de zircônia*
3MA *Micromagnetic, multiparametric
microstructure and stress analysis*

mp *Magnetoelastic parameters*

LISTA DE SÍMBOLOS

Alfabeto latino

A_{sc}	[mm ²]	Superfície de desgaste total
A_{sk}	[mm ²]	Superfície de desgaste de quina
A_{sr}	[mm ²]	Superfície de desgaste radial
B	[T]	Indução magnética
C_{est}	[mm ⁻³]	Distribuição estatística de grãos no rebolo
F'_n	[N/mm]	Força normal relativa
F_n	[kN]	Força normal
$F_n(M_z)$	[kHz]	Frequência natural no momento Z
F_t	[kN]	Força tangencial
F_x	[kN]	Força na direção X
F_y	[kN]	Força na direção Y
F_z	[kN]	Força na direção Z
G	[-]	Relação entre volume retificado e desgaste do rebolo
H	[A/cm]	Campo magnético
H_{cm}	[-]	Histerese da coacervidade
$H_{máx}$	[-]	Força do campo magnético máxima
H_t	[A/cm]	Força do campo magnético tangencial
J	[-]	Classe de dureza de rebolos
M	[-]	Perfil da curva do ruído magnético de Barkhausen
$M_{máx}$	[mV]	Pico do ruído magnético de Barkhausen
M_z	[Nm]	Momento na direção Z
P	[kW]	Potência de corte
Q'_w	[mm ³ /mm.s]	Taxa de retificação (remoção específica)
Q'_{w*}	[mm ³ /mm.s]	Taxa de retificação (remoção específica) – acabamento
R_a	[μm]	Rugosidade média
R_z	[μm]	Rugosidade aritmética
S_a	[μm]	Média aritmética das alturas entre picos e vales da área selecionada (medição óptica)
S_b	[mm]	Largura do rebolo
S_b	[μm]	Área selecionada (medição óptica)
S_d	[μm]	Avanço de dressagem
S_p	[μm]	Altura máxima de picos na área selecionada (medição óptica)
T_μ	[mm]	Profundidade de início de corte

U_d	[-]	Grau de recobrimento
V'_w	[mm ³ /mm]	Volume usinado específico
V_s	[mm ³]	Desgaste volumétrico
V_w	[mm ³]	Volume usinado
Z_j	[μm]	Valores pico-vale na medição do Rz
$Z(x)$	[μm]	Perfil de linha média no período de amostragem na medição do Ra
a	[mm]	Profundidade de corte
a_e	[mm]	Profundidade de corte na retificação periférica cilíndrica de mergulho
a_{ed}	[mm]	Profundidade de dressagem
b_w	[mm]	Largura do corpo de prova
b_d	[mm]	Largura efetiva do dressador
d_s	[mm]	Diâmetro do rebolo
d_{se}	[mm]	Diâmetro equivalente do rebolo
d_w	[mm]	Diâmetro externo do corpo de prova
d_i	[mm]	Diâmetro interno do corpo de prova
d_r	[mm]	Diâmetro do disco dressador
f_{ex}	[Hz]	Frequência de excitação magnética
f_{nX}	[kHz]	Frequência natural na direção X
f_{ny}	[kHz]	Frequência natural na direção Y
f_{nz}	[kHz]	Frequência natural na direção Z
h_{cu}	[mm]	Espessura de cavaco não deformado
h_{cueff}	[mm]	Espessura efetiva de usinagem
$h_{cumáx}$	[mm]	Espessura de cavaco não deformado máximo
k	[-]	Fator de proporcionalidade
l	[μm]	Período de amostragem da rugosidade Ra
l_e	[μm]	Comprimento de amostras individuais adjacentes na medição do Rz
l_k	[mm]	Comprimento de contato
n	[-]	Número de passes no dressamento
n_r	[mm ⁻¹]	Rotação do disco dressador
p_m	[μm]	Afastamento de medição de microdureza em relação a borda superior da superfície avaliada
q	[-]	Relação de velocidades – desbaste
q_d	[-]	Taxa de velocidades do dressamento
r_{vert}	[nm]	Resolução vertical
r_{lat}	[nm]	Resolução lateral
V_c	[m/s]	Velocidade de corte
V_{fad}	[mm/min]	Velocidade linear de deslocamento do disco

		dressador
v_s	[mm/s]	Velocidade periférica do rebolo
V_{sd}	[m/s]	Velocidade periférica do rebolo durante o dressamento
v_w	[mm/s]	Velocidade da peça
z_1	[μm]	Valor de pico-vale na medição do Rz
z_2	[μm]	Valor de pico-vale na medição do Rz
z_3	[μm]	Valor de pico-vale na medição do Rz
z_4	[μm]	Valor de pico-vale na medição do Rz
z_5	[μm]	Valor de pico-vale na medição do Rz

Alfabeto grego:

μ	[-]	Relação de forças de usinagem
α	[-]	Constante experimental
α	[-]	Ferrita
α	[graus]	Ângulo de incidência
β	[-]	Constante experimental
γ	[-]	Austenita
γ	[-]	Constante experimental
δ	[-]	Ferrita
η	[graus]	Ângulo de ataque
σ_{\parallel}	[-]	Tensões residuais de compressão
σ_{\perp}	[-]	Tensões residuais de tração

Δr_s	[mm ²]	Desgaste radial
Δr_{sc}	[mm ²]	Desgaste total
Δr_{sk}	[mm ²]	Desgaste de quina

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	29
1.1 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	33
1.2 OBJETIVOS.....	35
1.3 CONTRIBUIÇÕES.....	36
1.4 ESTRUTURA DA TESE.....	38
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	39
2.1 O PROCESSO DE RETIFICAÇÃO.....	39
2.1.1 Penetração do gume.....	43
2.1.2 Distribuição de energia.....	44
2.2 FERRAMENTAS DE CORTE.....	46
2.2.1 Rebolos convencionais.....	47
2.2.2 Condicionamento de rebolos.....	51
2.3 GRANDEZAS CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO.....	52
2.3.1 Características da superfície retificada.....	53
2.3.2 Desgaste de ferramentas.....	55
2.3.3 Componentes da força de retificação.....	56
2.3.4 Formas de cavacos.....	56
2.3.5 Emissão acústica.....	57
2.3.6 Ruído magnético de Barkhausen (RMB).....	58
2.3.7 Usinabilidade do ADI.....	64
2.4 DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO CARBONO.....	65
2.4.1 Ferros fundidos.....	67
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	75
3.2 MÁQUINAS-FERRAMENTAS.....	76
3.3 FERRAMENTAS DE CORTE.....	78
3.4 SISTEMAS DE MEDIÇÃO.....	78
3.4.1 Medição de forças.....	78
3.4.2 Sistema de medição de rugosidade e desgaste radial.....	80
3.4.3 Sistema de medição óptico de superfícies.....	81
3.4.4 Sistema de medição de microdureza.....	82
3.4.5 Sistemas de medição do ruído magnético de Barkhausen (RMB).....	83
3.5 DESENVOLVIMENTO DOS ENSAIOS.....	85
3.5.1 Determinação das variáveis de entrada na retificação.....	85
3.5.2 Processo de dressagem.....	86
3.5.3 Corpos de prova.....	87
3.5.4 Procedimentos de retificação.....	89
3.5.5 Avaliação dos resultados.....	92

4 RESULTADOS	99
4.1 INFLUÊNCIA DA TAXA DE RETIFICAÇÃO SOBRE A CAMADA LIMITE NA RETIFICAÇÃO DE UM ESTÁGIO	99
4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE RETIFICAÇÃO EM TRÊS ESTÁGIOS COMO FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO E DUREZA DE REBOLOS CONVENCIONAIS	106
4.2.1 Comportamento das componentes da força de retificação ..	107
4.2.2 Comportamento dos parâmetros verticais de rugosidade ...	114
4.2.3 Comportamento da textura da superfície retificada	119
4.2.4 Comportamento do desgaste radial	127
4.2.5 Resultados das análises metalográficas	130
4.2.6 Comportamento da microdureza	135
4.2.7 Comportamento do ruído magnético de Barkhausen – RMB	139
4.2.8 Discussão dos resultados de retificação em três estágios como função da variação da composição e dureza de rebolos convencionais	148
5 CONCLUSÕES, RECOMENDAÇÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	153
5.1 RECOMENDAÇÕES	156
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	157
REFERÊNCIAS	159

1 INTRODUÇÃO

As evoluções nos processos de fabricação aperfeiçoaram as técnicas de produção da indústria usuária de abrasivos. No caso do processo de retificação, a implementação do comando numérico trouxe uma maior produtividade e flexibilidade para as máquinas-ferramentas. Antes da utilização do comando numérico em retificadoras, o operador efetuava grande parte do controle das variáveis no processo, sendo que o ajuste fino no *set-up* da máquina-ferramenta era realizado de acordo com a experiência do operador (Benini e Weingaertner, 2013).

Até o advento do CNC, operar uma retificadora era uma tarefa quase artesanal, passada de mestre a aprendiz. Durante um curso profissionalizante, o mestre escolhia os aprendizes mais talentosos para ensiná-los a retificar. O ciclo de aprendizagem do primeiro estágio até a formação completa era de até 7 anos. Após aprender o básico em sua “escola local”, o aprendiz mais talentoso era enviado para outros mestres em retificação, para se aprimorar. Os mestres assim formados posteriormente passavam seu conhecimento para outros novatos. Em alguns países, como Alemanha, Áustria e Suíça, o aprendizado da retificação formal ainda é exigido para poder-se exercer a profissão de retificador. Basicamente, o sucesso do processo dependia diretamente da habilidade do operador, que realizava todas as atividades de preparação e operação da máquina-ferramenta manualmente (Benini e Weingaertner, 2013).

Após a aplicação do comando numérico em retificadoras, o operador passou a exercer pouca ou quase nenhuma influência no resultado de trabalho.

Atualmente, a preparação da máquina-ferramenta é feita pela Engenharia de Processos, sendo que os programas de comando numérico são transmitidos *online* para a máquina-ferramenta, e, na produção seriada, o operador normalmente não exerce mais nenhuma ou apenas pouca influência no resultado de trabalho. O preparador de processo efetua o *set-up* da máquina-ferramenta de acordo com as instruções recebidas da Engenharia de Processos, e o operador, na sequência, conduz o processo sem interferências. Esta mudança de estrutura na condução do processo de retificação traz consigo a necessidade do conhecimento aprimorado dos parâmetros que afetam o processo de retificação, pois o operador, também denominado condutor, não necessariamente possui uma formação de retificador e não necessariamente tem a permissão de interferir no processo (Benini, 2011).

Além disto, o manuseio de rebolos é um procedimento crítico que se inicia já no seu processo de fabricação e se estende até o final de sua vida. Na fabricação de rebolos convencionais a distribuição de uma mistura adequadamente preparada na forma, a compactação com pressões rigorosamente controladas, a desmoldagem, a colocação do corpo verde sobre substratos adequados e a queima ou cura do rebolo são obrigações do fabricante do rebolo, mas se não conduzidos adequadamente interferem sobre as suas características do rebolo. Após suas etapas de fabricação, os rebolos têm suas dimensões corrigidas para as dimensões e características especificadas pelo cliente. Para o usuário, os cuidados iniciam-se na recepção da mercadoria, pois sua retirada das embalagens, a estocagem nos almoxarifados, a sua montagem nos flanges e o seu balanceamento estático, o seu transporte para a máquina-ferramenta e sua montagem na máquina-ferramenta devem ser procedidos com as devidas cautelas. A colocação do rebolo em movimento e sua preparação para a tarefa específica, bem como o balanceamento dinâmico do rebolo, são atividades para as quais o conhecimento de retificação se torna imprescindível (Benini e Weingaertner, 2013).

As características dos rebolos são afetadas por um grande número de variáveis durante a produção: proporção de fase dos grãos abrasivos, ligantes e poros, tipo de grão, geometria do grão, tipo do ligante, tipos e quantidades de materiais de preenchimentos e aditivos, misturas, temperatura de sinterização, pressão de sinterização e tempo de sinterização. Em virtude destas ferramentas de corte serem frequentemente utilizadas no limite de suas propriedades físicas, pequenas variações nas propriedades dos rebolos têm consequências significativas sobre as características do processo e sobre o resultado de trabalho no processo de retificação. Tem-se também que uma grande variedade de rebolos de diferentes fabricantes ou manufaturados com diferentes combinações de materiais naturais e sintéticos afeta consideravelmente os processos de retificação (Weingaertner *et al.*, 2011).

Deve-se destacar que o desconhecimento do comportamento dos rebolos em processo, considerando que o operador exerce pouca ou nenhuma interferência no processo de retificação, pode trazer prejuízos, tanto de segurança quanto de instabilidade de processo, inimagináveis há décadas atrás (Benini e Weingaertner, 2013).

Somado a isto, o aumento da utilização de materiais alternativos com melhores propriedades mecânicas em produtos pela indústria está intimamente relacionado ao custo e à “eficiência/peso”. Com o emprego de materiais alternativos na fabricação de componentes, persegue-se obter

resistência similar com baixa densidade ou então aumentar-se a resistência de materiais tradicionais com tratamentos térmicos e adição de elementos de liga.

A escolha definitiva de materiais alternativos e com propriedades mecânicas melhores leva em conta carregamentos mecânicos e térmicos, usinabilidade, reciclagem e aceitação no mercado consumidor (Klocke *et al.*, 2007). Setores específicos da indústria demandam por inovações por meio da utilização de diferentes materiais de engenharia. No caso da indústria automobilística e aeroespacial, a busca pela redução de peso (em componentes estruturais, carcaças e sistemas de acionamento), bem como a diminuição do consumo de energia, tem se tornado vital para competitividade desses setores (Byrne *et al.*, 2003).

Um material que se destaca neste contexto é o ferro fundido dúctil austemperado (ADI - *austempered ductile iron*), que se tornou um dos principais materiais de engenharia devido às suas propriedades, como boa ductilidade, tenacidade e alta resistência mecânica, resistência ao desgaste e à fadiga (Huges, 1985; Magalhães *et al.*, 2000; Yang e Putatunda, 2005; Klocke *et al.*, 2007; Cakir e Isik, 2008; Murthy *et al.*, 2009).

A substituição do aço pelo ADI resultou em vários benefícios que promoveram a aceitação deste material, principalmente na indústria automotiva. O ADI é moldado quase à forma final por meio do processo de fundição, reduzindo significativamente os custos de fabricação quando comparado a peças forjadas de aços (Martins *et al.*, 2008). Destaca-se também que a flexibilidade na fundição, perto da forma final do componente, resulta na economia de energia e eliminação de processos de usinagem de desbaste.

O ADI é atualmente usado em aplicações estruturais nas indústrias automotiva, maquinários agrícolas, engrenagens, roletes e bloco de motores (Machado *et al.*, 2008). Uma aplicação recente do ADI é na fabricação de virabrequins, como alternativa ao ferro fundido nodular perlítico, o qual não apresenta resultados satisfatórios no suporte de cargas elevadas dos motores modernos.

No estudo efetuado por Kovacs (2013), foi mostrada a viabilidade técnica de fabricar virabrequins de ADI. Foram ensaiados virabrequins de ADI e de aço em motores a ciclo diesel. O componente de ADI apresentou resultados superiores em 40% nos valores de resistência a tração, em 35% nos valores de tensão de escoamento e peso 10% inferior em comparação ao componente de aço.

No ano de 1977, a empresa General Motors comparou o desempenho de diferenciais fabricados em aço forjado 8620 e em ADI. A retifica-

ção de desbaste da engrenagem maior apresentou resultados com um ganho de 20% em relação à retificação do aço. Na retificação de acabamento do eixo, o ganho foi de aproximadamente 230%. Na década de 1990, as empresas Navista, Freightliner, Kenworth, General Motors e Volvo adotaram o ADI como material de alto desempenho e baixo custo em suportes de suspensão de molas (*spring hanger brackets*) e braçadeiras (*u-bolt brackets*) (Keough e Hayrynen, 2000).

Há muitas vantagens na utilização de ADI como material alternativo ao ferro fundido nodular e aços convencionais. Para virabrequins de ADI podem ser obtidos uma redução de peso, da fricção e do volume de estoques de peças usinadas (Kovacs, 2013). No período entre 1989 e 2001, o emprego de ADI para o sistema de freios automotivos ABS¹ permitiu a redução do peso de 6,2 para 1,8 kg, sendo que houve aumento na qualidade da superfície usinada (Byrne *et al.*, 2003).

Apesar de todos os atrativos do ADI, sua usinabilidade não tem ganhado tanta atenção e até mesmo tem feito engenheiros e pesquisadores duvidarem da usinabilidade deste material (Cakir e Isik, 2008). O material na condição austemperado é duro e de difícil usinagem; muitos componentes são previamente usinados à austêmpera.

A grande desvantagem de efetuar a usinagem pré-tratamento térmico é que o volume de material varia durante o tratamento térmico subsequente, o que pode resultar em distorções e perda da precisão dimensional (Pashby *et al.*, 1993). Por este motivo e em virtude de questões técnicas e econômicas, são necessários processos de usinagem de acabamento no ADI (Cakir e Isik, 2008).

Em todos os processos de usinagem, as características do processo são influenciadas consideravelmente pelas características da ferramenta, que deve ser adaptada ao material da peça e às condições específicas da máquina-ferramenta. König (1989) apresenta um conceito base para seleção da ferramenta de usinagem com ferramenta de geometria definida adequada a usinagem do ADI. Devem-se inicialmente analisar os seguintes fatores:

- A dureza do material a ser usinado e o tipo de cavaco;
- As características do equipamento (como potência, gama de velocidades e estado de conservação);

¹ O freio ABS (*Antiblockier-Bremssystem*), é um sistema de frenagem que evita que a roda bloqueie (quando o pedal de freio é pisado fortemente) e entre em derrapagem, deixando o automóvel sem aderência à pista.

- O custo da ferramenta, que mesmo apresentando pontos positivos (como maior vida da ferramenta e/ou maior produção) podem também não apresentar uma relação custo/benefício razoável para situações específicas.

As condições de usinagem como velocidade de corte, avanço e profundidade de corte devem ser consideradas em operações de desbaste e acabamento. Além destas situações ainda há formas e dimensões da ferramenta como geometria e condições da operação do tipo corte interrompido ou tipo de fixação.

Mesmo com o desenvolvimento de novos materiais tanto para ferramentas de corte quanto aqueles alternativos para fabricação de componentes específicos, além das inovações aplicadas nas ferramentas de retificação, pouco se domina em termos da usinabilidade do ADI principalmente com ferramentas de corte convencionais empregadas no processo de retificação.

1.1 MOTIVAÇÃO E JUSTIFICATIVA

A retificação periférica cilíndrica de mergulho é um dos mais importantes processos utilizados em operações de acabamento de componentes simétricos de revolução. Em comparação com outros processos de usinagem, a retificação apresenta alto custo e deve ser efetuada sob condições de processo otimizadas (Jagtap *et al.*, 2011). Este alto custo do processo de retificação reside no elevado custo das máquinas-ferramentas somado às taxas de retificação relativamente baixas em comparação com as taxas usuais nos processos de desbaste com ferramenta de corte com geometria definida.

Apesar dos custos do material abrasivo não representarem mais do que 5% dos custos totais de produção (Willis, 2008), o processo de retificação corresponde de 40 a 50% dos custos de usinagem de um componente (Raghavendra *et al.*, 2011). Por este motivo, a otimização da taxa de retificação, principalmente objetivando a minimização da danificação metalúrgica do componente usinado, torna-se essencial.

Um sistema de produção flexível exige ferramentas abrasivas também flexíveis que possam ser utilizadas para diferentes tarefas de retificação. A utilização de rebolos convencionais é uma alternativa eficiente em várias aplicações, pois eles demonstram um melhor desempenho, em relação aos rebolos superabrasivos, em termos da qualidade das superfícies retificadas para grandes taxas de retificação (gumes mais afiados, menor influência térmica) e precisão (menor espessura mínima de usinagem, também em decorrência dos gumes mais afiados). Outras vantagens

dos rebolos convencionais são o menor custo de aquisição, a alta flexibilidade (podem ser facilmente perfilados), o menor custo de máquinas-ferramentas (menor faixa de velocidades de operação), a menor demanda de lubri-refrigeração e os sistemas de dressagem convencionais.

Na retificação de aços endurecidos o rendimento de rebolos convencionais é melhorado com o emprego de grãos de Al_2O_3 microcristalinos sinterizados (Uhlmann e Stark, 1997; Brunner, 1998; Engelhorn, 2002; Müller, 2002). A retificação de ADI é um tema pouco abordado, principalmente considerando diferentes especificações de ferramentas convencionais. De acordo com Cakir e Isik (2008), na literatura encontram-se predominantemente informações sobre a retificabilidade do ferro fundido, sendo que não há informações focadas especificamente na retificabilidade do ADI.

A grande maioria dos estudos que envolvem a usinagem do ADI são concentrados nos processos que empregam ferramentas com geometria definida (Pashby *et al.*, 1993; Diniz *et al.*, 2000; Goldberg *et al.*, 2002; Camuscu, 2006; Seker e Hasirci, 2005; Oliveira *et al.*, 2007; Cakir e Isik, 2008; Martins *et al.*, 2008; Avishan 2009; Akdamir *et al.*, 2012; Das *et al.*, 2012). Para estes processos dispõem-se de bancos de dados sobre a usinabilidade do ADI, predominantemente para o processo de torneamento de acabamento. O processo de torneamento de acabamento demanda tempos elevados de execução em comparação com o processo de retificação e, na maioria dos casos, a execução do torneamento de acabamento em componentes com geometria complexa é difícil ou não aplicável.

Apesar de o ADI já ser conhecido há várias décadas, a produção de componentes com geometrias específicas ainda não é totalmente dominada; busca-se um aprofundamento em estudos sobre as propriedades mecânicas do ADI e os fatores que asseguram a qualidade de produção de componentes fabricados com este material (Voight e Loper, 2013).

O trabalho desenvolvido por Tuffy e O'Sullivan (2006) avalia o desempenho de rebolos de CBN como função da velocidade de corte, avaliando a força de processo e potência requerida na retificação cilíndrica plana, na retificação de um componente de ferro fundido dúctil EN GJS 700-2 e comparando o desempenho deste com outro componente fabricado de ADI.

No escopo do projeto de pesquisa de cooperação internacional BRA-GEGRIM (*Brazilian/German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology*) “*A Quick-Test Method for the On-line Characterization of Grinding Wheels*”, foram efetuados estudos sobre a influência da com-

posição de rebolos convencionais na retificação de componentes de aço temperado. Para este projeto, foram fabricados rebolos com de Al_2O_3 com diversas composições controladas de grãos cristalinos eletrofundidos e microcristalinos sinterizados pelo fabricante de ferramentas abrasivas *Krebs & Riedel Schleifscheibenfabrik GmbH & Co.* No estudo efetuado por Benini (2011) foram determinadas as composições dos rebolos mais adequadas na retificação do aço 100Cr6. Deste lote de ferramentas, foram escolhidos 5 rebolos que se diferem pelo teor controlado de grãos microcristalinos sinterizados e óxidos de alumínio eletrofundido monocristalino, bem como pela classe de dureza, visando avaliar a influência da composição destes rebolos no resultado da retificação do ADI.

A indisponibilidade de informações na literatura sobre a retificabilidade do ADI, somada à necessidade de produzir componentes com precisão geométrica, baixa rugosidade e pequena região termicamente afetada não influente sobre as características de uso dos componentes, levou ao interesse de ampliar os estudos de usinabilidade do ADI para processo de retificação periférica cilíndrica de mergulho com rebolos convencionais.

Os métodos comumente empregados para determinação dos danos metalúrgicos em componentes retificados são os métodos destrutivos de medição da dureza, da tensão residual e o ataque metalográfico com Nital. Estas técnicas de avaliação de danos térmicos são efetuadas em algumas amostras no *set-up* da produção e no acompanhamento do processo após a fabricação de um lote de peças. Um método não-destrutivo empregado para acompanhar o processo e que permite concluir sobre a existência de danos térmicos em componentes retificados é a medição do ruído magnético de Barkhausen (RMB).

A grande vantagem da medição do RMB para a detecção dos eventuais danos metalúrgicos é a possibilidade de avaliar todos os componentes retificados sem a necessidade de ensaios destrutivos com o componente ainda na máquina-ferramenta após a retificação. Apesar desta vantagem, há poucas informações sobre o emprego do RMB na caracterização do resultado de trabalho do processo de retificação e também sobre a caracterização de ferros fundidos através do RMB.

1.2 OBJETIVOS

A situação descrita leva a pergunta inicial para o desenvolvimento das atividades propostas neste trabalho: É possível empregar rebolos convencionais com grãos microcristalinos sinterizados na retificação periférica cilíndrica de componentes de ADI, garantindo que estas ferramentas

não causem alterações indesejáveis na camada limite destes componentes?

Avaliar a influência do teor de grãos microcristalinos sinterizados no resultado de trabalho do processo de retificação do ADI Classe 3 é o principal objetivo deste trabalho. Além disto, mostra-se a possibilidade de acompanhar o processo de retificação do ADI através da medição dos sinais do RMB no componente usinado.

Este objetivo é fundamentado nas seguintes hipóteses:

- O emprego rebolos de Al_2O_3 compostos com grãos eletrofundidos e sinterizados gera um bom resultado de retificação do ADI, sem danos metalúrgicos que inviabilizem a utilização destes componentes;
- Uma porcentagem mínima de grãos microcristalinos sinterizados na composição de rebolos convencionais é suficiente para gerar resultados de trabalho otimizados na retificação periférica cilíndrica do ADI;
- Parâmetros otimizados podem ser derivados de resultados obtidos em ensaios de retificabilidade que correlacionam a aplicação de um determinado rebolo com diferentes parâmetros variáveis de entrada, com as características do processo e o resultado de trabalho na retificação de ADI;
- A medição do RMB detecta defeitos, como alterações indesejáveis na camada limite do componente retificado, ainda durante o processo de fabricação de todos os componentes do lote.

1.3 CONTRIBUIÇÕES

A literatura na área de retificação não apresenta muitas informações sobre a influência da composição de rebolos monocristalinos de Al_2O_3 com diferentes teores de grãos microcristalinos sinterizados e com durezas diferenciadas. Esta falta de informações reside principalmente no fato da indisponibilidade destes rebolos impossibilitando a avaliação da influência das variáveis de entrada de fabricação de rebolos de forma isolada. A parceria entre o IPK, a TU Berlin, o LMP, a UFSC e a empresa fabricante de rebolos Krebs & Riedel *Schleifscheibenfabrik GmbH & Co.* permitiu estes estudos.

A literatura mostra formas clássicas de avaliação e de monitoramento do processo de retificação, onde se destacam a medição das componentes da força de retificação, a potência de retificação, a temperatura na interface rebolo, peça, a emissão acústica, e de forma menos frequente o ruído magnético de Barkhausen – RMB.

O emprego crescente do ADI e a longa atividade cooperativa com a Fundação Tupy S.A. (Joinville/SC), fez recair a escolha deste material para o estudo da retificabilidade com diferentes rebolos e diferentes formas de avaliação do processo. O entendimento do processo de retificação do ADI poderá alavancar a utilização deste material no âmbito industrial por meio da disponibilização de dados tecnológicos sobre o emprego de rebolos convencionais na retificação deste material.

Para permitir uma comparação entre os resultados clássicos de retificabilidade expostos na literatura com os resultados obtidos na retificação do ADI, neste trabalho foram avaliados os principais fatores que englobam a usinabilidade do ADI para as diferentes composições e durezas dos rebolos disponíveis de Al_2O_3 . As diferentes composições e durezas dos rebolos permitiram entender a influência das características dos grãos abrasivos, a sua proporção na composição do rebolo sobre os valores característicos do processo de retificação (como as componentes da força de retificação e o desgaste radial dos rebolos) bem como sobre os resultados de trabalho (como a rugosidade, os danos térmicos gerados no processo de retificação – avaliados pela análise metalúrgica da camada limite, pelo comportamento da microdureza Vickers e do RMB).

Este trabalho apresenta resultados sobre a influência da composição controlada de rebolos de Al_2O_3 com distintas relações de mistura de grãos monocristalinos obtidos por eletrofusão e grãos microcristalinos sinterizados na retificação do ADI Classe 3, avaliados por técnicas modernas da avaliação da textura das superfícies obtidas, bem como pela comparação dos resultados clássicos de retificabilidade com os resultados do RMB na retificação periférica cilíndrica de mergulho.

Como principais contribuições nos resultados destacam-se as análises da retificabilidade do ADI com rebolos de distintas composições, avaliados pelos valores do RMB e das componentes da força de retificação e da integridade da superfície retificada.

O trabalho mostra que a avaliação de um componente na linha de produção pelo RMB é uma possibilidade para a indústria metal-mecânica, onde se carece de meios seguros de acompanhamento de processos de fabricação que atendam às exigências de segurança e custos de implementação. A utilização de uma metodologia, como o RMB, de acompanhamento do processo produtivo que revele em processo as alterações indesejáveis na camada limite de componentes retificados contribui para a adequação dos parâmetros de processo e, deste modo, reduz o descarte de componentes.

As atividades experimentais realizadas neste trabalho foram desenvolvidas no Instituto IWF (*Institut für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik*), dirigido pelo Prof. Dr. h. c. Dr. -Ing. Eckart Uhlmann, da Universidade *Technische Universität Berlin* - TU Berlin, em parceria com o LMP - Laboratório de Mecânica de Precisão, coordenado pelo Prof. Dr. -Ing. Walter Lindolfo Weingaertner, da UFSC. A presente pesquisa é uma continuidade das atividades iniciadas no escopo do Programa de Cooperação Internacional BRAGECRIM.

1.4 ESTRUTURA DA TESE

O Capítulo 2 apresenta tópicos relacionados ao processo de retificação e sobre o ADI, necessários para um melhor entendimento dos assuntos abordados neste trabalho. A revisão da literatura mostra os procedimentos empregados na caracterização do processo de retificação.

No Capítulo 3 são descritos os materiais e a metodologia utilizados nos experimentos. São apresentados os equipamentos, as características das ferramentas de corte, as quais foram fabricadas especialmente para execução das atividades, a configuração da bancada de ensaios, as considerações e os parâmetros adotados na condução dos ensaios.

Os resultados alcançados nesta tese são apresentados no Capítulo 4. Por fim, o Capítulo 5 descreve as conclusões deste trabalho. São indicados os pontos mais relevantes alcançados nesta pesquisa, bem como sugestões para trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 O PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

Os processos de usinagem com ferramentas de geometria não-definida são caracterizados pela remoção de material da peça por meio da ação conjunta de gumes ativos dos grãos abrasivos. Estes gumes podem deslocar-se numa trajetória pré-estabelecida (retificação), ser pressionados por uma força constante contra a peça (brunimento), ser limitados por uma superfície de referência (lapidação), ou ainda, penetrar na peça munidos de certa energia cinética (jateamento abrasivo). A impossibilidade de definir geometricamente os gumes das ferramentas abrasivas levou ao nome “usinagem com gumes de geometria não definida” (König, 1989).

No caso do processo de retificação, a peça é colocada em contato com a ferramenta em rotação. Entre a peça e o rebolo é executado um movimento relativo, podendo este ser efetuado pela peça, pelo rebolo ou por ambos simultaneamente. Um número significativo de diferentes aplicações representa a retificação. As variações do processo de retificação são classificadas pela norma alemã DIN 8589 Parte 11, em (Holz e Saurer, 1988):

- Retificação plana;
- Retificação cilíndrica;
- Retificação helicoidal (de rosca);
- Retificação de geração (engrenagens);
- Retificação de perfil (pistas de rolamento);
- Retificação de formas livres (ferramentaria).

Emprega-se o processo de retificação quando as tolerâncias dimensionais e geométricas da peça e a qualidade de superfície exigidas são altas. A retificação é aplicada principalmente no acabamento de peças metálicas ferrosas, podendo ser utilizada na usinagem de materiais cerâmicos, rochas ornamentais, vidros, duroplásticos e borrachas (Lee *et al.*, 1999).

A avaliação do processo de retificação é feita em função das grandezas variáveis de entrada pelas características do processo e pelos resultados de trabalho. Como grandezas do sistema têm-se a máquina-ferramenta, a peça, o rebolo, a ferramenta de dressagem e o sistema lubri-refrigerante.

A caracterização do processo é feita avaliação das grandezas componentes da força de retificação, a potência consumida, o desgaste do rebolo, a temperatura, a emissão acústica e a duração do processo, devendo ser sempre consideradas as influências externas sobre o processo (König,

1989 *apud* Sena, 2007). A Figura 2.1 apresenta os parâmetros de entrada e a dependência das variáveis do processo.

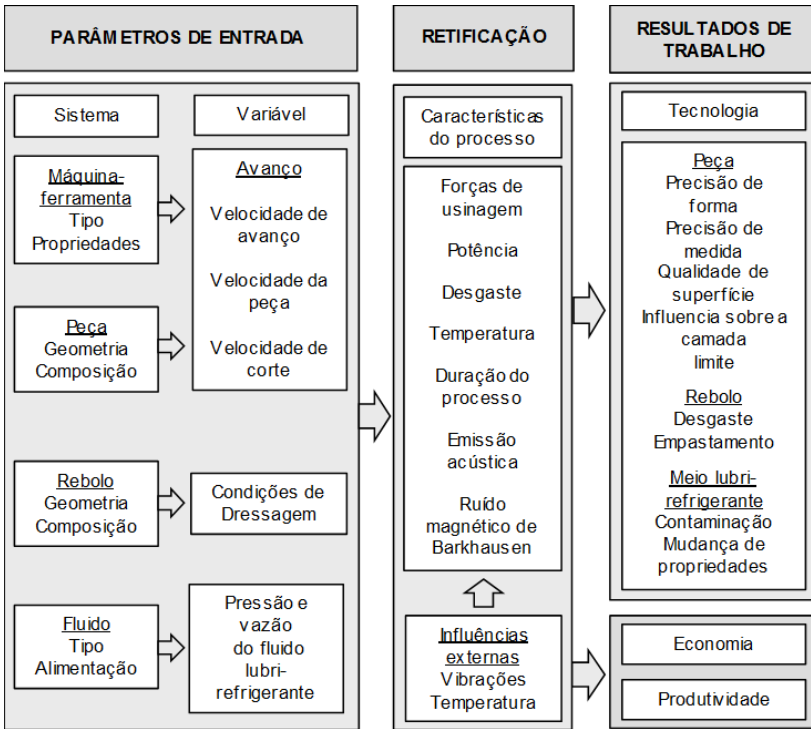


Figura 2.1 – Relação entre os parâmetros de entrada e o resultado de trabalho no processo de retificação (adaptado de König, 1989).

O processo de retificação, basicamente, compreende operações nas quais a remoção de material por gume se dá na faixa de alguns micrometros, de forma que a observação da interação dos gumes com o material da peça é bastante limitada devido a região de trabalho está encoberta pela ferramenta. A remoção de material é dada pela soma da remoção isolada de cavacos.

O resultado de trabalho alcançado é consequência da interação dos parâmetros de entrada em cada processo de retificação. A força de retificação, a potência, o desgaste do rebolo, a temperatura e a duração do processo são as grandezas que caracterizam o processo de retificação em si,

salientando que as influências externas (vibrações e a variação das temperaturas) influenciam sobre o resultado de trabalho (König, 1989). A emissão acústica é proporcional à taxa de retificação e é sensível tanto às alterações desta, como também a modificações nas características do reboło (Boaron, 2011). O ruído magnético de Barkhausen (RMB) é sensível às alterações metalúrgicas da estrutura do material e permite, na maioria das vezes, concluir sobre a ocorrência de danos no componente. A seguir, são apresentados os principais parâmetros do processo de retificação.

Espessura do cavaco não deformado (h_{cu}): a espessura do cavaco não deformado é a grandeza de entrada que permite avaliar o processo de retificação, pois é uma grandeza de entrada que depende das grandezas de entrada individuais do processo de retificação. É dependente da densidade e da distribuição estática dos gumes (C_{est}) e das variáveis geométricas e cinemáticas do processo, onde o v_w é a velocidade da peça, v_s é a velocidade de corte na retificação, a é a profundidade de corte, e d_{se} é o diâmetro equivalente do reboło (König, 1989), conforme expresso na Equação 1:

$$h_{cu} = k \left[\frac{1}{C_{est}} \right]^\alpha \left[\frac{v_w}{v_s} \right]^\beta \left[\frac{a}{d_{se}} \right]^\gamma \quad (1)$$

onde k é um fator de proporcionalidade e os índices α , β , γ são expoentes constantes experimentais, que assumem valores entre zero e um. O comprimento de contato l_k , indicado na Figura 2.2, é calculado a partir da Equação 2:

$$l_k = \sqrt{a \cdot d_{se}} \quad (2)$$

Nas Equações 1 e 2, o diâmetro equivalente d_{se} é um parâmetro que está relacionado às condições de contato entre reboło e peça, indicando o diâmetro que o reboło utilizado na retificação cilíndrica deveria ter para proporcionar a mesma geometria de corte quando utilizado na retificação plana. O diâmetro equivalente é dado pela Equação 3:

$$d_{se} = \frac{d_w d_s}{d_w \pm d_s} \quad (3)$$

Na Equação 3, o sinal positivo é empregado para calcular o d_{se} na retificação periférica cilíndrica - $d_{se} < d_s$. O sinal negativo, por sua vez, é utilizado para a retificação cilíndrica interna - $d_{se} > d_s$. Na retificação plana o diâmetro equivalente é igual ao diâmetro do reboło.

Potência de corte: produto da força tangencial e da velocidade de corte e é a energia necessária para a formação de cavacos (Equação 4):

$$P = F_t \cdot v_s \quad (4)$$

Força tangencial: obtida pela Equação 5:

$$F_t = \frac{P}{v_s} \quad (5)$$

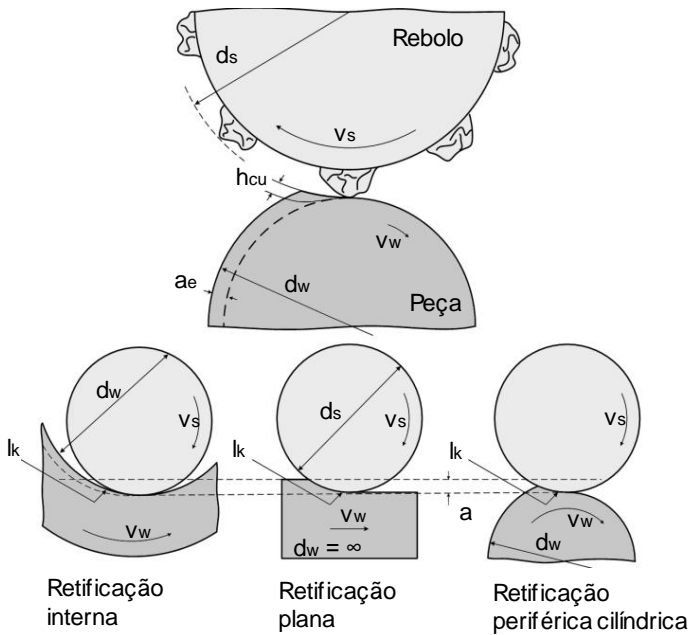


Figura 2.2 – Relação do h_{cu} com as variáveis de entrada e as condições de contato (adaptado de König, 1989).

Força normal: relacionada com a força tangencial pelo de atrito, Equação 6:

$$\mu = \frac{F_t}{F_n} \quad (6)$$

Taxa de retificação: é definida como a taxa de remoção de material da peça de trabalho por unidade de largura do rebole, Equação 7:

$$Q'_w = a \cdot v_w \quad (7)$$

Relação G: G é a relação entre o volume de material retificado (V_w) e o desgaste volumétrico do rebolo (V_s) (König, 1989), Equação 8:

$$G = \frac{V_w}{V_s} \quad (8)$$

A relação G caracteriza o desgaste de um rebolo em condições de trabalho determinadas. Quando o desgaste é grande a relação G é baixa, ou seja, há auto-afiação e o rebolo permanece agressivo pela renovação dos gumes abrasivos. Quando o desgaste é baixo, a relação G é alta e, portanto, os grãos se tornam platafórmicos, não há liberação de grãos desgastados e o rebolo perde a agressividade (Souza, 2009).

Rugosidade: a qualidade de uma superfície é, em geral, classificada em termos do parâmetro de rugosidade, cujos valores são expressos pela profundidade média Ra, pela profundidade de rugosidade Rt e pelos parâmetros da média da profundidade Rz combinada com a profundidade máxima $R_{máx}$ (Mesquita, 1992).

Rugosidade Ra: o parâmetro Ra é a característica vertical da rugosidade ainda mais avaliada na indústria metal mecânica. É definida como sendo a média aritmética do valor absoluto de todas as coordenadas de um perfil de linha média ($Z(x)$) dentro de um período de amostragens (l) depois de filtrados os desvios de forma (Rosa, 2003), conforme expressa a Equação 9.

$$Ra = \frac{1}{l} \int_0^l |Z(x)| dx \quad (9)$$

Rugosidade Rz: é a média de cinco valores de pico-vale (Z_j) extraídos de amostras individuais adjacentes de comprimento l_e , conforme Equação 10, dentre estes R_{max} é o maior dos 5 valores.:

$$Rz = \frac{Z_1 + Z_2 + Z_3 + Z_4 + Z_5}{5} \quad (10)$$

2.1.1 Penetração do gume

Os gumes penetram na superfície da peça em uma trajetória quase plana durante o processo de retificação. Na Figura 2.3 é ilustrado esquematicamente o mecanismo de penetração do gume no material e a formação de cavaco.

O gume penetra no material com velocidade v_s e com ângulo de ataque η , sob a ação das forças tangenciais F_t e normais F_n . Conforme observado na Figura 2.3, caracterizam-se três regiões: região de deformação elástica pura (A); deformação elástica e plástica com escoamento de material para as laterais e por baixo do grão abrasivo, sem formação de cavaco efetiva (B); e por fim a região de deformação elástica e plástica com formação de cavaco, que se inicia quando a espessura de usinagem, h_{cu} , atinge a profundidade de início de corte T_μ (C). A espessura efetiva de usinagem h_{cuf} é ligeiramente inferior à espessura de usinagem h_{cu} , devido às deformações elásticas (König, 1989).

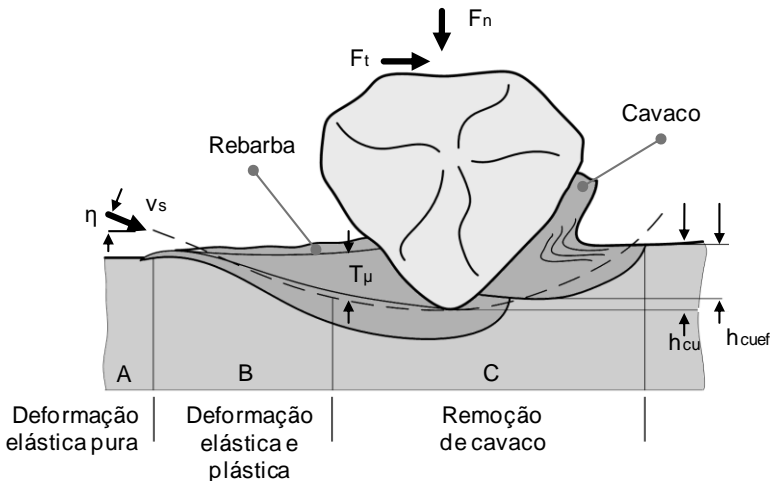


Figura 2.3 – Representação esquemática do início de corte na retificação (adaptado de König, 1989).

2.1.2 Distribuição de energia

O processo de retificação introduz gradientes de temperaturas e deformações plásticas na superfície que podem afetar o componente usinado em termos de performance, principalmente em ambientes corrosivos (Sosa *et al.*, 2008).

