

CARLOS ALBERTO DAMIÃO

**EFEITO DA TEXTURA METALÚRGICA NA
RESISTÊNCIA À ABRASÃO DE AÇOS AO
MANGANÊS**



Universidade Federal de Uberlândia
Faculdade de Engenharia Mecânica

2018

CARLOS ALBERTO DAMIÃO

**EFEITO DA TEXTURA METALÚRGICA NA RESISTÊNCIA À
ABRASÃO DE AÇOS AO MANGANÊS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Washington Martins da Silva Junior

UBERLÂNDIA

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

D159e
2018 Damião, Carlos Alberto, 1956-
 Efeito da textura metalúrgica na resistência à abrasão de aços ao
 manganês / Carlos Alberto Damião. - 2018.
 74 f. : il.

 Orientador: Washington Martins da Silva Junior.
 Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
 Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
 Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2018.1120>
 Inclui bibliografia.

 1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Desgaste mecânico - Teses. 3.
 Aço - Teses. I. Silva Junior, Washington Martins da, 1977- II.
 Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em
 Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL
MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA
MECÂNICA



ALUNO: Carlos Alberto Damiano

NÚMERO DE MATRÍCULA: 11522EMC001

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

LINHA DE PESQUISA: Tribologia e Materiais

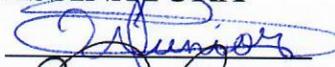
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL MESTRADO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO:

“Efeito da Textura Metalúrgica na Resistência à Abrasão de Aços ao Manganês”

ORIENTADOR: Prof. Dr. Washington Martins da Silva Júnior

A Dissertação foi **APROVADA** em reunião pública, realizada no Anfiteatro D - Bloco 50, Campus Santa Mônica, em 28 de março de 2018, às 08:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME	ASSINATURA
Prof. Dr. Washington Martins da Silva Júnior	UFU 
Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva	UFU 
Prof. Dr. Flávio José da Silva	UFPE 

Uberlândia, 28 de março de 2018

Dedicado à minha esposa,
Filhas e para netinha Ester.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao **Professores Dr. Washington Martins da Silva Jr**, pela orientação no trabalho, pela motivação, empenho e apoio ao longo do mestrado.

Aos **Professores Dr. José Daniel Biasoli de Mello e Dr. Alberto Arnaldo Raslan** pela ajuda e diversas assessorias e conhecimentos que vieram a enriquecer o presente trabalho.

Ao **Dr. Wilian da Silva Labiapari**, pela sua contribuição em testes e assessorias complementares.

À técnica **Ângela Maria Silva Andrade** pela sua grande colaboração em testes laboratoriais.

À equipe do **Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM)** pelas diversas colaborações.

Ao programa de **Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia**, pela oportunidade de realizar esse curso.

A empresa **Miner Minas** pelo fornecimento de materiais e consumíveis sem os quais não seria possível a realização dessa pesquisa.

E, finalmente, à minha família e ao meu cunhado **Luiz Ricardo** que sempre me motivaram apoiando-me em momentos difíceis.

DAMIÃO, C. A., **Efeito da textura metalúrgica na resistência a abrasão de aços ao manganês**, 2018. 73 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

O custo devido ao desgaste abrasivo na extração e processamento de minério é de até 15% do custo de manutenção. A redução desse custo está fortemente ligada à escolha correta do material resistente ao desgaste abrasivo para as instalações e equipamentos de processo. Este trabalho objetiva verificar o impacto da textura metalúrgica na resistência à abrasão de aços ao manganês laminados a quente. A referência de mecanismo de desgaste utilizada nesse trabalho foi uma amostra de uma placa de aço de uma caçamba de pá-carregadeira utilizada em mina de ouro. Foi desenvolvida uma metodologia que replica no laboratório o desgaste observado em campo através de testes de desgaste abrasivo tipo roda de borracha. Essa metodologia foi aplicada em amostras de aços hipoeutetóides bifásicos ligados ao manganês, laminados a quente e com composições químicas similares. Alguns desses aços possuem textura metalúrgica na forma de bandas alternadas de ferrita e perlita, conhecida como “*banding*” dispostas na direção de laminação. As amostras foram testadas na superfície superior e lateral com referência à direção de laminação. Evidenciou-se que existiu maior dureza nas amostras de aços sem textura metalúrgica e, também, uma anisotropia da dureza em amostras com textura metalúrgica. Foi observada uma diminuição na taxa de desgaste quando os testes abrasivos mudaram da superfície superior para a superfície lateral, sendo de 29 a 33% nas amostras sem textura e entre 37 a 40% nas amostras com textura metalúrgica. A marca de desgaste mostrou predominância de deslizamento de partículas abrasivas. Também foram realizados testes de esclerometria linear nas amostras. As taxas de desgaste apresentaram correlação linear com a dureza e com a energia específica ao riscamento. Os aços sem textura metalúrgica apresentam maiores valores de energia específica ao riscamento. A análise dos parâmetros energia específica e taxa de desgaste evidenciou que existe anisotropia nas amostras com a presença de textura metalúrgica. Entre os materiais testados, não é recomendável a utilização de aços ao manganês com textura metalúrgica para aplicações de abrasão severa.

Palavras chave: textura metalúrgica, desgastes abrasivo, aços ao manganês, esclerometria linear.

DAMIÃO, C. A., **Effect of metallurgical texture on the abrasion resistance of Mn steels**, 2018. 73 p. M. Sc. Dissertation, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Abstract

The cost due to abrasive wear on ore extraction and processing is up to 15% of the maintenance cost. The cost reduction is strongly linked to the correct choice of material, abrasive wear resistant, for process plant and equipment. This work aims to verify the impact of metallurgical texture on the abrasion resistance of hot rolled Mn steels. This work was developed from a sample of field-worn steel from a worn sheet of a front and loader machine bucket used in a gold mine. A methodology that replicates, in the laboratory, the wear and tear observed in the field was developed, by tests of abrasive wear type rubber wheel.. This methodology was applied in samples of hot rolled biphasic hypoeutectoid Mn steels and with similar chemical compositions. Some of these steels have metallurgical texture, in the form of alternating bands, of ferrite and perlite, known as "banding" disposed in the rolling direction. Linear sclerometry tests were also performed on the samples. Samples were tested on the upper and lateral surfaces with reference to the rolling direction. It was evidenced that there was greater hardness in samples of steel without metallurgical texture and that there was anisotropy in the hardness of samples with metallurgical texture. A decrease in the wear rate was observed, when the abrasive tests changed from the upper surface to the lateral surface, it was 29 to 33% in samples without texture and from 37 to 40% in samples with metallurgical texture. The wear mark showed predominance of grooving of abrasive particles. The wear rates showed a linear correlation with the hardness and the energy expended to scratch the surfaces. The steels without metallurgical texture are more difficult to scratch. The analysis of the specific energy and wear rate parameters showed that exist anisotropy in samples with metallurgical texture presence. Among the materials tested, the use of manganese steels with metallurgical texture is not recommended for severe abrasion applications.