A energia mecânica introduzida no processo de retificação é basicamente transformada em calor em quatro regiões, conforme ilustrado na Figura 2.4. A maior quantidade de energia é transformada em energia térmica pelo atrito interno no material (deformação plástica) e o atrito na interface flanco dos gumes - superfície de corte (König, 1989).

Quando uma quantidade de energia demasiadamente grande é gerada na zona de contato entre peça e ferramenta durante a retificação ocorre um aumento na acentuado na temperatura a ponto de provocar uma mudança de fase no material retificado originando a queima de retificação. A queima de retificação, devido ao sobre aquecimento do componente, é visivelmente observada pela coloração azul sobre a peça gerada pela formação de uma fina camada de óxido. Esta camada de óxido é geralmente removida no final do ciclo de retificação na retificação periférica cilíndrica de mergulho (durante o fim de faiscamento). A retirada desta camada de cor azulada não significa que não ocorreram danos na camada limite do material (Malkin, 1992; Marchi, 2012).

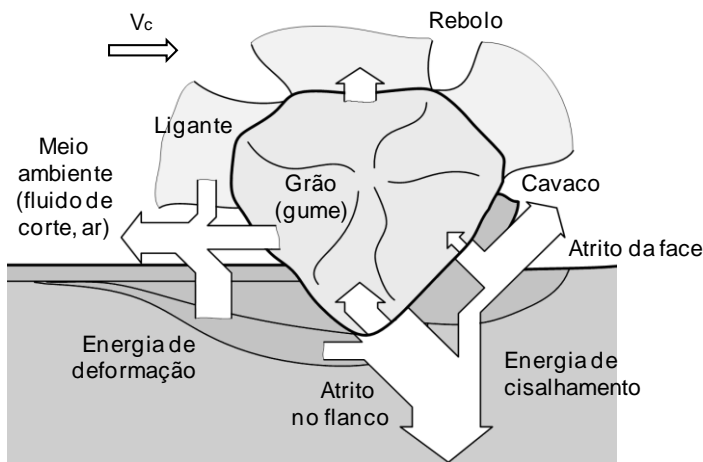


Figura 2.4 – Distribuição da energia durante o corte no processo de retificação (adaptado de König, 1989).

Antes do advento do comando numérico nas retificadoras, o operador identificava esta queima de retificação e adequava os parâmetros de entrada do processo para evitar este dano metalúrgico. Nas máquinas CNC o operador não interfere mais no processo e a queima de retificação

é geralmente detectada por metodologias de ensaios efetuadas pós processo pela avaliação dos resultados de ensaios (como a microdureza e análises metalográficas).

2.2 FERRAMENTAS DE CORTE

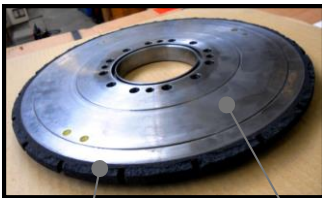
A retificação é complexa em virtude da interação de um grande número de variáveis. A interação de todas as variáveis de entrada é difícil de ser controlada devido à falta do entendimento da interdependência entre elas. Estas dificuldades fazem com que os critérios para utilização de rebolos no meio industrial não sejam tão estabelecidos como são nos processos de usinagem com ferramentas com gume geometricamente definido, como o torneamento e o fresamento (Kane, 2002).

Os rebolos são ferramentas rotativas fabricadas em diversos formatos. Basicamente, são constituídas por três partes: os grãos, o ligante e os poros, sendo que cada parte apresenta influência sobre as características mecânicas e de corte da ferramenta. A composição volumétrica destas partes define a estrutura da ferramenta, bem como propriedades como a dureza e porosidade. Quanto mais fechada a estrutura, menor a porosidade e maior a dureza (König, 1989).

Materiais abrasivos ligados são utilizados na fabricação de rebolos inteiriços ou estes são aplicados sobre um suporte (corpo base), dependendo do tipo de abrasivo, Figura 2.5.

Rebolos fabricados sobre discos de suporte são encontrados principalmente na área dos superabrasivos. O disco de suporte pode ser reutilizado, proporcionando uma significativa economia de material abrasivo (Lee *et al.*, 1999).

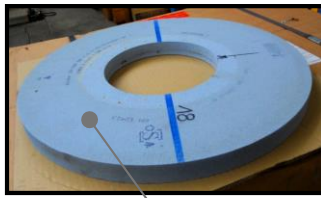
Rebolo superabrasivo



Material abrasivo
ligado

Suporte

Rebolo convencional



Maciço de material abrasivo
ligado

Figura 2.5 – Ferramentas de corte.

Os grãos abrasivos utilizados no rebolo são materiais cristalinos, com dureza superior à do material a ser usinado. Estes materiais são frágeis, e o próprio processo de moagem faz a ruptura dos grãos ocorrer de forma aleatória, com cantos vivos. São estes cantos vivos que atuarão como gumes. As características necessárias do material abrasivo (König, 1989) são: elevada dureza, estabilidade térmica e estabilidade química.

Os ligantes têm a função primária de manter os grãos abrasivos ligados entre si nas condições de trabalho. Dependendo da energia de ligação entre o grão e o ligante, o rebolo é fabricado com ou sem porosidade.

Para poder absorver os cavacos, o rebolo deve ser poroso (König, 1989). Para se conseguir um bom rendimento do rebolo, ele deve permanecer afiado e possuir capacidade de absorver o volume elevado de cavacos determinado pela taxa de retificação empregada. Exigem-se das ferramentas de retificação requisitos especiais em termos de sua velocidade operacional e resistência ao desgaste e à fratura. Boas características de amortecimento, alta rigidez e condutividade térmica adequada são também desejadas. A eficiência do corte abrasivo depende principalmente da combinação entre dureza do abrasivo, tenacidade e inércia química (Kopac e Krajnic, 2006).

2.2.1 Rebolos convencionais

Os rebolos convencionais são fabricados de óxido de alumínio (Al_2O_3) e de carboneto de silício (SiC). Para a maioria das aplicações, o corpo dos rebolos convencionais é totalmente constituído do material abrasivo ligado por uma matriz cerâmica/vitrificada, resinoide e de borracha. Além do ligante e do abrasivo, empregam-se materiais de enchimento para se obterem características específicas dos rebolos. Os rebolos convencionais são compactados de acordo com a composição de sua matriz. Seguem então por estágios intermediários de queima ou polimerização ou compactação a quente, e por fim a usinagem, a qual garante sua forma e dimensões finais (König, 1989 *apud* Wunder, 2006).

O SiC foi o primeiro material sintético empregado na fabricação de rebolos convencionais. É obtido do produto da reação química de sílica pura com coque em fornos de resistência elétrica. O SiC apresenta maior dureza e é mais quebradiço que o Al_2O_3 . É empregado na retificação de materiais como vidros, porcelanas, ferros fundidos (com superfícies tratadas ou não), duroplásticos e metal duro. Apresentam coloração preta e verde, sendo o último mais puro e empregado na afiação de ferramentas de metal duro (Kane, 2002).

Os ligantes cerâmicos (especificação alemã) ou vitrificados (especificação países de língua inglesa) são ainda os mais comuns na fabricação de rebolos. Estes ligantes são constituídos de misturas de caulim, argilas brancas e vermelhas, quartzo em pó, feldspato e fundentes. Os fundentes contêm silicatos de boro e monóxido de magnésio, com o objetivo de baixar a temperatura de queima dos rebolos, poupando tempo e combustível no aquecimento dos fornos de sinterização (König, 1989).

As principais características dos ligantes são a agressividade da ferramenta em função da estrutura porosa, o elevado módulo de elasticidade, a fragilidade e suscetibilidade a impactos, a resistência à temperatura e a resistência química a óleos, a água, a fluidos lubri-refrigerantes e ácidos (König, 1989 *apud* Wunder, 2006).

A ação robusta do ligante cerâmico/vitrificada requer menos material na matriz do que dos ligantes resinoides (Jackson e Mills, 2000; Severiano, 2002). Outra vantagem, resultante da estrutura porosa dos rebolos com ligante cerâmico/vitrificado é o maior fluxo de fluido lubri-refrigerante através dos poros entre os grãos (Weingärtner, 2009).

Na fabricação de rebolos as ligas resinoides também são amplamente empregadas. Os rebolos resinoides podem ser curados em fornos ou prensados a quente. Devido ao fato de os ligantes resinoides se deteriorarem e perderem a sua capacidade de retenção de grãos em temperaturas de trabalho acima de 250 °C, eles são menos duros e, devido à maior renovação de grãos, proporcionam uma redução nas forças de corte ao processo de retificação. Outra característica dos ligantes resinoides é que podem resistir às cargas de choque, contudo são mais suscetíveis a ataque químico (König, 1989 *apud* Wunder, 2006).

2.2.1.1 Óxido de alumínio monocristalino eletrofundido

A alumina – óxido de alumínio – Al_2O_3 , ganhou espaço na fabricação de rebolos convencionais após o desenvolvimento dos processos de purificação da bauxita por Bayer no início do século XX. É selecionado em classes e na fabricação de rebolos apresenta-se em duas principais qualidades segundo o critério de pureza (Kanne, 2002):

Óxido de alumínio comum (A): de cor acinzentada, com pureza química em torno de 96% a 97%, tendo como principal característica a alta tenacidade, que se presta nos casos de retificação de materiais que tenham elevada resistência à tração.

Óxido de alumínio branco (AA): com 99% de pureza, distingue-se pela sua cor, geralmente branca, e tem propriedades semelhantes ao óxido de alumínio comum, porém devido a sua pureza e sua forma de

obtenção (cristalizado) torna-se mais quebradiço. Por isto, é empregado em processos de retificação que requerem temperaturas baixas (geradas entre o rebolo e a peça) e, ao mesmo tempo, qualidade de acabamento de superfície com menor tempo de execução.

2.2.1.2 Óxido de alumínio microcristalino eletrofundido

Nos últimos anos foram desenvolvidas novas formas de abrasivos de alumina. Além da alumina eletrofundida, encontram-se os abrasivos de Al_2O_3 sinterizados, também denominados Al_2O_3 Sol-Gel ou Al_2O_3 microcristalinos. Este tipo de abrasivo é obtido pelo processo de sinterização a partir de uma solução em forma de gel. O resultado é um grão policristalino cujos cristais possuem dimensões principais entre 0,5 e 3 μm , possuindo pureza de 99,6% (Jackson, 2008). Este grão fornece um abrasivo microcristalino que quebra de forma intercrystalina, formando muitos novos gumes em decorrência da irregularidade da propagação das fissuras através de sua estrutura (Odebrecht, 2003). Como matéria-prima para a fabricação de grãos de Al_2O_3 sinterizados é utilizada uma suspensão de pó de boehmita ($\text{AlO}(\text{OH})$) em água. São adicionados inibidores de crescimento de grão (MgO , ZrO_2 , TiO_2) e nucleadores (Al_2O_3 e Fe_2O_3). Com a adição de ácido nítrico (HNO_3) ou nitrato de magnésio ($\text{Mg}(\text{NO}_3)_2$) a suspensão gelifica, impedindo saturações localizadas e formação de aglomerados (torrões). Posteriormente o gel é seco e calcinado. O material resultante é triturado para um tamanho previamente especificado e, por fim, sinterizado em temperaturas em torno de 1.100 e 1.400 °C (Brunner, 1998 e Ludewig, 1994 *apud* Odebrecht, 2003).

As principais características dos grãos sinterizados são: grão microestruturado, resistência à fragmentação sob pressão, corte sempre ativo sem perda de grão (Norton Abrasivos, 2008). Soma-se a isto o fato de que as ferramentas de Al_2O_3 sinterizados podem ser utilizadas para reduzir os custos de fabricação sem a necessidade de modificações ou compra de máquinas-ferramentas novas (Jackson e Mills, 2000).

Os abrasivos sinterizados são misturados por forma, tamanho, dureza e tipo (Tonshoff e Friemuth, 1999; Einset, 2003; Stoetzel e Provow, 2003; Webster e Tricard, 2004). Quando utilizados de maneira apropriada, os abrasivos sinterizados permitem aumentar significativamente as taxas de retificação e diminuir a temperatura na área de trabalho durante a retificação.

Os abrasivos microcristalinos sinterizados são recomendados para retificação de aços endurecidos, com dureza de até 67 HRC (Kopac e Krnjic, 2006). A Figura 2.6 apresenta a diferença entre o mecanismo de fratura entre grãos convencionais e grãos sinterizados.

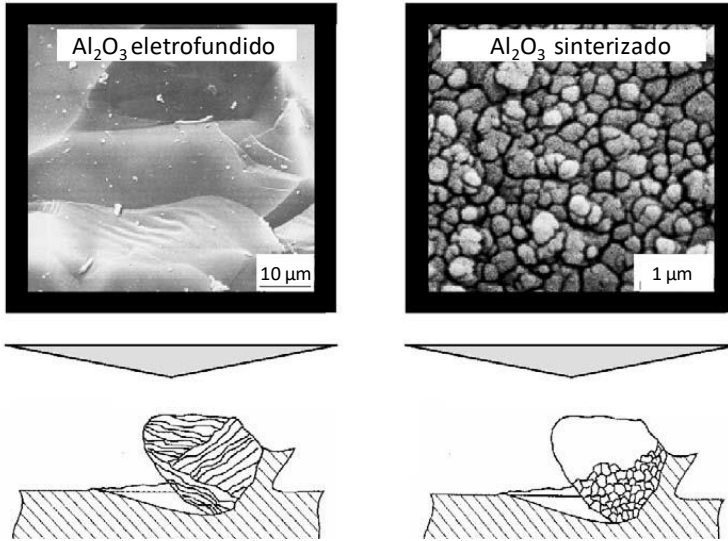


Figura 2.6 – Fratura do grão de alumina eletrofundida e de alumina microcristalina sinterizada (adaptado de Klocke, 2009).

Os grãos de Al_2O_3 eletrofundidos possuem planos preferenciais de fratura, com desprendimento de partículas relativamente grandes. Já a fratura dos grãos de Al_2O_3 microcristalinos sinterizados ocorre de forma intergranular e as partículas que se desprendem do grão são relativamente pequenas. Gumes novos se formam sem uma perda significativa do formato do grão. Mesmo que durante o processo de retificação predominasse um mecanismo de microdesgaste, ocorre uma continuada formação de novos gumes mantendo-se a capacidade de corte uniforme ao longo do processo. Uma melhora da resistência à fratura é alcançada pela redução do tamanho de grão e pela inclusão de partículas que formam uma segunda fase na estrutura do grão (Klocke *et al.*, 2002; Mayer *et al.*, 2006).

O Al_2O_3 microcristalino sinterizado é tido como uma ponte que fecha a lacuna entre os rebolos convencionais e superabrasivos. Depen-

dendo da concentração empregada na ferramenta de corte, produz resultados superiores na retificação de uma vasta gama de aços carbonos e ferros fundidos.

2.2.2 Condicionamento de rebolos

O desgaste dos grãos e do ligante ocorre à medida que um rebolo é utilizado. Conforme as condições de trabalho e do material abrasivo, o desgaste dos grãos abrasivos leva a um cegamento dos gumes (micro efeito de desgaste) ou, em virtude de microlascamentos, a uma afiação contínua dos gumes (macro efeito de desgaste) (Wunder, 2006).

Devido ao cegamento dos gumes, ocorre o aumento da força de retificação, e a sobrecarga leva a ruptura do grão, do ligante e, no extremo, leva ao arranchamento de grãos para fora da estrutura do rebolo. O fluxo de cavacos e de partículas dos grãos removidos por desgaste entre os grãos promovem o desgaste do ligante, de forma que para uma determinada taxa de retificação a protusão dos grãos permanece constante. O desgaste abrasivo do ligante é acompanhado por mecanismos de desgaste químico e térmico (König, 1989). A soma dos desgastes verificados nos grãos e no ligante resulta no desgaste do rebolo (Δr_{sc}), e este se apresenta como desgaste radial (Δr_s) e desgaste de quina (Δr_{sk}), como mostrado na Figura 2.7.

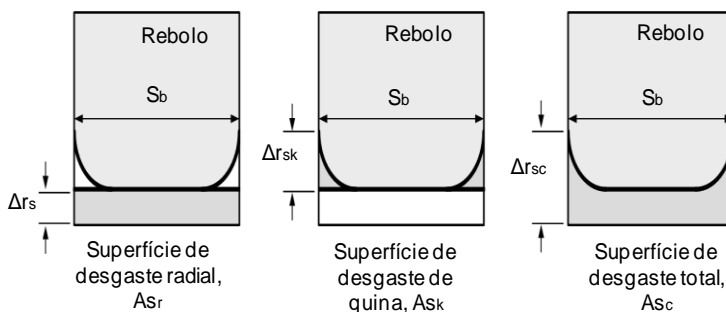


Figura 2.7 – Representação do desgaste de rebolos (adaptado de König, 1989).

Devido ao desgaste (e também quando novos), os rebolos apresentam-se em condições “não adequadas” para a retificação e devem ser condicionadas para garantir condições de corte adequadas. O condicionamento engloba as operações de perfilamento, afiação ou avivamento e

limpeza do rebolo (Inasaki e Okamura, 1985; König, 1989; Ishikawa e Kumar, 1990).

O perfilamento adequa a macro-geometria do rebolo à aplicação específica. Nesta etapa a remoção do material abrasivo do rebolo é efetuada até que os defeitos geométricos sejam removidos (eliminação do desgaste de quina, por exemplo) (Wunder, 2006).

A afiação é necessária quando após o perfilamento o rebolo não apresenta capacidade de corte e visa ao aumento da protusão dos grãos abrasivos por meio da remoção de uma determinada quantidade de ligante entre os grãos na superfície de corte do rebolo (Leme, 1999), para se ter o espaçamento necessário para o fluxo de cavacos e também permitir o fluido atingir a zona de corte (Wunder, 2006). Ela é empregada como etapa separada no condicionamento de rebolos de superabrasivos resinoides e metálicos, que são fabricados com uma estrutura totalmente fechada.

Nos rebolos convencionais a afiação ocorre simultaneamente ao perfilamento. Neste caso o processo é denominado dressagem (ou dressamento).

A operação de limpeza tem como objetivo remover resíduos de cavacos e partículas aderidas dos poros periféricos da ferramenta. É realizada com auxílio de escovas de aço e jatos de ar comprimido (Sena, 2007).

2.3 GRANDEZAS CARACTERÍSTICAS DO PROCESSO DE RETIFICAÇÃO

A usinabilidade é definida como uma grandeza comparativa que expressa um conjunto de propriedades de usinagem de um material, isto é, o grau de dificuldade de se usinar um determinado material. A usinabilidade depende de uma série de condições intrínsecas ao material – tais como o estado metalúrgico da peça, a dureza, as propriedades mecânicas, a sua composição química e as operações anteriores efetuadas sobre o material – bem como das condições de usinagem, das características da ferramenta, das condições de refrigeração, da rigidez do sistema máquina-ferramenta, da operação empregada, do corte contínuo ou intermitente, da condição de entrada e saída da ferramenta, etc. (Diniz *et al.*, 2006).

A usinabilidade é um conjunto de propriedades críticas no controle da produção. A usinabilidade de um material em processos de usinagem com geometria definida engloba geralmente quatro fatores: forças de processo (energia consumida), desgaste da ferramenta, acabamento e integridade de superfície usinada e formas de cavacos (Cakir e Isik, 2008). Deste

modo, um material que possui boa usinabilidade requer baixo consumo de energia, baixo desgaste de ferramenta com bom acabamento e sem danos na superfície usinada e deve formar cavacos que sejam retirados facilmente da região de trabalho (Kalpakjian, 1985 *apud* Cakir e Isik, 2008).

Na retificação, geralmente um processo de acabamento, a usinabilidade é avaliada pela qualidade da superfície retificada (rugosidade, tensões residuais, queima de retificação) a formação de cavaco, a relação G (Marinescu *et al.*, 2007) e, segundo König (1989) também pelas componentes da força de processo, potência requerida, a temperatura e a duração do processo.

2.3.1 Características da superfície retificada

Conforme Gomes *et al.* (1992) *apud* Torgora *et al.*, (2003) mais de 90% das superfícies técnicas que exigem um elevado grau de acabamento são empregadas em processos tribológicos. Por este motivo, deve-se conhecer as características e propriedades das superfícies geradas pelo processo de retificação e entender se são adequadas para uso na tribologia. Na maioria dos casos, superfícies solicitadas por atrito devem ser ter uma faixa de tolerância de IT4 a IT6 com desvio geométrico pequeno (R_z entre 0,4 e 11 μm) para seu bom funcionamento considerando o atrito e o efeito de amortecimento do desgaste inicial.

No caso de corpos deslizantes, as solicitações mecânicas são transmitidas pelas micro-áreas de contato formadas quando os picos de rugosidade se tocam. Quanto maior for esta área de contato, a carga aplicada será mais bem distribuída e conseqüentemente há uma maior capacidade de suportar carga e amortecimento do desgaste inicial (Torgora *et al.*, 2003).

O estado de uma superfície é dependente das suas propriedades físicas (estrutura, dureza, tensões, etc.), químicas (composição e afinidade a reações) e geométricas (ondulações, rugosidade, desvios de forma). Devido às elevadas temperaturas no processo de retificação, a superfície retificada sofre mudanças nas suas propriedades. Dependendo do estado inicial (temperado, por exemplo), as temperaturas elevadas causam a diminuição da dureza e, como consequência do revenimento localizado da martensita, a formação de tensões residuais de tração. Pela escolha adequada dos parâmetros variáveis de entrada do processo de retificação, deve-se garantir a integridade e qualidade da superfície usinada para o desempenho satisfatório da mesma (Torgora *et al.*, 2003).

Segundo a norma DIN 525 a retificação é empregada para obtenção de baixos valores de rugosidade da superfície usinada (R_a de 0,2 a 1,6

μm) e tolerâncias dimensionais entre IT4 e IT6. Por este motivo, as peças retificadas podem ser seguramente empregadas em sistemas tribológicos.

Em virtude do desgaste, os valores da rugosidade da superfície usinada podem variar ao longo da utilização da ferramenta de corte. Esta variação não desejada dependerá do tipo de material usinado, tipo de abrasivos e dos parâmetros de corte. Em virtude disto, devem-se otimizar os parâmetros variáveis de entrada para se atingir a manutenção da qualidade ao longo da usinagem de componentes e se diminuir os custos do processo.

As propriedades da camada próxima à superfície usinada (Figura 2.8) influenciam as características operacionais do componente usinado. As interações termomecânicas podem resultar em alterações estruturais como zonas recozidas e formação de zonas de elevada dureza com estrutura martensítica. Somado às tensões residuais, estes fatores podem causar a iniciação e a propagação de trincas (Kopac e Krajnic, 2006).

Na retificação com têmpera a partir do calor gerado na retificação as tensões residuais de compressão são provocadas pelo aumento volumétrico na formação da estrutura martensítica. O revenimento de parte desta fina camada martensítica nas condições de retificação de acabamento e fim de faiscamento alivia as tensões de compressão e pode reverter as tensões residuais de compressão para tensões de tração na superfície com elevados gradientes de tensão. Em virtude desta situação e do difícil domínio da formação da martensita, a o processo de retificação com têmpera a partir do calor da retificação não é difundido.

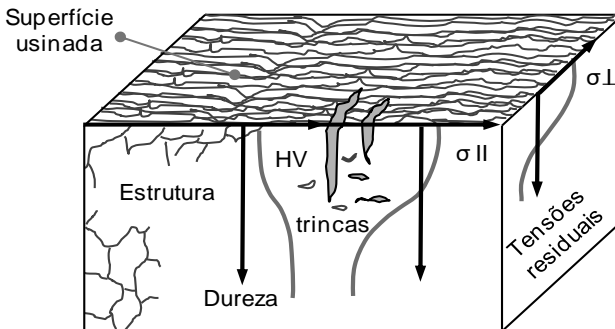


Figura 2.8 – Integridade da camada próxima à superfície usinada (adaptado de Brinksmeier e Wilke, 2003).

A etapa final de usinagem de muitos componentes de aços de alta resistência utilizados na indústria automobilística é realizada após o tratamento térmico de têmpera e revenido, envolve processos abrasivos. Durante a retificação, tensões residuais de tração são induzidas na camada limite abaixo da superfície dos componentes, afetando seu tempo de vida e sua confiabilidade (Balart, 2004).

A magnitude das tensões residuais originadas do processo de retificação é determinada pelas propriedades mecânicas e físicas do material da peça, e também pelos parâmetros do processo – principalmente pela velocidade de corte e pela taxa de retificação (velocidade da peça, profundidade de corte), bem como pela composição das ferramentas de corte e o fluido lubri-refrigerante, que determinarão a temperatura e o gradiente de temperatura na zona de corte (Snoeys *et al.*, 1978 *apud* Balart, 2003).

2.3.2 Desgaste de ferramentas

O desgaste de rebolos está diretamente relacionado com a taxa de retificação, à usinabilidade de um material e às características do rebole. No caso do processo de retificação, o desgaste dos cantos do rebole é o critério mais utilizado como critério de fim de vida. É responsável por paradas frequentes para a recuperação do perfil do rebole durante o processo. O condicionamento também visa recuperar as características de corte do rebole. Se o condicionamento não ocorrer em uma frequência pré-determinada, o rebole, além de produzir um erro geométrico no componente, poderá introduzir danos metalúrgicos na peça (Severiano, 2002).

O desgaste do rebole é atribuído aos mecanismos de desgaste por abrasão, adesão, reações triboquímicas, ruptura de grãos e do ligante e difusão (Marinescu *et al.*, 2007).

Para taxas de retificação pequenas os mecanismos de desgaste que ocorrem nos grãos abrasivos levam ao desgaste platafórmico dos grãos por abrasão, seguido de microrupturas de grãos, arrancamento parcial do grão da estrutura do rebole e arrancamento total dos grãos da estrutura do rebole para taxas de retificação grandes.

A resistência ao desgaste do rebole depende dos parâmetros de entrada do processo e da dureza do rebole (principalmente das propriedades do ligante empregado no rebole). De acordo com Uhlmann e Stark (1997) *apud* Marinescu *et al.* (2007) o caráter do desgaste do rebole é regido pela contribuição do gradiente térmico e solicitações mecânicas do processo, os quais são determinados pelos parâmetros de usinagem, condições de lubri-refrigeração e pela cinemática do processo de usinagem.

2.3.3 Componentes da força de retificação

Dentre as principais grandezas de avaliação do processo de retificação estão as componentes da força de retificação. O desgaste abrasivo dos gumes da ferramenta implica um aumento da força de retificação e a relação entre suas componentes é um parâmetro adequado para o monitoramento do processo (Gomes, 2001). A componente tangencial da força de retificação determina a potência de retificação estabelecendo o limite da taxa de retificação que pode ser empregado na retificadora para diferentes velocidades de corte (Lançoni *et al.*, 2005) e serve de base para novos projetos de retificadoras e de seus elementos (Meola *et al.*, 2007).

A força de retificação é medida por meios diretos e indiretos. O valor das suas componentes é avaliado por meios diretos, enquanto os seus efeitos (deflexão no eixo da porta-ferramenta ou torque no eixo árvore) são avaliados por meios indiretos. Experimentos efetuados por Brinksmeier e Popp (1991) no processo de retificação periférica cilíndrica concluíram que o monitoramento da força normal permite a otimização do tempo do ciclo de retificação e detecção do desgaste do rebolo. Nos experimentos efetuados por Shih e Shin (1995) em processos de retificação interna de mergulho, concluiu-se que os valores estatísticos obtidos a partir da medição da deflexão apresentam correlação com os erros de retilidade, erros de circularidade e batimento da peça resultante (Gomes, 2001).

2.3.4 Formas de cavacos

A literatura não dá muita atenção à forma de cavacos na retificação. Distingue-se mais a característica do material da peça, onde um material macio empasta o rebolo, e um material duro não. O critério de usabilidade de um material, assim, é relacionado à plasticidade do material, sendo um material duro um bom formador de cavacos, e um material macio um mau formador de cavacos. Basicamente correlaciona-se o grau de deformação com a friabilidade do material.

Segundo Shaw (1986), diversas variáveis podem influenciar a natureza e a extensão da fratura que ocorre durante o processo de formação de cavaco. Entre estas estão as características do material (número, tamanho, forma e dureza relativa das heterogeneidades, dureza produzida por tratamento térmico ou por encruamento) e a geometria da ferramenta, sendo que, segundo Klose (1993), ângulos de saída negativos ou arredondamentos da ponta da ferramenta aumentam a deformação plástica durante a formação do cavaco.

A importância das heterogeneidades no corte de metais é evidente quando as características de diferentes ferros fundidos são comparadas. No caso dos ferros fundidos cinzento e vermicular, devem ser consideradas as diferentes formas assumidas pela grafita na microestrutura. Alguns pesquisadores dizem que a grafita atua aumentando a tensão durante a formação do cavaco, o que facilita a usinagem, enquanto outros defendem que a grafita fragiliza a liga e facilita a produção do cavaco. Foi também proposta a lubrificação interna pela grafita, facilitando o cisalhamento, mas ainda não se chegou a um consenso (Marwanga *et al.*, 2000).

A grafita presente nos ferros fundidos nodulares atua como um lubrificante sólido durante a retificação deste material, o que contribui para a minimização de danos metalúrgicos no componente. As micro-deformações plásticas que ocorrem na formação do cavaco dos ferros fundidos ocasionam o aumento da temperatura. Em virtude da dureza da grafita ser menor que as demais fases, esta permite um deslizamento facilitado do material durante a retificação. Ainda, como o emprego do fluido lubrificante, o atrito na interface peça ferramenta é diminuído, evitando assim os danos metalúrgicos na camada limite do ferro fundido nodular retificado.

2.3.5 Emissão acústica

A emissão acústica (EA) é o resultado de uma rápida liberação de energia que se propaga na forma de uma onda elástica longitudinal transiente em corpos sólidos e em fluidos nos estados gasoso e/ou líquido. A velocidade de propagação é função da densidade e módulo de elasticidade do meio no qual a onda se propaga. A fonte da emissão acústica em corpos sólidos pode ser um agente externo (impacto de um corpo externo sobre o corpo na qual está sendo verificada a emissão acústica) ou uma fonte interna (deformação plástica, fratura, formação de uma trinca, transformação de fase e outros) (Sreejith e Ngoi, 2000; Sena, 2007).

A emissão acústica é fortemente dependente dos parâmetros de processo: taxa de retificação, velocidade de retificação, largura de contato entre rebolo e peça e as características do material de peça, tais como módulo de elasticidade, estrutura, composição e porosidade. A faixa de frequência de interesse na emissão acústica situa-se entre 50 kHz a 1000 kHz, superando a faixa de frequência de muitos ruídos advindos de fontes exteriores ao processo em análise. É um método sensível e adequado para o monitoramento do processo de retificação (Liu, 1991 *apud* Sena, 2007).

A tecnologia de monitoramento por emissão acústica é aproveitada para o reconhecimento de contato entre rebolo e peça no processo de retificação (Leme, 1999). No processo de dressagem e na fabricação da primeira peça a identificação do ponto de referência sobre a superfície da peça, a partir do qual se iniciam as operações de retificação, podem ser identificadas com auxílio da emissão acústica. Este ponto de referência é, na grande maioria dos casos, determinado através da movimentação de mergulho do rebolo contra a superfície da peça, até que ocorra o contato entre ambos. O contato é caracterizado pela impressão de uma pequena marca, a qual não deve afetar as características dimensionais da peça nas tolerâncias exigidas.

Boaron (2009) realizou estudos do reconhecimento do contato entre rebolo e peça empregando um sistema de reconhecimento por emissão acústica integrado no comando numérico de uma retificadora, o qual permite um acompanhamento em tempo real dos sinais de emissão acústica decorrentes do evento de contato. Este posicionamento entre rebolo e peça é, na maioria das vezes, efetuado manualmente, exercendo influência direta nos resultados de trabalho e demandando um tempo considerável por parte do operador da máquina. A automatização desta atividade com o emprego de um sistema de monitoramento por emissão acústica integrado diretamente no comando numérico da máquina-ferramenta levou a resultados satisfatórios de centralização, reduzindo consideravelmente o tempo necessário na preparação da máquina para a produção de um componente.

2.3.6 Ruído magnético de Barkhausen (RMB)

O processo de retificação demanda uma grande quantidade de energia por unidade de volume de material removido. Dois mecanismos básicos transformam a energia em calor. O principal mecanismo é a deformação plástica – proporcional ao volume retificado e o atrito – que leva a temperaturas mais elevadas da região de contato com o aumento da velocidade de retificação, sendo que esta energia fica concentrada nas camadas próximas à superfície do material imediatamente após a retificação, originando danos térmicos e tensões residuais (Ting *et al.*, 2006).

Na retificação com rebolos superabrasivos, empregando-se uma lubri-refrigeração forçada de óleo passando entre o rebolo e a peça, cerca de 20% do total de energia gerada no processo é ainda transferida para a peça. Já com rebolos convencionais, esta parcela de calor gira em torno de 60 até 75% (Wunder, 2006). A verificação dos danos térmicos causado pelo processo de retificação geralmente é efetuada por métodos indiretos,

como a determinação da dureza, as tensões residuais e o ataque metalográfico. Uma possibilidade de verificação dos danos metalúrgicos que vem sendo empregada com frequência crescente no acompanhamento do processo de retificação é a avaliação do ruído magnético de Barkhausen (RMB).

O RMB é baseado em um fenômeno físico que ocorre em materiais ferromagnéticos durante a magnetização (Garstka, 2008; Augustis *et al.*, 2009). Materiais ferromagnéticos são constituídos por pequenas e finitas regiões denominadas domínios. Cada domínio é magnetizado espontaneamente para o valor de saturação do material. As direções de magnetização dos vários domínios, entretanto, apresentam direções espontâneas quando não há magnetização na amostra. A magnetização ocorre quando é aplicado um campo magnético H na amostra, de forma que o estado multi-domínio se converte em um único domínio magnetizado na mesma direção do campo aplicado. Este processo não ocorre de forma contínua, e sim pelo movimento gradual das paredes dos domínios (denominadas paredes de Bloch) com a aplicação de campos magnéticos e pela rotação dos vetores de magnetização nos domínios na direção do campo aplicado, conforme a Figura 2.9 (Dobmann, 2011).

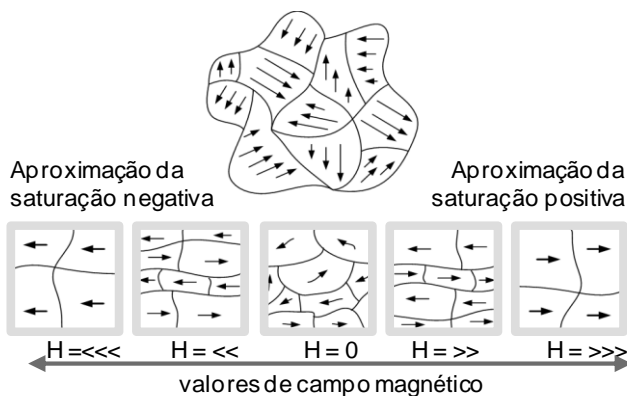


Figura 2.9 – Comportamento dos domínios magnéticos durante o processo de magnetização (adaptado de Grijalba, 2006).

Em materiais ferrosos encontram-se paredes de Bloch orientadas a ângulos de 180° e 90° ; correspondendo ao ângulo entre o vetor de magnetização em dois domínios adjacentes. Os domínios com direções paralelas ao campo de magnetização aumentam de tamanho enquanto os demais são aniquilados. O movimento das paredes de Bloch causa saltos na

magnetização até ocorrer a saturação (Dobmann, 2011; Ono e Dobmann, 2012; Rabung *et al.*, 2014).

Com a aplicação de altos valores de magnetização, a força necessária para ultrapassar os defeitos cresce até a parede se movimentar e encontrar um novo defeito. Estes saltos discretos da indução produzem pulsos magnéticos no transdutor, que foram detectados pela primeira vez pelo físico alemão Heinrich Barkhausen em 1919 e denominados RMB (Liu *et al.*, 2000; Ting *et al.*, 2006; Grijalba 2010; Gür *et al.*, 2011; Wotjas *et al.*, 2011).

Em dependência das características da estrutura cristalina, a direção preferencial de magnetização é diferente em diversas regiões do material, ou seja, a direção dos momentos magnéticos varia de domínio para domínio (Serna-Giraldo, 2007). Em materiais ferromagnéticos os contornos de grãos, as discordâncias e as partículas de segunda fase (fatores estes também conhecidos como “pontos de ancoragem”) podem atuar como uma barreira no movimento das paredes dos domínios (Siwik, 2011).

A Figura 2.10 mostra o efeito dos saltos ou o RMB em uma curva típica de histerese magnética de materiais ferromagnéticos. A curva de histerese de materiais ferromagnéticos é obtida correlacionando os valores de intensidade de magnetização M ou da indução magnética B em função da força magnetizadora H . Na primeira região da curva, chamada de permeabilidade inicial, ocorre a magnetização do material, a qual é reversível com a retirada do campo magnético aplicado.

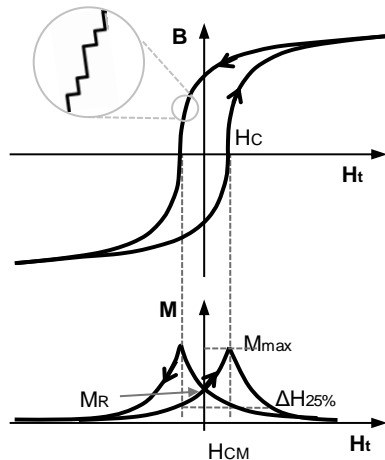


Figura 2.10 – Curva de Histerese e perfil do ruído magnético de Barkhausen na curva $M(H_t)$ (adaptado de Dobmann, 2011).

Nesta região, o aumento crescente do campo magnético desloca as fronteiras dos domínios magnéticos a partir de suas posições iniciais, mudando o tamanho de cada domínio. À medida que o campo externo é aplicado, os domínios que estão orientados em regiões favoráveis em relação ao campo aplicado crescem à custa daqueles que estão orientados de maneira desfavorável. A partir desta região, com o aumento do campo magnético, ocorre a magnetização irreversível, pois se considera que o movimento das fronteiras se completou. Este processo termina quando a amostra macroscópica se torna um único domínio resultante, alinhado com o campo aplicado (Siwik, 2011).

As linhas horizontais dos saltos discretos (observados no detalhe da Figura 2.10) correspondem ao movimento discreto de um conjunto de fronteiras e cada linha horizontal representa o tempo de espera antes que o próximo movimento dos domínios ocorra (Pelizzari, 2010).

Durante a retificação de aços endurecidos pelo tratamento de temperatura, a taxa de retificação é limitada pelo aumento do risco de danos térmicos no componente. A severidade destes danos, identificados na prática pela oxidação azul da superfície retificada (queima de retificação), dependerá das temperaturas ao qual o componente é submetido durante o processo. Materiais com superfícies endurecidas possuem tipicamente tensões compressivas que originarão baixos valores de parâmetros magnéticos, enquanto que a presença de tensões de tração resultará em altos valores destes parâmetros (Ting *et al.*, 2006). A Figura 2.11 apresenta o comportamento da curva de histerese para materiais com diferentes microestruturas.

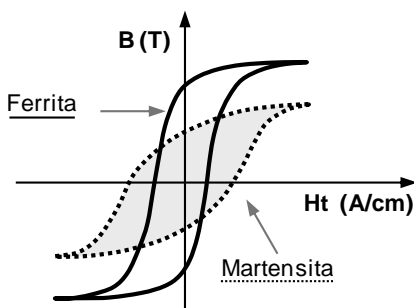


Figura 2.11 – Curva de histerese magnética para diferentes microestruturas em materiais ferromagnéticos (adaptado de Dobmann, 2011).

As emissões do RMB podem ser detectadas como pulsos de tensão elétrica em um transdutor com uma bobina colocado sobre a superfície da amostra no momento em que ocorre a movimentação das paredes dos domínios.

Um sistema de medição para RMB é composto por um jugo (*yoke*) eletromagnético (que produz um campo magnético alternado sobre a amostra) e um transdutor na forma de uma bobina (que detecta o sinal de RMB) (Grijalba, 2010). A Figura 2.12 (a) apresenta uma sonda de medição e (b) um exemplo de sinal de Barkhausen no domínio do tempo.

A intensidade deste sinal pode ser utilizada para caracterizar a integridade da superfície, uma vez que o RMB é também sensível à microestrutura do componente (Lindgren e Lepisto, 2001). A voltagem efetiva (valor RMS) do sinal gerado, também conhecido como parâmetro magnético (*magnetoelastic parameter - mp*), é função da microestrutura e do estado de tensão residual do material. Por este motivo, o método RMB vem sendo empregado para danos térmicos de retificação, uma vez que este implicará na diminuição da dureza e das tensões residuais, e ambos resultarão em um aumento RMB (Wotjas *et al.*, 2011; Santa-Aho *et al.*, 2012).

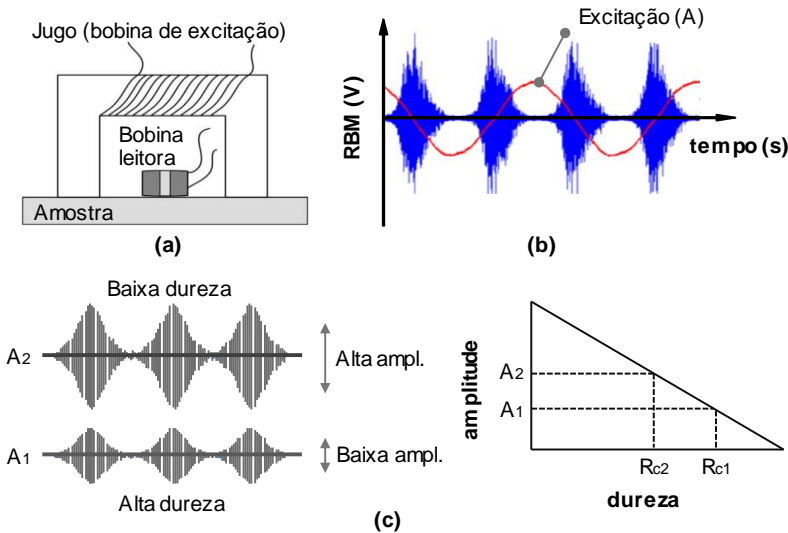


Figura 2.12 – Representação da bobina e sinal do ruído de Barkhausen: (a) sonda de medição; (b) um exemplo de sinal de Barkhausen no domínio do tempo; (c) amplitude RBM em função da dureza do material (adaptado de Grijalba, 2010 e Rosipal *et al.*, 2010).

A profundidade de emissão de RMB depende da frequência de excitação do campo magnético; a faixa de frequência de excitação geralmente utilizada está na banda de 0,01 Hz a 100 Hz (Jiles, 2000; Sorsa, 2013).

O jugo eletromagnético deve ser precisamente posicionado sobre a superfície da peça, de modo a tornar a peça parte do fluxo do campo eletromagnético. O transdutor monitora as alterações das propriedades magnéticas da peça de trabalho. Mudanças na estrutura cristalina da peça de trabalho são refletidas no sinal de ruído Barkhausen. O sinal tende a aumentar com o amolecimento da superfície da peça. O re-endurecimento da peça de trabalho faz o sinal diminuir novamente, conforme esquematizado na Figura 2.12(c). O sistema deve ser calibrado para cada aplicação para fornecer um sinal seguro. Sistemas de avaliação do RMB tem sido utilizado com muito sucesso por muitos fabricantes (Rowe, 2009). Para muitas aplicações a medição do RMB apresenta vantagens: o tempo de medição é curto e o equipamento necessário é relativamente compacto e permite a medição em peças com geometria complexa (Sorsa, 2013).

Vértesy *et al.* (2013) utilizaram o RMB para caracterização de aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). Campos *et al.* (2008) caracterizaram as deformações elástica e plástica do aço SAE 1070 recozido por meio do RMB. Dobmann (2011) utilizou o RMB como método não destrutivo para caracterização e monitoramento da vida de componentes utilizados em usinas nucleares. Küpferling *et al.* (2008) empregaram o RMB para caracterização de aços baixo-carbono em termos de deformação plástica. Rosipal *et al.* (2010) efetuaram a caracterização do aço 100Cr6 usinado pelos processos de torneamento e retificação. Pérez-Benitez *et al.* (2008) caracterizaram os defeitos no aço ASTM 36 correlacionando o RMB com as deformações plásticas. Tarafder *et al.* (2009) efetuaram a caracterização do HSLA (*highspeed*) por meio de expoentes obtidos pelo RMB. Vashista e Paul (2009) correlacionaram a integridade da superfície de aços médio carbono com os resultados obtidos pela medição do RMB. Del Conte *et al.* (2016) empregaram o RMB, juntamente com os parâmetros de rugosidade, para o monitoramento de superfícies do aço ANSI SAE 1020 usinadas pelo processo de torneamento. Blaow *et al.* (2007) caracterizaram aços com diferentes tratamentos térmicos (têmpera e *over* têmpera), correlacionando os resultados do RMB com as tensões residuais. Moorthy e Shaw (2008) empregaram o RMB para avaliação das propriedades do material de engrenagens. Moorthy *et al.* (2003) estudaram o efeito da têmpera no aço EN 36 carborizado utilizando o RMB, variando as frequências de excitação magnética para a análise dos sinais de RMB.

Neste estudo, constatou-se que o RMB é bastante sensível para caracterizar mudanças nos valores de dureza causadas pelo processo de têmpera neste material. Gür *et al.* (2008) estudaram a influência da janela de processo (tratamento térmico) na microestrutura do ADI através do RMB. Este estudo concluiu que os picos das amplitudes máximas RMB são sensíveis às variações de temperatura de austenitização do ferro fundido nodular. D'Amato *et al.* (2003) empregaram o RMB para caracterizar o ADI variando-se diferentes condições de tratamento térmico de austêmpera no ferro fundido nodular.

2.3.7 Usinabilidade do ADI

O ADI, na usinagem com ferramentas de corte de geometria definida apresenta uma baixa usinabilidade quando comparado com os aços com resistência equivalente e com o ferro fundido dúctil, e o custo de obtenção é comparável ao custo de obtenção de outros ferros fundidos, Figura 2.13.

Os principais fatores que diminuem a usinabilidade do ADI são a dureza (em torno de 300 HB \approx 33,3 HRC) (Seah e Sharma 1994, *apud* Barbosa, 2009) e a austenita retida, que pode se transformar em martensita devido às solicitações mecânicas a que o material é submetido durante o processo de usinagem.

Para a usinagem com ferramentas de corte de geometria definida o ADI é considerado de difícil usinagem. Em termos comparativos, os aspectos de usinabilidade são equivalentes se comparados aos do ferro fundido dúctil e do aço forjado, como por exemplo, o 42CrMo4 QT9 (temperado e revenido) – empregado em peças automotivas e aeronáuticas que requerem alta resistência, tais como bielas, engrenagens e pinhões (Arft e Klocke, 2013).

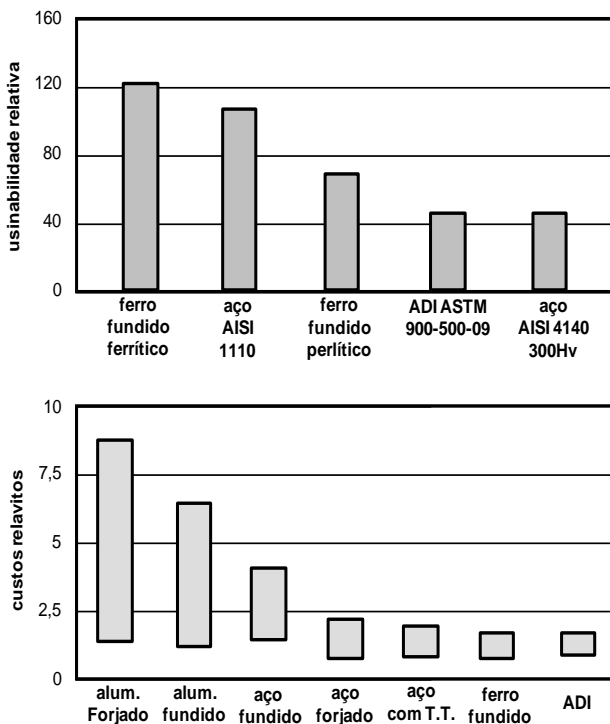


Figura 2.13 – Usinabilidade e custos relativos de diferentes materiais (custo por unidade – comparação baseada em aços forjados normalizados) (Levreve e Hayrynen, 2013).

2.4 DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO FERRO CARBONO

Os principais materiais estruturais em toda a cultura tecnologicamente avançada são os aços e os ferros fundidos. Basicamente estes materiais são ligas ferro-carbono (Callister, 2008). Em equilíbrio termodinâmico, a combinação do ferro e carbono origina diferentes constituintes, chamados fases. Conceitualmente, fase é uma porção homogênea de um sistema que possui características físicas e químicas uniformes (Chiaverini, 1997; Callister, 2008).

Ao ser aquecido, o ferro puro apresenta duas mudanças de fase antes de se fundir. Na temperatura ambiente, a forma estável do ferro possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), sendo chamada

de ferrita (ou ferro α). Na temperatura de 912 °C, a ferrita sofre por uma transformação polimórfica, passando para estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), denominada austenita (ou ferro γ). Até a temperatura de 1394 °C essa austenita CFC reverte-se novamente a uma fase CCC, conhecida como ferrita δ , que se funde a 1538 °C (Callister, 2008).

Na concentração de 6,7% de carbono se forma o composto intermediário de carbeta de ferro, conhecido como cementita (Fe_3C). Há ainda as fases denominadas perlita e grafita. A fase perlita corresponde à mistura mecânica de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita na forma de lâminas finas dispostas alternadamente. Por fim, a grafita é uma fase constituída praticamente por carbono puro disposto em camadas, podendo assumir diferentes tamanhos e formas (Chiaverini, 1997).

A Figura 2.14 apresenta o diagrama de fases ferro-carbono, que demarca as fases existentes em relação a uma determinada temperatura segundo a porcentagem de carbono.

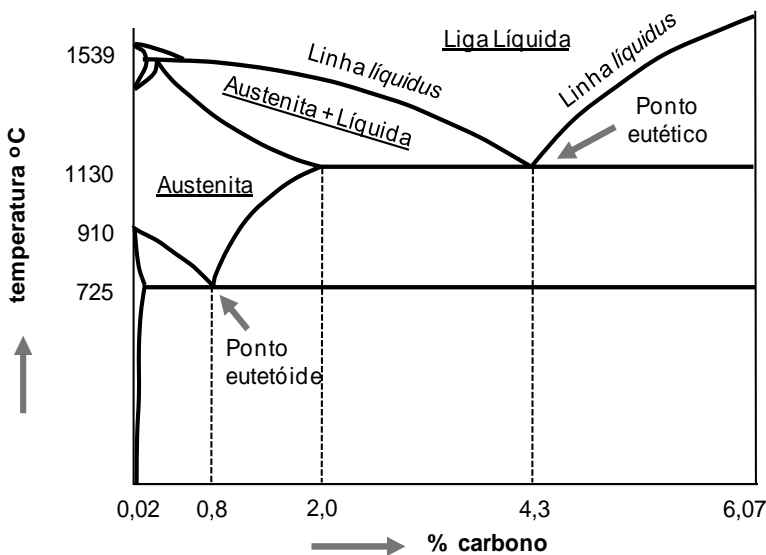


Figura 2.14 – Diagrama de fase ferro-carbono (Drumond, 1987 *apud* Rodrigues Jr., 2013).

A porcentagem de carbono é o fator que distingue os aços dos ferros fundidos. Por definição, aço é a liga ferro-carbono que contém geralmente 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de elementos residuais resultantes do processo de fabricação. Já o ferro fundido é a

liga ferro-carbono-silício com teores de carbono geralmente acima de 2%, em quantidade superior à que pode ser retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar na precipitação de carbono parcialmente livre, na forma de veios ou lamelas de grafita (Chiaverini, 1997).

2.4.1 Ferros fundidos

Apesar da definição de que ferros fundidos compreendem aproximadamente mais que 2% de carbono, na prática a maioria dos ferros fundidos contém aproximadamente de 3% até 4,5% de carbono, além de outros elementos de liga. Como observado no diagrama de fase ferro-carbono (Figura 2.14), as ligas inseridas nesta faixa de composição se tornam completamente líquidas em temperaturas entre 1.150 e 1.300 °C, exigindo menos energia para a sua fusão e moldes menos resistentes ao calor. A maior parte dos ferros fundidos é frágil, e a fundição é o processo de fabricação mais conveniente (Callister, 2008).

De acordo com a morfologia e as propriedades distintas, os ferros fundidos são classificados como (ABNT 6589; ABNT 6916; DIN 1561; DIN 1563; Chiaverini, 1997; Callister, 2008; Rodrigues Jr., 2013):

Ferro fundido branco: apresenta teores de silício menores que 1,0%. Para taxas de resfriamento rápido, a maioria do carbono está na forma de cementita (em vez de grafita), sendo que a superfície de fratura desse ferro fundido apresenta uma aparência esbranquiçada;

Ferro fundido cinzento: apresenta teores entre 2,5% e 4,0% de carbono e 1% e 3% de silício aproximadamente. Em quase todos esses ferros fundidos, a grafita se apresenta na forma de flocos envolvidos por uma matriz de ferrita α ou de perlita. Em virtude desses flocos de grafita, sua superfície fraturada assume uma coloração escura;

Ferro fundido dúctil (ou nodular): devido à adição de uma pequena quantidade de magnésio e/ou cério ao ferro fundido cinzento antes da fundição, a grafita ainda se forma, mas no formato de nódulos ou partículas com formato esférico. A fase matriz que envolve essas partículas consiste, dependendo do tratamento térmico, de ferrita ou de perlita. Esse tipo de ferro fundido é mais dúctil e mais resistente que o ferro fundido cinzento e apresenta características mecânicas comparáveis às dos aços.

Ferro fundido maleável: é obtido a partir do ferro fundido branco, quando este é aquecido até temperaturas entre 800 e 900 °C durante um período de tempo prolongado em uma atmosfera neutra. Com esse procedimento, ocorre a decomposição da cementita, formando grafita na forma de aglomerados ou rosetas, envolvidas por uma matriz de ferrita ou perlita (em dependência da taxa de resfriamento).

Os ferros fundidos apresentam uma variedade de propriedades dependendo de sua composição: elementos de liga metálicos e não-metálicos podem ser adicionados para variar as propriedades específicas dos ferros fundidos. Deve-se considerar também que o tempo, a temperatura e o meio em que ocorre a solidificação afetam essas propriedades (Rodrigues Jr., 2013). A Tabela 2.1 apresenta a faixa de composição dos principais tipos de ferros fundidos sem seus elementos de liga.

Tabela 2.1 – Faixa de composição dos ferros fundidos típicos comuns (Chiaverini, 1997).

Tipo	Composição química (%)				
	C	Si	Mn	S	P
Branco	1,8/3,6	0,5/1,9	0,25/0,80	0,06/0,20	0,06/0,20
Maleável	2,2/2,9	0,9/1,9	0,15/1,20	0,02/0,20	0,02/0,20
Cinzento	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,02/0,25	0,02/1,00
Nodular	3,0/4,0	1,8/2,8	0,10/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10
Grafita compacta	2,5/4,0	1,0/3,0	0,20/1,00	0,01/0,03	0,01/0,10

2.4.1.2 Ferro fundido nodular austemperado (ADI)

O ferro fundido é um importante material metálico, extensamente utilizado em várias aplicações devido a características como o menor custo devido a menor temperatura de fusão em relação ao aço e facilidade de fundição e uma boa resistência ao desgaste. Entretanto, a aplicação deste material é restringida pela baixa ductibilidade devido à presença de cementita e grafita livre em sua microestrutura, que pode ocasionar trincas internas quando submetido à esforços de tração. No caso de ferro fundido dúctil, estas propriedades podem ser melhoradas através do tratamento térmicos de austêmpera (Kazemi *et al.*, 2014).

Os tratamentos térmicos adequadamente conduzidos melhoram determinadas propriedades dos ferros fundidos: aumento da tenacidade, aumento da resistência mecânica, aumento da resistência ao desgaste e resistência à fadiga, além da eliminação de tensões residuais, decomposição de carbonetos e melhoria da usinabilidade (Guesser, 2009). Os tratamentos térmicos dos ferros fundidos compreendem estágios de aquecimento e resfriamento, em faixas de temperaturas pré-definidas e com taxas de aquecimento e resfriamento controladas, visando corrigir, obter ou potencializar uma determinada propriedade mecânica (Lussoli, 2003 *apud* Rodrigues Jr., 2013).

Edgar Bain desenvolveu o tratamento térmico de austêmpera primeiramente para os aços em 1930. Em sua homenagem, a microestrutura composta por ferrita e carbonetos foi denominada “bainita” (Rodrigues Jr., 2013). No caso do ferro fundido nodular austemperado, a matriz é única e foi denominada por Kovacs (1990) *apud* Carmo (2003) de ausferrita. O nome de ausferrita indica que a estrutura consiste de austenita estável reagida e ferrita acicular (Balzer, 2003; Carmo, 2003). De acordo com Kovacs (1990) *apud* Carmo (2003) a ausferrita é comumente denominada bainita devido à semelhança visual e se formaram a mesma temperatura. Apesar de vários trabalhos denominarem a estrutura do ADI de bainita, trabalhos mais recentes mostraram que a ausferrita é composta de ferrita e austenita ao passo que a bainita é composta de ferrita e carbonetos (Carmo, 2003). A formação destas microestruturas é influenciada principalmente pelos tempos e temperaturas do processo de austêmpera.

A austêmpera é uma transformação isotérmica para produção de estrutura bainítica (Silva e Mei, 2006), realizada considerando os diagramas de transformação isotérmica (*Isothermal Time Transformation – ITT*), conforme mostrado na Figura 2.15. A austêmpera é empregada para se obter elevada dureza associada a uma resistência mais alta ao impacto, principalmente no caso do ferro fundido dúctil, aumentando sua tenacidade (Carmo e Melo, 2004).

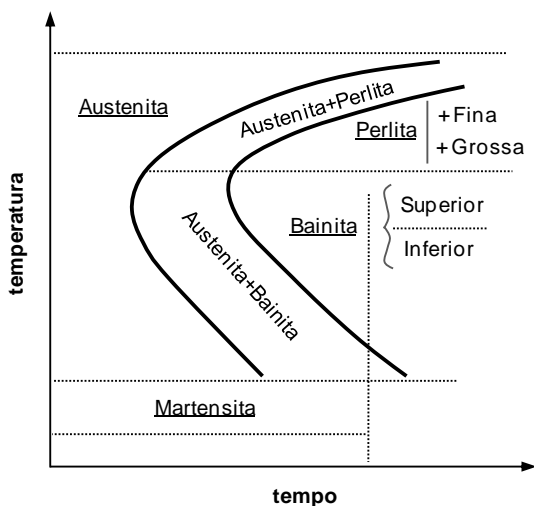


Figura 2.15 – Curvas ITT para aços eutetóides ($C \approx 0,8\%$) (adaptado de Silva e Mei, 2006).

O tratamento térmico de austêmpera consiste basicamente na austenitização do ferro fundido em temperaturas em torno de 900 ± 50 °C e posteriormente na têmpera com transformação isotérmica (ou austêmpera) em temperatura na faixa entre 250 e 400 °C – faixa correspondente à fase da bainita por um período de tempo apropriado (entre 30 e 150 min (Guesser, 2009)) (Cakir e Isik, 2008; Rodrigues Jr., 2013). A Figura 2.16 mostra uma representação esquemática desse tratamento térmico nos ferros fundidos.

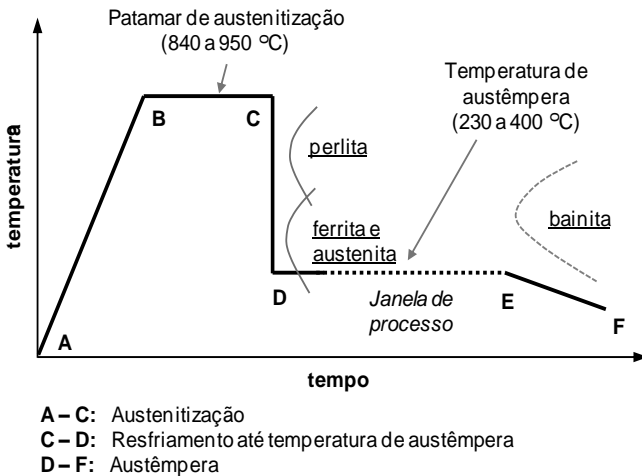


Figura 2.16 – Processo de austêmpera em ferros fundidos (Seker, 2005 *apud* Rodrigues Jr., 2013).

Durante o processo de austêmpera, o ferro fundido é submetido a um processo de transformação em duas etapas. Ao se elevar a temperatura do ferro fundido dúctil até a temperatura de austenitização, inicia-se o rearranjo cristalino do material de CCC para CFC, em que a temperatura permanece constante por um período de tempo que podendo variar de 20 até 800 min (Hamid e Elliott, 1996 *apud* Mariani, 2014) de acordo com a microestrutura desejada. Este processo isotérmico é conhecido como “encharque”. O tempo de permanência do ferro fundido nodular nesta temperatura deve ser suficiente para obter uma matriz totalmente austenítica saturada em carbono (ausferrita). Nesta etapa, os nódulos de grafita representam um estoque de carbono e efetuam a saturação da austenita através da difusão. O processo de difusão é inversamente proporcional ao

número de nódulos de grafita presentes na matriz do ferro fundido nodular, ou seja, o percurso da difusão será menor quanto maior for a quantidade de nódulos de grafita (Lussoli, 2003 *apud* Rodrigues Jr., 2013).

Quanto maior a temperatura de austenitização, maior será a taxa volumétrica da austenita (maiores serão os tamanhos de grãos). Em consequência, será gerada uma estrutura microestrutural mais grosseira com quantidades elevadas de austenita na matriz final (Putatunda, 1999; Lopes 2009; Lussoli, 2003 *apud* Rodrigues Jr., 2013). Se a amostra é mantida à temperatura de austêmpera por muito tempo, a austenita enriquecida em carbono ainda se decompõe em ferrita e carbonetos (Byrne *et al.*, 2003).

A temperatura de austenitização controla o teor de carbono da austenita, que, por sua vez, afeta a estrutura e as propriedades do ferro fundido austemperado. Altas temperaturas de austenitização aumentam o teor de carbono da austenita (aumentando a dureza), contudo deixando a transformação durante a austêmpera mais problemática e potencialmente reduzindo propriedades mecânicas após a austêmpera, pois a austenita com alto carbono demanda mais tempo para se transformar em ausferrita. Reduzindo as temperaturas de austêmpera produzem-se, na maioria dos casos, ferros fundidos com as melhores propriedades, requerendo um estreito controle do teor de silício (Keoug, 1998).

O tempo de austenitização deve ser o mínimo necessário para aquecer todo o componente para a temperatura de austenitização desejada e para saturar a austenita com o nível de equilíbrio de carbono (tipicamente entre 1,1 e 1,3 %) (Keoug, 1998). Altas temperaturas de austêmpera resultarão em um expressivo aumento no alongamento do material, em virtude da maior quantidade da matriz ferrítica formada. Já com baixas temperaturas de austêmpera há a tendência e a produção de componentes com alta resistência à tração e elevada dureza, com diminuição no alongamento do material (Lussoli, 2003 *apud* Rodrigues Jr., 2013).

Posteriormente, resfria-se o ferro fundido dúctil de modo que após a retirada do forno de austenitização o ferro fundido é submetido a um banho isotérmico a temperaturas controladas. Na maioria dos casos são efetuados em banhos de sais fundidos, podendo ser também em banhos de óleo ou chumbo (Silva e Mei, 2006) no intuito de evitar oxidações na superfície do componente durante o processo de resfriamento (Cakir e Isik, 2008).

O processo de resfriamento deve garantir uma temperatura abaixo da zona de formação de perlita, pois a presença de perlita diminui a resistência mecânica e a ductibilidade do ferro fundido. Este resfriamento rápido a partir do campo austenítico deve se estabilizar até a temperatura de

transformação conhecida como “temperatura de austêmpera”, compreendida entre 230 e 400 °C (Lussoli, 2003; Cakir e Isik, 2008; Kovacs, 2013), faixa correspondente à fase da bainita.

A janela de processamento (Figura 2.16) define o intervalo de tempo durante a austêmpera – entre 30 e 150 min (Guesser, 2009) – no qual as propriedades ótimas podem ser obtidas (Avishan *et al.*, 2009). Posteriormente é efetuado o resfriamento do ferro fundido austemperado até a temperatura ambiente. Após atingir determinada temperatura, o tempo de austêmpera deve ser selecionado para otimizar as propriedades do ADI por meio da formação de uma estrutura estável de ausferrita.

O nível máximo de resistência é alcançado pelo ADI em temperaturas de austêmpera entre 250 e 275 °C. Temperaturas abaixo desta faixa podem diminuir a dureza, assim como a resistência devido à presença de martensita misturada na matriz ausferrítica. Quando a temperatura de austêmpera é mantida abaixo de 250 °C o material se comporta, em termos de propriedades, como um ferro fundido dúctil temperado e revenido (Keough, 1998).

A adição de elementos de liga no ferro fundido nodular desloca as linhas de transformação da Figura 2.15, de modo similar ao ocorrido nos diagramas estável e metaestável. Consequentemente, a janela de processo pode também sofrer alterações nas suas fases de início e fim dos estágios de formação em função da adição e concentração dos elementos de liga (Rodrigues Jr., 2013).

Dependendo da temperatura de austenitização, dois tipos de ADI são usualmente especificados. Para temperaturas de austenitização de até 330 °C, a matriz ferrita apresenta-se na forma de agulhas ou ripas, e a microestrutura é chamada de *lower bainite*. Em temperaturas de austenitização acima de 330 °C, a microestrutura consiste em placas de ferrita grosseira arranjada em feixes, sendo denominada *upper bainite* (D’Amato *et al.*, 2003).

A microestrutura dos ferros fundidos obtida após o processo de austêmpera consiste em uma estrutura fina de ferrita acicular e austenita retida, a qual é livre de bainita e carbonetos (Klocke *et al.*, 2007; Tun e Lwin, 2008; Nofal, 2013). A longa permanência na temperatura de austenitização causa transformação indesejada subsequente na austenita, o que leva à formação adicional de ferrita e carbonetos; a morfologia da ferrita se assemelha à da ferrita bainítica convencional dos aços (Voigt *et al.*, 2013).

A austenita no ADI é modificada cristalograficamente devido à alta concentração de grafita nessa estrutura, aumentando em aproximadamente 70% a dureza do material. Devido à presença de silício, a dureza

na fase ferrítica aumenta em aproximadamente 25%. A austenita é mecanicamente e termicamente estável devido à difusão do carbono durante o tratamento térmico; entretanto, ela pode transformar-se em martensita durante a deformação plástica. Como resultado, a microdureza aumenta devido ao alto nível de martensita resultante de deformações plásticas (Klocke *et al.*, 2007).

O tratamento de austêmpera foi empregado comercialmente nos ferros fundidos dúcteis a partir dos anos 70. Nas décadas seguintes muitos projetos técnicos e conferências reuniram esforços para compilar informações deste material. Somente na década de 90 as primeiras normas internacionais incorporaram as propriedades dos ferros fundidos austemperados em suas publicações, oferecendo maior confiabilidade para aplicações técnicas, passando o ADI ser considerado por engenheiros e projetistas em suas aplicações (Keough *et al.*, 2012). A norma americana ASTM A897 foi a primeira a ser formalizada, em 1990. A norma japonesa JIS G5503 foi publicada em 1995 e a europeia EN 1564 em 1997. Posteriormente surgiram a ISO 17-804 e a SAE J2477 GB/T24733 (Keough *et al.*, 2012). De acordo com a norma ASTM A897-90, há cinco diferentes classes de ADI de acordo com sua resistência última à tração (Kim *et al.*, 2008). A gama de propriedades que podem ser alcançadas pelo ADI depende da escolha dos parâmetros do tratamento térmico (Keough e Hayrynen, 2000). A Tabela 2.2 apresenta as diferentes classes de ADI.

Tabela 2.2 – Especificação do ADI segundo a Norma ASTM A897-90 (Hayrynen, 2002).

Classe	Resist. à tração (MPa/Ksi)	Tensão de escoamen. (MPa/Ksi)	Along. (%)	Energia ao Impacto (J/ft-lb)	Dureza (HB)
1	850/125	550/80	10	100/75	269/321
2	1050/150	700/100	7	80/60	302/363
3	1200/175	850/125	4	60/45	341/444
4	1400/200	1100/155	1	35/25	366/477
5	1600/230	1300/185	N/A	N/A	444/555

Os principais atributos do ADI são listados a seguir:

- Em relação ao alumínio fundido e ao aço, o ADI apresenta uma tensão de escoamento três vezes maior do que o melhor ferro fundido ou alumínio fundido. O ADI pesa somente 2,4 vezes mais que o alumínio, sendo 2,3 vezes mais duro. Em comparação com aços, o ADI é em torno de 10% menos denso e, para aplicações diversas,

o ADI custa 20% menos por unidade de peso em relação aos aços e 50% menos em relação ao alumínio (Cakir e Isik, 2008);

- Apresenta alta resistência e dureza aliada à substancial ductilidade e tenacidade (Tuffy e O'Sullivan, 2006; Cakir e Isik, 2008; Katuku *et al.*, 2009; Levrefe e Hayrynen, 2013; Voight e Loper, 2013);
- Baixa necessidade de elementos de liga, alta resistência ao desgaste em relação ao aço 25CrMo4 e aços para trilhos ferroviários e ferros fundidos ligados ao níquel (Huges, 1985);
- Comparados aos ferros fundidos nodulares, os austemperados permitem, para o mesmo nível de ductilidade, mais que duplicar a resistência à tração (Cardoso *et al.*, 2010);
- ADI possui Módulo de *Young* em torno de 20% mais baixo que a maioria dos aços (Lefreve e Hayrynen, 2013);
- A densidade de ADI é em torno de 10% menor que de aços (Hayrynen *et al.*, 2002). Além da redução de peso (10% mais leve que o aço), apresenta uma alta absorção de vibrações (atenuação superior a 6 dB pode ser obtida numa caixa de câmbio automotiva). Como o desempenho tribológico do ADI não depende da presença de aditivos em lubrificantes, podem-se utilizar óleos ligeiramente dopados (vantagem ecológica) (Martins *et al.*, 2008);
- Devido boa fundibilidade, o ADI possui a vantagem de ser facilmente moldado em moldes complexos com custo relativamente baixo (Klocke *et al.*, 2007);
- Algumas classes de ADI podem alcançar propriedades mecânicas comparáveis somente a aços com elementos de liga de alta resistência (Magalhães *et al.*, 2000);
- A utilização de moldes permanentes para a produção de ADI tem vantagens específicas, como melhor acabamento da superfície, os nódulos de grafite finos, menos poluição ambiental e melhor estabilidade dimensional (Murthy *et al.*, 2009);
- Os custos de manufatura do ADI são substancialmente baixos em relação aos aços forjados (Alabi e Aluko, 2013).

Estudos recentes mostraram que o ADI pode ser potencialmente utilizado em aplicações que envolvem alto impacto combinado com desgaste, como em chassis, engrenagens, virabrequins, cames e suspensões (Yang e Putatunda, 2005; Kim *et al.*, 2008; Sahin e Kilicli, 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta os materiais, equipamentos e métodos utilizados nesta pesquisa. Os experimentos foram desenvolvidos no LMP (Laboratório de Mecânica de Precisão) da UFSC com o suporte do LCM (Laboratório de Caracterização Magnética) da UCS (Universidade de Caxias do Sul) e no IWF (*Institut für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik*) da universidade TU Berlin (*Technische Universität Berlin*) no escopo do projeto de pesquisa “*A Quick-Test Method for the On-line Characterization of Grinding Wheels*” inserido na cooperação internacional BRA-GEGRIM.

Para o desenvolvimento do trabalho a parceria entre a TU Berlin e a empresa Krebs & Riedel *Schleifscheibenfabrik GmbH & Co.* garantiu a disponibilidade de rebolos de Al_2O_3 com distintas composições de Al_2O_3 monocristalino eletrofundido e microcristalino sinterizado. A parceria entre a UFSC e a Fundação Tupy S.A. garantiu a disponibilidade de amostras de ADI Classe 3 para a realização dos ensaios.

O processo de retificação periférica cilíndrica de mergulho foi escolhido para a execução dos experimentos de retificação pelo fato de tanto o IWF da TU Berlin e o LMP da UFSC possuírem retificadoras cilíndricas CNC adequadamente instrumentadas.

Para a avaliação do comportamento operacional dos rebolos foram planejados ensaios de retificação periférica cilíndrica de mergulho de um e de três estágios.

São verificadas as características das camadas da sub-superfície dos corpos de prova retificados através da medição dos sinais RMB e da medição da microdureza. O processo de retificação é avaliado pelas grandezas características, como a força de retificação e suas componentes, o ruído magnético de Barkhausen (RMB) e o resultado de trabalho pelos valores característicos da rugosidade, análises metalográficas das amostras retificadas e o comportamento da dureza no intuito de caracterizar os danos térmicos sofridos pela amostra durante o processo de retificação.

A Figura 3.1 apresenta esquematicamente o desdobramento dos objetivos principal e secundários com suas respectivas metodologias. Nas seções subsequentes são descritos os equipamentos, materiais, consumíveis, e a metodologia experimental empregada para atingir estes objetivos.

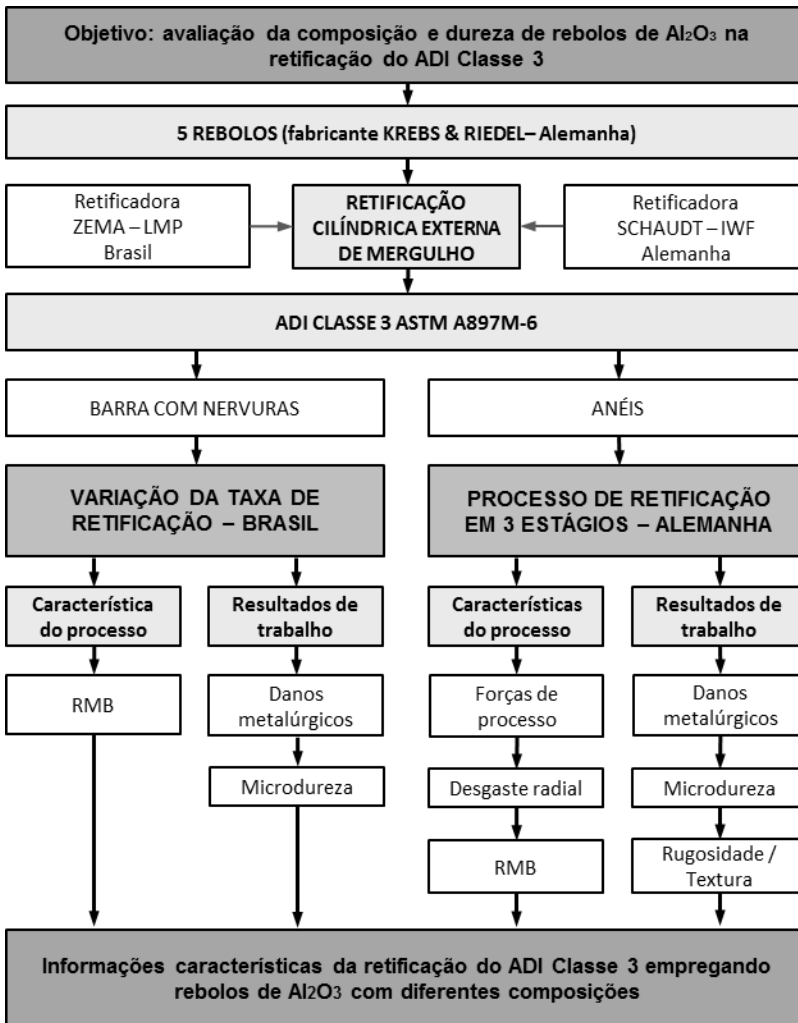


Figura 3.1 – Objetivos e metodologia.

3.2 MÁQUINAS-FERRAMENTAS

Para os ensaios desenvolvidos no LMP foi empregada uma retificadora cilíndrica universal comandada numericamente modelo Pratika Flexa-600L do fabricante Zema Zselisc Ltda. Esta máquina-ferramenta é equipada com o comando numérico Sinumerik 840D da empresa Siemens

e possui potência de acionamento de 5,6 kW, permitindo atingir velocidades de corte de até 100 m/s. É possível realizar a retificação de componentes de até 600 mm de comprimento e diâmetros máximos de 275 mm, Figura 3.2. O diâmetro máximo do reboło é de 400 mm.



Retificadora universal CNC

Modelo:	Pratika Flexa L600
Fabricante:	Zema Zselisc Ltda
CNC	Sinumeric 840D
Fabricante	Siemens

Eixos principais

Potência	=	6,5 kW
Vel. Perif.	=	100 m/s

Figura 3.2 – Retificadora Pratika Flexa-600L.

Para os ensaios de retificação efetuados no IWF foi empregada uma retificadora universal cilíndrica Schaudt PF51 do fabricante Schaudt Mikrosa BWF GmbH, Figura 3.3. Esta máquina-ferramenta permite executar tanto processos de retificação cilíndrica, bem como não-circulares externa e interna. Possui potência de acionamento de 25 kW, permitindo o reboło atingir velocidades periféricas de até 200 m/s. Esta retificadora possibilita a usinagem de componentes de até 600 mm de comprimento e diâmetros de até 445 mm, com até 250 kg de peso. É equipada com comando numérico Sinumerik 840D e sistema de acionamento Simodrive 611D do fabricante Siemens. O diâmetro máximo dos rebołos é de 500 mm.



Retificadora universal CNC

Modelo:	Schaudt Pf51
Fabricante:	Schaudt Mikrosa BWF GmbH
CNC	Sinumeric 840D
Fabricante	Siemens

Eixos principais

Potência	=	25 kW
Vel. Perif.	=	200 m/s

Figura 3.3 – Retificadora Schaudt Pf51.

3.3 FERRAMENTAS DE CORTE

Os rebolos disponibilizados para este trabalho foram fabricados especificamente pelo fabricante Krebs & Riedel *Schleifscheibenfabrik GmbH & Co.* Foram fabricados 30 rebolos com composições distintas e controladas. Destas 30 ferramentas, foram selecionados 5 rebolos, com uma composição de 0, 15, 30 e 45% de Al_2O_3 microcristalino sinterizado, com dureza J e um rebole com 30% de Al_2O_3 com dureza K, Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição dos rebolos.

Rebolos	Al_2O_3 sinterizados	Al_2O_3 eletrofundidos	Dureza; Porosidade
0%J	0%	100%	J 6
15%J	15%	85%	J 6
30%J	30%	70%	J 6
45%J	45%	55%	J 6
30%K	30%	70%	K 6

O emprego destas porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados baseia-se em estudos anteriores que mostraram um melhor desempenho dos rebolos para porcentagens de grãos microcristalinos abaixo de 50% (Engelhorn, 2002; Einset, 2003; Marinescu *et al.*, 2007). A Tabela 3.2 apresenta a especificação dos rebolos empregados neste trabalho.

Tabela 3.2 – Especificação dos rebolos.

Rebolos convencionais		
Geometria	490x30x302,2	[mm ³]
Tamanho de grão	F80	[μm]
Classe de dureza	J, K	[-]
Ligante	Vitrificado	[V]
Composição	0, 15, 30 e 45% microcristalinos	

3.4 SISTEMAS DE MEDIÇÃO

3.4.1 Medição de forças

A medição das componentes da força de retificação é feita empregando-se um sistema de medição de forças baseado no efeito piezométrico de 4 componentes. O sistema disponível no IWF e no LMP são idênticos e são compostos pelo dinamômetro rotativo 9123C da empresa Kistler Instruments *GmbH*, adequado para medir as componentes da força F_x , F_y ,

F_z , bem como a unidade de momento M_z (Figura 3.4). A Tabela 3.3 apresenta a especificação do dinamômetro. O dinamômetro é encapsulado para permitir o emprego de fluido de corte durante a retificação.

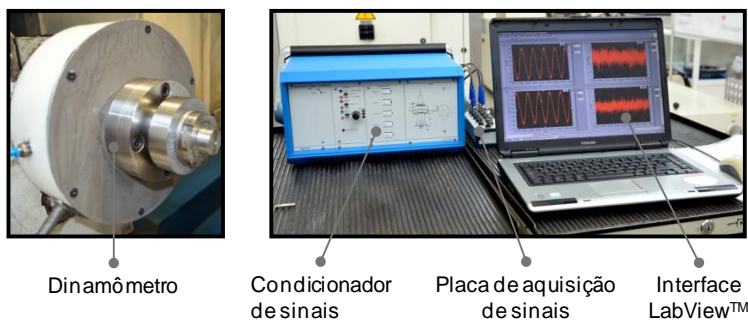


Figura 3.4 – Sistema de medição de forças composto pelo dinamômetro (encapsulado) e pelo sistema de condicionamento e processamento de sinais (*laptop*).

Tabela 3.3 – Especificação do dinamômetro Kistler 9123C.

Dinamômetro	Modelo	9123 C	
Faixa de medição	F_x, F_y	-5 ... 5	[kN]
	F_z	-20 ... 200	[kN]
	M_z	-200 ... 200	[kN]
Velocidade angular		10000 máx.	[l/min]
Sensitividade	F_x, F_y	≈ 2	[mV/N]
	F_z	$\approx 0,5$	[mV/N]
	M_z	≈ 50	[mV/N.m]
Frequência natural	f_{nx}, f_{ny}, f_{nz}	≈ 2	[kHz]
	$F_n(M_z)$		
Faixa de temperatura de operação		0 ... 60	[°C]
DxH		115 x 52	[mm]
Peso		3	[kg]

As cargas elétricas do dinamômetro são condicionadas para um sinal de tensão proporcional à força com filtro *anti-aliasing*. Os sinais digitalizados da tensão são adquiridos por uma placa de aquisição (que também é responsável pela coleta dos sinais de emissão acústica utilizados para o monitoramento do processo de dressagem dos rebolos) e são visualizados na tela de um *laptop* através da interface do *software* LabView™.

Para a retificação dos corpos de prova foi utilizado um dispositivo de fixação acoplado ao dinamômetro que permite efetuar retificação sem

contraponto, Figura 3.5. O dispositivo de fixação dos corpos de prova garante tolerâncias e concentricidade suficientes para execução dos ensaios de retificação.

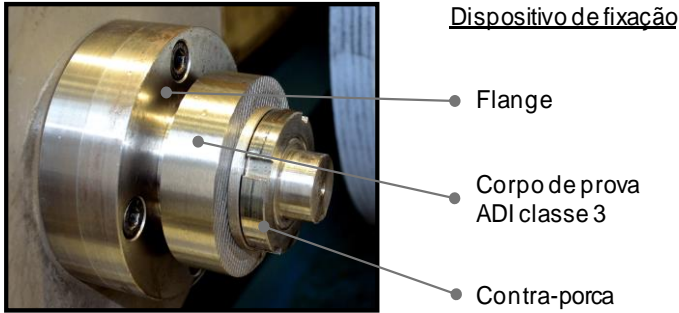


Figura 3.5 – Dispositivo de fixação dos corpos de prova.

3.4.2 Sistema de medição de rugosidade e desgaste radial

As medições dos parâmetros de rugosidade R_a e R_z e o desgaste radial foram efetuadas empregando um rugosímetro Nanoscan 855, da empresa Hommel Etamic *GmbH*. Os apalpadores empregados para as medições destas grandezas são especificados na Tabela 3.4.

O padrão de calibração utilizado foi Geometriennormal RNDX2 5838 DKD-K 02401, da empresa Hommel Etamic *GmbH* com filtro M1 ($R_a = 1,02 \mu\text{m}$ e $R_z = 3,36 \mu\text{m}$). A Figura 3.6 apresenta o sistema de medição Nanoscan 855.

Tabela 3.4 – Especificação dos apalpadores do rugosímetro Nanoscan 855.

Grandeza	Rugosidade R_a / R_z	Desgaste radial Δr_s
Apalpador	WCN1TKE2 / 60GDT6D10 / 30	WNC1T EL20 / 22HT7D12 / 30
Tipo	231252	231382
Comprimento	91,701 / 90,253 [mm]	17,50 / 0,50 [mm]
Altura da ponta	16,250 / 0,750 [mm]	17,50 / 0,50 [mm]
Largura da ponta	6 [mm]	7,25 [mm]
Raio da ponta	2 [μm]	20 [μm]
Ângulo da ponta	60 [°]	22 [°]
Posição da ponta	90 [°]	90 [°]
Resolução	10^{-9} [mm]	10^{-9} [mm]

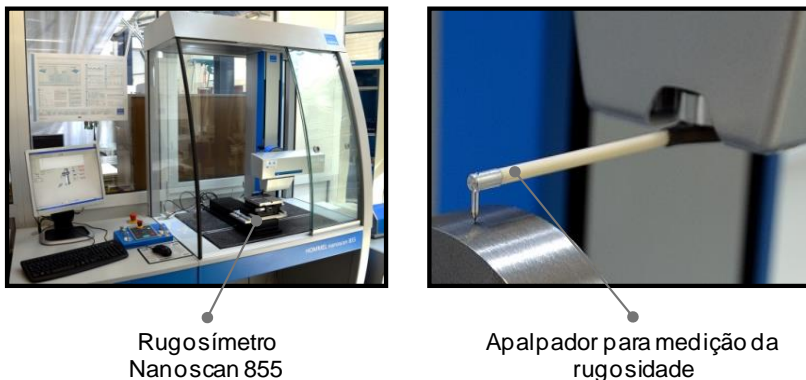


Figura 3.6 – Sistema de medição de rugosidade e contorno Nanoscan 855.

3.4.3 Sistema de medição óptico de superfícies

A avaliação das superfícies usinadas foi realizada através do sistema de medição óptico Infinite Focus, da empresa Alicona Imaging GmbH, Figura 3.7, que mensura as características verticais da superfície em questão por variação de foco.

A resolução vertical máxima é de 10 nm e a horizontal de 500 nm (limitação do comprimento de onda da luz), sendo possível fazer medições de rugosidade com elevada precisão. A Tabela 3.5 mostra as especificações do microscópio Infinite Focus.

A medição óptica ainda não está completamente normalizada, porém ela está prevista na norma ISO 25178, que discorre sobre medições de superfícies com alta resolução (Koprowski, 2013).

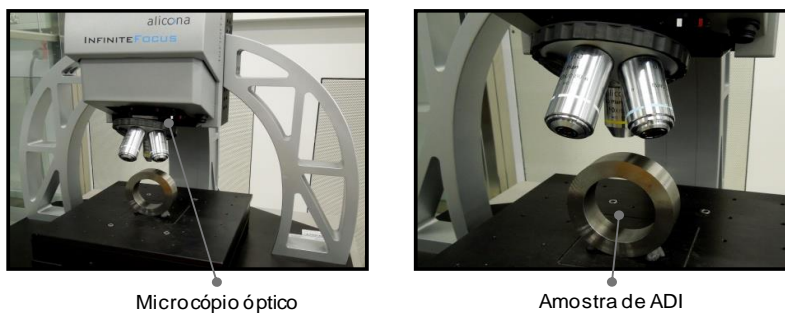


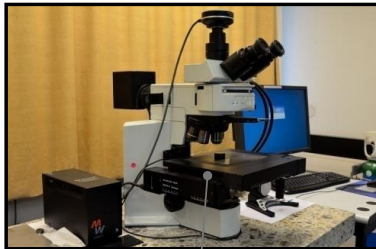
Figura 3.7 – Sistema de medição de rugosidade e contorno Alicona.