Keywords: metallurgical texture, abrasive wear, Mn steels, linear sclerometry.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Microestrutura ferrítico-perlítica de um aço ao carbono com textura metalúrgica (MAJKA; MATLOCK; KRAUSS, 2002).....	5
Figura 2.2. Microestrutura martensítica de um aço ao carbono com textura metalúrgica(MAJKA; MATLOCK; KRAUSS, 2002).....	5
Figura 2.3. Esquema de solidificação dendrítica (FLEMINGS, 1974).....	6
Figura 2.4. Diagrama esquemático de zonas de morfologias dos cristais formados numa seção de aço em estado de solidificação (FLEMINGS, 1974).....	7
Figura 2.5. Diagrama esquemático da solidificação de uma liga binária com equilíbrio na interface líquido-sólido. (a) Diagrama de fase; (b) Perfil de composição ao longo da interface sólido-líquido (FLEMINGS, 1974).....	8
Figura 2.6. Visão esquemática da solidificação dendrítica mostrando: a convecção líquida, os efeitos da deformação e as regiões (pequenas áreas circulares brancas) onde os ramos de dendrita cresceram e o encolhimento interdendrítico ocorrerá (KRAUSS, 2015)....	9
Figura 2.7. Espaçamentos dendríticos secundários como uma função da distância à superfície de resfriamento do aço a partir de várias ligas de aço inoxidável e baixo carbono (KRAUSS, 2015).....	10
Figura 2.8. Esquema ilustrativo da influência de elementos de liga do aço na produção da estrutura de bandas secundárias.	13
Figura 2.9. Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais em um teste de pino-lixia em função da dureza do material (ZUM GAHR, 1987).....	15
Figura 2.10. Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta apresentando um aspecto diferente no desgaste da superfície pela mudança da dinâmica das partículas abrasivas ao variar o seu material: (a) deslizamento de partículas de diamante; e (b) rolamento de partículas de carbeto de silício (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).	16
Figura 2.11. Micromecanismos de desgaste abrasivo. (a) microssulcamento; (b) microcorte; (c) microlascamento (GAHR, 1987); e (d) microindentação (MENARD, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011).	17
Figura 2.12. Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo recomendado pela ASTM G 65-16 (ASTM, 2004).....	18

Figura 2.13. Perfil efetivo de uma superfície, com os elementos que compõem a textura superficial (BHUSHAN; GUPTA, 1997).	21
Figura 2.14. Definição da altura média aritmética (R_a / S_a) (GADELMAWLA et al., 2002).	23
Figura 2.15. Definição dos 10 pontos para parâmetro de altura R_z (GADELMAWLA et al., 2002).	24
Figura 2.16. Definição de inclinação média θ (GADELMAWLA et al., 2002).	25
Figura 3.1. Processo de extração da amostra de campo.	28
Figura 3.2. Posição de retirada das amostras das superfícies conforme direção de laminação.	29
Figura 3.3. Fluxograma de atividades gerais requerido, nesta dissertação.	31
Figura 3.4. Microscopia eletrônica de varredura da amostra de campo.	32
Figura 3.5. Esquema do abrasômetro roda de borracha a ser utilizado nos ensaios (DA SILVA; DE MELLO, 2009).	32
Figura 3.6. Determinação do regime permanente na curva da taxa de desgaste no teste roda de borracha.	34
Figura 3.7. Modelo dos riscos gerados pelas partículas abrasivas na amostra de campo.	34
Figura 3.8. Representação esquemática do modelo considerado para cálculo do raio da partícula abrasiva.	35
Figura 3.9. Microscopia eletrônica de varredura exemplificando a medição dos sulcos e riscos na amostra de campo desgastada.	36
Figura 3.10. Análise estatística das medições dos riscos e sulcos nas amostras de campo.	37
Figura 3.11. Posição das indentações para medições da microdureza numa seção transversal a marca de desgaste de uma amostra qualquer.	38
Figura 3.12. Desenho esquemático do esclerômetro linear desenvolvido no LTM.	39
Figura 3.13. Exemplo da disposição dos riscos gerados na esclerometria linear para cada amostra. Microestrutura por polimento eletrolítico.	40
Figura 3.14. Geometria da esclerometria linear quando o indentador esta iniciando o riscamento.	40
Figura 4.1. Micrografia da superfície superior dos materiais usados. (a) A-S; (b) X-S; (c) U-S; (d) R-S; (e) detalhe da região perlítica; e (f) esquema de posicionamento das amostras observadas.	43
Figura 4.2. Micrografia da superfície lateral dos materiais usados. (a) A-L; (b) X-L; (c) U-L; (d) R-L; e (e) esquema de posicionamento das amostras observadas.	44

Figura 4.3. Microdureza (HV-10 gf) das regiões brancas apresentadas nas microestruturas das amostras A, X, U e R nas superfícies lateral e superior.	45
Figura 4.4. Largura das bandas de ferrita e perlita observada nas amostras U e R. (a) exemplo de medição das bandas na mostra U-L; (b) resultado médio.....	46
Figura 4.5. Macro durezas Vickers (HV 40 kgf) dos aços analisados medidas na superfície superior e lateral.....	47
Figura 4.6. Porcentagens de perlita medidas nas micrografias das amostras.....	48
Figura 4.7. Relação da macro dureza HV – 40 kgf e a porcentagem de perlita.....	48
Figura 4.8. Indentação de macro dureza nas amostras com textura metalúrgica. (a) desenho das indentações numa mesma amostra, modificado de Grange (1971); (b) superior; e (c) lateral.....	49
Figura 4.9. Microscopia eletrônica de varredura das amostras de campo desgastadas em: (a) campo; (b) laboratório.....	50
Figura 4.10. Curva média da taxa de desgaste das amostras R no teste abrasivo roda de borracha usando partículas abrasivas de sílica com diâmetro médio de 600 μm (nº 30). 52	52
Figura 4.11. Média da taxa de desgaste das amostras A, X, U e R em testes abrasivos de roda de borracha nas superfícies superior e lateral com partículas abrasivas de sílica com diâmetro médio de 600 μm	53
Figura 4.12. Relação dos resultados de macro dureza e taxa de desgaste para todas as amostras.	54
Figura 4.13. Perfil de micro dureza [HV – 10gf] da ferrita ao longo da profundidade para a amostra R, abaixo da marca de desgaste.....	55
Figura 4.14. (a) Comparação da indentação perto da superfície de desgaste para micro dureza Knoop (KHN0,01) e micro dureza Vickers (HV0,01); (b) Perfil de micro dureza [KHN – 10gf] ao longo da profundidade para a amostra R abaixo da marca de desgaste....	56
Figura 4.15. Microscopia eletrônica de varredura das marcas de desgaste no equipamento de roda de borracha. (a) A lateral; (b) A superior; (c) X lateral; (d) X superior; (e) U lateral; (f) U superior; (g) R lateral; e (h) R superior.	57
Figura 4.16. Parâmetros de rugosidade na marca de desgaste das amostras. (a) R_a ; (b) R_q ; (c) R_z ; e (d) λ_q	58
Figura 4.17. Exemplos de medição de largura dos sulcos em amostras: (a) A-S carga 1N orientação perpendicular; (b) X-S carga 10 N orientação paralela; (c) U-L carga 1N orientação paralela; e (d) R-L carga 10N orientação perpendicular.	60
Figura 4.18. Energia específica obtida nas superfícies superior e lateral das amostras. Os riscos foram realizados paralela e perpendicularmente ao sentido da textura metalúrgica, com carga de: (a) 1N; e (b) 10N.	61

Figura 4.19. Representação da escala da largura média dos riscos para esclerometria com carga de 1 N (verde) e 10 N (amarela) para: (a) amostras com textura de bandas; e (b) amostras sem textura metalúrgica. 62