Tabela 3.5 – Especificação do sistema de medição Infinite Focus Alicona.

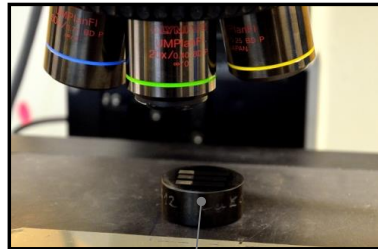
Infinite Focus		
Princípio de medição	Sem contato, óptico, 3D	
Objetivas	2,5x – 100x	[-]
Volume de trabalho (X,Y,Z)	100 x 100 x 100	[mm]
Peso	120	[kg]
Precisão (rugosidade de uma área)	100	[nm]

As amostras para as análises metalográficas foram cortadas radialmente dos corpos de prova retificados por eletroerosão a fio. A camada termicamente afetada pelo processo WEDM, na faixa de alguns micrômetros, é removida através dos processos de lixamento e polimento durante o processo de embutimento das amostras para posterior análise metalográfica.

A micrografia das amostras de ADI foi efetuada empregando-se um microscópio óptico BX 51, da empresa Olympus (Figura 3.8), suportado pelo *software* AnalySIS-Pro®. A Tabela 3.6 especifica este equipamento.



Microscópio óptico



Amostras embutidas de ADI

Figura 3.8 – Microscópio óptico BX 51.

Tabela 3.6 – Especificação do sistema de medição BX 51.

BX 51		
Sistema de medição	Óptico UIS	
Objetivas	2X – 100X	[-]
Deslocamento vertical	25	[mm]
Iluminador	100	[W]

3.4.4 Sistema de medição de microdureza

As medições de microdureza das superfícies normais à superfície retificada das amostras foram realizadas no microdurômetro Leitz Miniload 2, do fabricante Leitz, que permite a medição das durezas Vickers, Knoop e Ritz, Figura 3.9. As especificações do microdurômetro Leitz Miniload 2 são mostradas na Tabela 3.7.

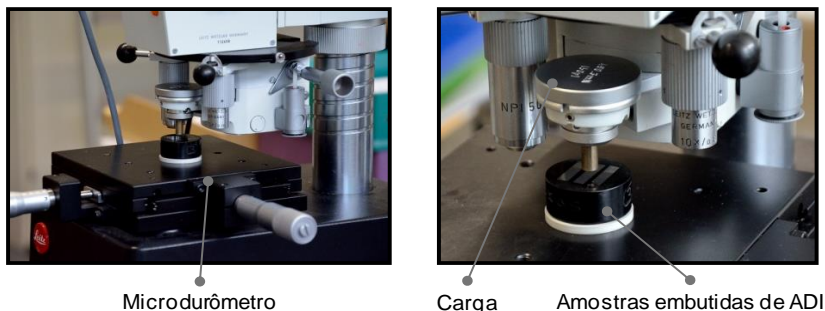


Figura 3.9 – Microdurômetro Leitz Miniload 2.

Tabela 3.7 – Especificação do microdurômetro Leitz Miniload 2.

Leitz Miniload 2		
Área de trabalho	120 x 120	[mm]
Deslocamento vertical	50	[mm]
Objetiva	100x	[-]
Conjunto de carga de testes	10 – 5000	[p]
Peso	≈ 20	[kg]

3.4.5 Sistemas de medição do ruído magnético de Barkhausen (RMB)

A medição dos sinais RMB dos ensaios de um estágio com variação da taxa de retificação crescente foi realizada no LCM da UCS onde empregou-se um sistema de medição do RMB desenvolvido neste laboratório, Figura 3.10. A excitação magnética é fornecida por uma bobina primária que é alimentada com uma corrente alternada variável fornecida pelo amplificador bipolar KEPCO (BOP 36-6M) controlada por um gerador de sinais (STANFORD DS345). A bobina é constituída com 120 espirais de fio de cobre 24 AWG enroladas em um jugo (*yoke*) de ferrite com extremidades usinadas (para melhor contato com as amostras ensaiadas).

A medição dos sinais RMB nos corpos de prova retificados nos ensaios de retificação em 3 estágios foi realizada no IWF empregando o

sistema 3MA II (*Multi-Parameter Micro-Magnetic Microstructure and Stress Analyzer*), desenvolvido pelo Instituto Fraunhofer IZFP. O sistema de medição é composto por um transdutor tipo jugo, um condicionador de sinais e um *laptop* (Figura 3.11).

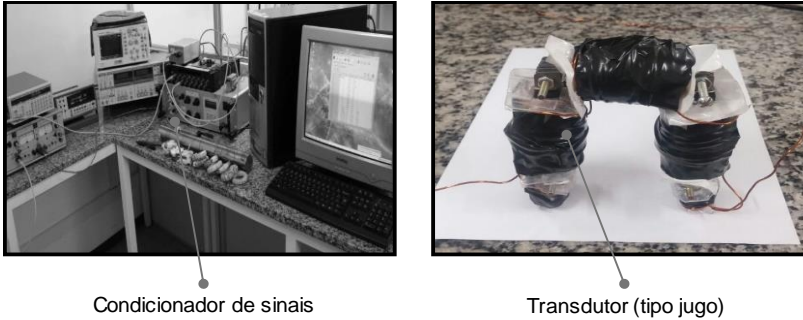


Figura 3.10 – Sistema de medição RMB desenvolvido no Laboratório de Caracterização Magnética LCM da UCS.

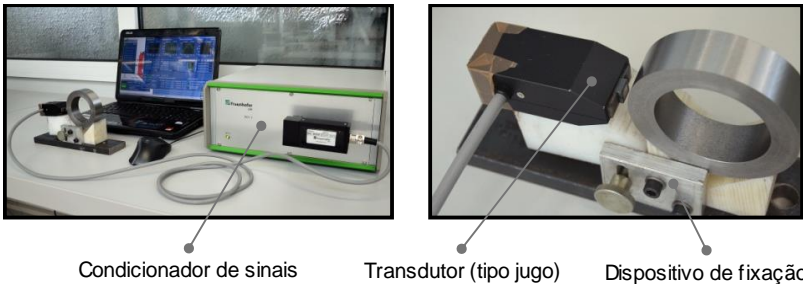


Figura 3.11 – Sistema de medição RMB 3MA II.

Foi desenvolvido um dispositivo de que possibilita posicionar o transdutor a 90° da superfície usinada. A Tabela 3.8 apresenta a especificação do sistema de medição do RMB.

Tabela 3.8 – Especificação do sistema de medição do RMB 3MA II.

3MA II		
Série	G0020068	[-]
Tensão	50	[VA]
Voltagem	115/230	[V]
Peso	10,4	[kg]
Freq. Magnetização	10 – 1000	[Hz]

3.5 DESENVOLVIMENTO DOS ENSAIOS

3.5.1 Determinação das variáveis de entrada na retificação

O limite para cada um dos critérios de usinabilidade deve ser definido para cada aplicação. Para o processo de retificação os critérios de fim de vida da ferramenta são geralmente os desgastes dos cantos e do perfil do rebolo. Entretanto, se a taxa de retificação escolhida no desbaste for muito pequena para o rebolo em questão, e ocorrer um domínio do mecanismo de microlascamento, o rebolo poderá apresentar um fim de vida antes de serem atingidas as características de macrodesgaste anteriormente citadas.

Uma vez atingido o critério de fim de vida a ferramenta é dressada ou trocada. Caso a dressagem não seja efetuada para a ocorrência de um microdesgaste dominante, o atrito demasiado entre os grãos platafórmicos do rebolo pode introduzir tensões na peça de trabalho, que poderão causar danos térmicos à camada limite provocando a queima (oxidação azul da superfície) e trincas de retificação (Severiano, 2002).

A remoção de material por processos abrasivos envolve forças e a geração e fluxo de calor que exerce efeitos na integridade da camada limite do componente usinado. Caso as características de corte das ferramentas não sejam bem controladas o dano metalúrgico da camada limite pode exceder o admitido para o funcionamento do componente. A qualidade da superfície usinada e a dureza são predominantemente influenciadas pelas variáveis de entrada do processo, velocidade da ferramenta e velocidade da peça e a taxa de retificação. As tensões residuais também são afetadas pelo fluido lubri-refrigerante, pelos grãos abrasivos (tipo, concentração, estado de desgaste) e pelo atrito na zona de corte (Jackson, 2008).

Fathallah *et al.* (2009) recomendam que as taxas retificação empregadas na retificação convencional – com velocidades de corte menores que 60 m/s – de materiais endurecidos devem ser menores que $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. Jackson e Mills (2000) apontam como regra geral que taxas de retificação típicas estão na faixa entre 10 e 14 $\text{mm}^3/\text{mm.s}$ para operações de desbaste e 0,4 a 0,8 $\text{mm}^3/\text{mm.s}$ para operações de acabamento. Considerando estas recomendações, e visando atingir os menores valores de rugosidade possíveis, a taxa de retificação empregada para retificação do ADI Classe 3 foi de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, onde se retira a maior quantidade de material, e $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ para o acabamento, removendo

uma pequena quantidade de material e as danificações metalúrgicas causadas pelo processo de desbaste, e corrigindo erros de forma do componente.

A velocidade de corte utilizada nesta pesquisa foi determinada considerando resultados de pré-ensaios, onde se variou 3 velocidades de corte em corpos de prova de ADI: 25 m/s, 30 m/s e 35 m/s. Empregou-se nestes ensaios o rebolo com 30% de grãos sinterizados. Após as análises metalográficas das amostras ensaiadas nestas condições não apontarem danos térmicos significativos, a velocidade especificada para esta pesquisa foi a de 35 m/s (a velocidade de corte máxima especificada pelo fabricante destes rebolos é de 40 m/s). Foi estipulado o emprego emulsão de óleo (5%) em água como fluido lubri-refrigerante em todos os ensaios efetuados neste trabalho.

3.5.2 Processo de dressagem

Para obter uma condição de uso uniforme, os rebolos eram dressados antes de cada ensaio. O processo de dressamento foi efetuado com um disco diamantado da empresa Saint-Gobain *Diamantwerkzeuge GmbH & Co.*, revestido com uma única camada de diamantes. Os parâmetros de dressagem empregados tanto nos experimentos no IWF quanto no LMP são apresentados na Tabela 3.9.

Tabela 3.9 – Condições de dressagem.

Parâmetros de dressagem no IWF – dressador de ponta única		
Grau de recobrimento U_d	3,7	[-]
Profundidade de dressamento a_{ed}	0,015	[mm]
Velocidade periférica do rebolo v_c	35	[m/s]
Relação de velocidades do dressagem q_d	0,8	[-]
Parâmetros de dressagem no LMP – disco dressador diamantado		
Profundidade de dressagem a_{ed}	0,02	[mm]
Largura efetiva do dressador b_d	0,8	[mm]
Diâmetro externo do disco d_r	110	[mm]
Rotação do disco n_r	2200	[mm ⁻¹]
Velocidade linear de deslocamento do disco v_{fad}	276	[mm/min]
Velocidade periférica do rebolo v_{sd}	35	[m/s]
Direção de movimento	discordante	[-]
Número de passes de dressagem n	10	[-]

Estes parâmetros são baseados nas recomendações de Graff, (1998) *apud* Odebrech, (2003) para retificação normal (grau de recobrimento U_d entre 3 e 4), intermediários aos valores de retificação de desbaste e de acabamento.

3.5.3 Corpos de prova

Os materiais para os corpos de prova de ADI foram fornecidos pela empresa Tupy Fundições S.A. na forma de barras cilíndricas, obtidas por meio do processo de fundição contínua e torneadas nas dimensões $d_w = 90$ mm de diâmetro por 250 mm de comprimento. O tratamento térmico de austenitização foi efetuado visando a produção do ADI Classe 3 (ASTM A897M-6), que consistiu na austenitização em temperatura de 900 °C por 180 min, seguida pela austêmpera na temperatura de 290 °C por 60 min em sal de nitrato de sódio (NaNO_3) e nitrato de potássio (KNO_3) derretidos. Tabela 3.10 apresenta a composição química do ADI e a Figura 3.12 mostra o ciclo de tratamento térmico empregado, as propriedades e a microestrutura do ADI Classe 3. Posterior ao tratamento térmico, as barras de ADI classe 3 foram usinadas em dois formatos apresentados pelas Figuras 3.13 e 3.14.

Tabela 3.10 – Composição química do ADI Classe 3.

	C	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	Mg
%	3,1	0,2	2,3	0,03	0,3	0,7	0,04

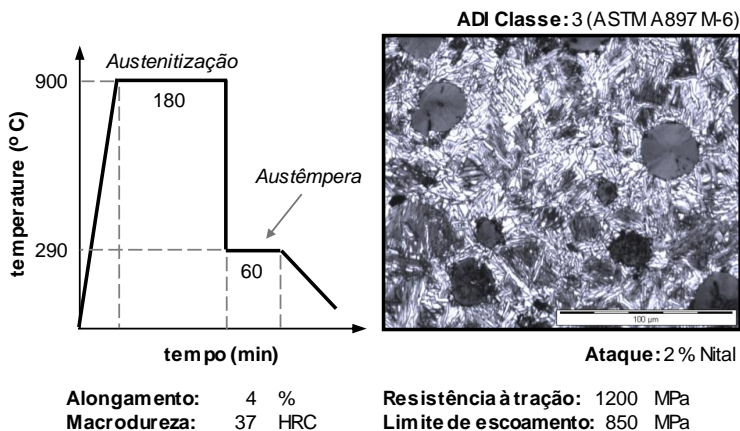


Figura 3.12 – Ciclo de tratamento térmico, micrografia e características físicas do ADI Classe 3.

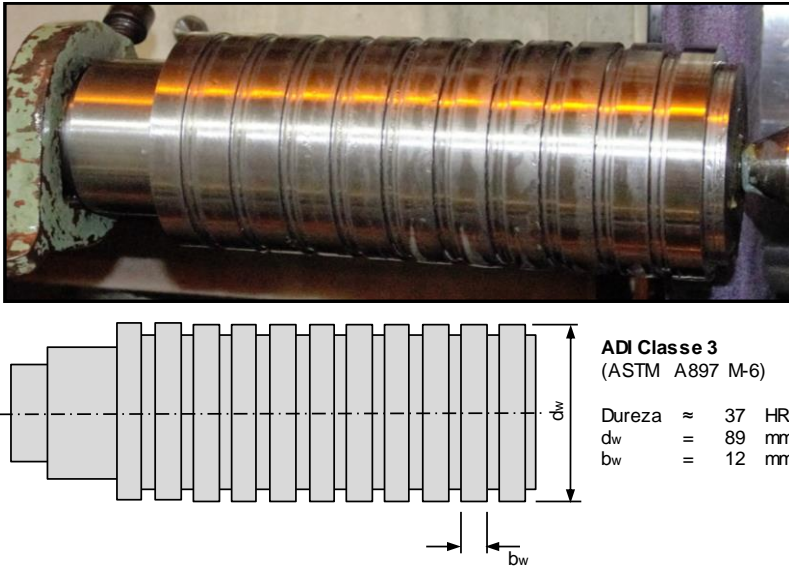


Figura 3.13 – Dimensões dos corpos de prova para os ensaios variando as diferentes taxas retificação.

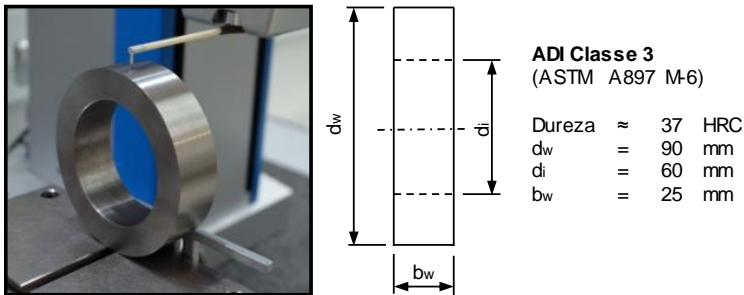


Figura 3.14 – Dimensões dos corpos de prova para os ensaios.

O corpo de prova mostrado na Figura 3.13 foi projetado para a execução do ensaio de retificação em um estágio. Cada um dos ressaltos é retificado com uma taxa de retificação. A taxa de retificação é variada entre $Q'_w = 1 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ segundo a série geométrica R10.

O corpo de prova no formato de anéis com diâmetros externo e interno de $d_w = 90$ mm e $d_i = 60$ mm respectivamente e comprimento $b_w = 25$ mm, Figura 3.14, considera as dimensões do dinamômetro para avaliação das forças de processo, bem como as dimensões do transdutor do RMB.

3.5.4 Procedimentos de retificação

Os ensaios de retificação deste trabalho foram divididos em duas etapas, sendo uma para verificar a influência da taxa de retificação nos danos metalúrgicos do componente usinado e a outra para verificar a influência do teor de grãos sinterizados na composição dos rebolos empregados nos resultados da retificação do ADI Classe 3.

Para verificar a influência da taxa de retificação nos danos metalúrgicos a retificação foi executada em apenas um estágio, variando-se as taxas de retificação (Q'_w) entre 1 e 10 mm³/mm.s. No processo de um estágio o rebolo é recuado imediatamente após o ciclo de mergulho sem fim de faiscamento.

Nos ressaltos retificados foram mensurados os sinais do RMB, empregando-se a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125$ Hz. Dos ressaltos do corpo de prova foram removidas amostras e foram afetadas análises metalográficas e mensuradas as microdurezas na camada limite em cada amostra. A Tabela 3.11 apresenta as condições destes ensaios e a Figura 3.15 mostra uma representação esquemática do *set-up*.

Tabela 3.11 – Condições de retificação em um único estágio, sem fim de faiscamento.

Parâmetros de retificação		
Velocidade de corte v_c	35	[m/s]
Taxa de retificação específica – desbaste Q'_w crescente	1 – 10	[mm ³ /mm.s]
Relação de velocidade q	-60	[-]
Fim de faiscamento	não aplicado	[-]
Ruído magnético de Barkhausen		
Excitação magnética f_{ex}	125	[Hz]
Ganho	20	[dB]
Fluido lubri-refrigerante		
Emulsão óleo em água	5 %	(óleo)

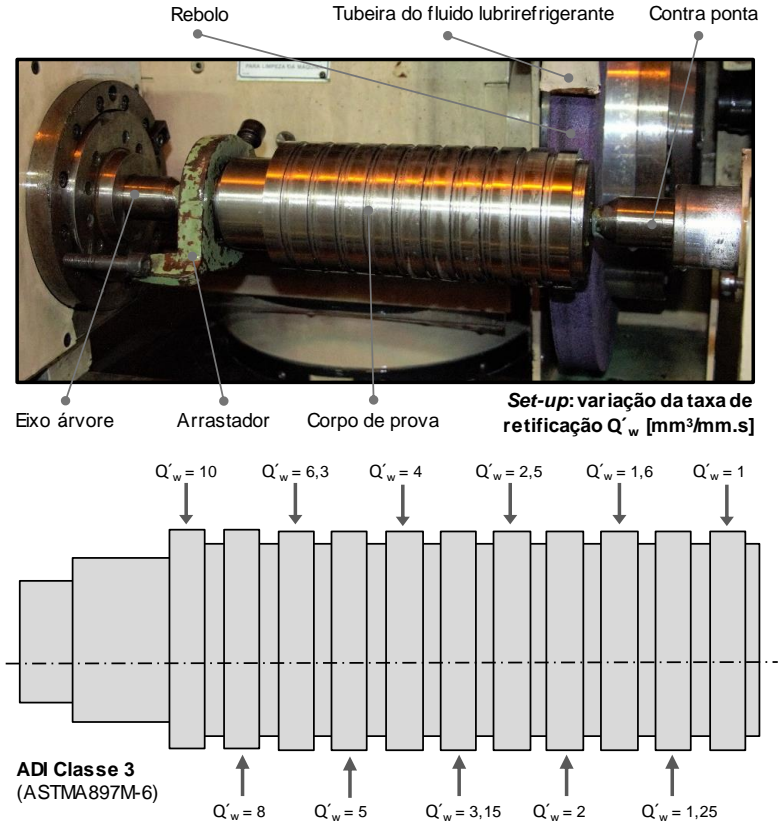


Figura 3.15 – Representação esquemática do corpo de prova para a realização dos ensaios de retificação em um estágio.

Os ensaios de retificação em múltiplos estágios visam avaliar a variação da participação de grãos microcristalinos na composição dos rebolos em condições representativas para uma aplicação industrial de retificação. Considerando a estratégias de retificação empregada na indústria, a usinagem dos corpos de prova foi executada em 3 estágios de retificação: desbaste, acabamento e fim de faisamento. A taxa retificação de desbaste foi executada com uma taxa de retificação $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, e seguida da retificação de acabamento com a taxa de retificação $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. A retificação finda após o fim de faisamento, verificado após uma duração de 1 s. Após o fim de faisamento o rebolo é recuado

para a posição de repouso. A Figura 3.16 mostra de forma esquemática o procedimento empregado nos ensaios de retificação de três estágios.

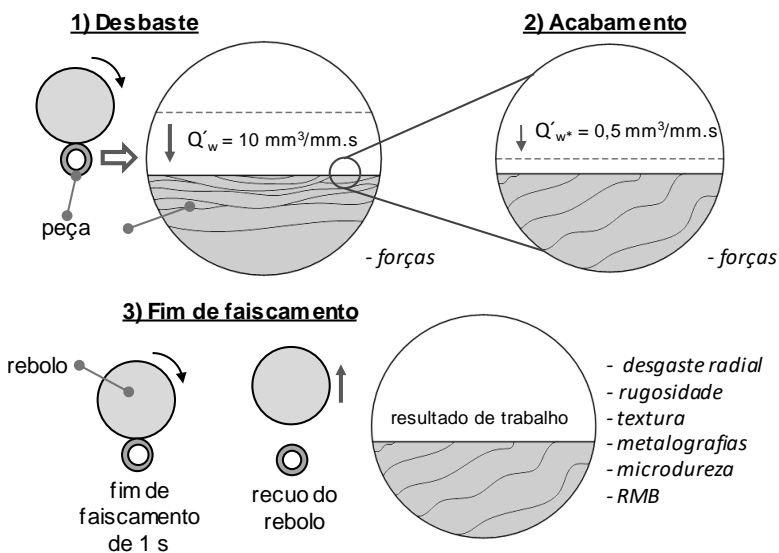


Figura 3.16 – Representação esquemática dos experimentos de retificação em três estágios.

Os ensaios de retificação simulam a produção de um componente e procura-se estabelecer a correlação entre o volume usinado e variações nas características do processo que identificam o fim de vida de cada lote retificado. O processo de dressagem é efetuado no início de cada novo lote, e não entre cada ciclo de usinagem. Como a retificadora está equipada com um dinamômetro, optou-se pelo monitoramento da força durante o processo, tanto no desbaste, como no acabamento. Flutuações nas características do processo são acompanhadas pela medição em processo da grandeza da força normal no desbaste e no acabamento e das grandezas típicas do resultado de trabalho (rugosidade, topografia, microdureza) são avaliados pós-processo, demonstrando como os seus valores se alteram em função do volume usinado.

Além da porcentagem do abrasivo de óxido de alumínio eletrofundido ser gradativamente substituída por óxido de alumínio microcristalino (15, 30 e 45%) variou-se a classe de dureza J para a classe de dureza K.

A definição destas classes de dureza como parâmetro de entrada do processo é baseada na ampla utilização das classes de dureza J e K pela

indústria de abrasivos. Para cada composição dos rebolos são discutidos os resultados considerando a compreensão dos comportamentos de desgaste originários das diferentes porcentagens de grãos microcristalinos e na sua respectiva influência sobre os resultados de trabalho. Na Tabela 3.12 são apresentadas as condições de usinagem empregadas nestes ensaios.

Tabela 3.12 – Condições de retificação: variação do teor de grãos microcristalinos na composição dos rebolos.

Parâmetros de retificação		
Velocidade de corte v_c	35	[m/s]
Taxa de retificação – desbaste Q'_w	10	[mm ³ /mm.s]
Taxa de retificação – acabamento Q'_{w*}	0,5	[mm ³ /mm.s]
Fim de faiscamento	1	[s]
Relação de velocidade q	-60	[-]
Fluido lubri-refrigerante		
Emulsão óleo em água	5 %	(óleo)

3.5.5 Avaliação dos resultados

3.5.5.1 Parâmetros verticais de rugosidade e textura da superfície

O parâmetro de rugosidade R_a é o parâmetro mais empregado na indústria para indicar a característica da rugosidade de componentes usados. Embora seja uma informação quantitativa, a interpretação do resultado permite o acompanhamento de um determinado processo, mas não a comparação entre as características de superfícies obtidas por processos distintos. Os valores característicos da textura da superfície referente à processos distintos com a mesma rugosidade R_a podem apresentar valores substancialmente distintos. A determinação do valor de R_a não leva em consideração a forma das irregularidades do perfil e, por este motivo, para superfícies originadas por processos diferentes, o R_a não pode ser comparado. O parâmetro de rugosidade R_z permite uma interpretação um pouco mais abrangente, pois interpreta o trecho de medição pelo valor médio da soma da profundidade em cinco comprimentos ao longo do trecho de medição. Quando acrescido do valor de $R_{máx}$, a interpretação se torna mais completa, pois permite avaliar se existe alguma irregularidade ao longo do trecho de medição.

Na retificação, devido à aleatoriedade da distribuição dos grãos no rebolo e à regularidade da protusão dos grãos, garantida pela dressagem,

o perfil de rugosidade apresenta poucas irregularidades e, por conta disto, é suficiente indicar o valor de Rz. O parâmetro de rugosidade Rz é indicado para avaliação da qualidade de superfícies onde o perfil analisado é periódico² e conhecido.

Neste trabalho os parâmetros de avaliação referentes à rugosidade são expressos pelos valores de Ra e Rz. Os valores característicos da rugosidade Ra e Rz, foram determinados após cada ciclo de retificação. A rugosidade dos corpos de prova foi medida no sentido axial (perpendicular as ranhuras) em cinco regiões, distribuídas simetricamente sobre a circunferência dos corpos de prova. O resultado é apresentado pela média destes valores medidos.

A textura das amostras retificadas em três estágios foi avaliada por microscopia de foco infinito, no microscópio Alicona Infinite Focus, com ampliação de 100X. A resolução vertical e lateral foram $r_{\text{vert}} = 200 \text{ nm}$ e $r_{\text{lat}} = 2 \text{ }\mu\text{m}$ respectivamente.

3.5.5.2 Determinação do desgaste radial do rebolo

Na retificação dos corpos de prova em três estágios é utilizada apenas uma parcela da largura do rebolo. Isto permite obter uma região com, e outra sem desgaste radial. Para avaliar o desgaste radial foi utilizada a impressão do perfil do rebolo em uma placa de grafite. Este procedimento é largamente empregado na indústria e concorre com a técnica que emprega uma placa de aço. Dá-se preferência à placa de grafite, pois o grafite não provoca um desgaste perceptível do rebolo. Neste procedimento uma placa de grafite com aproximadamente 1 mm de espessura é montada sobre um dispositivo acoplado ao carro porta-peça da retificadora, de forma que a placa fique sobre a linha de centro do eixo de rotação da peça e se sobressaia por alguns milímetros além da borda do dispositivo. O rebolo se aproxima em velocidade de trabalho contra a placa de grafite e remove o equivalente à retificação de uma peça. No final de cada mergulho o rebolo permanece na posição final até que o mesmo tenha completado diversas rotações, de forma que o perfil de toda a circunferência do rebolo esteja representado sobre a placa de grafite.

A profundidade do mergulho do rebolo deve garantir que toda a largura do perfil do rebolo de interesse esteja reciprocamente gravada na placa de grafite. As variações do perfil provocadas pelo desgaste do re-

² Perfil periódico: quando os sulcos têm direções definidas na textura (classificação de orientação das irregularidades que compõe uma superfície).

bolo podem ser acompanhadas, comparando-se os perfis nas subsequentes placas de grafite retificadas. Nos ensaios realizados a largura dos corpos de provas permaneceram iguais e menores que a largura do rebolo.

A posição de montagem dos corpos de prova no dispositivo de fixação na máquina-ferramenta garante que a região de desgaste se situe também sempre na mesma região, de forma que o degrau formado pelo desgaste no rebolo pode ser identificado nas placas de grafite. A gravação do perfil era efetuada após ter sido realizada a retificação do volume total em cada corpo de provas. O perfil gravado nas placas de grafite foi medido em um rugosímetro Nanoscan 855 empregando-se um apalpador com raio da ponta de $5\ \mu\text{m}$ (Figura 3.17). Um algoritmo desenvolvido no *software* Matlab[®] estabelece a posição do perfil médio ao longo dos trechos de medição e a diferença de altura dos dois trechos de interesse.

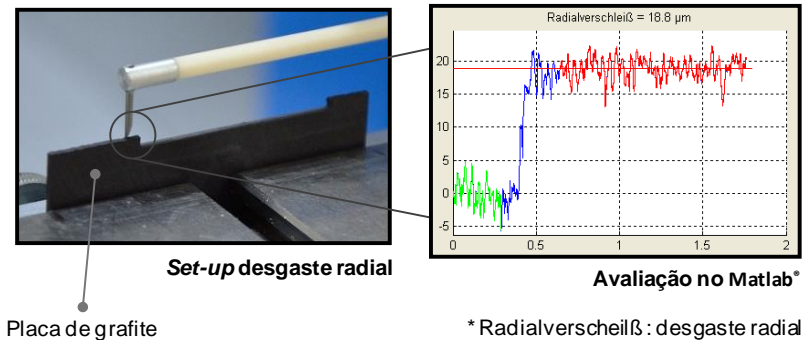


Figura 3.17 – Medição da impressão do perfil do rebolo na placa de grafite.

A Figura 3.17 mostra o apalpador posicionado sobre a placa de grafite e um registro correspondente do degrau verificado (na figura o apalpador está propositalmente posicionado na borda da impressão para salienta a existência de um degrau; o trecho de medição está situado na região central da impressão e o degrau não é perceptível na fotografia).

3.5.5.3 Análises metalográficas e microdureza

A avaliação dos danos metalúrgicos nos componentes retificados foi efetuada em amostras cortadas transversalmente à superfície retificada, lixadas e polidas e posteriormente atacadas com Nital (2%) e através da medição da microdureza Vickers em diferentes afastamentos da superfície.

As amostras correspondentes aos volumes usinados específicos $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$, $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$ e $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ para cada rebolo ensaiado foram recortadas de corpos de prova por eletroerosão a fio (WEDM). Estas amostras foram embutidas em resina, lixadas, removendo toda a camada afetada pelo processo de eletroerosão a fio e posteriormente efetuado o ataque metalográfico Nital. O ataque metalográfico revela mudanças metalúrgicas na camada limite.

Os ensaios de microdureza Vickers foram conduzidos com carga de 0,5 kgf (HV0,5) e tempo de endentação de 10 s. As medições da microdureza Vickers são limitadas à maiores profundidades, visto que a menor distância à superfície retificada é limitada pela dureza da amostra. Iniciando a medição na profundidade não afetada, aproxima-se o endentamento à superfície retificada. Deve-se respeitar o afastamento mínimo maior que 4 vezes a diagonal da impressão.

3.5.5.4 Avaliação do Ruído Magnético de Barkhausen

O RMB e a histerese magnética são métodos extensamente utilizados para a caracterização de materiais ferromagnéticos que sofreram alguma alteração na camada limite. O RMB é um método comparativo e a análise dos sinais RMB é primariamente baseada em ferramentas estatísticas. O valor da tensão elétrica do sinal RMS (*root mean square*) do RMB é uma das formas que permitem quantificar o valor do RMB por unidade de variação do campo magnético aplicado. Similarmente, a medição da coercividade³ e a magnetização de saturação são também parâmetros quantificáveis da histerese magnética do material. Estas técnicas de análise do RMB revelam a variação estatística do movimento das paredes nos domínios magnéticos, uma vez que este movimento é dependente da microestrutura do material. O RMB e a histerese magnética são métodos de ensaios não destrutivos para determinar as mudanças nas propriedades mecânicas do material (Tarafder *et al.*, 2009).

O processo de austêmpera do ferro fundido dúctil tem como resultado uma microestrutura com uma matriz bainítica, com placas finas de ferrita com diferentes volumes de austenita retida. Variações provocadas pelo calor do processo de retificação modificam a distribuição dos volumes de austenita retida e esta variação pode ser detectada por variações no RMB. A posição dos picos do RMB é especialmente sensível para a

³ Intensidade do campo magnético necessário para remover a magnetização de uma substância ferromagnética inicialmente saturada.

matriz bainita, uma vez que a posição dos picos está intimamente relacionada com a evolução da formação da bainita no tratamento térmico. Por este motivo, as medições do RMB podem ser uma ferramenta essencial para obter informações sobre alterações da microestrutura de ferros fundidos austemperados (D'Amato *et al.*, 2003).

A frequência de excitação magnética representa a frequência com que o campo magnético é aplicado ao material, e apresenta dois aspectos importantes na medição do RMB: a profundidade de penetração (profundidade do material afetada pelo campo magnético de excitação) e a velocidade com que as medições podem ser realizadas (velocidade de varredura). Altas frequências são adequadas para a medição das propriedades magnéticas próximas à superfície. Baixas frequências resultam em uma maior penetração do campo magnético, possibilitando a realização de medições em profundidades maiores na amostra.

Para investigar qual frequência de excitação permite obter resultados significativos dos sinais do RMB, a frequência de excitação magnética também é alterada como parâmetro de entrada na obtenção dos valores do RMB. Com base nas frequências disponíveis do sistema de medição 3MA II (entre 10 Hz e 1000 Hz) e com base nas referências consultadas neste trabalho, estipulou-se o emprego de frequências de excitação magnética (f_{ex}) entre 10 Hz e 800 Hz – buscou-se avaliar os sinais RMB em diferentes profundidades da superfície das amostras – conforme apresenta a Tabela 3.13.

Para não mascarar resultados com eventuais resíduos magnéticos, as amostras foram inicialmente magnetizadas com as altas frequências de excitação magnética e posteriormente com as baixas (de $f_{ex} = 800$ Hz até $f_{ex} = 10$ Hz). Os experimentos com as diferentes frequências foram realizados com um intervalo de 24 h, para que os resíduos magnéticos de medições anteriores não afetassem os ensaios posteriores (Buttle *et al.*, 2006).

Em virtude dos RMB refletir a força necessária de magnetização do material (os saltos de magnetização atrelados ao estado microestrutural do componente) optou-se utilizar dois sinais característicos do RMB nas amostras: o valor máximo da amplitude mensurada (correspondente a força máxima de magnetização, e por este motivo o maior indicativo de defeito microestrutural, pois esta força cresce proporcionalmente na magnitude de um dano térmico), grandeza comumente utilizada na literatura e o valor médio das amplitudes (que permite efetuar uma análise mais global do RMB ao longo de um processo) que é indicado para avaliação do RMB em termos de linha de produção para detecção de anomalias no processo relacionados à danos metalúrgicos.

Tabela 3.13 – Parâmetros da metodologia RMB.

Ruído magnético de Barkhausen		
Filtro passa baixa	1	[MHz]
Filtro passa alta	100	[Hz]
Amplitude de magnetização	±40	[A/cm]
Voltagem	20	[V]
Taxa de amostragem	256	[ks/s]
Baixas frequências de excitação		
f_{ex}	10; 20	[Hz]
Ganho	40	[dB]
Altas frequências de excitação		
f_{ex}	125; 500; 800	[Hz]
Ganho	20	[dB]

A avaliação do RMB é um método indireto de medição, necessitando de um padrão para comparação com os demais resultados. A literatura especializada sugere que seja efetuada uma calibração em um dos componentes avaliados através do RMB. Em termos gerais, este tipo de calibração consiste em inserir tensões residuais conhecidas em uma amostra (referência) e mensurar os sinais RMB. Posteriormente, os sinais RMB mensurados em outros componentes são convertidos em valores de tensão residuais com base nos valores da amostra usada como referência.

A dificuldade e o custo deste tipo de calibração muitas vezes inviabilizam a utilização da metodologia RMB em aplicações industriais. Vários trabalhos visam correlacionar o RMB com as tensões residuais, em casos mais específicos, classificando as tensões residuais em trativas e compressivas. Este objetivo é dificultado pela falta de uma padronização nos procedimentos de execução do RMB e tecnologias de fabricação que possibilitem o conhecimento concreto das variáveis de processo que possam contribuir para o levantamento destas tensões residuais.

Neste trabalho o padrão de comparação dos resultados RMB foram os corpos de provas de ADI retificados com o reboło constituído apenas por grãos monocristalinos eletrofundidos de dureza J (0%J). Os valores do RMB para as demais amostras obtidas para as distintas composições e durezas dos rebolos são comparados aos valores da referência.

4 RESULTADOS

Neste capítulo é discutida a influência da composição de rebolos de óxido de alumínio vitrificados, com diferentes composições e durezas sobre as características do processo de retificação e sobre o resultado de trabalho na retificação do ADI Classe 3. Primeiramente, são apresentados os resultados da influência da taxa de retificação no processo de retificação de um estágio e posteriormente os resultados da retificação em três estágios.

4.1 INFLUÊNCIA DA TAXA DE RETIFICAÇÃO SOBRE A CAMADA LIMITE NA RETIFICAÇÃO DE UM ESTÁGIO

No processo de retificação de um estágio a superfície e a camada limite do componente refletem a influência da taxa de retificação na qual o componente é retificado. Na retificação periférica cilíndrica de mergulho, o rebolo mergulha contra o componente com a velocidade de mergulho programada para uma determinada taxa de retificação. Ao entrar em contato com a peça é percebido o início do faiscamento, e durante a fase inicial de retificação o sistema peça – rebolo – retificadora se deforma elasticamente até a taxa de retificação entrar em regime permanente, conforme o programado. Por algumas rotações da peça a taxa de retificação é mantida constante e, imediatamente após chegar ao fim de curso de mergulho, o sentido de avanço é revertido e o rebolo recua com velocidade G00. Com isto se garante que em quase toda a circunferência do componente retificado a peça apresenta as características referentes à taxa de retificação escolhida. Apenas ao longo do arco de circunferência no qual se deu a inversão do movimento de avanço as influências da camada limite são variáveis. Para garantir que a avaliação das características da camada limite de interesse não esteja sobre esta região com características variáveis, todas as avaliações iniciais são feitas de forma distribuída sobre a periferia do corpo de prova. As medições que apresentam uma discrepância em relação à média, são imediatamente descartadas, e a região na qual esta discrepância foi verificada é marcada no componente.

Em virtude da taxa de retificação exercer uma forte influência sobre o resultado de trabalho de retificação, principalmente sobre os parâmetros verticais de rugosidade, e a verificação das características verticais da rugosidade sobre o perímetro dos corpos de prova permitir identificar a região de reversão do avanço, inicialmente foram efetuadas 5 medições de rugosidade distribuídas uniformemente sobre o perímetro das amostras retificadas, identificando as posições de medição. No caso de identificar

uma discrepância, esta região é identificada distintamente. Após a identificação da região sobre a qual a taxa de retificação é a taxa de retificação programada verifica-se a influência térmica sobre a camada limite.

De acordo com D'amato *et al.* (2003) o RMB pode fornecer informações valiosas sobre o processo de usinagem, uma vez que os valores dos picos RMB (amplitudes máximas) estão correlacionados com a microestrutura do componente resultante do processo de usinagem.

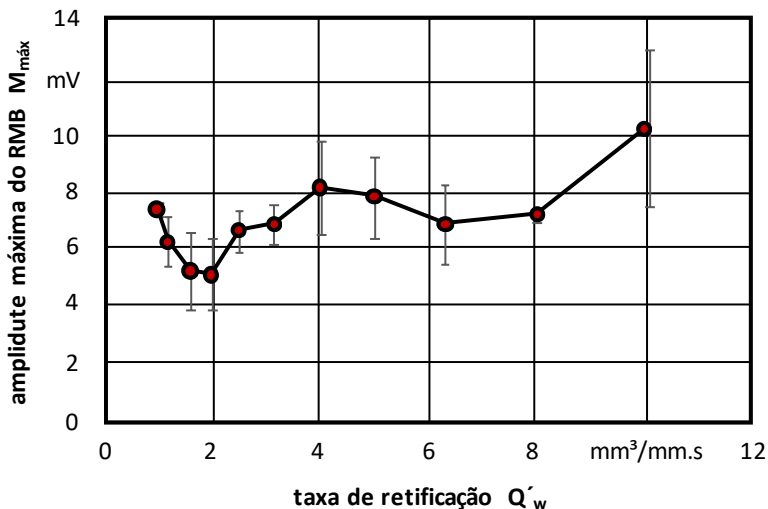
Com o aumento das taxas de retificação diminui-se o tempo de retificação. O processo de corte está associado à maior força de usinagem, e por consequência maior potência de corte que implica em um aumento da temperatura de retificação e consequentemente a alterações metalúrgicas na camada limite. Estas alterações provocadas por esforços e temperatura podem introduzir tensões residuais no componente retificado. Este cenário justifica o aumento dos valores das amplitudes RMB com o aumento da taxa de retificação específica.

O aumento da taxa de retificação é de interesse em uma aplicação industrial, pois o tempo principal de retificação se reduz na proporção do aumento da taxa de retificação. Entretanto, de acordo com König (1989), não se pode concluir que um processo mais rápido seja consequentemente o mais econômico. O aumento da taxa de retificação acarreta no desgaste acelerado do rebolo e também leva, em alguns casos, a resultados inferiores na qualidade do trabalho.

Para verificar se o RMB possa se tornar uma forma de acompanhar o processo de retificação do ADI Classe 3 e identificar potenciais danos metalúrgicos, as superfícies das amostras retificadas em um estágio com distintas taxas de retificação foram submetidas a ensaios do RMB.

A Figura 4.1 mostra o comportamento das amplitudes máximas do RMB para taxas de retificação variando entre $Q'_w = 1,6$ e $Q'_w = 10$ $\text{mm}^3/\text{mm.s}$ mensuradas na superfície de amostras retificadas com diferentes taxas específicas em um único estágio de retificação. Esta figura mostra que o RMB apresenta uma grande flutuação e, para as diferentes taxas de retificação empregadas, apenas é possível identificar uma leve tendência do aumento do valor das amplitudes máximas do RMB para a taxa de retificação máxima em relação à mínima ensaiada.

Para a velocidade de retificação de 35 m/s o aumento da taxa de retificação de $Q'_w = 1$ $\text{mm}^3/\text{mm.s}$ para $Q'_w = 10$ $\text{mm}^3/\text{mm.s}$ no processo de retificação em um estágio sem fim de faiscamento, mantendo-se os demais parâmetros de entrada constantes, os resultados da medição da amplitude máxima do RMB não permite afirmar que houve um dano metalúrgico na camada limite do componente retificado.

**frequência de excitação****magnética:** $f_{exc} = 125$ Hz

ganho = 20 dB

 $H_{máx} = \pm 40$ A/cm**peça:**

ADI = 37 HRC

 $d_w = 89,3$ mm**rebolo 30%J:**

DIN ISO 525 forma 1

490x30x203,2 mm³

..80 ..6 V..

 $d_s = 350$ mm**parâmetros de retificação:** $v_c = 35$ m/s $q = -60$

Figura 4.1 – Amplitude máxima RMB em função da taxa de retificação específica na amostra de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo microcristalino.

As dispersões apresentadas nos valores das amplitudes máximas, principalmente para as taxas de retificação específica acima de $Q'_w = 4$ mm³/mm.s não permitem conclusões definitivas a respeito da influência do processo de retificação sobre a camada limite do componente retificado. Não foram efetuados ensaios com taxas de retificação maiores que $Q'_w = 10$ mm³/mm.s, por recomendações da literatura, onde, de acordo com Fathallah (2009), as taxas de retificação para materiais endurecidos não devem ultrapassar $Q'_w = 10$ mm³/mm.s e devido a limitações da potência instalada na retificadora empregada para esta etapa de ensaios.