Figura 4.20. Relação entre macrodureza e energia específica comparando as superfícies superior e lateral das amostras ressaltando a orientação dos sulcos perpendicular e paralelo à textura metalúrgica; Esclerometrias de 10 N. 63

Figura 4.21. Relação entre taxa de desgaste e energia específica comparando as superfícies superior e lateral, com orientação dos sulcos perpendicular e paralelo à textura metalúrgica; Esclerometria de 10 N. 64

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1. Principais parâmetros de teste, utilizando o abrasômetro roda de borracha de acordo com a norma ASTM G65-16 (ASTM, 2004).....	19
Tabela 3-1. Composição química simplificada dos materiais utilizados.	27
Tabela 3-2. Amostras cortadas na direção paralela para os testes na roda de borracha.	29
Tabela 3-3. Parâmetros dos testes abrasivos no roda de borracha.	33
Tabela 4-1. Parâmetros de rugosidade das amostras desgastadas em campo e laboratório.....	51

LISTA DE SÍMBOLOS

$\dot{\theta}$ - inclinação média dos picos

θ - inclinação entre dois pontos consecutivos do perfil de rugosidade

λ_q - Comprimento de onda quadrático médio

Δq - inclinação quadrática média dos picos

°C - graus Célsius

A_c - área da superfície da calota

A_p - área da partícula abrasiva

μ - Coeficiente de Atrito

CCC - Cúbico de Corpo Centrado

CFC - Cúbico de Face Centrada

C_L - concentração do soluto no líquido

C_s - concentração do soluto no sólido

d - densidade

D_p - diâmetro médio das partículas abrasivas

e - energia específica ao riscamento

F_N - força normal

F_t - força tangencial

GPa - Gigapascais

h - profundidade de indentação

HV - dureza Vickers

k - taxa de desgaste

KHN - dureza Knoop

K_o - coeficiente de distribuição ou participação do soluto

L - distancia deslizada

LTM - Laboratório de Tribologia e Materiais

m_d - massa desgastada

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

R_a - rugosidade média

R_q - rugosidade quadrática média

R_t - distância máxima entre pico e vale

R_z - valor médio entre os picos e vales

S_a - rugosidade média superficial

S_q - rugosidade superficial quadrática média

S_z - valor médio superficial entre os picos e vales

V - volume

W - carga

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	1
2.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1	Textura metalúrgica.....	4
2.1.1	Solidificação e segregação dendrítica	6
2.1.2	Efeito do trabalho a quente.....	10
2.2	Desgaste abrasivo.....	14
2.2.1	Dinâmica das partículas abrasivas e micromecanismos de desgaste abrasivo..	15
2.2.2	Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha	18
2.2.3	Abrasão em aços ao manganês	19
2.3	Topografia de superfície	20
2.3.1	Características da topografia de superfícies	20
2.3.2	Parâmetros de rugosidade de interesse no trabalho.....	22
	METODOLOGIA: MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	27
2.4	Materiais, identificação e preparação superficial	27
2.5	Metodologia de testes abrasivos	30
2.6	Método de testes adicionais e análise dos resultados	38
3.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
3.1	Caraterização metalográfica e dureza das amostras	42
3.2	Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha e testes complementares.....	50
3.2.1	Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha	50
3.2.2	Esclerometria linear	59
3.2.3	Considerações finais dos resultados e discussão.....	65
4.	CONCLUSÕES	66
5.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	68
6.	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	69

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

As questões relacionadas com desgaste, em particular o abrasivo, são alvos constantes de buscas para novas soluções que aumentem a vida útil de sistemas e equipamentos industriais. A aplicação de melhores materiais resistentes aos desgastes, em particular o abrasivo, reduz uma fração considerável dos custos em mineração. Essa fração pode atingir até 15% do custo de manutenção, 1% do custo de produção e 65% do custo com desgastes de materiais. Uma das motivações deste estudo foi o alto valor dispendido com desgaste que é uma parcela considerável no custo de produção na mineração.

O presente projeto propõe o estudo do efeito da microestrutura, em particular, da textura metalúrgica observada em chapas de aço ao manganês laminadas a quente na resistência a abrasão desses materiais. Nesse caso específico esses aços são comumente aplicados como revestimentos de equipamentos de mineração.

Entende-se por textura metalúrgica aos arranjos não aleatórios de cristais ou grãos em materiais policristalinos com orientação bem definida. Estas orientações ou textura podem surgir de processos de fabricação de metais, tais como, fundição, usinagem ou conformação mecânica (ZUM GAHR, 1987). A textura metalúrgica em bandas, em aço de baixa liga, está relacionada à segregação interdendrítica de elementos de liga substitucionais (KRAUSS, 2003; CABALLERO et al., 2006).

Em aços conformados, as microestruturas com textura metalúrgica (*banding*) surgem devido à microsegregação de elementos de liga presentes em aços hipoeutetóides Fe-C-X. A solidificação dendrítica faz com que o elemento de liga se concentre nas regiões interdendríticas (microsegregação), deixando a concentração de elemento de liga mais baixa nas regiões dendríticas. Quando essas ligas são conformadas a microestrutura é orientada paralelamente à direção da deformação plástica. Na laminação a quente a

microsegregação é responsável pela orientação da ferrita e da perlita em faixas, de acordo com a direção de laminação (VERHOEVEN, 2000).

No caso de aços ao manganês, a decomposição da austenita levando a textura metalúrgica na forma de bandas de ferrita e perlita é explicada pelo efeito de regiões ricas em Mn que estabilizam a austenita em temperaturas mais baixas. Consequentemente grãos de ferrita são formados preferencialmente em regiões com baixa concentração de manganês. Adicionalmente, o carbono é rejeitado da ferrita à medida que esta cresce, concentrando-se nas regiões de alto Mn, onde a perlita se forma (GRANGE, 1971). Essa microestrutura normalmente contém inclusões alongadas que causam anisotropia na ductilidade e energia de impacto nos aços. Algumas propriedades podem ser afetadas como usinabilidade, fragilização induzida por hidrogênio, em particular, na zona afetada pelo calor de cordões de solda. A ocorrência de microestruturas heterogêneas (faixas de ferrita e perlita) que acontecem em aços forjados pode levar a quebra de dentes durante a fabricação de engrenagens oriundas do processo de forjamento (KRAWCZYK; PAWŁOWSKI; BAŁA, 2009).

De fato, a presença de textura metalúrgica influencia nas propriedades mecânicas e na anisotropia dos aços laminados a quente. Dessa forma, o objetivo desse trabalho é entender como a textura metalúrgica afeta a resistência à abrasão de aços ao manganês laminados a quente. Do ponto de vista da aplicação na indústria de mineração, é importante entender qual superfície da chapa laminada a quente oferece melhor resistência à abrasão com a finalidade de aumentar a vida útil destes materiais na situação simulada. Tecnicamente, espera-se que os resultados deste estudo sejam aplicados no processo de preparação das chapas resistentes ao desgaste para uso como revestimentos de equipamentos. Dentre eles, destacam-se: os processos de corte, montagem e escolha da superfície adequada das chapas de forma a oferecer a melhor resistência à abrasão em função da presença da direção da textura metalúrgica. Os materiais estudados nesse trabalho são comumente utilizados em revestimento de silos, chutes, calhas e equipamentos, sujeitos ao contato com o minério. Dessa forma, este trabalho pretende indicar a melhor montagem (face) das placas sujeitas ao desgaste abrasivo, maximizando a resistência à abrasão nos equipamentos que utilizam este tipo de material.

Com isso, o trabalho objetiva verificar o impacto da textura metalúrgica na resistência à abrasão de aços ao manganês laminados a quente com baixo teor (aprox. 1%) aplicados na indústria de mineração como material resistente ao desgaste. Para alcançar este objetivo também foi necessário considerar os objetivos secundários:

- Analisar a morfologia da superfície de uma amostra desgastada em campo para definir os mecanismos de desgastes presentes no sistema que se deseja simular em laboratório;
- Analisar a topografia de uma amostra desgastada em campo com a finalidade de definir parâmetros de ensaio que se aproximem da realidade;
- Caracterizar as microestruturas das amostras de aços ao manganês que serão testadas;
- Caracterizar a resistência à abrasão a três corpos das amostras de aços ao manganês usando ensaios de abrasão tipo roda de borracha;
- Caracterizar as propriedades mecânicas das amostras de aços ao manganês em termos de dureza e energia específica ao riscamento (esclerometria linear).

Os ensaios de desgastes abrasivos serão realizados em laboratório considerando a textura metalúrgica de diferentes amostras de aço liga.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Textura metalúrgica

A microestrutura formada por faixas alternadas de ferrita e perlita ou qualquer outra que apresente arranjos alternados direcionais na direção da deformação é chamada de bandeamento (“*banding*”). Encontra-se na literatura vários outros nomes relacionados tais como: faixas alternadas, textura e fibras. Nesse trabalho esses termos são chamados de “textura metalúrgica”. A microestrutura bandeada ou bandeamento é uma forma de microestrutura observada em aços; ela é caracterizada por apresentar uma disposição alternada de regiões ou fases dispostas em bandas paralelas no sentido da deformação do metal (SILVA, 1995; MARTIN; DOHERTY; CANTOR, 1997). A natureza das regiões ou fases muda conforme o tipo de aço, considerando as condições de resfriamento através da zona crítica após a deformação (SILVA, 1995; MARTIN; DOHERTY; CANTOR, 1997; KRAUSS, 2015). Assim, nos aços ao carbono (hipoeutetóides), dependendo do teor de carbono, podemos encontrar bandas paralelas de ferrita e perlita quando utilizando velocidades lentas de resfriamento (SILVA, 1995). A Fig. 2.1 apresenta a microestrutura ferrítico-perlítica de um aço ao carbono com esse tipo de textura metalúrgica; as faixas pretas representam as regiões perlíticas e as faixas claras representam as regiões ferríticas.

Aços com alta liga podem apresentar esse tipo de textura metalúrgica dependendo dos elementos de liga e velocidades de resfriamento; estas bandas podem ser constituídas por: ferrita e perlita; ferrita, perlita e bainita; ferrita, perlita e martensita (GRANGE, 1971; KRAUSS, 2003). A Fig. 2.2 apresenta a microestrutura martensítica de um aço ao carbono com textura metalúrgica por bandas. Nessa imagem as duas faixas representam regiões martensíticas. O fenômeno de textura metalúrgica está ligado à segregação dendrítica do aço (GRANGE, 1971; SILVA, 1995; MARTIN; DOHERTY; CANTOR, 1997; KRAUSS, 2015).

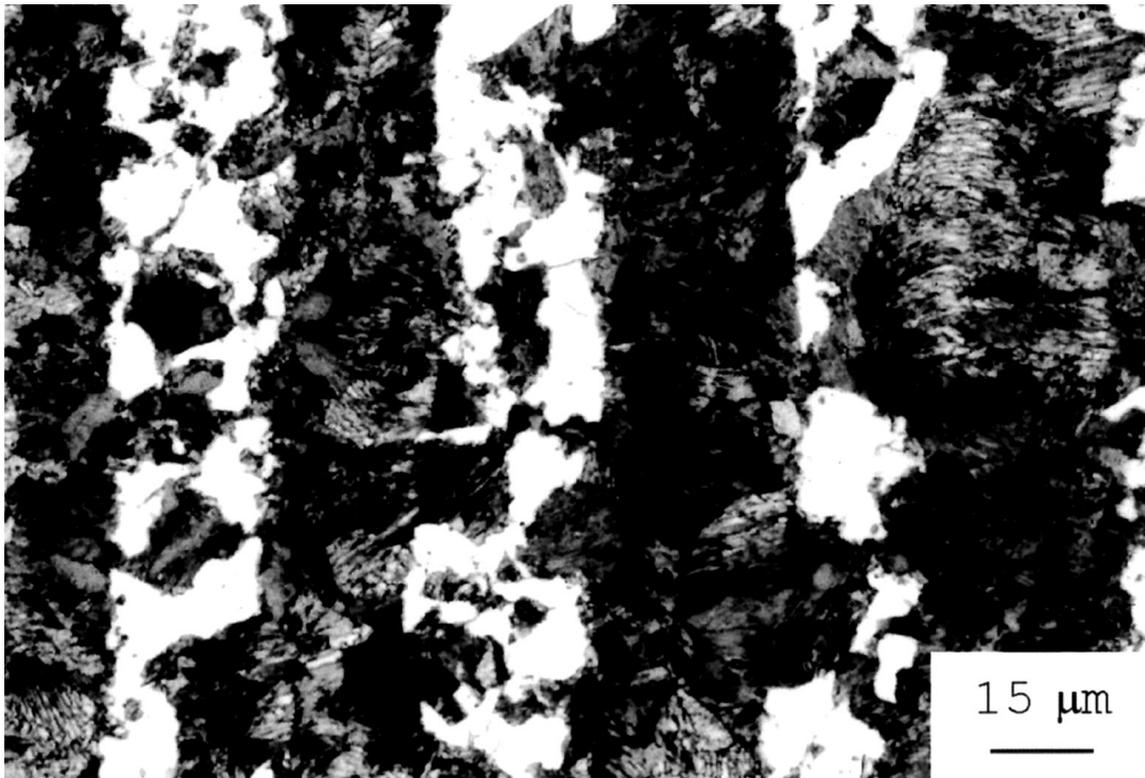


Figura 2.1. Microestrutura ferrítico-perlítica de um aço ao carbono com textura metalúrgica (MAJKA; MATLOCK; KRAUSS, 2002).