Os resultados das amplitudes máximas RMB apresentados na Figura 4.1 foram obtidos com um sistema de medição do RMB em desenvolvimento na Universidade de Caxias do Sul (UCS). Os transdutores para este sistema ainda podem ser otimizados, de forma que em trabalhos futuros se espera ter uma menor dispersão de resultados e se possa tirar conclusões mais contundentes referentes a influência da taxa de retificação específica sobre o resultado de trabalho. Da Silva Júnior *et al.* (2005) destacam que o afastamento e posição do transdutor em relação a superfície usinada exerce influência no resultado das medições do RMB. No caso do transdutor empregado para este ensaio em específico, teve-se dificuldade na padronização do posicionamento nas áreas retificadas com as taxas de retificação $Q'_w = 1 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e $Q'_w = 1,6 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. Os resultados obtidos mostram que para estas faixa de taxa de retificação específica ocorre uma tendência de diminuição da amplitude máxima RMB, o que significaria que o aumento inicial da taxa de retificação específica $Q'_w = 1 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ até $Q'_w = 2 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ leva a menores danos térmicos, ou alterações estruturais. Apenas para taxas de retificação a partir deste mínimo se verifica uma tendência de aumento da influência pelo RMB.

Para verificar se as conclusões obtidas pela informação do RMB se refletem também nas alterações microestruturais das amostras retificadas com diferentes taxas de retificação específica foram feitas análises metalográficas e medições de dureza na camada limite das amostras retificadas. A Figura 4.2 apresenta as metalografias das amostras retificadas com as taxas de retificação específica de $Q_w = 1$ a $3,15 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ respectivamente e a Figura 4.3 para de $Q_w = 4$ a $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$.

Uhlmann e Lypovka (2014) mostraram que de acordo com a taxa de retificação empregada no processo de retificação de aços, os danos térmicos revelados por análises metalográficas caracterizam-se por uma camada branca na camada limite, podendo ultrapassar $50 \mu\text{m}$ de espessura para taxas de retificação específica superior. Na retificação em um estágio do ADI Classe 3, Figura 4.2 e Figura 4.3, não são observados danos térmicos de nenhuma natureza com o as taxas de retificação e até $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. Os nódulos de grafita a e ausferrita⁴ são semelhantes na camada limite e na região mais afastada, coincidindo com as formas dos nódulos de grafita e de ausferrita apresentadas nas análises metalográficas dos trabalhos de Carmo (2003), Guesser (2009), Silva *et al.*, (2009), Keough *et al.*, (2012) e Souza (2015).

⁴ A denominação ausferrita é adotada pela norma ASTM A897 e corresponde a ferrita acicular juntamente com a austenita.

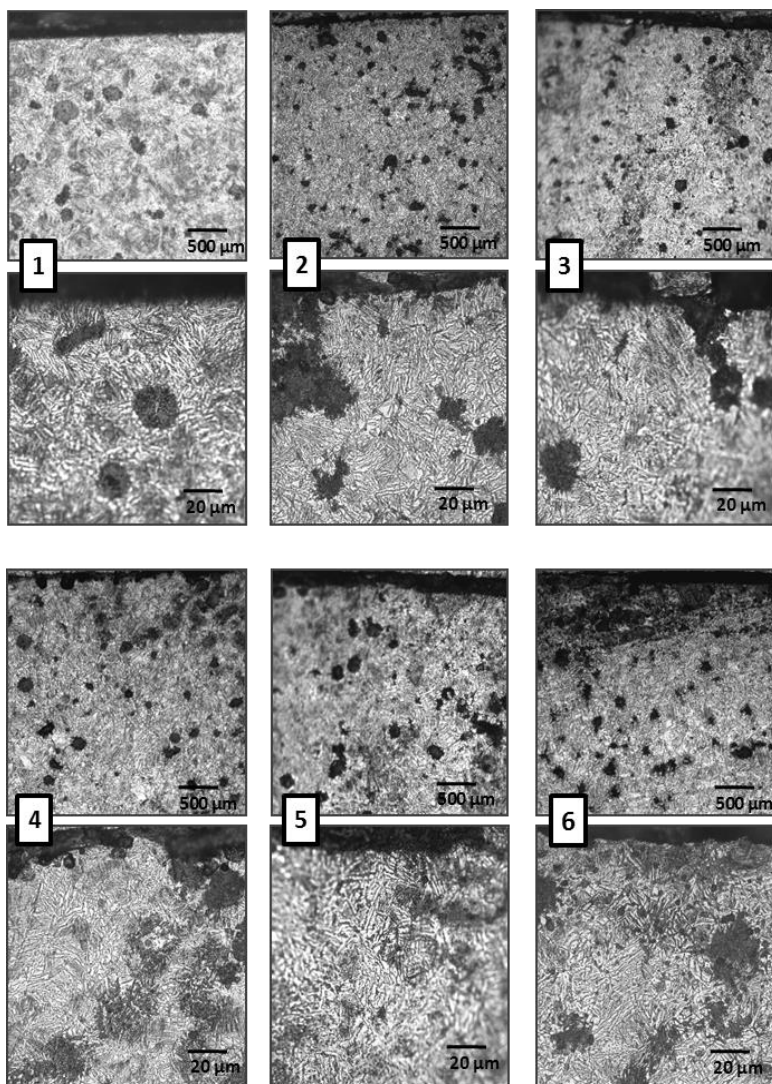


Figura 4.2 – Análises metalográficas do ADI Classe 3 retificado com o rebolo 30%J: (1) $Q'_w = 1 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (2) $Q'_w = 1,25 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (3) $Q'_w = 1,6 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (4) $Q'_w = 2 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (5) $Q'_w = 2,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (6) $Q'_w = 3,15 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; ampliações de 100X e 500X.

As metalografias correspondentes as taxas $Q'_w = 4$ e $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, Figura 4.3(7 e 11), para as quais se verificou os maiores valores das amplitudes máxima do RMB não evidenciam qualquer alteração na camada limite em relação às metalografias correspondentes às demais taxas. As metalografias correspondentes às taxas de retificação entre 1 e $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ não permitem visualizar danos metalúrgicos térmicos significativos nos componentes retificados com a velocidade de corte de 35 m/s . As análises metalográficas (Figuras 4.2 e 4.3) permitem concluir que a tendência do aumento as amplitudes máximas RMB (Figura 4.1) não está correlacionado com danos térmicos significativos oriundos da retificação e sim com outros fatores que não foram revelados pelas análises metalográficas.

Outra possibilidade indicada na literatura para verificar danos metalúrgicos na camada limite de um componente retificado é a verificação do comportamento da dureza do material na camada limite. Em decorrência da pequena espessura onde possam ter ocorrido danos metalúrgicos e, devido a dureza relativamente baixa do ADI Classe 3 a medição da dureza deve ser executada em escala micrométrica. Para a medição da microdureza Vickers medições prévias no núcleo do material, não afetado pela retificação, limitam a medição desta grandeza à $50 \mu\text{m}$ de afastamento da superfície. Para profundidades menores corre-se o risco de quebrar o indentador pela falta de suporte lateral de material do componente. A Figura 4.4 apresenta os resultados de microdureza Vickers mensurados no afastamento de $50 \mu\text{m}$ da superfície retificada para as taxas de retificação de $Q'_w = 1$ e $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. É observado nesta figura que apenas para as taxas de retificação de $Q'_w = 2,5$ e $3,15 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ a microdureza apresenta um valor levemente superior as demais taxas de retificação específica. Verifica-se uma leve tendência da diminuição dos valores médios da dureza Vickers para a taxa de retificação de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$.

Estes resultados mostram que a taxa de retificação específica $Q'_w = 1$ e $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ na retificação do ADI Classe 3 exerce pouca influência sobre o comportamento da dureza do material na profundidade de $50 \mu\text{m}$. Porém, devido as limitações do próprio procedimento de medição de microdureza Vickers, não é possível afirmar se na camada limite próxima à superfície ocorreram modificações desta grandeza. As análises feitas do comportamento das amplitudes máximas do RMB, das análises metalográficas e do comportamento da microdureza numa profundidade de $50 \mu\text{m}$ permitem concluir sobre a adequação do reboło de óxido de alumínio vitrificado empregado nestes ensaios e que até uma taxa de retificação de $10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ não se verificam danos metalúrgicos pelas avaliações feitas.

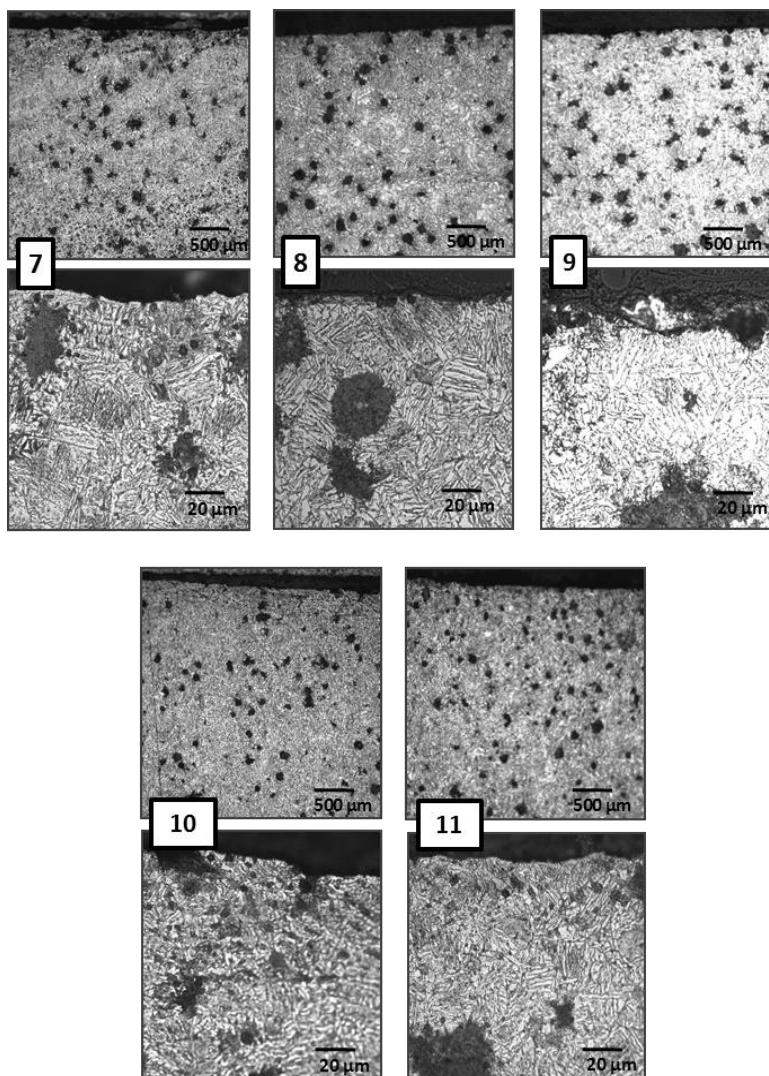
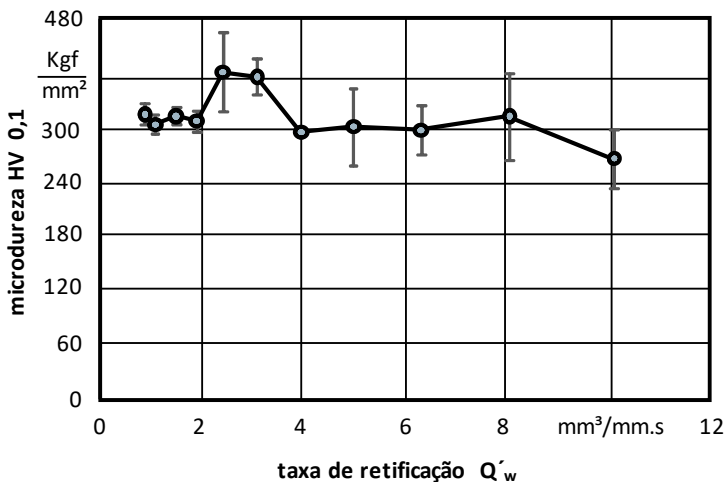


Figura 4.3 – Análises metalográficas do ADI Classe 3 retificado com o rebolo 30%J: (7) $Q'_w = 4 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (8) $Q'_w = 5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (9) $Q'_w = 6,3 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (10) $Q'_w = 8 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; (11) $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$; ampliações de 100X e 500X.

**rebolo 30%:**

DIN ISO 525 forma 1

490x30x203,2 mm³

..80 J6 V..

d_s = 350 mm**afastamento da medição em****relação a borda da amostra:**ρ_m = 50 μm**peça:**

ADI 37 HRC

d_w = 89,3 mm**parâmetros de retificação:**v_c = 35 m/s

q = -60

Figura 4.4 – Microdureza Vickers média em função do aumento da taxa de retificação – rebolo 30%J.

4.2 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE RETIFICAÇÃO EM TRÊS ESTÁGIOS COMO FUNÇÃO DA VARIAÇÃO DA COMPOSIÇÃO E DUREZA DE REBOLOS CONVENCIONAIS

De acordo com Rowe (2009) o desenvolvimento de grãos abrasivos microcristalinos sinterizados resultou em abrasivos mais resistentes e com a propriedade de auto-afiação mais adequada para a retificação. Para avaliar a influência da composição dos rebolos, foram fabricados rebolos com a participação de grãos microcristalinos sinterizados entre 0 e 45% na composição dos rebolos de óxido de alumínio eletrofundido com grãos monocristalinos eletrofundidos.

A seguir são apresentados os resultados das grandezas características da retificação do ADI Classe 3 variado-se a porcentagem dos grãos microcristalinos sinterizados na composição dos rebolos entre de 0, 15,

30 e 45%, na classe de dureza J e com 30% de grãos microcristalinos sinterizados na classe de dureza K.

4.2.1 Comportamento das componentes da força de retificação

Durante cada ensaio de retificação cilíndrica externa de mergulho foram gravados o comportamento da força normal, tangencial da força de retificação e o momento torsor que age sobre o componente. Na Figura 4.5 o comportamento do momento torsor na retificação em três estágios permite identificar os três estágios de retificação. Durante a aproximação do rebolo à peça, identifica-se um sinal de ruído decorrente das vibrações da máquina ferramenta em vazio. O valor médio deste sinal é nulo. O início do sinal positivo do momento torsor que age sobre o componente identifica o tangenciamento do rebolo à peça, iniciando o faiscamento. A partir do início de faiscamento o valor do sinal de força aumenta por aproximadamente 5 s, até se estabilizar para a força de retificação de desbaste para a taxa de retificação específica de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$. A largura da banda do sinal é decorrente da forte dinâmica do sinal do momento torçor. A inclinação da curva durante a fase de estabilização do momento torsor indica que o aumento da taxa de retificação não é instantâneo, e sim aumenta gradativamente até se estabilizar para o valor programado.

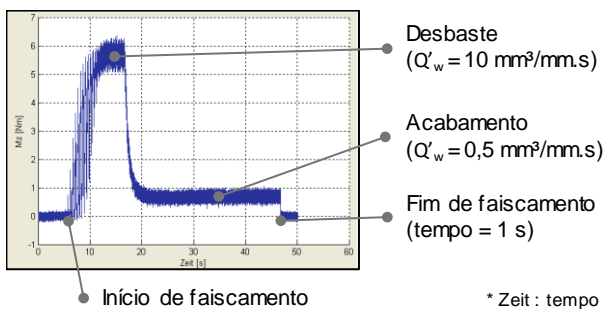


Figura 4.5 – Momento torçor (M_z) na retificação em três estágios.

Durante o ciclo de desbaste estabilizado o valor médio do sinal do momento torsor permanece constante. No gráfico, no final do estágio de desbaste, 10 s após o início do faiscamento, identifica-se o momento em que a velocidade de mergulho é diminuída para a velocidade de mergulho de acabamento pela diminuição dos sinais do momento torsor até atingir o nível do momento torsor característico para o estágio de retificação de acabamento. A inclinação da curva é semelhante à inclinação da curva

durante a fase de aumento do momento torsor, identificando que a diminuição da taxa de retificação não é instantânea, decorrente das características de rigidez do sistema peça, rebolo, máquina-ferramenta e dinamômetro empregado. A dinâmica do sinal do momento torsor durante o estágio de acabamento é menor que durante o estágio de desbaste e o valor médio do sinal também permanece constante. Após 30 s programados de retificação em regime de acabamento no gráfico do comportamento do momento torsor (Figura 4.5) é identificado o instante em que a velocidade de mergulho de acabamento é interrompida, iniciando-se a etapa de fim de faiscamento. No final da etapa de fim de faiscamento o valor médio do sinal do momento torsor tende a se tornar nulo. O rebolo é recuado após a duração do tempo de fim de faiscamento de 1 s.

Devido à estabilidade dos valores dos sinais de força durante as fases de desbaste e de acabamento apenas são indicados apenas os valores médios destes sinais nos gráficos das figuras apresentadas neste capítulo.

As Figuras 4.6 e 4.7 apresentam o comportamento das componentes da força de retificação específicas normais e tangenciais de desbaste e acabamento na retificação do ADI Classe 3 com os rebolos ensaiados ao longo da variação do volume usinado. Os valores das componentes da força de retificação são gravados durante todos os ensaios de retificação. Os valores das forças de desbaste e de acabamento apresentados no gráfico correspondem aos valores médios da força ao longo do ciclo de desbaste e de acabamento.

Para o rebolo 0%J (composto somente por grãos abrasivos eletrofundido monocristalino), a força normal de desbaste apresenta um aumento em torno de 35% a medida que se aumenta o volume usinado específico. Este comportamento de aumento gradual e regular da força normal indica que o mecanismo de desgaste dominante é um mecanismo de desgaste abrasivo, levando a um aumento das plataformas no topo de cada grão abrasivo. Este comportamento identifica que os lascamentos dos gumes cegos com a formação de gumes novos não predomina ainda o mecanismo de desgaste.

A força normal de acabamento apresentou um aumento em torno de 25% para um volume usinado específico de aproximadamente $V'_w = 460 \text{ mm}^3/\text{mm}$ (Figura 4.6). Até este volume usinado específico, a força normal específica também é dominada pelo desgaste platafórmico dos grãos abrasivos do rebolo decorrente do desbaste. O decréscimo da força normal específica para um volume usinado específico $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ está associado ao mecanismo de desgaste de lascamentos dos grãos provocado pela operação de desbaste, principalmente pela perda de

grãos, o que leva a uma espessura de usinagem média no acabamento maior, reduzindo assim a força normal específica.

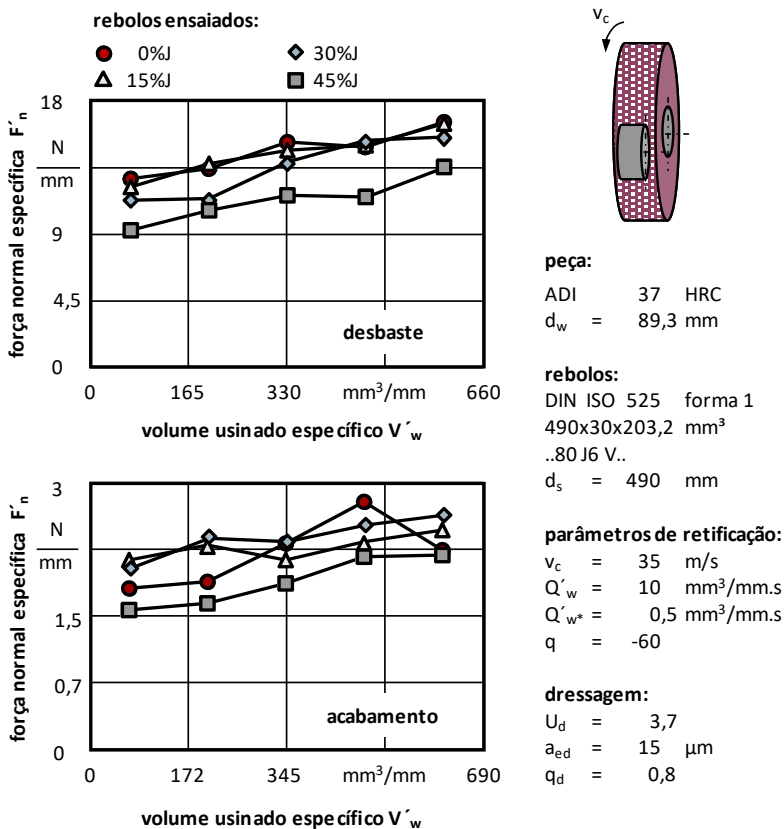
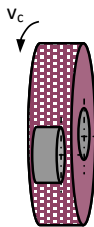
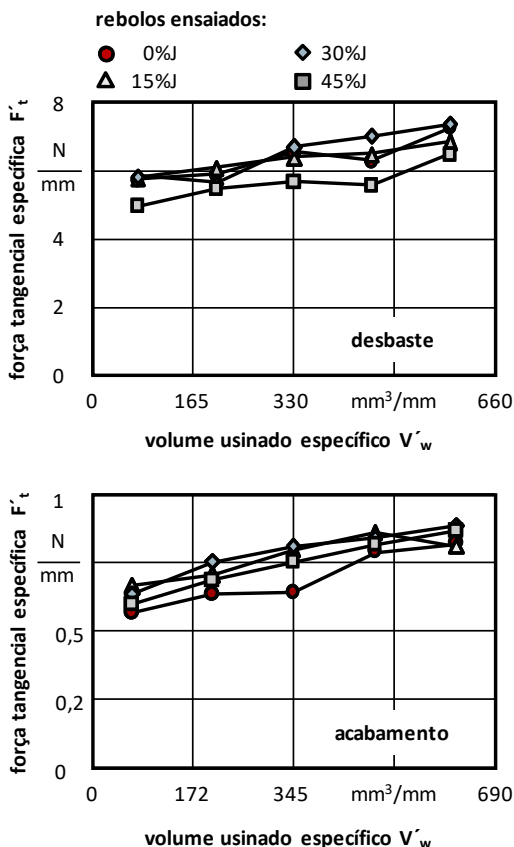


Figura 4.6 – Comportamento da força normal específica na retificação em três estágios do ADI Classe 3 (desbaste e acabamento) empregando rebolos com dureza J e com 0 a 45% de grãos microcristalinos sinterizados.

Em virtude da menor espessura de usinagem no acabamento, gumes que lascaram no desbaste e ainda eram gumes cinemáticos no desbaste, no acabamento não apresentam mais protusão suficiente para continuarem sendo cinemáticos. Por este motivo o número de gumes cinemáticos diminui e a espessura de usinagem por gume cinemático aumenta. Consequentemente a pressão específica menor leva a uma diminuição da força normal.

**peça:**

ADI 37 HRC
 $d_w = 89,3$ mm

rebolos:

DIN ISO 525 forma 1
 $490 \times 30 \times 203,2$ mm³
 ..80 J6 V..
 $d_s = 490$ mm

parâmetros de retificação:

$v_c = 35$ m/s
 $Q'_w = 10$ mm³/mm.s
 $Q'_{w*} = 0,5$ mm³/mm.s
 $q = -60$

dressagem:

$U_d = 3,7$
 $a_{ed} = 15$ μm
 $q_d = 0,8$

Figura 4.7 – Comportamento da força tangencial específica na retificação em três estágios do ADI Classe 3 (desbaste e acabamento) empregando rebolos com dureza J e com 0 a 45% de grãos microcristalinos sinterizados.

O comportamento da força tangencial de retificação, referente ao rebolo 0%J, mostra que estas não sofreram um aumento acentuado ao longo do volume retificado específico, Figura 4.7. A força tangencial de retificação está relacionada com a temperatura de retificação e com danos térmicos no componente usinado (König, 1989; Badjer, 2009). Para verificar se este aumento da força de retificação no emprego do rebolo monocristalino eletrofundido exerceu uma influência nos danos térmicos nos mesmos, a análise metalúrgica das amostras será detalhada em capítulo separado.

As ferramentas compostas com distintas porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados, mostram que com o aumento do teor de grãos microcristalinos sinterizados a força normal, tanto no desgaste, como também no acabamento apresenta uma nítida redução. Esta redução se mantém ao longo do ciclo de vida do rebolo (entre dois dressamentos consecutivos). A razão para esta diminuição está relacionada aos mecanismos de desgaste que governam o grão eletrofundido e o grão microcristalino sinterizado. Ao passo que o grão eletrofundido desgasta de forma planiformica até atingir um nível de esforços passivos individuais que atuam sobre ele e provoca sua fratura, os grãos microcristalinos apresentam um mecanismo de desgaste por fraturas intra-microgrãos, de forma que mesmo que se formem topografias planiformicas no topo de cada macrogrão, estas são compostas por um grande número de pequenas protusões, que individualmente atuam como microgumes, permitindo que estes penetrem no material da peça, favorecendo a diminuição da força passiva.

Para o rebolo com a porcentagem de 45% de grãos microcristalinos se obteve a maior redução da força normal específica em relação à força normal específica obtida com o rebolo de grãos monocristalinos de óxido de alumínio eletrofundido. Esta diminuição da força normal específica se torna significativa a partir de um teor de 30% de grãos microcristalinos sinterizados.

A força normal para o rebolo com uma composição com 45% de grãos microcristalinos sinterizados, também apresenta uma tendência clara de aumento, acompanhando a tendência apresentada para o rebolo que contém somente grãos eletrofundidos, embora em valores mais baixos ao longo de todo o ciclo de vida e não se observa uma estabilização do valor da força normal específica. Para rebolos com a porcentagem de 15% e de 30% de Al_2O_3 sinterizado o comportamento e os valores da força normal é praticamente o mesmo que para o rebolo que contém apenas grãos monocristalinos eletrofundidos, o que permite concluir que para estes rebolos o fator mais influente sobre a força normal específica é o mecanismo de desgaste dos grãos de Al_2O_3 eletrofundido.

A força normal específica no acabamento mostra um comportamento semelhante ao verificado no desgaste. Apenas o rebolo com uma porcentagem de 45% de grãos microcristalinos sinterizados apresenta uma redução significativa da força normal específica em relação ao rebolo composto apenas por grãos de Al_2O_3 monocristalino eletrofundido. O aumento das forças normais verificada nestes ensaios é o aumento verificado na situação particular onde a força de acabamento é medida ao longo dos ensaios e os ciclos de acabamento são intercalados aos ciclos de desgaste, como numa situação típica de produção seriada.

Embora a taxa de retificação específica de acabamento ser apenas de 5% do valor da taxa de retificação específica no desbaste, os valores de força normal específica de acabamento se apresentam na ordem de 15% dos valores da força normal específica de desbaste. Isto é decorrente do fato de a força por unidade de área de cavaco não se reduzir conforme a redução da secção de usinagem, e sim conforme uma função geométrica, comportamento também identificado na usinagem com ferramentas de corte de geometria definida (Kienzle).

A presença de grãos de Al_2O_3 eletrofundido exerce uma forte influência no comportamento de desgaste dos rebolos, caracterizado pelo aumento das forças ao longo do volume usinado específico. Conclui-se que nos rebolos com grãos microcristalinos sinterizados o mecanismo de desgaste intra-grão microcristalino, mesmo para as porcentagens de 45% de grãos sinterizados microcristalinos, não é dominante e a influência do desgaste platafórmico dos grãos eletrofundidos, que ainda não apresentara o mecanismo de lascamento dos grãos, domina. O lascamento de grãos monocristalinos levaria a uma estabilização e até a uma diminuição da força normal específica. A Figura 4.6 para o rebolo composto apenas por grãos de Al_2O_3 eletrofundido, mostra uma diminuição do valor de força normal específica de acabamento para um volume usinado específico acima $V'_w = 460 \text{ mm}^3/\text{mm}$. Esta diminuição da força normal no regime de acabamento pode estar relacionado à diminuição do número de gumes cinemáticos no acabamento, o que leva a uma maior espessura de usinagem por gume restante, e uma diminuição hiperproporcional da força.

Os resultados da força tangencial específica de desbaste apresentaram um aumento em torno de 25% ao longo do volume usinado específico – Figura 4.7, parte superior. Apenas o rebolo com 45% de grãos microcristalinos sinterizados apresenta forças tangenciais específicas menores que a força tangencial específica verificada para os rebolos apenas constituídos de grãos monocristalinos eletrofundidos. Os rebolos com 15 e 30% de grãos microcristalinos sinterizados não apresentaram diferenças significativas entre si.

A menor força para a composição de 45% de grãos sinterizados é explicada pela manutenção de um gume afiado na fronteira de cada grão sinterizado, o que facilita o corte. Em porcentagens menores de grãos sinterizados domina a influência dos grãos eletrofundidos, que apresentam um desgaste com arredondamento de gume e não se observa este benefício, dominando a força referente aos grãos eletrofundidos. Para a condição de acabamento ($Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$), parte inferior da Figura 4.7,

os maiores valores apresentados pela força tangencial são referentes aos rebolos 30%J e 45%J.

Distintamente à condição de desbaste, onde a macrogeometria de cada grão estabelece a espessura de usinagem, no regime de acabamento a espessura de usinagem é tão pequena, que cada um dos microgumes dos grãos sinterizados passa a atuar como gume e as espessuras resultantes muito pequenas levam a um aumento da força de corte. Estes resultados permitem esperar que as maiores porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados tendem a gerar maiores temperaturas de retificação (o aumento das forças tangenciais implica no aumento das temperaturas de processo) e isto pode resultar em maiores danos térmicos nos componentes retificados.

A Figura 4.8 apresenta o comportamento das forças normais e tangenciais específicas para rebolos com dureza J e K. Verifica-se que a variação da dureza por uma letra não apresenta uma variação significativa nas componentes da força de retificação para a retificação do ADI Classe 3. Na retificação de aços endurecidos esta variação de classe de dureza chega a representar um aumento de 20% nas componentes da força de retificação ao variar-se a classe de dureza do rebole de J para K (Benini, 2011).

Para o volume específico usinado de ADI Classe 3 de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$, estipulado como limite para as análises deste trabalho, não foram verificadas diferenças significativas entre as componentes da força de retificação específica. Tanto as componentes normais quanto tangenciais da força de retificação específica apresentam o mesmo comportamento de aumento e também os mesmos valores. Para poder argumentar sobre a diferença de comportamento deverá ser avaliado um maior volume usinado, ou uma maior diferença entre as classes de dureza. Estimava-se que as forças de processo sofressem um aumento, pois a ferramenta com dureza K, segundo o fabricante, é mais resistente ao desgaste. O aumento da dureza é decorrente de um aumento da quantidade de ligante na constituição do rebole, em detrimento da diminuição do tamanho de poros. Com o aumento da dureza do rebole aumenta-se a capacidade de fixação dos grãos abrasivos e assim de estes resistirem aos esforços do processo de usinagem, conferindo assim maior resistência ao desgaste do rebole.

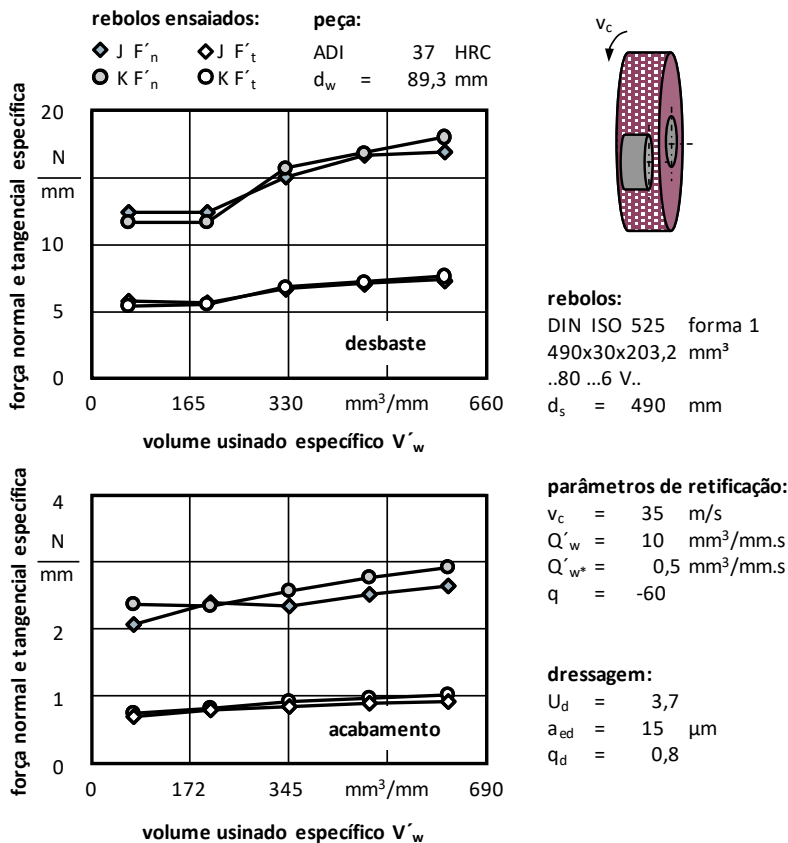


Figura 4.8 – Força normal e tangencial de retificação do ADI Classe 3 no desbaste e no acabamento empregando um rebolo de óxido de alumínio sinterizado como função do volume usinado específico – rebolos 30%J e 30%K.

4.2.2 Comportamento dos parâmetros verticais de rugosidade

A rugosidade da peça na retificação é consequência da interação da topografia do rebolo com a superfície de corte na peça sob a cinemática dos movimentos impostos pelo processo de retificação. A característica do acabamento gerado depende de uma forma complexa do estado da topografia do rebolo (originada pelo processo de dressagem e pelo desgaste dos gumes), parâmetros de retificação e interações tribológicas entre a peça e os gumes cinemáticos do rebolo.

A Figura 4.9 apresenta o comportamento dos parâmetros de rugosidade Ra e Rz dos componentes retificados com os rebolos ensaiados neste trabalho. Considerando os resultados do rebolo 0%J, a diminuição nos valores dos parâmetros de rugosidade ao longo do volume retificado específico mostra que a diferença da protusão entre os gumes cinemáticos diminui ao longo do tempo de vida do rebolo, indicando um desgaste regular platafórmico sem um mecanismo de auto-afiação pronunciado.

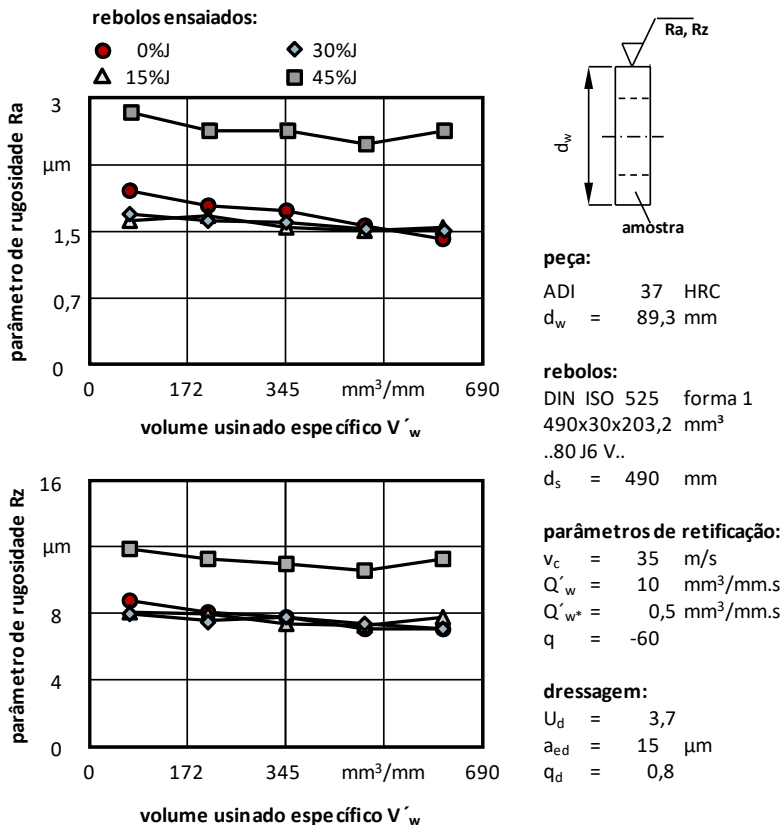


Figura 4.9 – Comportamento dos parâmetros verticais da rugosidade Ra e Rz como função do volume retificado específico na retificação do ADI com rebolos de dureza J com porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados entre 0 e 45%.

Os componentes retificados com o rebolo contendo apenas grãos de Al_2O_3 monocristalino eletrofundido e com os rebolos com grãos de Al_2O_3 microcristalino sinterizados apresentaram praticamente a mesma correlação com a força normal específica verificada na retificação de acabamento ao longo do ciclo de retificação (volume retificado específico). A diminuição da rugosidade indica uma diminuição das diferenças de protusão dos grãos e uma espessura de cavaco não deformado menor e mais uniforme por gume.

Na retificação de acabamento realizada imediatamente após cada operação de desbaste (por conseguinte, incorpora o desgaste ocorrido na operação de desbaste), para o volume retificado de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ com o rebolo 45%J (Figura 4.9) se observa um aumento da rugosidade. A leve diminuição da força normal no final do tempo de vida deste rebolo (Figura 4.6) se deve ao mecanismo de autoafiação de grãos por lascamento, propiciando uma maior penetração dos gumes com o respectivo aumento do parâmetro vertical da rugosidade.

Os componentes retificados com rebolos com uma porcentagem crescente de Al_2O_3 microcristalino sinterizado apresentam valores de rugosidade mais baixos em relação ao rebolo monocristalino eletrofundido em virtude do maior número de gumes cinemáticos que estes grãos apresentam em relação aos grãos eletrofundidos. Em relação à rugosidade, verifica-se que a adição de uma porcentagem de 15% e de 30% de grãos microcristalinos sinterizados apresenta um resultado pouco significativo sobre a redução da rugosidade dos componentes retificados.

Para os componentes retificados com rebolos contendo de 45% de grãos microcristalinos sinterizados, verifica-se um aumento significativo da rugosidade em relação aos resultados obtidos para os demais rebolos. Explica-se este comportamento pelo desgaste mais irregular do rebolo durante a operação de desbaste, onde o mecanismo de macrolascamento dos grãos eletrofundidos diminui sua protusão e os grãos sinterizados (agora em maior número), provocam a formação de sulcos de rugosidade mais profundos.

O comportamento da rugosidade mostrado nas curvas da Figura 4.9 mostra que a rugosidade dos componentes retificados com rebolos com 45% de grãos microcristalinos sinterizados aumentou em torno de 55% os valores do parâmetro R_a e 45% os valores do parâmetro R_z em comparação ao rebolo monocristalino eletrofundido. O aumento da rugosidade é verificado logo no início do ciclo de vida (após o dressamento), indicando que para o rebolo com maior porcentagem de Al_2O_3 sinterizado, o processo de dressamento, embora tenha sido idêntico para todos

os rebolos e condições ensaiadas, exerce uma forte influência sobre o resultado de trabalho. Esta situação pode ser explicada pelo fato da porcentagem de 45% de grãos sinterizados propiciarem uma maior capacidade de corte da ferramenta em virtude da maior auto-afiação dos grãos abrasivos e não ocorre predominantemente o mecanismo de achatamento de grãos, provocando maiores ranhuras na superfície usinada.

Para as ferramentas com menores porcentagens de grãos sinterizados o melhor equilíbrio nos mecanismos de desgaste dos grãos abrasivos leva a uma maior uniformidade da protusão dos gumes ao longo do ciclo de vida do rebolo, mantendo-se os valores da rugosidade mais próximos aos valores obtidos após o dressamento. Em termos de qualidade de superfície gerada, todos os rebolos apresentaram boa repetibilidade (estabilidade) dos valores de Ra e Rz ao longo dos ciclos de vida na retificação dos componentes, uma vez que as progressões dos valores da rugosidade se mantiveram próximas ao longo do ciclo de vida.

De acordo com Torga *et al.* (2003) se a profundidade (a_d) e o avanço (S_d) são elevados, se obterá um rebolo com agressividade alta. Implica que o rebolo tem uma menor quantidade de gumes cinemáticos (cada gume deve remover uma quantidade maior de material). Quanto mais grosseira for a dressagem, maior é a probabilidade de ocorrer um desgaste macrogeométrico (desprendimento dos grãos abrasivos do rebolo) e, por este motivo, maior desgaste do rebolo. Para diminuir os valores iniciais dos parâmetros de rugosidade é necessário diminuir as condições de dressagem e propiciar menor agressividade do rebolo (por exemplo, $U_d = 6$ e $q_d = -0,6$).

A Figura 4.10 apresenta a influência da dureza dos rebolos sobre os parâmetros verticais de rugosidade para as classes de dureza J e K. Ao contrário dos resultados das forças de processo, a variação da classe de dureza resultou em alterações significativas nos resultados dos parâmetros verticais de rugosidade. Apesar do aumento da classe de dureza J para classe de dureza K representar uma mudança relativamente pequena na dureza do rebolo, houve um aumento em torno de 25% nos valores de Ra nos respectivos componentes retificados.

Ao aumentar a classe de dureza J para classe K o rebolo se torna mais resistente ao desgaste, uma vez que a força que prende os grãos abrasivos no rebolo é ligeiramente aumentada. Deste modo, esperava-se que os resultados de rugosidade gerados pelo rebolo com classe de dureza K fossem menores em relação aos resultados do rebolo com classe de dureza J na retificação do ADI, o que não ocorreu.

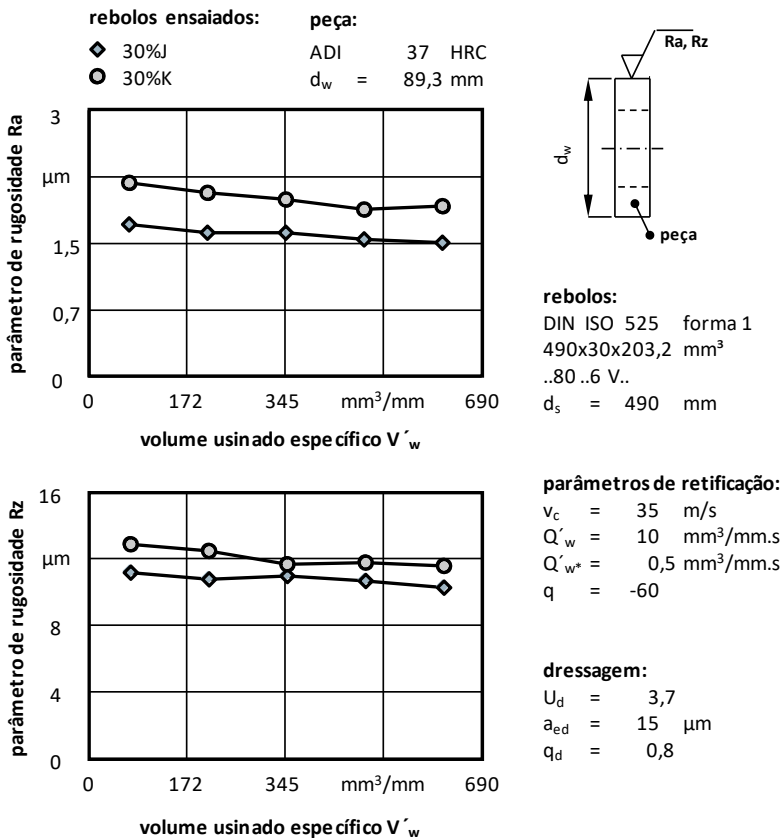


Figura 4.10 – Comportamento dos parâmetros verticais da rugosidade Ra e Rz como função do volume usinado específico na retificação do ADI com rebolos com classe de dureza J e K.