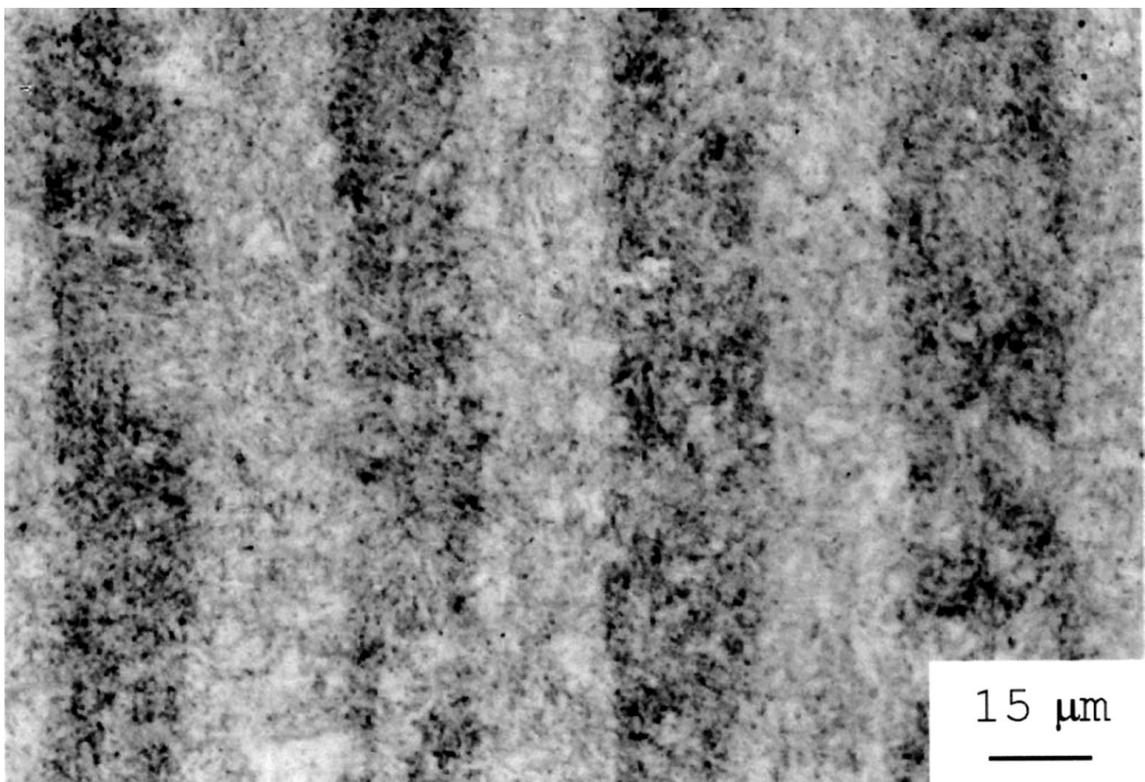


Figura 2.2. Microestrutura martensítica de um aço ao carbono com textura metalúrgica (MAJKA; MATLOCK; KRAUSS, 2002).

2.1.1 Solidificação e segregação dendrítica

A solidificação dos metais ocorre por um processo de nucleação e crescimento da fase sólida em meio à fase líquida super-resfriada, ou seja, num meio líquido; a temperatura é reduzida até uma temperatura inferior ao seu ponto de solidificação. Esta nucleação pode ser homogênea ou heterogênea (FLEMINGS, 1974; OHNO, 1988; SILVA, 1995; KRAUSS, 2015).

A maioria dos produtos metálicos obtidos por fundição necessariamente passam pela fase de solidificação de lingote ou chapa. Esta solidificação é fundamental para a definição das propriedades do material final obtido. O processo de nucleação homogênea é aplicável a metais puros e o processo de nucleação heterogênea é aplicável a ligas (FLEMINGS, 1974; OHNO, 1988; SILVA, 1995; KRAUSS, 2015).

No processo de nucleação homogênea, o núcleo de cristalização forma-se espontaneamente no líquido devido a um super-resfriamento. Esse super-resfriamento pode ser reduzido pela presença de impurezas sólidas ou pelas paredes do molde, que podem levar ao surgimento de núcleos de cristalização (OHNO, 1988). Esse é o processo de nucleação heterogênea que é característica dos metais impuros (ligas) solidificados em moldes nas operações de fundição.

Esses núcleos crescem pela fixação de átomos vizinhos próximos à nova superfície, resultando na formação da microestrutura que é composta de dendritas como apresenta a Fig. 2.3. Estas dendritas crescem e interrompem o seu crescimento no encontro com outro grupo crescente vizinho ou pelo esgotamento do líquido (FLEMINGS, 1974; KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

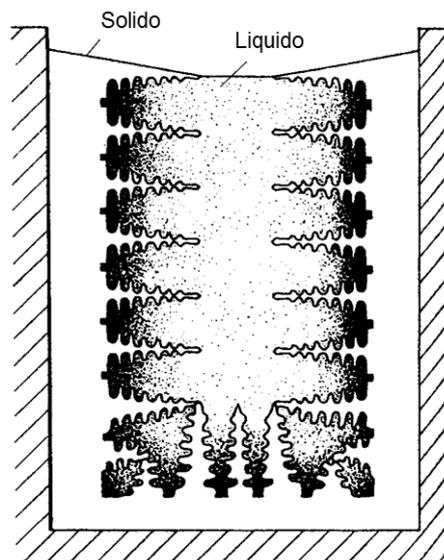


Figura 2.3. Esquema de solidificação dendrítica (FLEMINGS, 1974).

Durante a solidificação da dendrita ocorre continuamente a rejeição de soluto do sólido para o líquido remanescente. Na Fig. 2.3, o sombreamento escuro em líquido adjacente a dendritos representa concentrações de átomos de soluto rejeitados dos dendritos sólidos. Esse processo gera diferenças de composição química de acordo com a posição das dendritas que podem levar a formação de precipitados interdendríticos. Esse fenômeno também é conhecido como microsegregação.

A Fig. 2.4 mostra um esboço das três zonas de morfologia de cristal que, normalmente, desenvolvem-se em uma seção transversal de um lingote de aço fundido. Essa figura mostra as zonas de cristalizações típicas. Junto às paredes do molde, o limite da chapa, onde ocorreu o super-resfriamento, a nucleação é muito intensa que leva a formação de uma zona de granulação fina (zona equiaxial coquilhada). A seguir, uma zona de grãos colunares e, finalmente, na região central, uma zona de grãos equiaxiais centrais mais grossos.

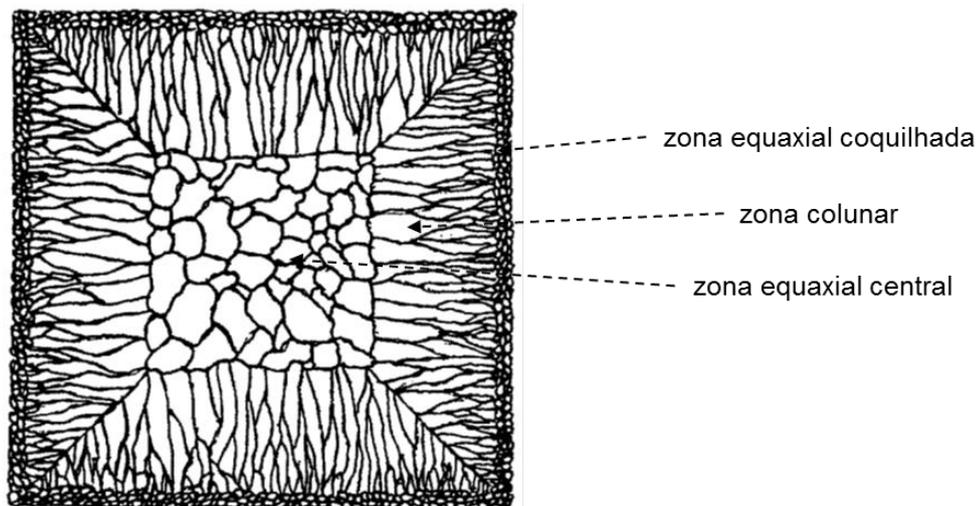


Figura 2.4. Diagrama esquemático de zonas de morfologias dos cristais formados numa seção de aço em estado de solidificação (FLEMINGS, 1974).

A diferença entre a concentração do soluto no líquido (C_L) e a concentração do soluto no sólido (C_S), por ocasião da solidificação, observado na Fig. 2.5, resulta, essencialmente, na segregação do soluto na liga final (WINEGARD, 1964).

Microsegregações são diferenças de composição de curto alcance, tais como as diferenças que se encontram nas dendritas e nos contornos de grãos. Macrosegregações correspondem às variações globais de composição entre o centro e regiões periféricas de um lingote metálico (WINEGARD, 1964).

O crescimento no meio líquido conduz à formação das estruturas dendríticas. Tal crescimento dendrítico é consequência de um super-resfriamento local, isto é um

resfriamento abaixo da linha líquidus: quanto maior o grau de super-resfriamento, maior será o decréscimo de energia livre e, portanto maior será a força motriz para transformação do líquido em sólido (OHNO, 1988; SILVA, 1995).

O crescimento das dendritas é direcionado pelo fluxo de calor. Nem todas as interfaces de solidificação crescem ao mesmo tempo e algumas podem ser até interrompidas. As dendritas crescem devido à concentração do soluto na interface sólido/líquido. Esta concentração depende do coeficiente de distribuição ou participação do soluto (K_0) em uma determinada liga (KRAUSS, 2015). Este coeficiente é o resultado da relação entre a concentração do soluto no sólido formado (C_s) e a concentração do soluto no líquido (C_L). Sendo $K_0 = C_s / C_L$.

Para uma liga de composição (A, B) se solidificado com $K_0 < 1$, a solidificação se realiza segundo o modelo indicado na Fig. 2.5-a.

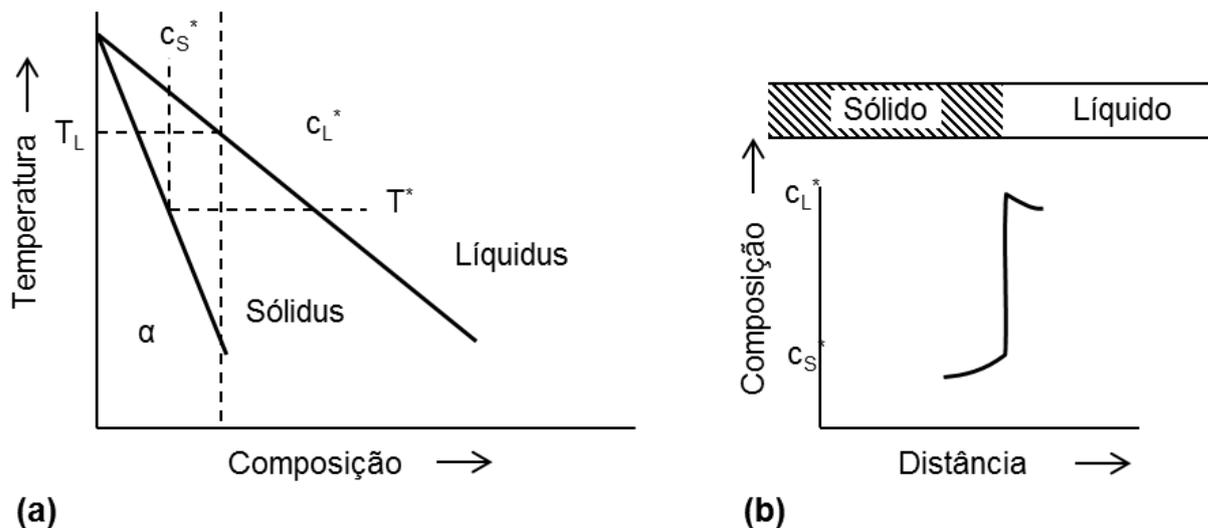


Figura 2.5. Diagrama esquemático da solidificação de uma liga binária com equilíbrio na interface líquido-sólido. (a) Diagrama de fase; (b) Perfil de composição ao longo da interface sólido-líquido (FLEMINGS, 1974).

A solidificação da liga C_0 começa em T_L e a interseção da linha tracejada horizontal com a linha sólido marca a composição do primeiro sólido a formar. O primeiro sólido tem um teor de liga muito menor do que o líquido e esta observação é a base para o fato de que o primeiro sólido a se formar sempre possui o conteúdo menor de liga ou elemento de impureza. Com a temperatura decrescente, as composições sólidas e líquidas seguem as linhas sólido e líquido e aumentam o teor de liga. Em T^* , as composições do sólido e líquido, respectivamente, são dadas por C_s^* e C_L^* , e a descontinuidade nas composições na interface sólida líquida é mostrada no esboço da Fig. 2.5-b. As diferenças de composição se

intensificam-se com a diminuição da temperatura e se não houver difusão de homogeneização na fase sólida, o último líquido se solidifica em sólido com concentrações significativamente maiores de elementos de liga e residual do que os cristais sólidos formados a temperaturas mais elevadas (KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

Este aumento no teor de átomos de soluto líquido ou segregação interdendrítica que se desenvolve durante a solidificação, como foi descrito nos parágrafos anteriores (sombreamento na Fig. 2.3). A Figura 2.6 mostra o fluxo de líquido necessário para compensar o encolhimento devido à contração do volume que acompanha a formação sólida do líquido. Também, são mostradas deformações as quais podem provocar quebras quentes e pequenos volumes de encolhimento interdendrítico formados quando os “bolsos” isolados de líquido se solidificam depois que os dendritos cresceram juntos. As ramificações quentes que provocam a fissuração em tarugos de aço, produzidos por lingotamento contínuo, mostraram-se diretamente relacionadas à estrutura dendrítica com superfícies lisas, de acordo com as pontas das dendritas (KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015). As ramificações quentes formam-se a temperaturas próximas ao sólido, onde a ductilidade e a resistência à fratura do aço são próximas de zero.

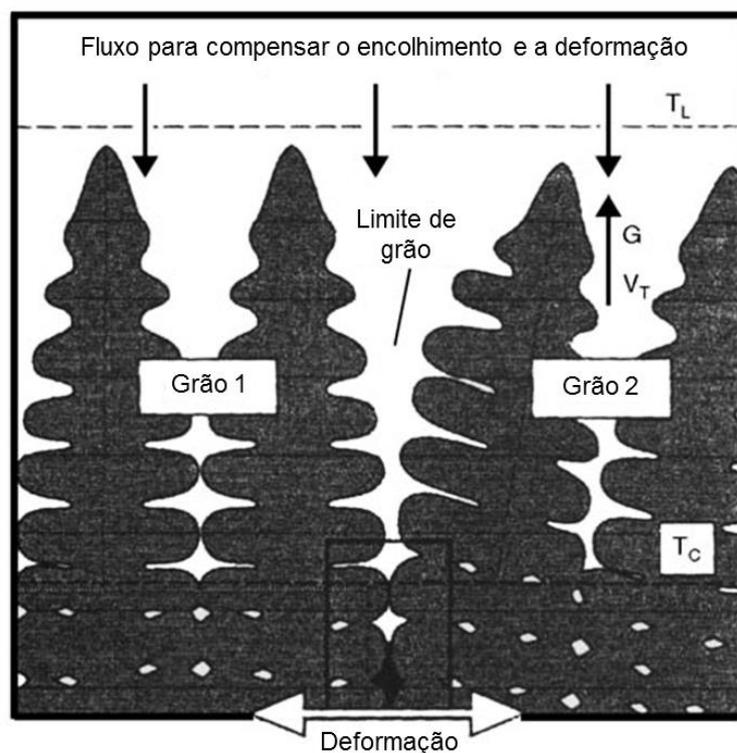


Figura 2.6. Visão esquemática da solidificação dendrítica mostrando: a convecção líquida, os efeitos da deformação e as regiões (pequenas áreas circulares brancas) onde os ramos de dendrita cresceram e o encolhimento interdendrítico ocorrerá (KRAUSS, 2015).