Embora os dois rebolos tenham sido dressados de forma idêntica, a influência do dressamento sobre a rugosidade inicial é distinta para os rebolos com diferentes classes de dureza. O rebolo mais mole, em decorrência da menor resistência de fixação dos grãos na estrutura do rebolo, apresenta uma maior irregularidade de protusão dos grãos após o dressamento, caracterizado pela maior rugosidade inicial dos componentes retificados. Já o rebolo mais duro que apresenta uma maior fixação dos grãos na estrutura, apresenta uma rugosidade inicial mais baixa, consequência de uma menor diferença de protusão de grãos e um menor número de grãos perdidos por arrancamento durante o dressamento.

Observando-se a variação da rugosidade ao longo do ciclo de vida do rebolo, verifica-se que para ambas as durezas o desgaste se comporta de forma regular, reduzindo a diferença de protusão entre os grãos e/ou aumentando o número de gumes cinemáticos, caracterizado pela diminuição da rugosidade para ambos os rebolos com o aumento do volume retificado. As progressões das curvas da Figura 4.9 mostram uma boa repetibilidade das características do acabamento das superfícies ao longo do tempo de vida da ferramenta para ambas as ferramentas.

4.2.3 Comportamento da textura da superfície retificada

Para avaliar e caracterizar as superfícies retificadas foi verificado o comportamento do valor característico S_a , que corresponde à média aritmética das alturas entre picos e vales na área de varredura selecionada e o valor característico S_p , que corresponde a altura máxima verificada na área selecionada, empregando-se um microscópio de foco infinito Alicona.

A Figura 4.11 apresenta o comportamento de S_a e S_p obtidos na retificação do ADI Classe 3 com o rebolo de referência 0%J em função do volume retificado específico. Observa-se que os valores médios de S_a não se alteram em função do volume retificado específico, com valores em torno de $2,3 \mu\text{m}$, indicando um desgaste do rebolo. O pico de S_p identificado para o volume usinado específico de $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$ não é relacionado com uma falha provocada pela retificação, e sim por um defeito no material, como identificado na imagem da textura 2b da Figura 4.11.

Confrontando os resultados de textura média S_a da Figura 4.11 com os resultados de rugosidade R_a mostrados anteriormente na Figura 4.9, verifica-se que um comportamento tendencial das curvas semelhante. Isto mostra coerência nos resultados obtidos pelas duas formas de avaliação das superfícies. A comparação entre o valor característico S_p com R_z não aponta uma semelhança tão evidente. Considerando que R_z é a média de 5 valores da profundidade de rugosidade ao longo de um único trecho de medição e S_p representa a média de todos os picos de rugosidade encontrados na área de avaliação (mostrados nas representações 2a e 2b da Figura 4.11), esta comparação mostra que a avaliação de uma superfície obtida em um processo de retificação pela avaliação de uma área pode ser mais interessante que a avaliação feita por apenas uma linha de medição.

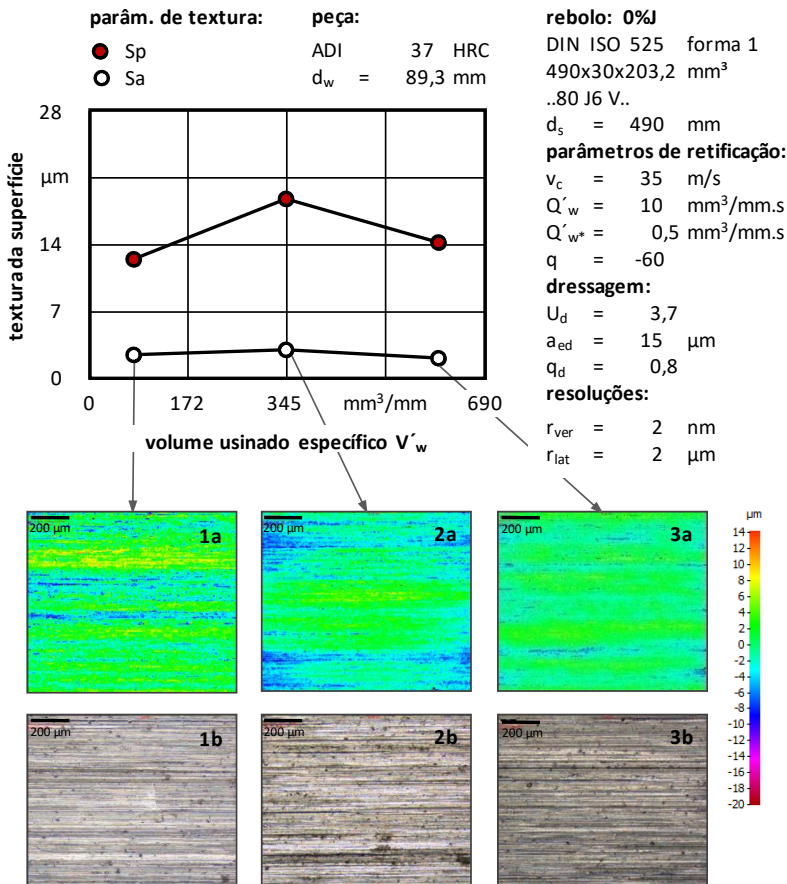


Figura 4.11 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo referência – rebolo 0%J.

A Figura 4.12 apresenta os resultados da caracterização das superfícies retificadas com o rebolo 15%J por processamento de imagem em microscópio de foco infinito. Os valores característicos Sa e Sp da textura das superfícies retificadas com o rebolo 15%J não mostram diferenças significativas em relação aos valores obtidos com o rebolo 0%J, Figura 4.11.

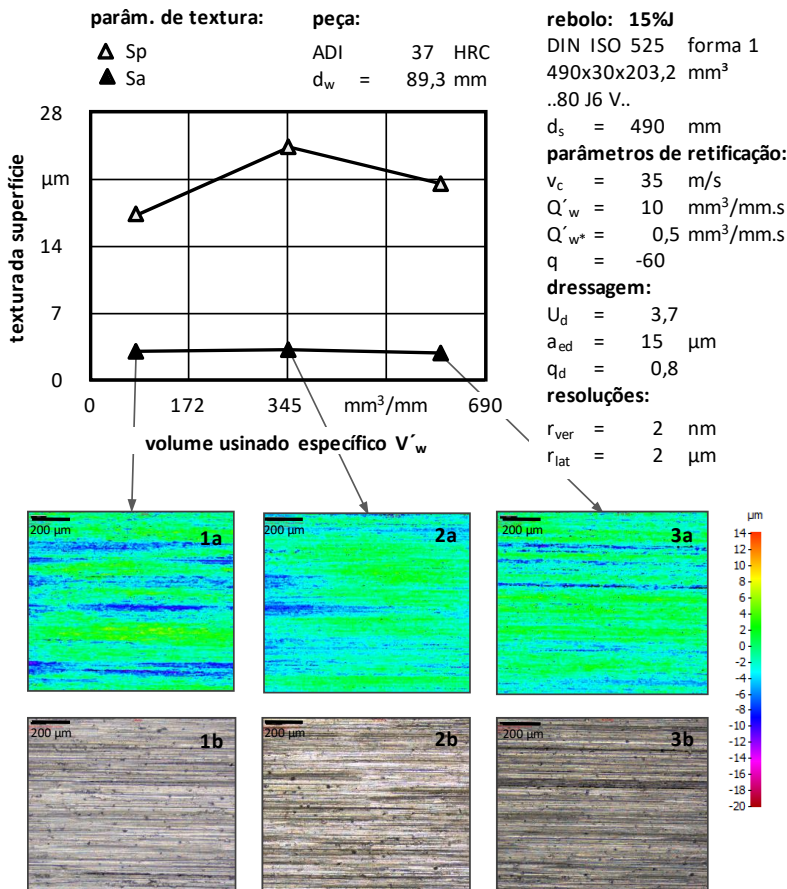


Figura 4.12 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 15%J.

Verifica-se um aumento em torno de 25% na média dos valores Sp do rebolo 15%J em relação ao rebolo 0%J. Não se verificam variações significativas nos resultados do valor característico Sa. A Figura 4.12 mostra que ao longo do ciclo de vida (volume retificado específico) todas as amostras apresentaram o mesmo aspecto de textura, coincidindo com o comportamento dos parâmetros de rugosidade, os quais também não apresentaram diferenças significativas nos resultados de Ra e Rz ao empregar o rebolo contendo 15% de grãos microcristalinos sinterizados.

A Figura 4.13 mostra os resultados da caracterização das superfícies retificadas com o rebolo 30%J. Os valores de Sa permaneceram constantes ao longo do volume retificado específico. Observa-se um pico do parâmetro Sp para o volume retificado de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

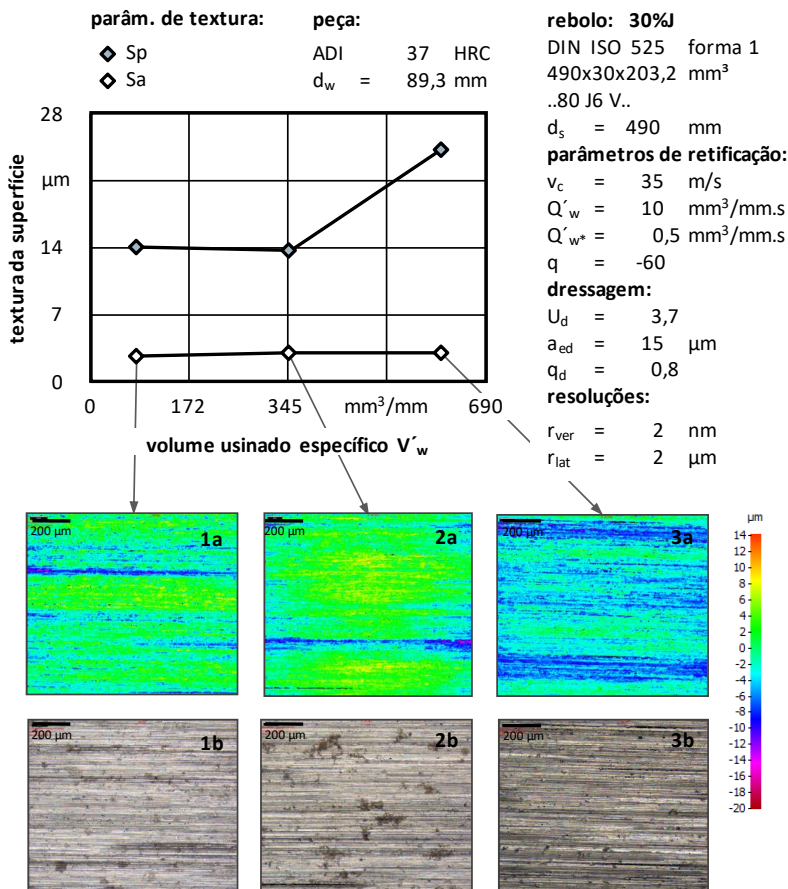


Figura 4.13 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 30%J.

Na representação 3a da Figura 4.13 observam-se vales na ordem de $-12 \text{ }\mu\text{m}$ e picos na ordem de $12 \text{ }\mu\text{m}$. Este aumento da diferença entre

picos e vales é típico para um mecanismo de desgaste onde ocorrem macrolascamentos de gumes (dominantemente dos gumes de óxido de alumínio monocristalino eletrofundido), levando a uma diminuição do número de gumes cinemáticos, uma vez que os grãos microcristalinos são mais resistentes ao desgaste de macrolascamentos. A Figura 4.14 mostra o comportamento dos parâmetros ópticos e texturas de superfícies retificadas com o rebolo 45%J.

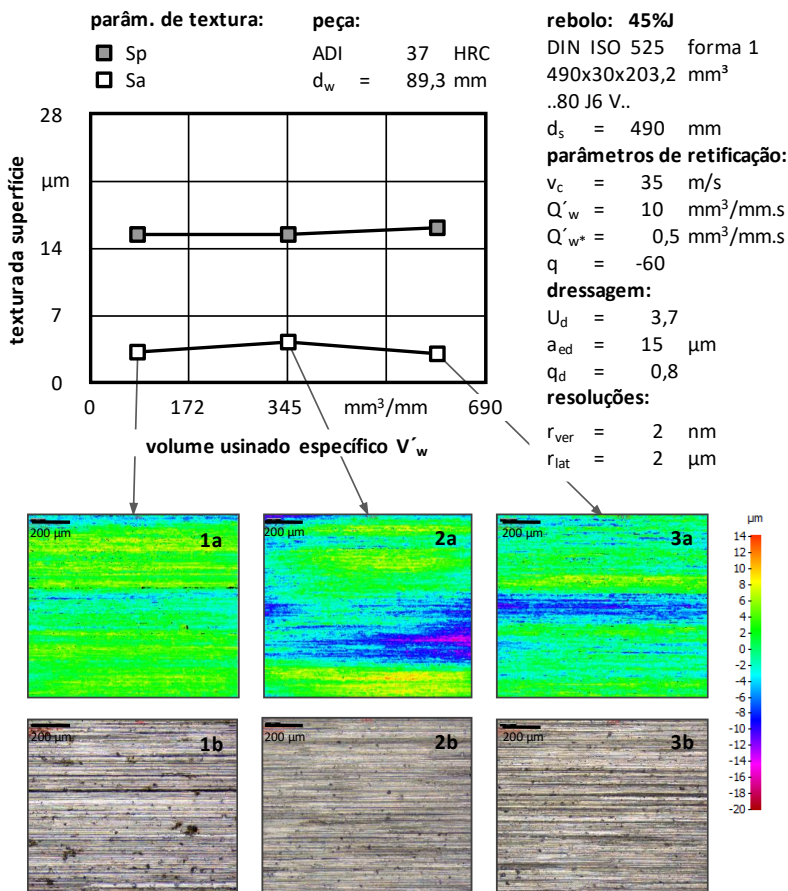


Figura 4.14 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 45%J.

Estes resultados não apresentam o mesmo comportamento tendencial mostrado pelos parâmetros de rugosidade das superfícies reticadas com esta ferramenta, Figura 4.9, (que apresentaram valores mais elevados em relação aos demais rebolos). Não se verificam diferenças significativas nos valores S_a e S_p para todos os rebolos ensaiados neste trabalho.

A avaliação do acabamento das superfícies retificadas aponta que o rebolo com a porcentagem de 45% de grãos microcristalinos sinterizados pouco alterou os parâmetros, tanto de rugosidade quanto de textura das amostras de ADI retificadas.

O ADI Classe 3 apresenta uma microestrutura não homogênea, sendo que a interação com o rebolo promove o arrancamento da grafita globular e também gera micro-rebarbas e micro-deformações plásticas, conforme mostrado na Figura 4.15, ocasionando as variações nos parâmetros verticais de rugosidade e na textura da superfície.

Há situações onde os nódulos de grafita esferoidal localizados próximos a superfície não são completamente destacados durante o processo de retificação, sendo recoberto pela matriz metálica. A matriz sofre deformação plástica em virtude da morfologia do nódulo, que atua como um concentrador de tensões. As camadas da matriz metálica deformadas plasticamente e deslocadas na superfície formam protuberâncias de material encruado, prejudicando o acabamento da superfícies. Quando o nódulo de grafita esferoidal é completamente arrancado da matriz metálica durante o processo de retificação, o acabamento da superfície usinada é prejudicada consideravelmente (Griffiths, 2001 *apud* Rosário, 2006). Sob o ponto de vista da textura, o rebolo de Al_2O_3 monocristalino eletrofundido e o rebolo com 15% de Al_2O_3 microcristalino com dureza J são os mais indicados para a usinagem do ADI Classe 3.

Considerando os quadros da textura gerados por estes rebolos, é possível verificar que houve uma repetibilidade (estabilidade) das texturas ao longo do volume usinado empregando as ferramentas convencionais de retificação.

O aumento da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados no rebolo contribui para diminuição das variações das marcas (ranhuras) na usinagem do ADI Classe 3, destacando que os resultados da textura das superfícies também são influenciados pela cinemática do processo e a grafita globular presente na superfície retificada

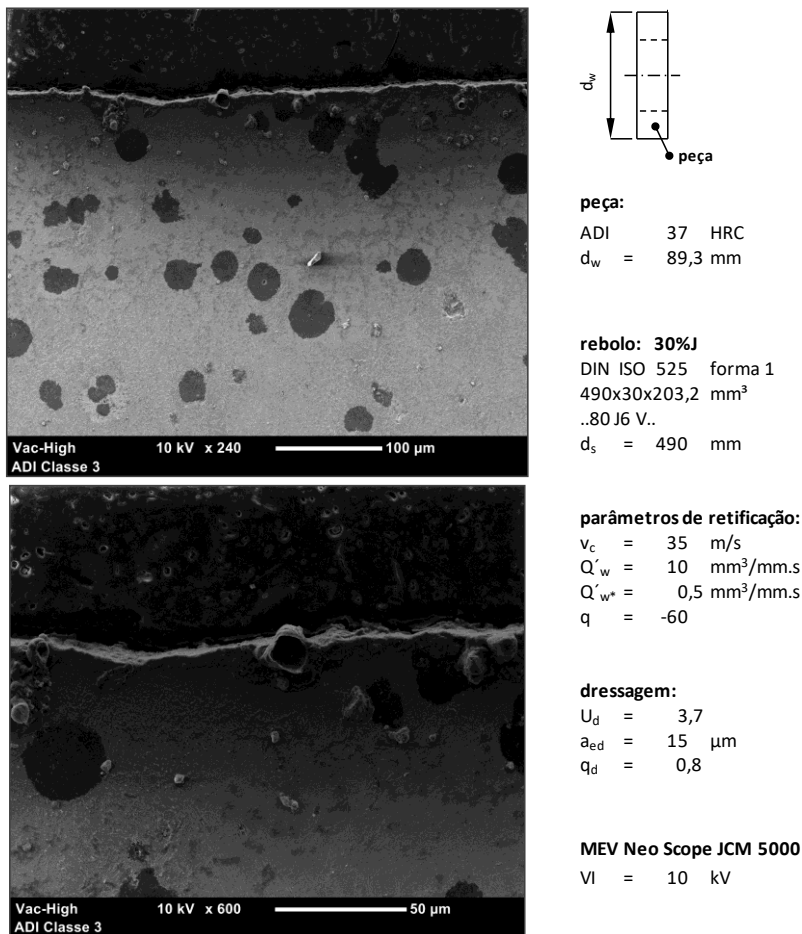


Figura 4.15 – Ampliações de amostra de ADI Classe 3 retificada pelo rebolo 30%J.

A Figura 4.16 apresenta os resultados dos parâmetros de textura S_a e S_p das superfícies retificadas das amostras de ADI Classe 3 obtidas com o rebolo com classe de dureza K (30%K). Observa-se que o parâmetro S_a e S_p não variam significativamente ao longo do tempo (volume usinado específico), o que não ocorreu com os resultados do rebolo com classe de dureza J.

Em comparação com os resultados mostrados na Figura 4.13, os valores da textura obtidos na retificação com o rebolo 30%K foram mais

elevados que os obtidos com o rebolo 30%J, se mantêm mais uniformes e estão em concordância com os resultados dos parâmetros verticais de rugosidade Ra e Rz apresentados por estas ferramentas. Isto pode ser explicado pela redução do desgaste por lascamentos, principalmente dos grãos monocristalinos eletrofundidos.

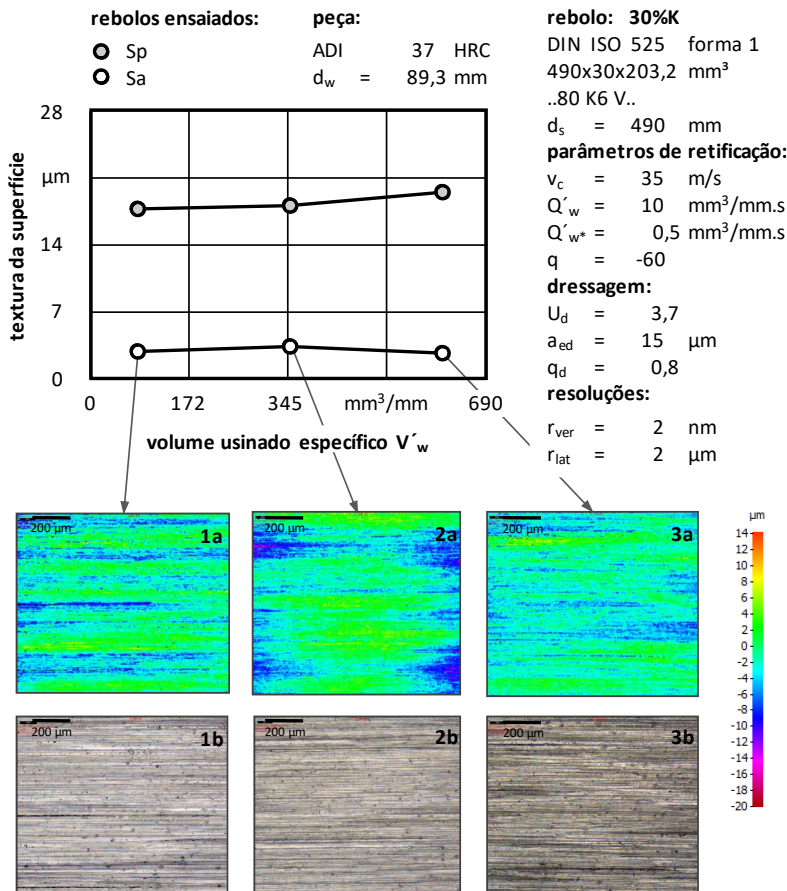


Figura 4.16 – Comportamento dos valores característicos Sp e Sa obtidos em microscópio de foco infinito (Alicona) e a textura das amostras como função do volume retificado específico para o rebolo 30%K.

O rebolo com dureza K mantém sua característica de corte mais estável ao longo do tempo de vida do rebolo. O valor inicial aumentado

da característica da textura já no início do ciclo de vida mostra a influência do processo de dressamento sobre os valores característicos da avaliação da superfície retificada. Embora tenham sido empregados os mesmos parâmetros de dressamento em todos os ensaios, as alterações dos valores iniciais indicam que o processo de dressamento tem grande influência sobre a topografia gerada na retificação.

4.2.4 Comportamento do desgaste radial

Os rebolos são submetidos a solicitações mecânicas e térmicas durante a retificação, alterando sua geometria em virtude do seu desgaste. O desgaste por sua vez leva a mudanças nas condições de processo e desvios geométricos e influencia as características metalúrgicas da camada limite do componente retificado. Na retificação cilíndrica externa de mergulho as alterações do perfil do rebolo são reproduzidas na peça, levando a desvios de forma no componente, representando um fator econômico decisivo.

Para mensurar o desgaste radial o perfil do rebolo foi reproduzido em uma lâmina de grafite. O degrau que se forma entre a parte ativa e a não ativa do rebolo é medido indiretamente nesta lâmina de grafite em um perfilômetro. Esta metodologia possibilita acompanhar a progressão do desgaste durante todo o ciclo de vida estipulado para o rebolo.

De acordo com König (1989) o desgaste radial acarreta em erros de forma, e se não ocorrer uma autoafiação adequada pode ocorrer vibrações no processo que se mostram na superfície da peça. O desgaste radial é um parâmetro importante para a otimização da produção e é empregado como critério de fim de vida.

A Figura 4.17 apresenta os resultados de desgaste radial dos rebolos ensaiados. Considerando o desgaste do rebolo 0%J, observa-se que imediatamente após a dressagem o rebolo apresenta um desgaste radial com uma taxa de desgaste significativamente maior que na progressão verificada nesta figura. Este desgaste radial inicial é provocado pela perda de grãos do rebolo que tiveram sua fixação estrutural avariada pelo processo de dressagem, ou apresentavam uma protusão demasiadamente elevada após a dressagem para a taxa de retificação escolhida, levando a sua quebra prematura.

A Figura 4.17 mostra que a partir do desgaste inicial maior do rebolo 0%J, este se mantém inalterado até aproximadamente um volume retificado de $V'_w = 230 \text{ mm}^3/\text{mm}$. Durante este período do tempo de vida do rebolo os grãos estão afiados e o desgaste apenas abrasivo dos gumes

não leva a uma variação significativa do desgaste radial do rebolo. A variação de aproximadamente um micrômetro no desgaste radial do rebolo entre $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$ e $V'_w = 230 \text{ mm}^3/\text{mm}$ é consequente da perda de grãos na parte não ativa do rebolo decorrente da retificação do grafite e pode ser desconsiderada.

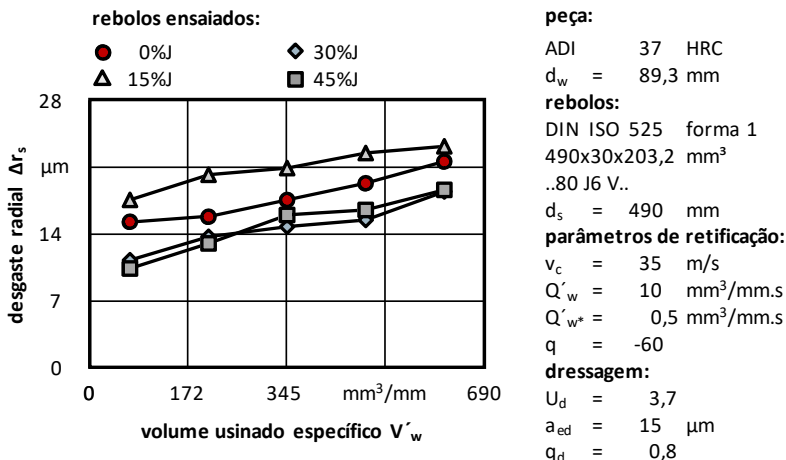


Figura 4.17 – Comportamento do desgaste radial como função do volume usinado específico para os rebolos com dureza J e para composições com grãos microcristalinos sinterizados de 0 a 45%.

A partir do volume retificado de $V'_w = 230 \text{ mm}^3/\text{mm}$ o desgaste radial apresenta uma progressão constante de aproximadamente um micrômetro para cada $115 \text{ mm}^3/\text{mm}$ retificados. O aumento do desgaste radial foi proporcional ao aumento de forças de processo, mostrando a correlação destes parâmetros na retificação do ADI Classe 3. A porcentagem de 15% de grãos microcristalinos sinterizados resultou nos maiores desgastes radiais ao longo do volume usinado específico. As porcentagens 30% e 45% apresentaram os menores desgastes radiais em comparação com o rebolo monocristalino eletrofundido. A influência mais significativa da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados sobre o desgaste radial dos rebolos se dá acima da porcentagem de 30%.

O rebolo com 15% de grãos sinterizados apresenta os maiores valores de desgaste radial. Como estes valores se mantêm numa relação aproximadamente constante ao longo do volume retificado, este valor está

mais relacionado à característica auferida pelo dressamento ao rebolo que pelo mecanismo de desgaste propriamente dito.

Os resultados mostram que as condições iniciais da característica de desgaste do rebolo apresentam uma maior influência sobre o valor do desgaste radial que a composição do rebolo. Embora as maiores porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados na composição do rebolo mostrarem valores menores do desgaste radial destas ferramentas na retificação do ADI Classe 3, a progressão do desgaste com o volume retificado é praticamente idêntica aos demais rebolos.

O comportamento das curvas do desgaste radial apresentado pelos respectivos rebolos foi semelhante ao comportamento das curvas das componentes da força de retificação. O rebolo com 45% de grãos sinterizados apresentou os menores valores de força os menores valores de desgaste radial, comprovando que o aumento da porcentagem de grãos no rebolo melhora as propriedades de desgaste do mesmo.

Os desgastes radiais apresentados pelos rebolos ensaiados se situam em torno de um valor de desgaste médio de 15 μm . Este valor deve ser considerado para a especificação de processos de retificação de perfil.

A Figura 4.18 compara o desgaste radial entre os rebolos com dureza J e K. O rebolo com dureza K apresenta os maiores valores de desgaste radial inicial em comparação ao desgaste inicial apresentado pelo rebolo com dureza J. A progressão de desgaste para os dois rebolos se mantém aproximadamente igual ao longo do ciclo de vida dos rebolos.

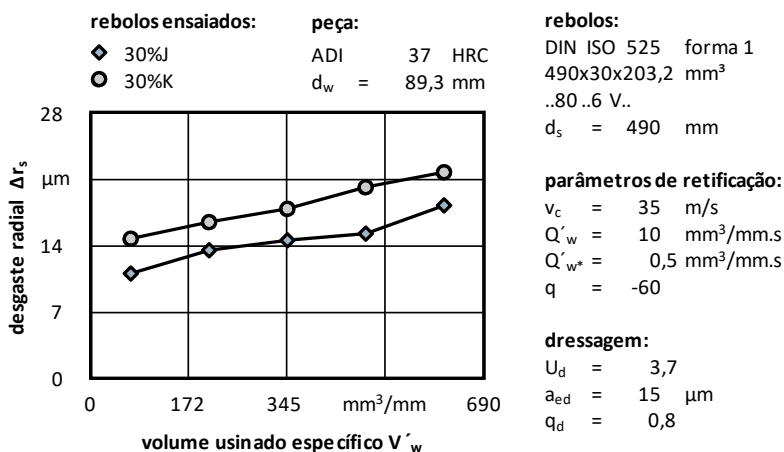


Figura 4.18 – Desgaste radial como função do volume usado específico para o rebolo referência – rebolos 30%J e 30%K.

A diferença entre os valores na primeira medição do desgaste radial denota que os dois rebolos não partiram exatamente da mesma condição inicial de trabalho. Embora os dois rebolos tenham sido dressados com os mesmos parâmetros de dressamento, a influência do dressamento não foi ainda suficientemente esclarecido. Um aumento da dureza representa, *a priori*, um aumento na resistência ao desgaste do rebolo. Uma razão destes resultados pode estar vinculada ao desprendimento de grãos do rebolo no ciclo de retificação inicial. O aumento da força de ligação dos grãos abrasivos com a variação da dureza de J para K muda o efeito do processo de dressamento e danificação da estrutura do ligante de forma diferenciada e assim leva a um comportamento de desgaste inicial diferenciado

Em termos da variação da dureza dos rebolos da dureza J para K não é possível fazer uma afirmação clara sobre a melhor indicação para a retificação do ferro fundido ADI Classe 3, visto que as progressões de desgaste ao longo do ciclo de vida são praticamente iguais.

4.2.5 Resultados das análises metalográficas

A Figura 4.19 mostra as micrografias de corpos de prova de ADI Classe 3 para diversos estágios do volume retificado específico, retificadas com o rebolo 0%J.

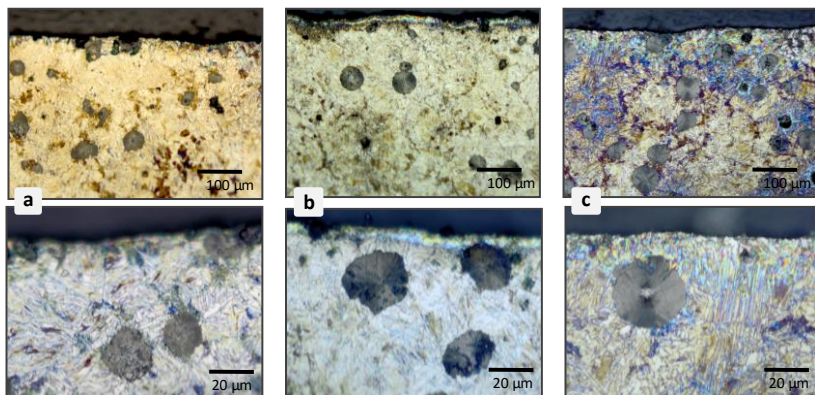


Figura 4.19 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 0%J (referência): (a) $V_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (c) $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

As micrografias mostram uma microestrutura do ADI Classe 3 não homogênea, apresentando diferentes fases e tamanhos de grafita esferoidal, e que não ocorreram danos térmicos na camada limite retificada ao longo do volume específico. Apesar do emprego da taxa de retificação $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ no regime de desbaste, eventuais danos de retificação foram removidos no regime de acabamento com taxa de retificação específica de $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$.

A danificação metalúrgica da camada limite pode ser identificada em amostras polidas e quimicamente atacadas, pois esta se apresenta como uma camada branca, a qual não foi observada nas análises da Figura 4.19. Não se verificam modificações significativas nas bordas retificadas das amostras. Na amostra obtida para $345 \text{ mm}^3/\text{mm}$ ((b) na Figura 4.19) observa-se uma pequena região com coloração distinta. Porém esta não é conclusiva, pois pode também ser originada de um arredondamento desta região provocada no polimento da amostra.

A Figura 4.20 mostra as micrografias das amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo com 15% de grão microcristalino e dureza J. Verifica-se que não ocorreram danos de retificação nestas amostras, assim como verificado nas micrografias do rebolo 0%J (Figura 4.19).

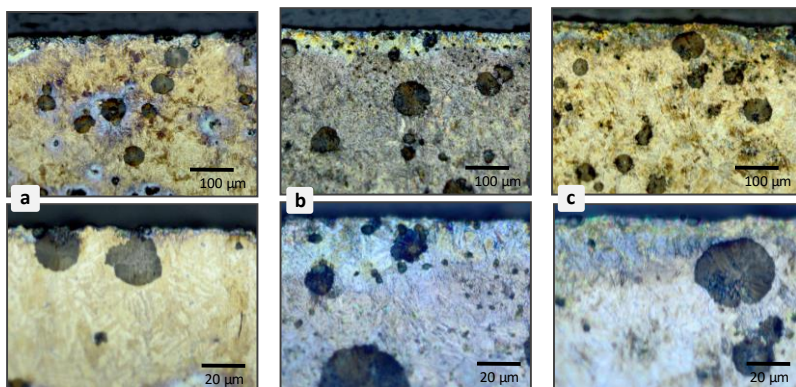


Figura 4.20 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 15%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (c) $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

Estes resultados foram esperados, uma vez que o mecanismo de desgaste microcristalinos dos grãos sinterizados contribui para manutenção da auto-afiação dos gumes cinemáticos; deste modo os grãos perma-

necem afiados por mais tempo durante o processo. Uma menor quantidade de energia térmica (calor) é fornecida ao corpo de prova e consequentemente há uma tendência de os danos térmicos serem minimizados ao se utilizar grãos sinterizados em comparação aos grãos eletrofundidos.

A diferença na coloração da borda do corpo de prova na micrografia (b) da Figura 4.20 não caracteriza um dano térmico, uma vez que esta coloração de repetiu ao redor de nódulos de grafita observada na micrografia (a) da Figura 4.20 e está atrelada ao procedimento de preparo metalográfico da amostra (tempo de ataque prolongado, por exemplo).

A Figura 4.21 apresenta as micrografias das amostras retificadas com o rebolo com 30% de grão microcristalino e dureza J. Observa-se nesta figura uma grande quantidade de grafita esferoidal próximas das superfícies das amostras, bem como a ferrita acicular numa matriz de austenita de alto carbono, denominada ausferrita.

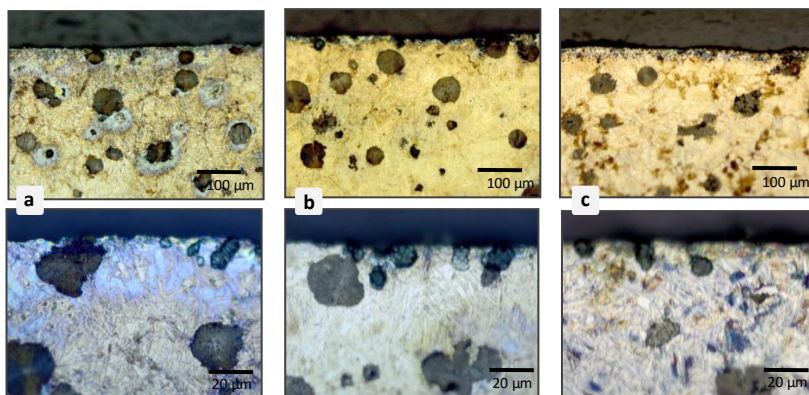


Figura 4.21 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 30%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

Em decorrência que todas as amostras analisadas passaram por um processo de acabamento com taxa de retificação de $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e um fim de faiscamento de 1 s, a comparação das micrografias das amostras das Figuras 4.20 e 4.21 não apresentaram diferenças significativas. Este resultado está de acordo com os resultados das medições de rugosidade obtidos com os rebolos 15%J e 30%J. Estas ferramentas não apresentaram diferenças nos resultados de rugosidade e também não causaram danos térmicos nas amostras, sendo um ponto positivo em termos de pro-

cesso (parâmetros de entrada de processo são baseados em escala industrial). A micrografia (b) da Figura 4.21 mostra que as grafitas nodulares nas bordas das amostras foram cortadas e não arrancadas. Os nódulos de grafita usinados podem também ser observados nos resultados dos parâmetros de textura (representações ‘b’ das figuras da seção 4.2.3).

A Figura 4.22 apresenta as micrografias obtidas na usinagem das amostras com o rebolo 45%J. Apesar de não se verificar danos térmicos na camada limite das amostras, observam-se maiores ondulações e irregularidades nas bordas retificadas. Estes resultados estão condizentes com os resultados dos parâmetros de rugosidade apresentados pelo rebolo 45%J (Figura 4.9).

Conforme observado na Figura 4.22, a porcentagem de 45% de grãos sinterizados contribuiu para os elevados valores de rugosidade. Estes resultados de rugosidade podem ser diminuídos com o ajuste dos parâmetros de dressagem, visando obter uma topografia mais suave deste rebolo. Todas as amostras retificadas tanto com rebolo compostos com grãos eletrofundidos quanto com grãos microcristalinos sinterizados, não apresentaram danos de retificação. A taxa de retificação específica de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm}\cdot\text{s}$ é elevada para retificação de materiais endurecidos (Jackson e Mills, 2000; Fathallah *et al.*, 2009) e tende a causar danos térmicos nos componentes retificados. Na retificação do ADI Classe 3, num processo industrial, onde a retificação de desbaste é seguida de um período de retificação com taxas de retificação decrescente, os danos térmicos foram sempre eliminados.

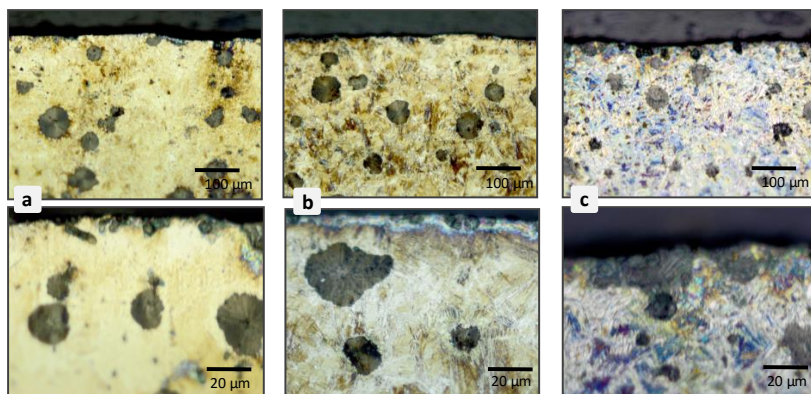


Figura 4.22 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 45%J: (a) $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

Na Figura 4.23 são mostradas as micrografias obtidas nas amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 30%K. Observa-se nestas metalografias que não ocorreram danos térmicos na camada limite nestas amostras ao longo do volume retificado específico, indicando que a variação da classe de dureza J para K não exerceu influências sobre os danos metalúrgicos da camada limite destas amostras de ADI Classe 3.

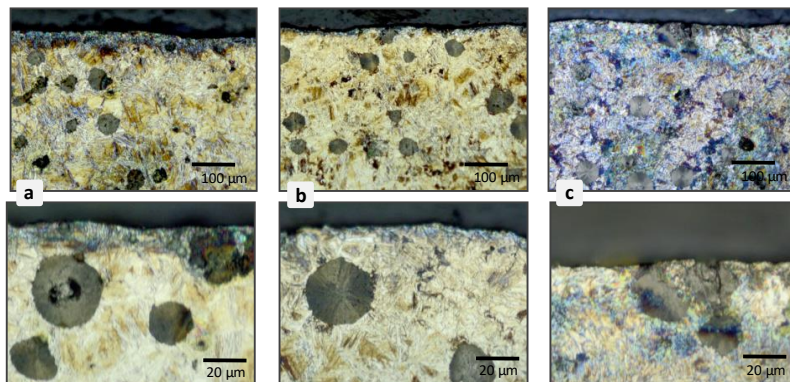


Figura 4.23 – Metalografias de amostras de ADI Classe 3 retificadas com o rebolo 30%K: (a) $V_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$; (b) $V_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$; $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

O aumento da dureza do rebolo de J para K o torna mais resistente ao macro-desgaste. Esperava-se que as interações termomecânicas dos grãos abrasivos com os diferentes microconstituintes do ADI, com crescente desgaste platafórmico dos grãos levariam a um arrancamento da grafita esferoidal da camada limite do ADI. Contudo, como observado na Figura 4.23, os grãos com a composição de 30 % de grãos microcristalinos sinterizados não se verifica um arrancamento de grafita esferoidal da matriz das amostras.

Nas superfícies das amostras visualizadas nas micrografias das amostras obtidas na retificação com o rebolo 30%K (Figura 4.23) observam-se maiores irregularidades em relação às superfícies das amostras retificadas com o rebolo 30%J (Figura 4.21). Estes resultados estão de acordo com os resultados dos parâmetros de rugosidade obtidos por estas ferramentas (o rebolo 30%K gerou valores mais elevados de Ra e Rz em relação ao rebolo 30%J).

4.2.6 Comportamento da microdureza

O comportamento da microdureza permite identificar alterações da camada limite de um componente que sofreu ciclos térmicos em temperaturas elevadas. A microdureza Vickers das amostras retificadas foi avaliada sobre as mesmas amostras empregadas para a verificação das características metalúrgicas. Os endentamentos foram efetuados a partir de profundidades sem alterações, se aproximando gradativamente à superfície. A Figura 4.24 apresenta o comportamento da microdureza Vickers da amostra de ADI retificada como rebolo 0%J em função do afastamento da superfície retificada da amostra.

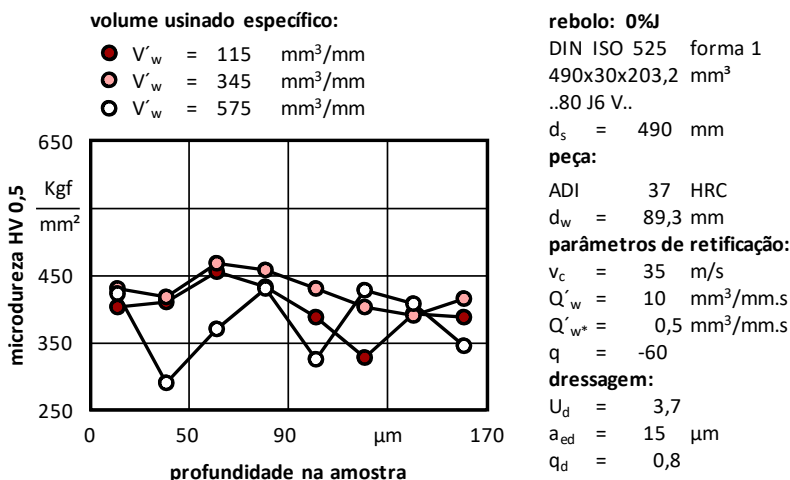


Figura 4.24 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 0%J.

O menor afastamento da superfície para o qual ainda podia ser efetuado uma medição da microdureza Vickers com segurança foi de aproximadamente $20 \text{ } \mu\text{m}$. Para afastamentos menores a deflexão lateral do material leva à indentamentos maiores que não correspondem à real dureza do material. Nas metalografias havia sido verificada nenhuma influência metalúrgica neste afastamento da superfície retificada. A medição da microdureza comprova que para os afastamentos acima de $20 \text{ } \mu\text{m}$ o processo de retificação com as diferentes composições dos rebolos não exerce nenhuma influência sobre este resultado de trabalho. Observa-se

uma sobreposição dos valores da microdureza nas amostras para cada volume usinado específico avaliado. O perfil da microdureza apresentou pouca variação com o aumento do volume usinado específico. Até o limite estipulado de $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ o desgaste do rebolo fabricado com grãos monocristalinos eletrofundido não exerceu influências significativas sobre a microdureza das amostras de ADI Classe 3. A microestrutura não homogênea, composta por diferentes fases e microconstituintes, contribui de forma acentuada sobre a dispersão dos valores da microdureza, não permitindo uma avaliação da influência da retificação sobre o resultado até a profundidade avaliada no componente.