A extensão da segregação interdendrítica é, frequentemente, relacionada ao espaçamento do braço dendrítico secundário, o espaçamento dos ramos dendríticos é normal para o eixo principal da dendrita. A Figura 2.7 mostra que o espaçamento do braço dendrítico secundário cresce com o aumento da distância da superfície do resfriamento, correspondendo a taxas de resfriamento decrescentes (SILVA, 1995; KRAUSS, 2015).

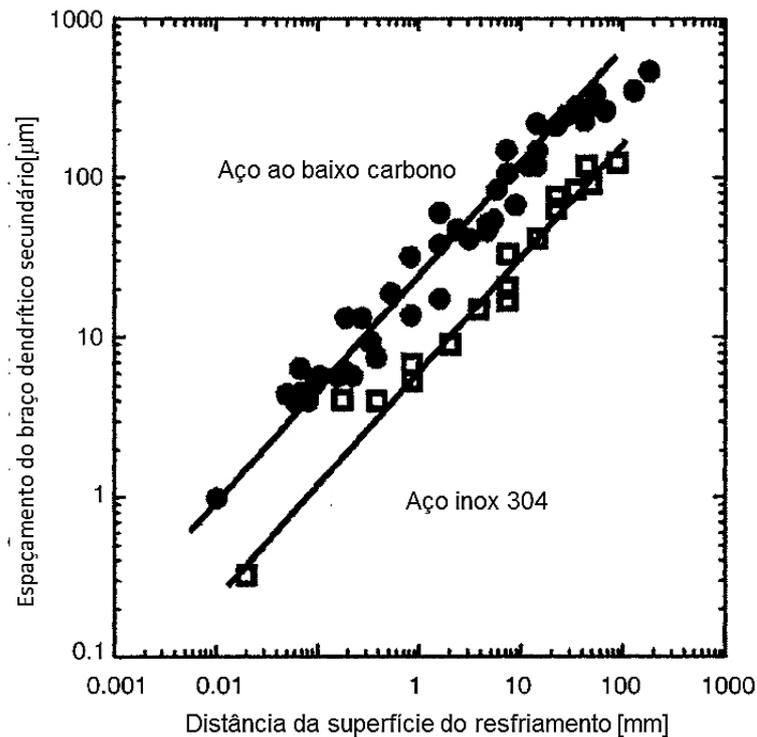


Figura 2.7. Espaçamentos dendríticos secundários como uma função da distância à superfície de resfriamento do aço a partir de várias ligas de aço inoxidável e baixo carbono (KRAUSS, 2015).

Os tamanhos de seção menores, produzidos por fundição contínua, reduzem o espaçamento de dendritas e, assim, reduzem a escala de segregação. O tamanho da zona de solidificação colunar pode ser fortemente reduzido por agitação eletromagnética na fundição contínua. Essa agitação do líquido aumenta o tamanho da zona de solidificação equiaxial e reduz, consideravelmente, a zona colunar, figura 2.4 (SILVA, 1995; KRAUSS, 2015).

2.1.2 Efeito do trabalho a quente

A deformação plástica provoca alterações na estrutura dos metais ou ligas e estas alterações provocam efeitos diversos, dependendo se a deformação ocorre a alta ou baixa temperatura. Devido aos processos de forjamento ou laminação, a estrutura dendrítica inicial

é deformada e alinhada na direção do maior alongamento do metal. Este alongamento provoca a formação de fibras do metal, ricas em elementos segregados, correspondentes aos espaços interdendríticos, separados por fibras do metal mais puro, correspondentes aos eixos das dendritas (KRAUSS, 2003).

A estrutura dendrítica inicial transforma-se, progressivamente, em fibras sob a influência de taxas de deformações crescentes. O aquecimento, antes da laminação, não tem uma forte influência sobre a heterogeneidade dendrítica devido ao processo lento da difusão (WHITE; KRAUSS; MATLOCK, 1998). Uma redução maior desta heterogeneidade ocorre durante o reaquecimento posterior para a laminação do bloco, isto é, no segundo aquecimento, porque a primeira laminação reduz os espaçamentos médios das fibras. O tempo para difundir os elementos segregados é menor. E as taxas de segregação nos produtos laminados ou forjados são inferiores às taxas de segregação do mesmo metal no estado bruto de fusão. Esta deformação mecânica reduz, porém não elimina, totalmente, a heterogeneidade química (VERHOEVEN, 2000; VERHOEVEN, 2007).

A segregação dendrítica observada no aço provoca, após a deformação a quente, a formação de fibras alternadamente segregada e elemento solúveis (fósforo, manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio, e carbono) ou insolúveis (sulfetos, óxidos, silicatos) (WINEGARD, 1964; FLEMINGS, 1974; OHNO, 1988). Essas fibras são denominadas de textura metalúrgica (VERHOEVEN, 2000; KRAUSS, 2003; VERHOEVEN, 2007; KRAUSS, 2015).

O carbono segregado durante a solidificação nos espaços interdendríticos homogeneíza, rapidamente, na austenita, contrariamente, aos outros elementos que, muito lentamente, nela se difundem. Nesta estrutura fibrosa, que tem o sentido da deformação maior, ocorrerá com o resfriamento, através da zona de transformação, uma separação alternada de constituintes micrográficos dispostos em bandas paralelas à direção da deformação do metal, com a mesma frequência e disposição que a banda primária segregada (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015). A natureza destes microconstituintes (ferrita, perlita, bainita e martensita) depende da temperatura e tempo de austenitização; composição química do metal; quantidade de impurezas velocidade de resfriamento no instante da transformação na área considerada; taxa de difusão dos elementos envolvidos; tamanho de grão austenítico; taxa de nucleação; e crescimento dos produtos da decomposição da austenita (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

Estando o metal em alta temperatura, estas fibras alongadas serão constituídas de austenita. Durante o resfriamento, as condições de decomposição desta austenita não são as mesmas, em razão de seus teores diferentes em elementos de liga. O carbono, quando

distribuído de maneira homogênea na austenita, têm tendência a difundir durante a transformação para permanecer nas regiões que se transformará por último. A direção para a qual o carbono migra durante o resfriamento pela zona crítica é determinada pelos pontos de transformação. Esses pontos, por sua vez, são influenciados pelos elementos segregados (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; KRAUSS, 2003). Em qualquer tipo de aço, poderá haver regiões segregadas e não segregadas, como se fossem dois aços distintos, comportando-se, diferentemente, no resfriamento através da zona crítica (SILVA, 1995).