A forte variação da microdureza nos componentes avaliados é consequência de sua heterogeneidade microestrutural. Mesmo as medições realizadas em regiões afastadas dos nódulos de grafita apresentam grande dispersão dos resultados, podendo isto estar relacionado com nódulos de grafita localizados abaixo da superfície avaliada, ou decorrente de falhas na estrutura do material abaixo da superfície. Os resultados das medições feitas num afastamento $20 \mu\text{m}$ da superfície das amostras, na Figura 4.24, apresentaram valores muito próximos, indicando que mesmo para o desgaste que o rebolo apresenta após um volume retificado de $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ esta região não foi influenciada termicamente pelo processo de retificação. Como não é possível efetuar medições da microdureza em camadas mais próximas à superfície, a medição da microdureza não é adequada para analisar a influência do processo de retificação sobre a camada limite retificada com a taxa de retificação de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ com redução de taxa de retificação no acabamento para $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e fim de faiscamento de 1 s. Como mostrado nas micrografias seção 4.2.5, se houve uma influência térmica sobre a camada limite, esta se situa bem abaixo do afastamento da superfície possível de ser avaliada pela medição da microdureza.

A Figura 4.25 apresenta o comportamento da microdureza dos componentes retificados empregando o rebolo 15%J. Observa-se que após um volume retificado de $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ a dureza da amostra apresenta um valor em torno de 20% acima dos valores verificados no início do ciclo de retificação. Como este aumento da dureza ocorre para todas as profundidades, inclusive aquela mais afastadas da superfície, conclui-se que esta variação é decorrente das flutuações da dureza na amostra específica e não decorrente da influência térmica provocada pela retificação com o rebolo com um desgaste referente ao volume usinado específico de $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$.

O comportamento da microdureza Vickers de amostras retificadas com o rebolo 30%J não apresentaram flutuações (Figura 4.26), como as

verificadas nas amostras retificadas com os rebolos 0%J (Figura 4.24) e 15%J (Figura 4.25). Em todas as verificações realizadas ao longo do ciclo de vida do rebolo os valores das medições se encontram dentro da mesma faixa de dispersão.

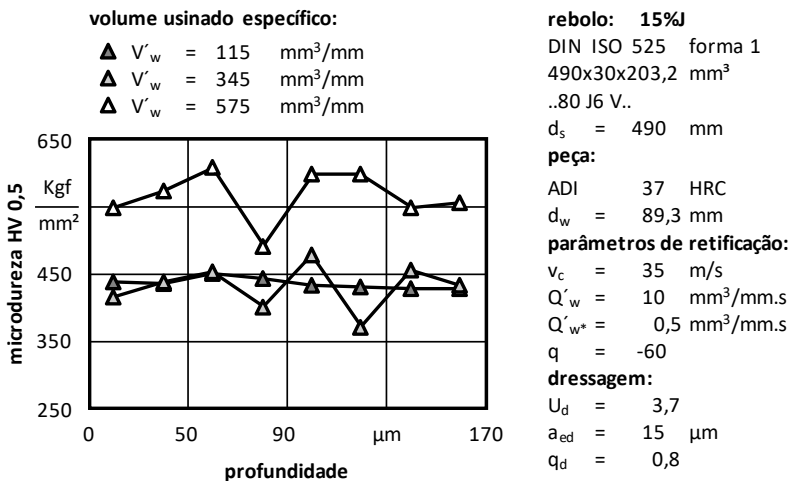


Figura 4.25 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 15%J.

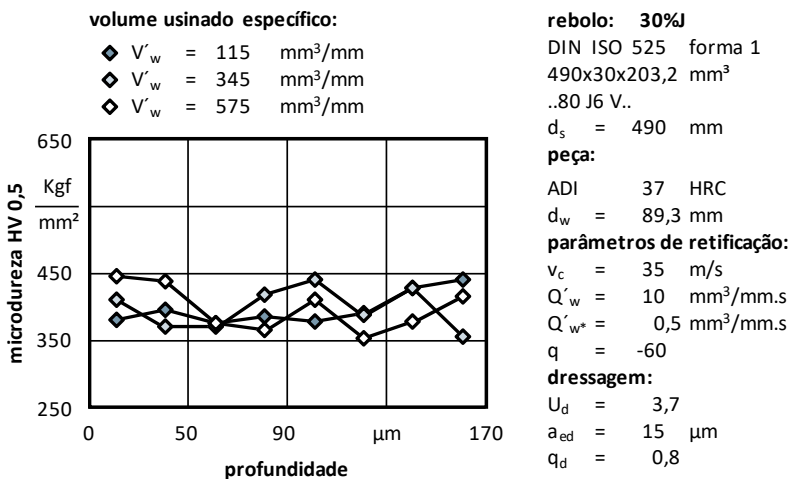


Figura 4.26 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 30%J.

A Figura 4.27 mostra o comportamento da microdureza Vickers em função do afastamento da superfície das amostras retificadas com o rebolo 45%J. A dureza na amostra referente ao volume retificado de $V'_w = 115 \text{ mm}^3/\text{mm}$ mostra valores médios inferiores em toda a extensão de afastamentos da superfície verificada. Estes valores mais baixos que para o volume retificado de $V'_w = 345 \text{ mm}^3/\text{mm}$ e $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ é decorrente das flutuações da microdureza das diferentes amostras retificadas, e também não é decorrente do desgaste do rebolo.

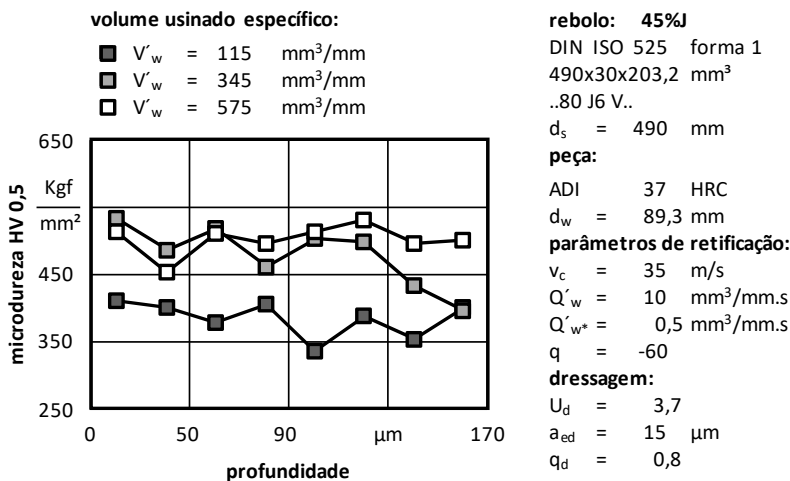


Figura 4.27 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 45%J.

O emprego do rebolo 45%J gerou os maiores valores de rugosidade das amostras retificadas o que permite concluir que este rebolo, embora apresente um aumento da resistência ao desgaste, em virtude da perda precoce dos gumes dos grãos monocristalino não permite concluir que tenha contribuído numa influência negativa ou positiva no resultado de trabalho em termos de integridade da camada limite.

Em termos gerais os resultados de microdureza apontam que não há variações significativas da dureza na retificação do ADI Classe 3, quando adotado o procedimento de desbaste com taxa de retificação de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, taxa de acabamento de $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e fim de faiscamento de 1 s, indicando que os rebolos ensaiados não causam alterações microestruturais significativas a ponto de inviabilizar o uso destas ferramentas na retificação do ADI.

Um aumento da dureza do rebolo leva a um mecanismo de desgaste mais platafórmico dos grãos abrasivos decorrente da maior fixação dos grãos por um aumento da quantidade de ligante. O comportamento da microdureza de amostras retificadas com um rebolo de dureza K com 30% de grãos microcristalinos sinterizados, Figura 4.28 mostra que houve um leve aumento da dureza média em relação aos resultados verificados par o rebolo com dureza J. Mas na profundidade de 20 μm não se verifica ainda alguma alteração que permitisse concluir sobre a influência que o rebolo mais duro exerce sobre o comportamento da microdureza.

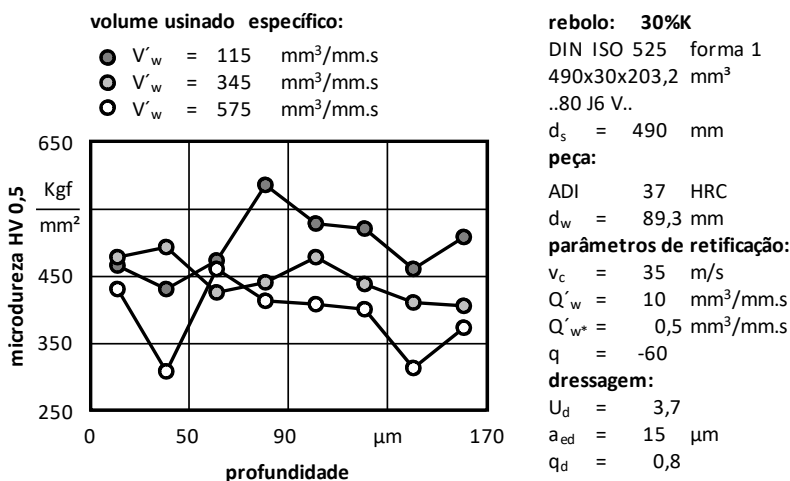


Figura 4.28 – Comportamento da microdureza Vickers média em função do afastamento da superfície da amostra retificada com o rebolo 30%K.

4.2.7 Comportamento do ruído magnético de Barkhausen – RMB

O ruído magnético de Barkhausen (RMB) permite efetuar análises que permitem concluir sobre modificações de características metalúrgicas térmicas e mecânicas sofridas pelas amostras na camada limite. A frequência de excitação estabelece a profundidade na qual o campo magnético alinha os domínios magnéticos da amostra e o RMB se refere à esta camada. Em decorrência de as avaliações metalúrgicas feitas nas metalografias e a verificação da microdureza para distintos afastamentos da superfície das amostras retificadas não ser conclusiva, o RMB foi verificado pós processo nas amostras retificadas ao longo do ciclo de vida de cada rebolo ensaiado.

A determinação do RMB é efetuada em processo ou imediatamente após o processo, com o componente retificado ainda fixo na máquina-ferramenta. O RMB vem despertando grande interesse para o acompanhamento de processos de retificação na indústria. D'amato *et al.* (2003) afirmam que as características do RMB estão intimamente ligadas com a microestrutura do material, e deste modo o RMB pode fornecer informações para acompanhar o processo de retificação.

A Figura 4.29 apresenta o comportamento da amplitude máxima e da amplitude média do RMB para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 800$ Hz obtidos em componentes de ADI Classe 3 retificados com rebolos com composições de grãos microcristalinos sinterizados entre 0 a 45%J ao longo do ciclo de vida do rebolo.

Para a frequência de excitação magnética $f_{ex} = 800$ Hz a profundidade de magnetização dos domínios magnéticos na amostra é pequena. Estas medições objetivam verificar a influência de eventuais danos próximos à superfície. Os resultados da amplitude máxima do RMB, mostrados na Figura 4.29 apresentaram um caráter estocástico e não permitem afirmações conclusivas sobre alterações metalúrgicas de origem térmica ou mecânica na camada limite.

Os resultados das amplitudes médias do RMB, mostrados na parte inferior da Figura 4.29, mostram que a retificação com o rebolo 30%J gerou as maiores amplitudes médias ao longo do volume retificado específico, e com rebolo 45%J se obteve as menores amplitudes médias em comparação com as demais ferramentas. Estas diferenças, embora pequenas, coincidem com os resultados das medições das componentes da força de retificação, onde os menores valores foram verificados para o rebolo 45%J. Pode-se concluir que, em consequência das menores componentes da força de retificação, se tem as menores modificações na camada limite (alterações microestruturais) e, por tanto, o comportamento dos valores das amplitudes médias do RMB é consistente.

Considerando os resultados de microdureza das amostras retificadas com os rebolos 30%J e 45%J foi mostrado que o emprego do rebolo 30%J resultou nas variações mais pronunciadas dos valores de microdureza em relação à dureza verificada no emprego do rebolo 45%J. Os resultados mostram que o comportamento da microdureza coincide com o comportamento do RMB.

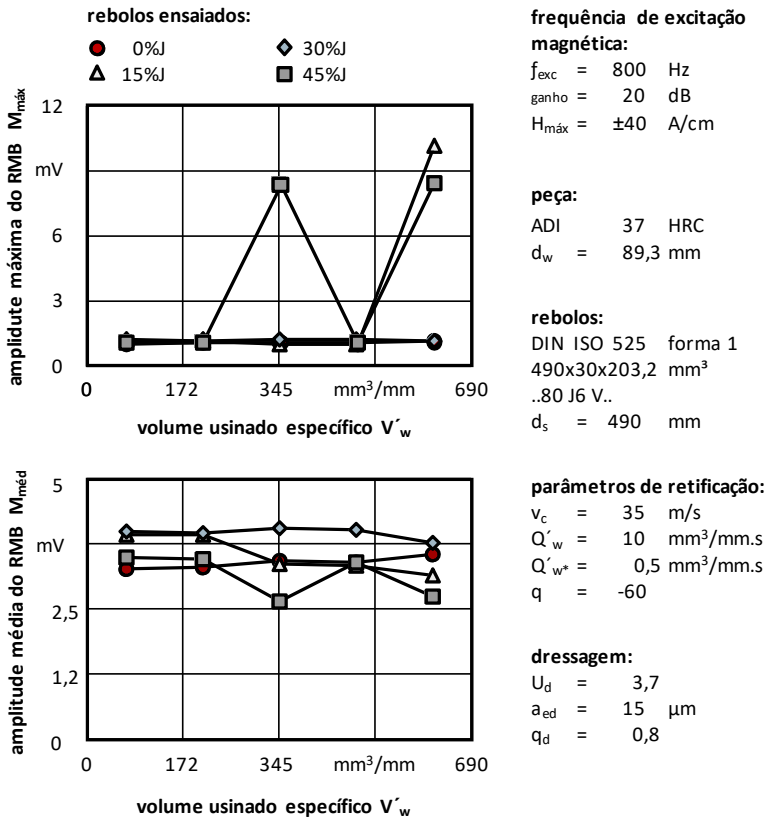


Figura 4.29 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 800$ Hz.

Diminuindo a frequência de excitação a profundidade de detecção de alterações pela medição do RMB aumenta. A Figura 4.30 apresenta os resultados do RMB obtidos com a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 500$ Hz. Assim como no caso da frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 800$ Hz, observa-se que os resultados da amplitude máxima RMB são inconclusivos. Ao diminuir a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 800$ para $f_{ex} = 500$ Hz aumenta-se minimamente a profundidade na qual os domínios magnéticos da amostra são alinhados, e por isto os resultados não diferem dos obtidos para a frequência de excitação de $f_{ex} = 800$ Hz.

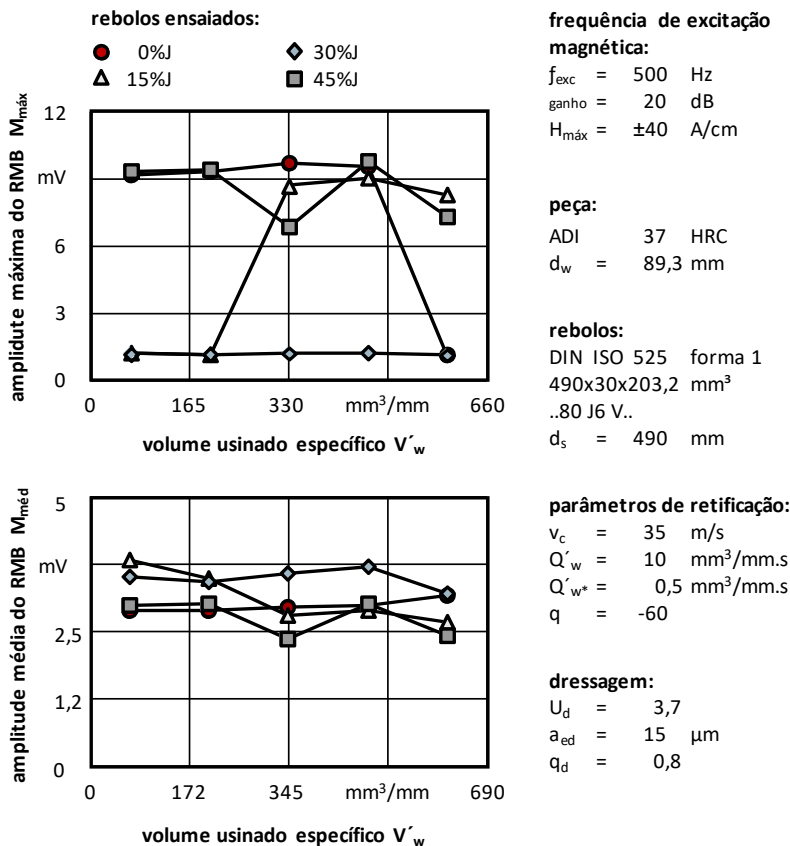


Figura 4.30 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 500$ Hz.

Analisando as amplitudes médias da Figura 4.30 verifica-se que a retificação com o reboło 45%J leva aos menores valores do RMB e com o reboło 30%J aos maiores valores. Pode-se concluir que não há diferença significativa dos resultados em relação à frequência de excitação de $f_{ex} = 800$ Hz, chegando as mesmas conclusões.

Para a frequência de excitação $f_{ex} = 500$ Hz, a retificação com o reboło 35%J gerou os maiores valores das amplitudes médias do RMB (Figura 4.30) e a retificação com o reboło 45%J os menores valores. Os resultados da amplitude média do RMB obtidos para as frequências de excitação $f_{ex} = 800$ Hz e $f_{ex} = 500$ Hz são similares.

Os resultados das amplitudes médias do RMB mostrado nas Figuras 4.29 e 4.30 possibilitam concluir que esta grandeza permite identificar uma variação da composição do rebolo com grãos microcristalinos sinterizados, mas pouco se pode afirmar sobre a identificação do desgaste do rebolo até o volume retificado de $V_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ ensaiado neste trabalho. Para o tempo de vida estipulado, o valor das amplitudes médias do RMB obtido na retificação com o rebolo 0%J não variou e para os demais rebolos apresenta apenas uma leve tendência de decréscimo com o aumento do volume retificado específico.

Com o objetivo de verificar a existência de danos em profundidades maiores, amostras retificadas com os rebolos com a composição com grãos microcristalinos sinterizados entre 0 – 45%, foram excitadas com a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125 \text{ Hz}$, conforme apresenta a Figura 4.31.

Os resultados das amplitudes máximas do RMB, mostrados na parte superior da Figura 4.31, indicam que para a diminuição da frequência de excitação para $f_{ex} = 125 \text{ Hz}$ dilui as informações contidas na camada limite para um maior volume nos quais os domínios magnéticos da amostra são alinhados, a variação dos valores não é mais tão acentuada como o verificado para as frequências de excitação de $f_{ex} = 800$ e $f_{ex} = 500 \text{ Hz}$. Observa-se nas progressões da amplitude máxima do RMB que a retificação com o rebolo 30%J levou aos maiores valores da amplitude máxima RMB e a retificação com o rebolo 45%J aos menores valores; que a retificação com o rebolo 0%J apresentou valores intermediários, coincidindo com os resultados do comportamento das componentes das forças de retificação (onde a retificação com o rebolo 45%J apresentou os menores valores de força e o rebolo 30%J os maiores valores de força).

Os valores em uma banda mais estreita das amplitudes médias do RMB (mostrados na parte inferior da Figura 4.31) indicam que, em virtude da maior diluição das informações em uma camada mais espessa excitada pela frequência mais baixa, estes resultados coincidem com o comportamento da microdureza para profundidades maiores que $20 \mu\text{m}$.

Em relação às amplitudes médias RMB, conforme visualizado na Figura 4.31, o rebolo 45%J apresentou os menores valores e o rebolo 30%J os maiores valores das amplitudes médias; resultados similares observados nas Figuras 4.29 (empregando a frequência de excitação magnética de $f_{exc} = 800 \text{ Hz}$) e 4.30 (empregando a frequência de excitação magnética de $f_{exc} = 500 \text{ Hz}$). Além disto, destaca-se que os resultados das amplitudes máximas mostrados nas Figuras 4.29 e 4.30 foram inconclusivos, e no caso da Figura 4.31 (empregando a frequência de excitação

magnética de $f_{exc} = 125$ Hz) as amplitudes máximas permitem obter informações conclusivas a respeito da influência da porcentagem de grãos sinterizados na usinagem do ADI Classe 3. A frequência de excitação $f_{exc} = 125$ Hz, em concordância com os resultados da literatura (Davut, 2007; Gür, 2008; Moorthy e Shaw, 2008; Santa-aho, 2012; Buttle *et al.*, 2016) foi a que melhor se adequou para a avaliação dos danos de retificação para as classes de rebolos avaliadas.

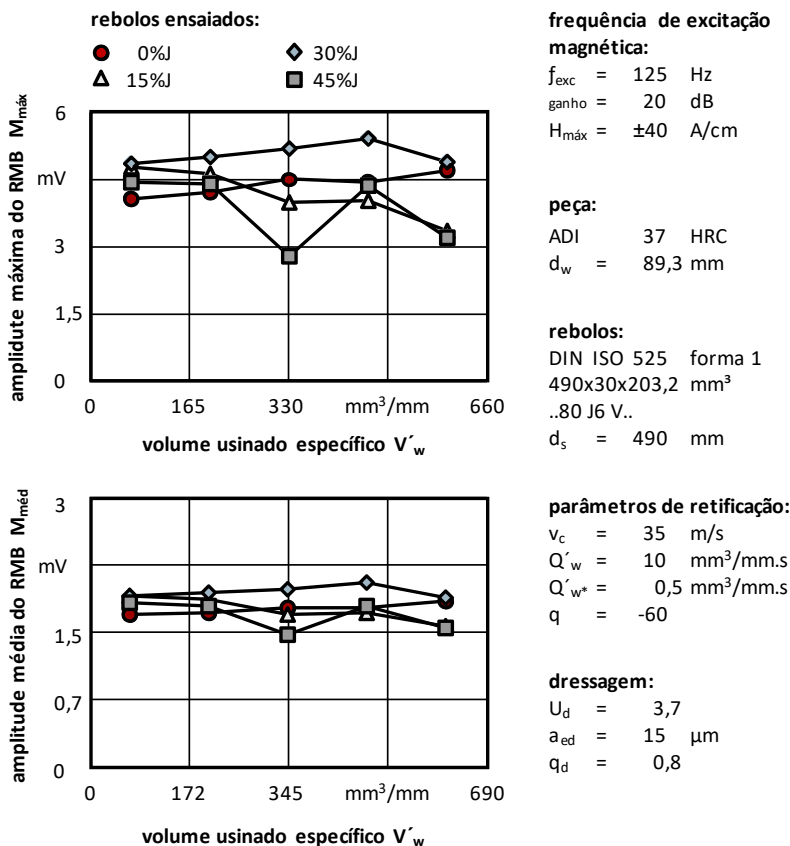


Figura 4.31 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125$ Hz.

A Figura 4.32 mostra os valores do RMB obtidos com a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 20$ Hz. Conforme mostrado nesta figura,

os resultados das amplitudes máximas RMB obtidos com esta frequência de excitação magnética não apresentaram diferenças significativas ao se variar a porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição das ferramentas.

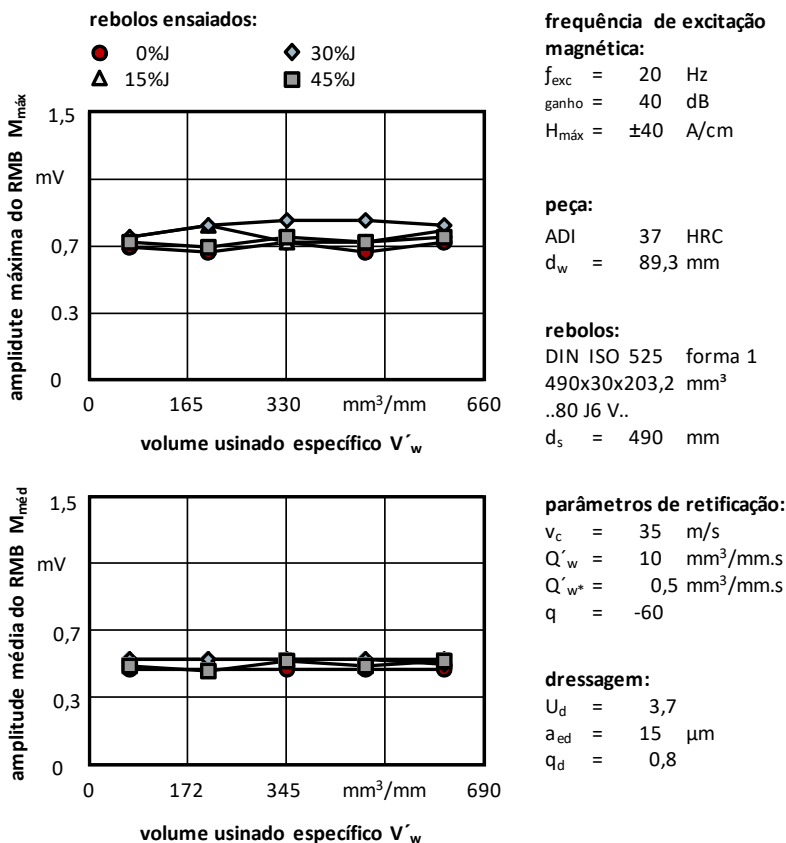


Figura 4.32 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 20$ Hz.

A diminuição da frequência de excitação magnética aumenta a profundidade de excitação no componente e os resultados se referem a média das alterações provocadas em toda esta camada. Por este motivo, o sinal relativo à região efetivamente afetada se dilui com o sinal da região que

não sofreu nenhuma alteração. Os maiores valores são verificados nos resultados correspondentes ao rebolo 30%J, como ocorreu também para as demais frequências de excitação anteriormente apresentados.

O emprego das frequências de excitação magnética de $f_{ex} = 20$ e de 10 Hz, Figuras 4.32 e 4.33, amplia ainda mais a profundidade nas quais ocorre um alinhamento dos domínios magnéticos das amostras.

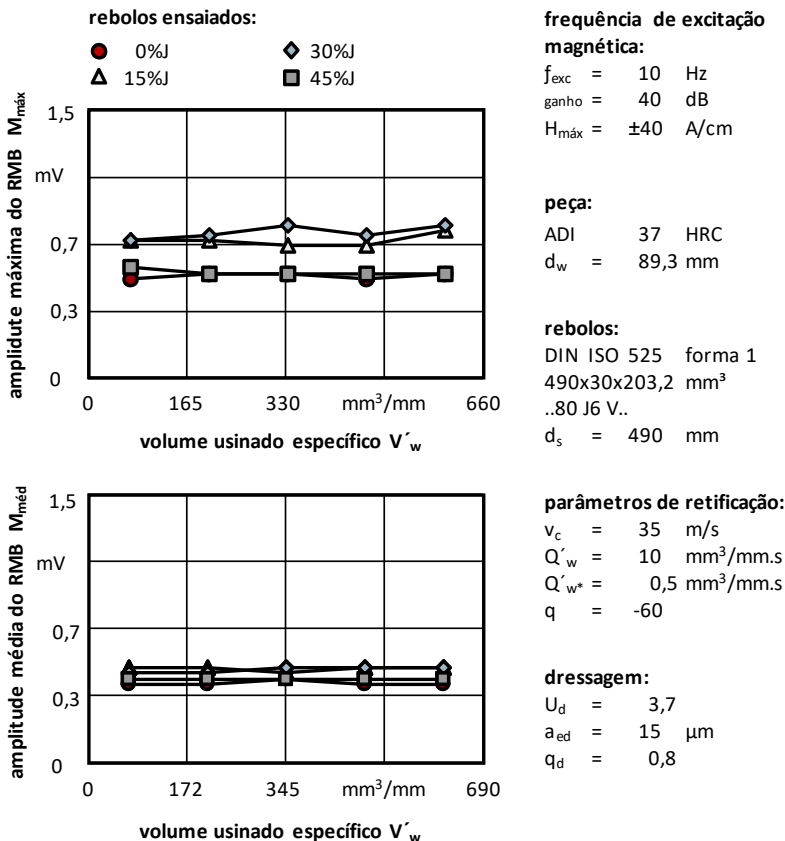


Figura 4.33 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico das amostras retificadas com rebolos 0%J à 45%J para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 10$ Hz.

Por este motivo, verifica-se que a banda na qual ocorrem as variações, tanto das amplitudes máximas, como também das amplitudes médias do RMB se torna mais estreita que para as frequências de excitação

mais elevadas. Os valores tanto das amplitudes médias como das amplitudes máximas, não se alteram ao longo do tempo de vida do rebolo, o que indica que estas frequências não são adequadas para obter informações sobre modificações metalúrgicas na camada limite próxima à superfície das amostras retificadas.

Para averiguar se uma diferença da dureza do rebolo traz influências sobre os valores das amplitudes máximas e médias do RMB, foram avaliados o comportamento destas grandezas para amostras retificadas com rebolos 30% J e 30% K, Figura 4.34, para a frequência de excitação magnética $f_{ex} = 125$ Hz. Os resultados das amplitudes máximas apresentados nesta figura mostram que o componente retificado com o rebolo com classe de dureza J apresentou os maiores valores das amplitudes máximas do RMB em relação aos componentes retificados com rebolo com classe de dureza K. Entretanto, esta diferença não é significativa.

As componentes da força de retificação obtidas na retificação com estas ferramentas (Figura 4.8), também não apresentaram diferenças significativas ao se variar a dureza do rebolo de J para K. Ambas as grandezas apresentaram um aumento nos valores ao longo do volume retificado específico, mostrando uma boa correlação entre estas grandezas.

A medição do RMB para acompanhar a evolução do processo de retificação, desta forma, pode se apresentar como uma potencial vantagem, visto que o investimento que deve ser feito para obter o resultado é bem inferior que o necessário para medir as componentes da força de retificação. Considerando as análises metalográficas dos componentes retificados com o rebolo com dureza K (30%K) verificou-se que, assim como o rebolo com classe de dureza J, não foram revelados danos térmicos nestes componentes. Também os resultados de microdureza obtidos nas peças retificadas com estas ferramentas apresentam similaridade em suas progressões (Figuras 4.26 e 4.28).

Considerando o cruzamento dos resultados das componentes da força de retificação, análises metalográficas, microdureza e amplitudes RMB pode-se concluir que a variação da classe de dureza do J para classe de dureza K no rebolo não exerce influência primária nos danos térmicos nos componentes de ADI Classe 3. Porém, exerce uma influência significativa nos parâmetros verticais da rugosidade e desgaste radial do rebolo ao retificar estes componentes.

Conforme verificado, o aumento da classe de dureza J para classe de dureza K resultou em piores resultados de rugosidade (Figura 4.10) e desgaste radial (Figura 4.18) nos componentes retificados de ADI Classe 3. Esta situação não foi esperada, uma vez que no caso de aços endurecidos, utilizando a mesma composição dos rebolos, a classe de dureza K

obteve os melhores resultados dos parâmetros verticais de rugosidade e desgaste radial.

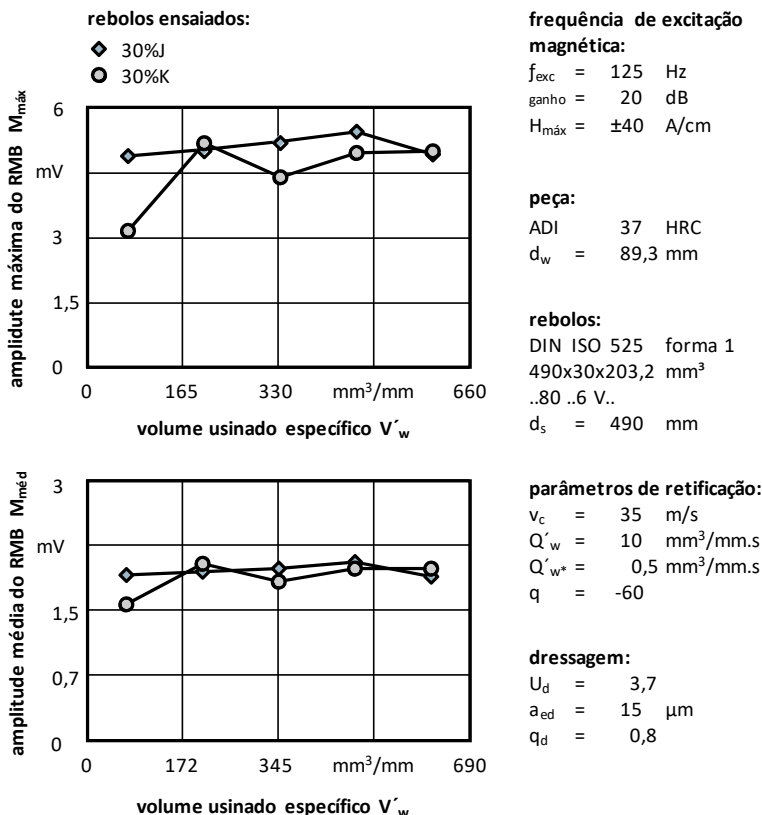


Figura 4.34 – Amplitude máxima e média do RMB em função do volume retificado específico em amostras retificadas com rebolos 30% J e K para a frequência de excitação magnética de $f_{ex} = 125$ Hz.

4.2.8 Discussão dos resultados de retificação em três estágios como função da variação da composição e dureza de rebolos convencionais

Os grãos monocristalinos obtidos por eletrofusão e os grãos microcristalinos sinterizados de Al_2O_3 apresentam mecanismos distintos de desgaste. Os grãos monocristalinos apresentam um desgaste abrasivo platófórmico regular do topo do grão até este atingir uma dimensão na qual

a força normal atinge um valor para o qual o grão apresenta lascamentos. Com o aumento da taxa de retificação estes lascamentos progridem de micro-lascamentos para macro-lascamentos e até para ruptura do ligante, removendo grãos inteiros para fora do ligante.

Os grãos microcristalinos, por sua vez, apresentam um mecanismo de desgaste diferenciado. Em virtude da estrutura policristalina dos grãos sinterizados, estes não apresentam os planos de clivagem típicos dos grãos monocristalinos obtidos por eletrofusão. Quando a força sobre o grão aumenta, as trincas se propagam nos interstícios dos microgrãos, promovendo a formação de múltiplos microgumes afiados sobre toda a extensão das plataformas nos topos dos grãos. A medida que a taxa de retificação aumenta, apenas os gumes no contorno do grão são cinemáticos. Para condições de acabamento e de fim de faiscamento um maior número dos microgumes no topo de grão passam a ter funções de gumes cinemáticos.

O arrancamento de grãos microcristalinos também pode ocorrer para taxas de retificação mais elevadas, porém, em decorrência da maior tenacidade destes grãos em relação aos grãos monocristalino, este mecanismo é menos acentuado nos rebolos fabricados com grãos microcristalinos sinterizados.

Para a composição distinta de rebolos com grãos monocristalinos e grãos microcristalinos sinterizados os dois mecanismos se sobrepõe e isto tem como consequência a modificação no comportamento das grandezas de avaliação do processo de retificação. Os grãos monocristalinos perdem a sua protusão de forma mais rápida que os grãos microcristalinos. Isto leva a uma diminuição na densidade de grãos na superfície ativa do rebolo, aumenta a espessura de cavaco não deformado a ser removida pelos gumes ativos restantes, elevando a rugosidade e diminuindo a força de retificação.

Em relação à rugosidade, o aumento progressivo da porcentagem de grãos sinterizados não teve um impacto significativo nos parâmetros verticais de rugosidade das amostras retificadas do ADI Classe 3. Tanto o rebolo eletrofundido monocristalino quanto os rebolos com 15% e 30% de grãos sinterizados microcristalinos não apresentaram diferenças significativas nos parâmetros Ra e Rz. Para a porcentagem 45% de grãos microcristalinos o aumento da rugosidade é relacionado à diminuição do número de gumes cinemáticos (principalmente pela perda precoce dos grãos monocristalinos).

Os resultados de rugosidade se situam em valores de Ra entre 0,2 e 1,6 μm . O valor inicial da rugosidade em cada ciclo de vida dos rebolos

é fortemente dependente dos parâmetros de dressagem. Os valores da rugosidade e os resultados de textura avaliados apresentam um comportamento semelhante e não apresentam variações significativas ao longo do aumento do volume retificado específico. Além disto, o aumento da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados nos rebolos não gerou diferenças significativas no parâmetro característico da textura Sa.

Verificou-se que o aumento da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados leva a uma diminuição significativa no desgaste radial dos rebolos. Estes resultados se correlacionam com as componentes da força de retificação: as ferramentas com maior porcentagem de grãos sinterizados apresentaram o menor desgaste radial e os menores valores da força de retificação ao longo do ciclo de vida (volume usinado). Isto ocorre em virtude do aumento da porcentagem de grãos microcristalino tornar o mecanismo de desgaste destes grãos dominante sobre o mecanismo de desgaste dos grãos monocristalinos.

Os resultados de desgaste radial mostram que tanto para a retificação com o rebolo com grãos monocristalinos eletrofundidos como para a retificação com rebolos contendo grãos microcristalinos sinterizados em produção se necessita de um sistema de acompanhamento da medição do diâmetro da peça, uma vez que para o volume retificado específico de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$ o desgaste radial foi da ordem de $10 \text{ }\mu\text{m}$.

Os ensaios metalográficos mostraram que o aumento da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados até a proporção de 45% não causou danos à camada limite nas amostras de ADI retificadas com as taxas em regime de desbaste de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e em regime de acabamento de $Q'_w = 0,5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ e fim de faiscamento de 1 s. Observaram-se alterações nas superfícies retificadas mostradas nas micrografias (que correspondem aos cortes em perfil dos parâmetros de rugosidade e textura) e nas avaliações da textura que a grafita esférica contribui fortemente para o aumento dos valores de rugosidade das amostras retificadas, principalmente no emprego de rebolos com a maior porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados.

A limitação de medição da microdureza para profundidades superiores a $20 \text{ }\mu\text{m}$ não permitiu identificar alterações significativas na camada limite para todas as amostras retificadas. Os ensaios de microdureza realizados em afastamentos maiores na camada limite das amostras retificadas de ADI Classe 3 revelaram que esta grandeza é dependente da porcentagem de grãos sinterizados na composição do rebolo, indicando pequenas alterações. Os rebolos compostos de grãos eletrofundido e microcristalino 30%J levaram aos menores valores de microdureza tanto ao

longo do volume usinado específico quanto na profundidade das amostras avaliadas.

O aumento da porcentagem de grãos sinterizados na composição dos rebolos teve impacto nos resultados das amplitudes RMB. Os rebolos eletrofundido e 30%J apresentaram de um modo geral os maiores resultados das amplitudes RMB ao longo do volume usinado específico. Estes rebolos mostram as maiores alterações na camada limite das amostras usinadas de ADI em comparação com os rebolos 15%J e 45%J. Tais resultados são validados pelos resultados dos ensaios de microdureza realizados nas respectivas amostras.

Considerando os resultados do perfil de microdureza das amostras de ADI Classe 3 e das amplitudes RMB, verificou-se que estas grandezas são inversamente proporcionais. Este resultado está de acordo com os resultados de outros pesquisadores. Tanto as amplitudes médias do RMB como os perfis de microdureza são dependentes da microestrutura do material, sendo que as alterações na microestrutura são refletidas nestas grandezas. Os valores de microdureza do rebolo 15%J apresenta um aumento em torno de 20% ao longo do volume usinado específico, sendo que seus resultados dos valores do RMB apresentaram um decréscimo em seus valores ao longo do volume usinado específico. Mesmo cenário foi apresentado pelo rebolo 45%J, o qual teve os valores de microdureza aumentados e valores das amplitudes médias RMB diminuídos com o aumento do volume usinado específico.

A medição das amplitudes médias do RMB apresenta-se como uma alternativa promissora para o monitoramento do processo de retificação, uma vez que permite identificar variações nos parâmetros de entrada do processo de retificação, como a taxa de retificação e também variações nas características dos rebolos, como a sua composição e dureza. O acompanhamento do processo de retificação pela determinação da amplitude média do RMB dispensa a complexa instrumentação na máquina-ferramenta para o monitoramento das componentes da força de retificação e os ensaios destrutivos o/ou não destrutivos pós-processo.

Considerando tanto os resultados de acabamento quando de integridade da superfície, verificou-se que o rebolo 15%J trouxe os melhores resultados, decorrente da regular evolução do desgaste durante a retificação, pois equilibra os mecanismos de desgaste de achatamento dos grãos eletrofundidos e o mecanismos de microlascamento dos grãos microcristalinos sinterizados para a retificação da heterogênea matriz do ADI Classe 3.

A variação da classe de dureza J para classe K na composição dos rebolos implica no aumento da força de ligação entre os grãos abrasivos

do rebolo. A variação da dureza do rebolo de J para K na retificação do ADI Classe 3, não levou a variações significativas na força de retificação ao longo do volume retificado específico. Os valores da rugosidade na variação da classe de dureza dos rebolos de J para K na retificação do ADI Classe 3 mostraram uma elevação. Os resultados da avaliação da textura da superfície retificada também mostraram que com o aumento da dureza do rebolo de J para K se verifica um leve aumento dos parâmetros Sa e Sp das amostras de ADI Classe 3, coincidindo com os resultados da medição da rugosidade.

O rebolo com a dureza J apresentou os menores valores de desgaste em comparação com a ferramenta com classe de dureza K. Observou-se a influência da classe de dureza no desgaste radial da ferramenta com classe mais dura na retificação do ADI. Este resultado não coincide com o comportamento de rebolos convencionais, onde se esperaria um desgaste menor para o rebolo mais duro.

Os resultados das amplitudes médias e máximas dos sinais do RMB obtidos com rebolos de classe de dureza J e classe de dureza K não indicam diferenças significativas ao se variar estas classes de dureza nos rebolos. Estes resultados apresentaram concordância com os resultados de força de processo, microdureza e análises metalográficas referentes a estas ferramentas. Pode-se afirmar que a variação a dureza J para dureza K do rebolo não implica em alterações microestruturais significativas nos componentes de ADI Classe 3 retificados. Uma influência significativa da variação da dureza dos rebolos é percebida nos resultados dos parâmetros verticais de rugosidade e desgaste radial das respectivas ferramentas (30%J e 30 %K). Estes resultados estão de acordo com as afirmações de König (1989) que rebolos mais duros servem para obter maiores relações de remoção e melhores qualidades de superfícies desde que não se atinja durezas elevadas que possam suprimir o efeito de auto-afiação, resultando em forças de corte elevadas e solicitações térmicas na peça, ou seja, quanto mais duro for o material da peça mais macio deve ser o rebolo.

Considerando os resultados das grandezas avaliadas ao se variar a classe de dureza J para classe de dureza K na composição da ferramenta de corte, pode-se verificar que o rebolo com classe de dureza J é o mais indicado para retificação do ADI Classe 3, uma vez que gerou os menores valores dos parâmetros de rugosidade, desgaste e circularidade nas amostras.

5 CONCLUSÕES, RECOMENDAÇÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Foram executados ensaios de retificação periférica cilíndrica externa de mergulho em corpos de prova de ADI Classe 3 empregando-se rebolos convencionais com composições contendo apenas grãos de Al_2O_3 monocristalino eletrofundido e composições contendo grãos microcristalinos sinterizados entre 0 e 45%.

Foram realizados ensaios de retificação de um estágio e de três estágios. Nos ensaios de um estágio foi avaliada a influência da taxa de retificação sobre o resultado de trabalho e no processo de três estágios (empregando uma taxa de retificação de desbaste de $Q'_w = 10 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$ seguido de taxa de retificação de acabamento de $Q'_w = 5 \text{ mm}^3/\text{mm.s}$, com fim de faiscamento de 1 s. Foi verificada a influência das variáveis de entrada sobre as características do processo de retificação e sobre o resultado de trabalho. Correlacionou-se a porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição dos rebolos com os as grandezas características do processo de retificação (componentes da força de retificação, desgaste radial do rebolo e o ruído magnético de Barkhausen (RBM)) e o resultado de trabalho (parâmetros verticais de rugosidade, textura da superfície retificada, danos metalúrgicas por análises metalográficas e verificação da microdureza) durante o ciclo de vida do rebolo (inciando com o dressamento e fazendo avaliações nas amostras até um volume retificado específico de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$).

A variação da taxa de retificação na retificação de um estágio do ADI Classe 3 permite concluir que o RMB é sensível a variação deste parâmetro de retificação. Foi mostrado que com o aumento da taxa de retificação as amplitudes máximas RMB aumentam.

O comportamento da microdureza das amostras retificadas em um estágio com diferentes taxas de retificação mostra que um aumento da taxa de retificação leva à uma pequena diminuição da microdureza a medida que se aumenta a taxa de retificação. Esta diminuição da microdureza está relacionada ao fato de que o aumento da taxa de retificação leva a um aumento da quantidade de calor gerado na região de retificação, ocasionando maiores temperaturas. Em consequência disto, os crescentes danos térmicos no componente retificado podem ser identificados através da variação das amplitudes máximas do RMB.

A composição de rebolos com grãos microcristalinos sinterizados exerce influência nas componentes da força de retificação. A medida que se aumenta a participação dos grãos microcristalinos sinterizados na com-

posição dos rebolos, verifica-se uma diminuição dos valores da força normal ao longo de um ciclo de vida dos rebolos. Isto decorre em virtude do mecanismo de desgaste dos grãos microcristalinos sinterizados, que propicia a formação de um maior número de gumes cinemáticos, facilitando a penetração desses no material da peça.

A variação da dureza do rebolo com 30% de grãos microcristalinos sinterizados de J para K não exerce influência significativa nas componentes da força de retificação do ADI Classe 3. A variação da dureza de J para K destes rebolos não permite evidenciar uma influência sobre as componentes da força de retificação ao longo do volume retificado específico.

A porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição dos rebolos convencionais exerce uma influência significativa sobre os parâmetros da rugosidade Ra e Rz das amostras de ADI Classe 3. Porcentagens abaixo de 30% levam à uma melhor qualidade da superfície retificada. O comportamento da rugosidade mostra um decréscimo dos valores ao longo do volume retificado específico, em decorrência principalmente do mecanismo de desgaste por abrasão e de microlascamento dos grãos abrasivos. O rebolo com 45% de grãos microcristalinos sinterizados gerou os maiores valores dos parâmetros Ra e Rz em comparação ao rebolo referência. As condições do processo de dressagem e a elevada porcentagem de grãos sinterizados tornam a topografia do rebolo mais agressiva, facilitam o corte, mas também levam a maiores penetrações dos gumes na superfície, gerando sulcos mais profundos.

O dressamento dos rebolos exerce uma forte influência sobre as características de corte do rebolo. Mesmo quando dressados sob condições idênticas, os rebolos com diferentes composições e durezas apresentam uma característica inicial distinta que dificulta uma comparação imediata dos resultados. O rebolo com 45% de grãos microcristalinos sinterizados apresentou a rugosidade mais elevada no início do tempo de vida. A topografia mais agressiva após a dressagem se atenua ao longo da vida, diminuindo assim os parâmetros de rugosidade. A variação da dureza dos rebolos com 30% de grãos microcristalinos sinterizados de J para K mostra um aumento da rugosidade com o aumento da dureza. Observou-se um pequeno decréscimo dos valores das curvas de Ra e Rz decorrentes do desgaste dos grãos abrasivos ao longo do tempo de vida da ferramenta. O comportamento rugosidade mostra um comportamento com uma boa repetibilidade ao longo do volume retificado específico.

A alteração da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados nos rebolos convencionais exerce uma pequena influência na textura das

superfícies retificadas das amostras de ADI Classe 3. A presença da grafita esferoidal na superfície retificada contribuiu para o aumento dos valores dos parâmetros de textura. Os resultados de textura da superfície apontam que os rebolos 0% J e o 15%J são os mais indicados para usinagem do ADI Classe 3, uma vez que ocorreu a melhor repetibilidade de resultados de textura ao longo do volume usinado específico em comparação com os resultados obtidos com as demais ferramentas ensaiadas. A influência da variação da dureza dos rebolos com 30 % de grãos microcristalinos sinterizados de J para K não é significativa quando se analisa o comportamento dos parâmetros de textura Sa e Sp.

O desgaste radial do rebole é influenciado pela porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na retificação do ADI Classe 3. Os rebolos com porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados de 30 e 45% apresentaram as mesmas progressões das curvas de desgaste radial e geraram os menores valores de desgaste radial em comparação com o rebole 0% J. Foi mostrado que o emprego de porcentagens de grãos microcristalinos sinterizados acima de 30% não leva a variações significativas na característica de desgaste radial do rebole na retificação do ferro fundido ADI Classe 3. O aumento da porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição dos rebolos acarreta a um aumento dos custos de produção, o que torna a utilização de rebolos com menores porcentagens de grãos sinterizados mais indicada para a retificação do ADI.

Os menores valores de rugosidade e desgaste radial obtidos nos ensaios com o rebole 30%J leva a recomendação desta ferramenta para a retificação do ADI Classe 3. Todas os rebolos apresentaram um valor médio de desgaste radial de 15 μm para um volume retificado de $V'_w = 575 \text{ mm}^3/\text{mm}$. Este resultado deve ser considerado especialmente em processos de retificação de perfil. O desgaste radial apresentou um aumento nos valores quando se aumentou a classe de dureza de J para K. Isto mostra uma melhor característica de corte do rebole mais mole na retificação do ADI.

A avaliação das micrografias das amostras permite concluir que não ocorreram danos de retificação significativos nas amostras retificadas por todos os rebolos ensaiados. Com as condições de processo utilizadas nesta pesquisa, assegura-se a usinagem do ADI Classe 3 com rebolos convencionais sinterizados livre de danos metalúrgicos na camada limite.

Os resultados de microdureza permitem concluir que a porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição dos rebolos exerce pouca influência no perfil de microdureza das amostras ADI Classe 3. As flutuações da microdureza verificadas em amostras distintas é mais fortemente decorrente da amostra que do processo de retificação.

Não se observaram diferenças acentuadas nos valores de microdureza como função do afatamento da superfície retificada. Isto mostra que a utilização dos rebolos convencionais empregados não ocasiona alterações microestruturais consideráveis nos componentes.

Na retificação em três estágios a porcentagem de grãos microcristalinos sinterizados na composição do rebolo exerce influência nas amplitudes RMB. As amostras retificadas com os rebolos referência (0%J) e 30%J apresentaram as maiores amplitudes RMB ao longo do volume usinado específico, permitindo concluir que estes rebolos causaram as maiores alterações microestruturais na camada limite das amostras de ADI Classe 3.

A frequência de excitação magnética influencia a profundidade de excitação do campo magnético e assim os valores do RMB. A excitação magnética com frequências de $f_{ex} = 800$ Hz e $f_{ex} = 500$ Hz, em virtude do caráter estocástico das amplitudes máximas do RMB, não permitiu concluir sobre influências da porcentagem de grãos sinterizados ao longo do volume usinado específico. A frequência de excitação magnética $f_{ex} = 125$ Hz permite concluir que as amplitudes médias e máximas do RMB são influenciadas pela porcentagem de grãos sinterizados na retificação em três estágios do ADI.

O RMB permite correlacionar a influência da variação da classe de dureza de um rebolo com 30% de grãos microcristalinos sinterizados quando se varia a dureza de J para K com a microdureza da camada limite e a variação das componentes da força de retificação das amostras retificadas em três estágios.

5.1 RECOMENDAÇÕES

O cruzamento dos resultados permite concluir que o rebolo 15%J concilia os mecanismos de desgaste de achatamento dos grãos e micro-lascamento dos grãos, resultando no melhor acabamento de componentes de ADI Classe 3, sendo o rebolo mais indicado para retificação deste material em relação às demais ferramentas ensaiadas nesta pesquisa.

Em termos de classe de dureza, conclui-se que a ferramenta com classe de dureza J é mais indicada para a retificação do ADI Classe 3; isto por que gerou os menores valores dos parâmetros de rugosidade, de desgaste e de erros de circularidade em relação ao rebolo com classe de dureza K. Apesar do rebolo com classe de dureza J gerar os maiores danos microestruturais nas amostras em comparação com o rebolo com classe de dureza K, estes danos podem ser considerados irrelevantes sob o ponto de vista de integridade da superfície.

Com os resultados atingidos neste trabalho, constata-se que a utilização de ferramentas convencionais com baixas porcentagens de grãos sinterizados é uma alternativa econômica para retificação do ADI Classe 3. Apesar do melhor desempenho dos rebolos com baixas porcentagens de grãos abrasivos sinterizados, todos os rebolos ensaiados apresentaram repetibilidade de resultado de trabalho ao longo do tempo de vida da ferramenta estipulado. Esta situação demonstra a estabilidade do processo de retificação do ADI com ferramentas convencionais de Al_2O_3 e, portanto, podem ser empregadas para a retificação deste material gerando acabamento superficial aceitável para um processo de retificação e livre dos indesejáveis danos térmicos na camada limite.

Considerando os resultados alcançados nesta pesquisa, verificou-se que a medição do RMB é adequada para o monitoramento do processo de retificação, sendo uma alternativa em relação aos sistemas de monitoramento de força de processo. Destaca-se que o emprego do teor controlado de grãos microcristalinos sinterizados em rebolos convencionas e o emprego do RMB para caracterização do resultado de trabalho de retificação é uma contribuição inédita para o campo de estudo dos ferros fundidos.

Recomenda-se empregar frequências de excitação magnética em torno de $f_{ex} = 125$ Hz para caracterização do ADI através do RMB, uma vez que frequências em torno desta permitem obter informações mais consistentes sobre eventuais alterações na microestrutura dos componentes em comparação às demais frequências ensaiadas. Além disto, esta frequência é a mais empregada nos trabalhos encontrados na literatura consultada sobre o RMB para realização desta pesquisa.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Verificou-se que o dressamento dos diferentes rebolos exerce influência sobre a rugosidade inicial das amostras. Isto requer um aprofundamento no estudo do processo de dressamento e a influência deste sobre a rugosidade inicial dos componentes retificados.

Alguns resultados não permitiram conclusões claras decorrente da falta do entendimento de grandezas que influenciaram estes resultados. As diferentes composições dos rebolos apresetaram resultados que eram influenciados pela condição de dressamento dos rebolos antes de cada ensaio. Para permitir o início de um ciclo de retificação com os mesmos resultados de trabalho, é necessário que se conheça a influência das condições de dressamento sobre o resultado de trabalho. Sugere-se que seja feito um estudo da influência dos parâmetros variáveis de dressamento

dos rebolos com diferentes composições e durezas para assim permitir estabelecer as condições de dressametno que devem ser empregadas para obter um resultado inicial específico.

A retificação do ADI Classe 3 com rebolos de dureza mais elevada mostrou um desgaste mais acentuado para os rebolos com a dureza maior. Para averiguar este comportamento, deverão ser avaliadas outras combinações de parâmetros variáveis de entrada e assim entender melhor os mecanismos que levam ao desgaste mais acentuado dos rebolos de maior dureza.

REFERÊNCIAS

AN'YAN, A. **Effect of grinding process parameters on grinding force of aluminium alloys (AA6061-T6)**. 2008. 24 p. Dissertation (Bachelor of Mechanical Engineering with Manufacturing) Faculty of Mechanical Engineering University Malaysia Pahang, Pekan, 2008.

AKDEMIR, A.; YAZMAN, S.; SAGLAM, H.; UYANER, M. The effects of cutting speed and depth of cut on machinability characteristics of austempered ductile iron. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v.134, p. 0210131-0210139, 2012.

ALABI, A. G. F.; ALUKO F. I. Production and commercialization of austempered ductile iron. **International Journal of Innovative Research e Development**, v. 2 n. 11, p. 332-336, 2013.

ARFT, M.; KLOCKE, F. High performance turning of austempered ductile iron (ADI) with adapted cutting inserts. **CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO)**, p. 129-134, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6589**: Peças em ferro fundido cinzento classificadas conforme a resistência à tração. Rio de Janeiro, 1986. 11 p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6916**: Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal. Rio de Janeiro, 1981. 15 p.

ASTM A897M - 06: **Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings**, v. 01-02, 2011.

AUGUSTIS, V. S.; NAKUTIS, Z.; RAMANAUSKAS, R. Advances of Barkhausen emission measurement. **IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement**, v. 58, n. 2, p. 337-342, 2009.

AVISHAN, B.; YAZDANI, S.; VAHID, D. J. The influence of depth of cut on the machinability of an alloyed austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering**, n. 523, p. 93-98, 2009.

BADGER, J. Factors affecting wheel collapse in grinding. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 58, p. 307-310, 2009.

BALART, M. J.; BOUZINA, A.; EDWARDS, L.; FITZPATRICK, M.E. The onset of tensile residual stresses in grinding of hardened steels, **Materials Science and Engineering A**, v. 367, p. 132-142, 2004.

BALZER, M. E. **Determinação da “janela de processo” de austêmpera de um ADI sem adição de elementos de liga através de ensaios mecânicos e metalográficos**. 2003. 85 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Ciência e em Engenharia de Materiais. UFSC. Florianópolis. 2003.

BARBOSA, A. P. **Furação de ferros fundidos autemperados e nodular perlítico**. 2009. 121 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação da Universidade Federal de Uberlândia, UFU. Uberlândia, 2009.

BENINI, L. **Características das grandezas de processo e resultado de trabalho de retificação como função da composição de rebolos de Al_2O_3** . 2011. 178 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2011.

BENINI, L.; WEINGAERTNER, W. L. Aspectos de Segurança na utilização de Ferramentas Abrasivas no Processo de Retificação face ao desenvolvimento tecnológico de Máquinas-Ferramentas. **SHEWC'2013**, Porto. 2013.

BENINI, L.; WEINGAERTNER, W. L.; MACIEL, L. S. Wear Monitoring on Microcrystalline Aluminum Oxide Grinding Wheels on Profile Grinding with the Aid of Acoustic Emission. **Advanced Materials Research (Online)**, v. 894, p. 95-103, 2014.

BENINI, L.; WEINGAERTNER, W. L.; UHLMANN, E. Grinding of Austempered Ductile Iron Grade 3 as Function of the Microcrystalline Al_2O_3 Grinding Wheels Composition. **Advanced Materials Research (Online)**, v. 1105, p. 164-171, 2015.

BLAOW, M.; EVANS, J. T. The effect of microstructure and applied stress on magnetic Barkhausen emission in induction hardened steel. **Journal of Materials Science**, v. 42, p. 4364-4371, 2007.

BOARON, A. **Determinação do posicionamento relativo entre rebolo e peça com o auxílio da emissão acústica**. 2009. 167 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2009.

BRINKSMEIER, E.; HEINZEL, C.; WITTMANN, M. Friction, Cooling and Lubrication in Grinding. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**. v. 48, n. 2, p. 581-597, 1999.

BRINKSMEIER, E.; WILKE, T. Einfluss der Prozessauslegung auf den Eigenspannungszustand geschliffener Bauteile. In: **1st European Conference on Grinding**, Aachen, p. 15.1-15.24, 2003.

BRUNNER, G. **Schleifen mit mikrokristallinem Aluminiumoxid. Fortschritt-Berichte**. 1998. 142 s. Dissertation (Dipl.-). Leibniz Universität Hannover, LUN. Hannover, 1998.

BUTTLE, D. J.; MOORTHY, V.; SHAW, B. Determination of residual stresses by magnetic methods. **Measurement Good Practice Guide**, n. 88, 56 p., 2006.

BYRNE, G.; DORNFELD, D.; DENKENA, B. Advancing cutting technology. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**. v. 52, n. 2, p. 483-695, 2003.

CAKIR, M. C.; ISIK, Y. Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times. **Materials and Design**, v. 29, p. 937-942, 2008.

CALLISTER JR. W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma Introdução**. 370 p. 7 ed. Gen & LTC, 2008.

CAMPOS, M. A.; CAPÓ-SÁNCHEZ, J.; BENÍTEZ, J. P.; PADOVESE, L. R. Characterization of the elastic-plastic region in AISI/SAE 1070 steel by the magnetic Barkhausen noise. **NDT&E International**, v. 41, p. 656-659, 2008.

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

CARDOSO, P. H. S.; ISRAEL, C. L.; STHOHAECKER, T. R. Estudo comparativo de ferro fundidos nodulares temperados e austemperados. **Estudos Tecnológicos**, v. 6, n. 3, p. 140-148, 2010.

CARMO, D. J. **Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI)**. 2003. 180 p. Dissertação (mestrado). Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas. UFMG. Belo Horizonte, 2003.

CARMO, D. J.; MELO G. H. T. **Tratamento térmico de aços e ferros fundidos**, 114 p. Itaúna: SENAI-DR. MG, 2004.

CHIAVERINNI, V. **Aços e ferros fundidos**. 550 p. 7 ed. Livros ABM. 2008.

D'AMATO, C.; VERDU, C.; KLEBER, X.; REGHEERE, G., VICENT, A. Characterization of austempered ductile iron through Barkhausen noise measurements. **Journal of Nondestructive Evaluation**, v. 22, n. 4, p. 127-139, 2003.

DAS, A. K.; PANDA, R. K.; DHAL, J. P. MISHRA, S. C.; SEN, S. Variation of mechanical properties of austempered ductile iron with processing parameters. **International Journal of Current Research**, v. 4, n. 8, p. 12-16, 2012.

DA SILVA JR, S. F. **Determinação de tensões em materiais estruturais pelo ensaio magnoelástico**. 2005. 243 p. Tese (doutorado). Pós-graduação em Ciências na Área de Tecnologia Nuclear-Reatores, IPEN. São Paulo, 2005.

DAVUT, K.; GÜR, H. Monitoring the Microstructural changes during tempering of quenched SAE 5140 steel by magnetic Barkhausen noise, **Journal Nondestruct Eval**, v. 26, p. 107-113, 2007.

DEL CONTE, E. *et al.* Barkhausen Noise Analysis as an Alternative Method to Online Monitoring of Milling Surfaces. **IEEE Transactions on Magnetics**, v. 52, n.5, 4 p., 2016.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG DIN en 1563: Gießereiwesen Gusseisen mit Kugelgraphit. Berlin. 2005. 30 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG **DIN en 1561**
Gießereiwesen: Gußeisen mit Lamellengraphit. Berlin. 14 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN 51385:**
Schmierstoffe; Kühlsmierstoffe; Begriffe. Berlin. 1991. 2 p.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN IN ISO 525:1999**
Schleifkörper aus gebundenem Schleifmittel Allgemeine Anforderungen.
Berlin. 2000. 22 p.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. L.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da Usi-
nagem dos Materiais**. 244 p. 2 ed. Campinas, Brasil, Artiber, 2000.

DOBMANN, G. Non-destructive testing for ageing management of nu-
clear power components. **Nuclear Power - Control, Reability, and Hu-
man Factors**, p. 311-338, 2011.

DORNFELD, D. A.; LIU J. J. Abrasive texturing and burnishing process
monitoring using acoustic emission. **CIRP Journal of Manufacturing
Science and Technology**. v. 42, n. 1. 1993. p. 337 - 340.

ENGELHORN, R. **Verschleißmerkmale und Einsatzverhalten
zweiphasig verstärkter Sol-Gel- Korunde**. 2002.108 s. Dissertation
(Dipl.-). Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen
Technischen Hochschule Aachen, RWTH. Aachen, 2002.

EINSET, E., 2003, Mixture of Abrasive Particles with Different Tough-
ness, GE Company, **World Patent 03043784**.

FATHALLAH, B. B.; FREDJ, N. B.; SIDHOM, H.; BRAHAM, C.;
ICHIDA, Y. Effects of abrasive type cooling mode and peripheral grind-
ing wheel speed on the AISI D2 steel ground surface integrity. **Interna-
tional Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 49, p. 261-272,
2009.

FEISTE, K. L.; REIMCHE, W.; BACH, F. W.; MARQUES, P. F.; RE-
BELLO, J. M. A. Caracterização das propriedades mecânicas de ferro
fundido nodular por análise harmônica dos sinais das correntes parasitas.
6º Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos - COTEQ, Rio de
Janeiro, Brasil, 2002. 8 p.

FRANCO, F. J. S. **Influência da deformação superficial induzida na resistência à fadiga do ferro fundido nodular austemperado.** 2010. 116 p. Dissertação (mestrado). Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte, 2010.

GARSTKA, T. The influence of product thickness on the measurements by Barkhausen noise method. **Journal of Achievements on Materials and Manufacturing Engineering**, v. 27, n. 1, p. 47-50, 2008.

GOLDBERG, M.; BERRY, J. T.; LITTLEFAIR, G.; SMITH, G. A study of the machinability of an ASTM grade 3 austempered ductile iron. **Proceedings of the World Conference on ADI**, Louisville, USA, 2002. 14 p.

GOMES, F. J. J. **Identificação em processo de mecanismo de desgaste de rebolos.** 2001. 178 p. Tese (doutorado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica de São Carlos, USP. São Carlos, 2001.

GRIJALBA, F. A. F. **Desenvolvimento de ensaio não destrutivo baseado no ruído de Barkhausen par caracterização de tensões elásticas e deformações plásticas em aços.** 2010. 163 p. Tese (doutorado). Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola Politécnica de São Paulo, USP. São Paulo, 2010.

GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos.** 344p. 1 ed. São Paulo, Brasil, Artiber, 2009.

GÜR, H. C.; KILICLI, V.; ERDOGAN, M. Investigating the austempering parameters of ductile iron by magnetic Barkhausen noise technique. **17th World Conference on Nondestructive Testing**, Shanghai, China, 2008. 6 p.

GÜR, C. H.; YELBAY, H. I.; CAM, I. **Prediction of surface Residual stresses in Butt - Welded steel plates by magnetic Barkhausen Noise Analysis.** The Open Access NDT Database. Disponível em <<http://www.ndt.net/>> Acesso em 27 Jan. 2011.

HARA, C. M. **Uma contribuição para o monitoramento de retificação cilíndrica de mergulho.** Tese de doutorado. Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica. UNICAMP. 1999. 178 p.

HAYRYNEN, K. L. The Production of Austempered Ductile Iron (ADI). **Proceedings of the World Conference on ADI**, Livonia, USA, 2002. 6 p.

HAYRYNEN, K. L.; BRANDEMBERG, K. R.; KEOUGH, J. R.; Applications of austempered cast irons. **Proceedings of the American Foundry Society Conference**, Livonia, USA, 2002. 10 p.

HOLZ, R.; SAUREN, J. **Schleifen mit Diamant und CBN**. 1 ed. Deutschland: Winter Diamantwerkzeuge Bornitridwerkzeuge, 1988.

HUGES, I. C. H. Austempered ductile Irons - Their properties and significance. **Materials and Design**, v. 6, n. 3, p. 124-127, 1985.

HUPALO, M. F.; BALZER, M. E.; WARMLING, G. 2006. Avaliação da austemperabilidade de um ferro fundido nodular da classe perlítica (FE-70002) em corpos de prova com 50 mm de espessura. **CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, p. 7334-7345, 2006.

ISHIKAWA, T.; KUMAR, K. V. Conditioning of Vitrified Bond Superabrasive Wheels, **GE Superabrasives**, p. 91-110, 1990.

INASAKI, I.; OKAMURA, K. Monitoring of dressing and grinding processes with acoustic emission signals. **Annals of CIRP**, v. 34, n. 1, p. 277-280, 1985.

JACKSON, M. J.; MILLS, B. Materials selection applied to vitrified alumina and CBN grinding wheels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 108, p. 114-124, 2000.

JACKSON, M. J. Grinding technology and new grinding wheels. **Machining**, Springer, p. 249-269, 2008.

JAGTAP, K. R.; UBALE, S. B.; KADAM, M. S. Optimization of cylindrical grinding process parameters for AISI 5120 steel using Taguchi method. **International Journal of Design and Manufacturing**, v. 2, n. 1, p. 47-56, 2011.

JILES, D. C. Dynamics of domain magnetization and Barkhausen effect. **Czechoslovak Journal of Physics**, v. 50, p. 893-924, 2000.

KANE, D. **Análise da integridade superficial na retificação dupla face de anéis de pistão de aço inoxidável ISO 6621-3 MC 66 nitretado.** 2002. 130 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UNIFEI. Itajubá, 2002.

KAZEMI, M.; KIANI-RASHID, A. R.; NOURIAN A.; BABAKHANI A. Investigation of microstructural and mechanical properties of austempered steel bar-reinforced ductile cast iron composite. **Materials and Design**, v. 53, p. 1047-1051, 2014.

KATUKU, K.; KOURSARIS, A.; SIGALAS, I. Wear, cutting forces and chip characteristics when dry turning ASTM Grade 2 austempered ductile iron with PcBN cutting tool under finishing conditions. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 2412-2420, 2009.

KEOUGH, J. R. **Section IV - Austempered Ductile Iron.** 1998. Disponível em: <<http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Machinability>> Acesso em 27 Ago. 2014.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L. Automotive applications of austempered ductile iron (ADI): a critical review. **Designing and Achieving Lightweight Vehicles (SP-1684)**, SAE Technical Paper. 2000. 12 p.

KEOUGH, J. R.; HAYRYNEN, K. L.; POPOVSKI V. M. Continuing Developments in the Science and Application of Austempered Ductile Iron (ADI). **70th World Foundry Congress**, Monterrey, México, 2012. 10 p.

KIM, Y. J.; SHIN, H.; PARK, H.; LIM, J.D. Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. **Materials Letters**, v. 62, p. 357-360, 2008.

KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 2 Grinding, Honing, Lapping.** 452 p. Springer - Verlag Berlin Heidelberg, 2009.

KLOCKE, F.; ENGELHORN, R.; MAYER, J. WEIRICH, T. Micro-analysis of the contact zone of tribologically loaded second-phase reinforced sol-gel-abrasives. **Annals of the CIRP - Manufacturing Technology**, v. 51, n.1, p. 245-250, 2002.

KLOCKE, F.; KLÖPPE, C.; LUNG, D.; ESSIG, C. Fundamental Wear Mechanisms when Machining Austempered Ductile Iron (ADI). **Annals of the CIRP - Manufacturing Technology**, v. 56, p. 73-76, 2007.

KÖNIG, W. **Fertigungsverfahren Band 2: Schleifen, Honen, Läppen**. 514 p. 2 Aufl. Düsseldorf: VDI Verlag, 1989.

KOPAC, J.; KRAJNIK, P. High-performance grinding – a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 175, p. 278-284, 2006.

KOPROWSKI, S. **Estudo da cinemática da retificação auxiliada por oscilação**. 2013. 125 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2013.

KOVACS, B. V. Development of austempered ductile iron (ADI) for automobile crankshafts. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, n. 10, p. 2013-2795, 2013.

KÜPFERLING, M.; FIORILLO, F.; BASSO, V.; BERTOTTI, G.; MEILLAND, P. Barkhausen noise in plastically deformed low-carbon steels. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 320, p. 527-530, 2008.

LANÇONI, P. N.; BOSO, D. A.; AGUIAR, P. R.; BIANCHI, E. C. Estudo comparativo da força de corte no processo de retificação. **12º Simpósio de Engenharia de Produção** - UNESP, Bauru, 2005. 12 p.

LEE, J. *et al.* **Modern Manufacturing - Mechanical Engineering Handbook**. 124 p. Ed. Frank Kreith. Boca Raton: CRC Press LLC. 1999.

LEFEVRE, J.; HAYYNEN, K. L. Austempered materials for powertrain applications. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, p. 1914-1922. 2013.

LEME, S. P. L. **Dressamento por toque de rebolos de CBN**. 1999. 156 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 1999.

LINDGREN, M.; LEPISTÖ, T. Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation. **NDT&E International**, v. 34, p. 337-344, 2001.

LIU, Z. L.; MIAO, Q.; ZUYI, L.Y. Theoretical analysis of the influence of different microstructure on Barkhausen Noise. **Proceedings of the 15th World Conference on Nondestructive Testing**. Roma. 2000. 5 p.

LOPES, C. S. **Estudo da influência das temperaturas de austenitização nas propriedades mecânicas do ferro nodular austemperado a partir da zona crítica**. 2009. 115 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, UDESC. Joinville, 2009.

MACHADO, A. L. T. *et al.* Utilização de ferro fundido nodular austemperado em ponteiros sulcadoras de adubo de semeadoras de plantio direto. **Revista Brasileira Agrociência**, v. 14, n. 1, p. 143-153, 2008.

MAGALHAES, L.; SEABRA, J.; SÁ, C. Experimental observations of contact fatigue crack mechanisms for austempered ductile iron (ADI) disc. **Wear**, v. 246, p. 134-148, 2000.

MALKIN, S. **Grinding Technology: theory and applications of machining with abrasives**. 1.ed. Chichester, Ellis Horwood Limited, 1989.

MARCHI, M. **Monitoramento da queima da peça no processo de retificação plana baseado no estudo espectral do sinal de emissão acústica com implementação por hardware**. 2012, 139 p. Dissertação (mestrado). Faculdade de Engenharia da UNESP. Bauru, 2012.

MARIANI, F. E. **Tratamentos térmicos de boroaustêmpera em ferros fundidos nodulares e caracterização dos produtos resultantes**. 2014. 98 p. Dissertação (mestrado). Escola de Engenharia de São Carlos, USP. São Carlos, 2014.

MARINESCU, I. D.; HITCHINER, M.; UHLMANN, E.; ROWE, W. B.; INASAKI, I. **Handbook of machining with grinding wheels**. 629 p. 1 ed. CRC Press, Taylor & Francis Group. 2007.

MARTINS, R., SEABRA, J.; MAGALHAES, L. Austempered ductile iron (ADI) gears: power loss, pitting and micropitting. **Wear**, v. 264, p. 838-849, 2008.

MARQUIORO, R. E.; OLIVEIRA, L. D.; TRAPP, S. R. B. Medição de circularidade na máquina de medição por coordenadas e na máquina de medir erro de forma: aplicação em um laboratório de metrologia. **Congresso e Feira da Qualidade em Metrologia Rede Metrológica do Estado de São Paulo – REMESP**, São Paulo, Brasil, 2006. 7 p.

MATTAR JR., A. R. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI**. 2009. 143 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, USP. São Carlos, 2009.

MAYER, J.; ENGELHORN, R.; BOT, R.; WEIRICH, T.; HERWARTZ, C.; KLOCKE, F. Wear characteristics of second-phase-reinforced sol-gel corundum abrasives. **Acta Materialia**, v. 54, p. 3605-3615, 2006.

MESQUITA, N. G. M. **Avaliação e escolha de uma superfície segundo sua função e fabricação**. 1992. 143 p. Tese (doutorado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 1992.

MEOLA, T.; DUARTE, M.; BACCI, M. S. Estimativa de forças no processo de torneamento via monitoramento de sinais de vibração. **17º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**, UFU, Uberlândia, 2007. 10 p.

MOORTHY, J. D.; PAROLINI, J. R.; RUNDMAN, K. B. On the kinetic of austempered gray cast. **Proceedings of the Iron annual meeting of the American Foundrymen Society**, Milwaukee, USA, 2003. p. 911-930.

MOORTHY, V.; SHAW, B. A. Magnetic Barkhausen emission measurements for evaluation of material properties in gears. **Nondestructive Testing and Evaluation**, v. 23, n. 4, p. 317-348, 2008.

MÜLLER, N. **Ermittlung des Einsatzverhaltens von Sol-Gel-Korund-Schleifscheiben**. Hrsg.: Klocke, F. *et al.*, Berichte aus der Produktionstechnik. 2002. 136 p. Dissertation (Dipl.-). Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, RWTH. Aachen, 2002.

MURTHY, K. N.; SAMPATHKUMARAN, P.; SEETHARAMU, S. Abrasion and erosion behavior of manganese alloyed permanent moulded austempered ductile iron. **Wear**, v. 267, p. 1393-1398, 2009.

NOFAL, A. Advances in the metallurgy and applications of ADI. **Journal of Metallurgical Engineering**, v. 2, n. 1, p. 1-18, 2013.

NOGUEIRA, E. A. S. **Simulação computacional da deformação superficial induzida em corpos-de-prova para ensaio de fadiga em ferro fundido austemperado**. 2011. 102 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte, 2011.

NORTON ABRASIVOS. Como definir uma lixa SEEDED GEL. **Informativo Técnico**, n° 24, 2008. 2 p. Disponível em <<http://www.norton-abrasivos.com.br/uploadedFiles/SGnortonabrasivosbr/Documents/ITN%20024%20-%20Como%20definir%20uma%20lixa%20Seeded%20Gel.pdf>> Acesso em 20 Jan. 2015.

ODEBRECHT, O. **Dressamento de rebolos de óxido de alumínio microcristalino com dressadores fixos**. 2003. 118 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2003. 118 p.

OLIVEIRA, V. V.; SANTOS, M. T.; ANDRADE, C. L. F. Análise do comportamento de desgaste de ferramentas de corte no torneamento de ferro fundido nodular austemperado. **4° COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Estância de São Pedro, Brasil, 2007. 9 p.

ONO, K.; DOBMAN, G. Nondestructive testing, 5. Magnetic and Engineering. **Ullmann's Encyclopedia of industrial chemistry**, v. 24, p. 521-539, 2012.

PASHBY, I. R.; WALLBANK, J.; BOUND, F. Ceramic tool wear when machining austempered ductile iron, **Wear**, v. 162, p. 22-33, 1993.

PUTATUNDA, S. Influence of Austenitizing Time on Fracture Toughness of a Low Manganese Austempered Ductile Cast Iron (ADI). **ASM Proceedings: Heat Treating**. Cincinnati Ohio. 1999. 10 p.

PELIZZARI, E. **Análise de tensões em arames de risers flexíveis pelo método micromagnético de ruído Barkhausen**. 2010. 59 p. Monografia (graduação). Curso de Engenharia Metalúrgica. Universidade Federal de Porto Alegre, UFRGS. Porto Alegre, 2010.

PEREZ-BENITEZ, J. A.; CAPO-SANCHEZ, J.; ANGLADA-RIVERA, J.; PADOVESE, L. R. A study of plastic deformation around a defect using the magnetic Barkhausen noise in ASTM 36 steel. **NDT&E International**, v. 41, p. 53-58, 2008.

RABUNG, M.; ALTPETER, I.; BOLLER, C.; DOBMANN, G.; HERRMANN, H. G. Non-destructive evaluation of the micro residual stresses of IIIrd order by using micro magnetic methods. **NDT&E International**, v. 63, p. 7-10, 2014.

RAGHAVENDRA, H.; BHAT, K. L.; UDUPA, K. R.; HEGDE, M. M. R. Grinding wear behavior of stepped austempered ductile Iron as media material during comminution of iron in ball mills. **Annals of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies**, v. 1315, p. 1341-1346, 2011.

RAMOS, D. S. **Estudos de aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados**. 2008. 108 p. Dissertação (mestrado). Instituto Superior Tupy. Joinville, 2008.

RODRIGUES JÚNIOR, A. S. **Avaliação do ferro fundido nodular austemperado aplicado a facas industriais para trabalho a frio**. 2013. 97 p. Dissertação (mestrado). Mestrado profissional em Materiais da Fundação Oswaldo Aranha, UNIFOA. Volta Redonda, 2013.

ROSA, L. C. **Acabamento de superfícies - Rugosidade da Superfície**. Apostila de curso. Oficina Mecânica de Automação. UNESP. 2003.

ROSARIO, J. F. A. 2006. 138 p. **Avaliação da integridade da superfície no torneamento de um ferro fundido nodular com carboneto**. Dissertação (mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, USP. São Paulo, 2006.

ROSIPAL, M.; NESLUŠAN, M.; OCHODEK, V.; ŠÍPEK, M. Application of Barkhausen noise for analysis of surface quality after machining. **Materials Engineering**, v. 17, n. 2, p. 11-15, 2010.

ROWE, W. B. **Principles of Modern Grinding Technology**. 421 p. 1 ed. Willian Andrew: Elsevier. 2009.

SAHIN, Y.; KILICLI, V. Abrasive wear behavior of SiCp/Al alloy composite in comparison with ausferritic ductile iron. **Wear**, v. 271, p. 2766-2774, 2011.

SANTA-AHO, S.; VIPPOLA, M.; SORSA, A.; LATOKARTANO, J.; LINDGREN, M.; LEIVISKA, K.; LEPISTO, T. Development of Barkhausen noise calibration blocks for reliable grinding burn detection. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 212, p. 408-416, 2012.

SEKER, U.; HASIRCI, H. Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting forces and surface quality. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 173, p. 260-268, 2005.

SENA, L. **Avaliação do sistema de reposicionamento do carro porta-rebolo de uma retificadora cilíndrica com guias hidrostáticas comandada numericamente**. 2007. 141 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2007.

SERNA-GIRALDO, C. P. **Avaliação de juntas soldadas de aços carbon através do Ruído Magnético de Barkhausen**. 2007. 140 p. Tese (doutorado). Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Escola Politécnica de São Paulo, USP. 2007.

SEVERIANO, A. C. **Retificação de aços com rebolos de CBN ligado galvanicamente sobre corpo de alumínio**. 2002. 140 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2002.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 512 p. 2 ed. Eletrometal S. A., Metais Especiais. 2006.

SILVA, C.; CARMO, D. J.; SANTOS, D. B. Nódulos de grafita no ferro fundido nodular austemperado – Parte 1. **Siderurgia Brasil**. Edição 66. 2009. Disponível em:

<<http://www.siderurgiabrasil.com.br/novosb/component/content/article/206-ametriassb66/1852-nodulos-de-grafita-no-ferro-fundido-nodular-austemperado--parte-1>> Acesso em 20 Jan. 2015.

SIWIK, D. **Estudo do ruído magnético Barkhausen na avaliação da resistência à corrosão em um aço superduplex**. 2011. 24 p. Monografia (graduação). Curso de Engenharia Mecânica, UFRGS. Porto Alegre, 2011.

SORSA, A. **Prediction of material properties based on non-destructive Barkhausen noise measurement**. 2013. 126 p. Thesis (doctoral). Department of Process and Environmental Engineering of University of Oulu, UO. Oulu, 2013.

SOSA, A. D.; ECHEVERRÍA, M. D.; MONCADA, O. J.; SIMISON, S. N. Surface reactivity of thin wall ferritic ductile iron. The effect of nodule count and grinding variables. **Materials Letters**, v. 62, p. 100-102, 2008.

SOUZA, A. G. O. **Monitoramento da dressagem no processo de retificação**. 2009. 72 p. Dissertação (mestrado). Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UNESP. Bauru, 2009.

SOUZA, B. V. **Desenvolvimento do ferro fundido nodular austemperado em banho de zinco-alumínio**. 2015. 70 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais. PUC/RS. Porto Alegre. 2015.

STOETZEL, W.; PROVOW, R. Abrasive Articles Having Bond Systems Containing Abrasive Particles, 3M Company, **European Patent 01159109**. 2003.

SREEJITH, P. S.; NGOI B. K. A. Dry machining: machining of the future. **Journal of Materials Processing Technology**. 2000. p. 287 - 291.

TABORGA, A. R. M.; TABORGA, J. D. M.; WEINGAERTNER, W. L. Análise da rugosidade obtida na retificação de ferro fundido nodular utilizando rebolos de SiC e Al₂O₃. In: **2º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Uberlândia, Brasil, 2003. 10 p.

TARAFDER, M.; CHATTORAJ, I.; NASIPURI, M.; MITRA, A. Magnetic characterization of HSLA steel by power-law decay exponents of

Barkhausen emission signal. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 321, p. 1034-1038, 2009.

TELES, J. M. **Torneamento de ferro fundido nodular ferratizado com nióbio utilizando ferramentas de metal duro**. 2007. 124 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, UNIFEI. Itajubá, 2007.

TING, L. M.; WAH, H.; WONG, S. Inspection of aircraft landing gear components by Barkhausen noise measurement. **NDT.net**, v. 11 n. 6, p. 1-9, 2006.

TONSHOFF, H.; FRIEMUTH, T. The Cutting Tool Performance depends on the Tool Grinding Process, **3rd Int. Machining and Grinding Conference SME**, Cincinnati, OH, USA. 1999. 2 p.

TUFFY, K.; O'SULLIVAN, M. O. Abrasive machining of ductile iron with CBN. **Industrial Diamond Review**, p. 1-6. 2006.

TUN, T.; LWIN, K. Optimizing the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron for automobile differential gear. **Journal of Metals, Materials and Minerals**, v. 18, n. 2, p. 199-205, 2008.

UHLMANN, E.; LYPOVKA, P. Analyse des Einflusses unterschiedlicher Schienenschleifprozesse auf die Oberflächen - und Randzonenbeschaffenheit von Schienen. **Wt-Online 07-08**, p. 1-14, 2014.

UHLMANN, E.; STARK, C. Potentiale von Schleifwerkzeugen mit mikrokristalliner Aluminiumoxidkörnung. **Jahrbuch Schleifen, Honen, Läppen und Polieren Verfahren und Maschinen**. Band 58, Essen, Vulcan. 1997. p. 281-309.

VASHISTA, M.; PAUL, S. Correlation between surface integrity of ground medium carbon steel with Barkhausen Noise parameters and magnetic hysteresis loop characteristics. **Materials and Design**, v. 30, p. 1595-1603, 2009.

VÉRTESEY, G.; MÉSZAROS, I.; TOMÁS, I. Nondestructive magnetic characterization of TRIP steels. **NDT&E International**, v. 54, p. 107-114, 2013.

VIDAL, D. F. **Análise de estrutura e propriedades mecânicas de um ferro fundido nodular em processo de fundição produzido pela técnica de imersão de sino**. 2013. 147 p. Dissertação (mestrado). Centro de Ciência e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, UENF. Campos dos Goytacazes, 2013.

VOIGHT, R. C.; LOPER JR, C. R. Austempered Ductile Iron - Process Control and Quality Assurance. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 22, p. 2776-2794, 2013.

WEBSTER, J.; TRICARD, M. Innovations in abrasive products for precision grinding. **Annals of the CIRP - Manufacturing Technology**, v. 53, n. 2, 2004. p. 597-617.

WEINGÄRTNER, E. **Influência do sistema de alimentação de fluido lubrificante na retificação com rebolos de CBN**. 2009, 173 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, USFC. Florianópolis, 2009.

WILLIS, J. Wheel selection impacts your production costs. **The grinding Journal**, p. 12-13, 2008.

WOJTAS, A. S.; SUOMINEN, L.; SHAW, B. A.; EVANS, J. T. **Detection of Thermal Damage IN Steel Components After Grinding Using the Magnetic Barkhausen Noise Method**. The Open Access NDT Database. Disponível em <<http://www.ndt.net/>> Acesso em 27 Jan. 2011.

WUNDER, S. **Modelagem e simulação da microtopografia de superfícies retificadas com ferramentas estruturadas**. 2006. 106 p. Dissertação (mestrado). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC. Florianópolis, 2006.

YANG, J.; PATATUNDA, S. K. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. **Materials Science and Engineering A**, v. 406, p. 217-228, 2005.

ZARDINI, F. Fatigue properties and machinability of ADI, **Fonderia – La metallurgia italiana**, v. 10, p. 27-32, 2005.