Este comportamento diferenciado leva a heterogeneidade estrutural após o resfriamento pela formação das bandas, as quais diferem, micrograficamente, e que se estendem ao longo das fibras deformadas (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; VERHOEVEN, 2000; KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

Os elementos formadores de carbonetos aumentam a concentração do carbono em suas vizinhanças e o níquel reduz, influenciando as transformações austeníticas (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962). Elementos de liga dissolvidos na austenita podem atrasar a nucleação e o crescimento da ferrita: pela formação de um filme de carbonetos que recobrem o grão austenítico; também por favorecer a segregação com o carbono nos contornos de grão austenítico dessa forma, diminuindo a atividade do carbono (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

Nessas situações e com resfriamento lento, ocorrerá, em locais de concentração destes elementos, um retardamento na formação e crescimento da ferrita que irá nuclear e crescer, preferencialmente, em outras áreas. Conseqüentemente, uma estrutura bandeada formar-se-á com uma segregação direta do carbono: ferrita nas bandas mais puras contendo silicatos e perlita nas bandas segregadas mais impuras (KIRKALDY; VON DESTINON-FORSTMANN; BRIGHAM, 1962; SILVA, 1995).

Outro efeito dos elementos de liga está relacionado com as mudanças de fase. Alguns elementos são estabilizadores de ferrita, isto é, favorecem a formação da ferrita, como o fósforo, silício e os formadores de carbonetos (titânio, tungstênio vanádio, cromo, molibdênio). Outros são estabilizadores da austenita, isto é, ampliam o campo austenítico: manganês e níquel. Em um aço ligado contendo apenas um elemento de liga, a segregação do carbono, após austenitização, dependerá, unicamente, da quantidade e distribuição deste elemento. Em aços contendo vários elementos de liga, a condição de bandamento dependerá do balanço das influências determinadas pelo tipo, quantidade e distribuição de cada um deles (SILVA, 1995). A Fig. 2.8 ilustra um esquema da influência dos elementos de liga dos aços na formação das estruturas em banda.

O manganês é um elemento estabilizador da austenita, ou seja, abaixa o ponto de transformação gama/alfa. Além disso, desloca as curvas de transformação para a direita, isto é, aumenta a temperabilidade dos aços. Os elementos de liga, quando alojados nos espaços interdendríticos alongados pela laminação, podem ou não serem núcleos de formação preferencial da ferrita, como é o caso do manganês (KRAUSS, 2003; KRAUSS, 2015).

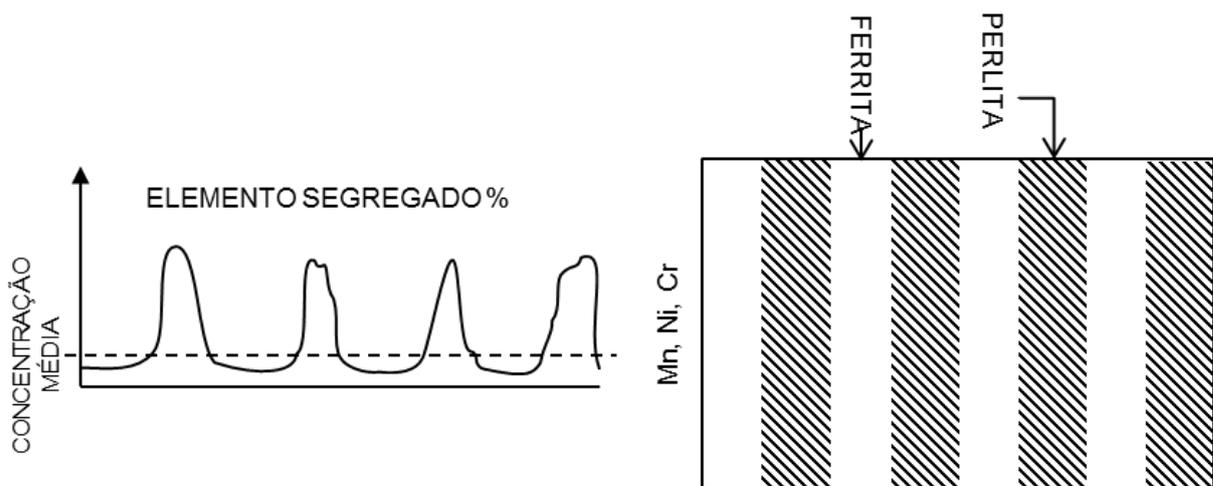


Figura 2.8. Esquema ilustrativo da influência de elementos de liga do aço na produção da estrutura de bandas secundárias.

A textura metalúrgica pode ou não ter uma influência significativa nas propriedades mecânicas e porque o rolamento produz uma microestrutura de faixas alinhadas, muitas vezes é difícil separar-se do efeito de partículas de inclusão alinhadas. Owen, Cohen, Averbach (1958) compararam o comportamento de um aço de baixo teor de carbono com microestruturas bandas com textura metalúrgica e homogeneizadas e não encontraram diferença nas propriedades de impacto abaixo da temperatura de transição dúctil-frágil. No entanto, nos testes de impacto acima da temperatura de transição, a absorção de energia longitudinal e transversal foi maior nos espécimes homogeneizados.

Grange (1971) estudou aço 0,25% C, com uma parte de alta pureza e o outro com adições de enxofre e silício que produziram altas densidades de inclusões. Os espécimes com e sem bandas foram submetidos a testes de resistência à tração e de impacto. A homogeneização melhorou, consideravelmente, a fratura dúctil e a anisotropia no aço com alta pureza, mas teve pouco efeito sobre os espécimes com alto teor de inclusão alongada. As bandas de martensita foram observadas, às vezes, nos espécimes com textura metalúrgica e essas foram julgadas como prejudiciais para a usinagem e operações de formação a frio.

Outro estudo (MAJKA; MATLOCK; KRAUSS, 2002) de textura metalúrgica e conteúdo de inclusão em um aço de 0,20% C, 1,00% Mn e com 0,004 ou 0,013% S mostrou, novamente, que as inclusões dominavam a anisotropia e a degradação das propriedades mecânicas e que a banda tinha pouco efeito na redução de energia da área ou da plataforma superior. As melhorias nas propriedades produzidas por um tratamento de homogeneização de alta temperatura (1315 °C, durante 10 min) mostraram ter um resultado de aumento ou redução nas proporções de inclusões em vez de eliminação de bandas.

A banda pode variar, consideravelmente, dentro de uma determinada seção de aço, dependendo da solidificação e das condições de trabalho a quente, em parte devido a variações nos gradientes químicos relacionados ao processamento e processo de laminação. As diferenças químicas não são nítidas e alternam, continuamente, entre valores altos e baixos devido a diferentes graus de homogeneização do trabalho quente (KRAUSS, 2015).

2.2 Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo pode ser definido como a perda de matéria devido ao movimento relativo às duas superfícies decorrente da ação: de asperidades duras em uma delas, de partículas abrasivas livres entre as duas, ou de partículas abrasivas engastadas em uma das superfícies. Essas partículas duras podem ser provenientes do material em processo, de fragmentos oriundos do processo de desgaste ou, ainda, contaminação por uma fonte externa ao tribosistema (ZUM GAHR, 1987).

Segundo Zum Gahr (1998), o desgaste abrasivo pode evoluir de suave para severo em função da relação à dureza do abrasivo e do material. Ela é um bom indicativo da resistência ao desgaste abrasivo, mas não governa de forma isolada os fenômenos, principalmente comparando-se diferentes materiais (ZUM GAHR, 1998). A literatura clássica mostra, claramente, a baixa eficiência do endurecimento prévio por trabalho a frio ou encruamento de ligas metálicas objetivando o aumento da resistência ao desgaste, como é indicado pela seta vermelha na Fig. 2.9 (KHRUSCHOV, 1957; 1974; ZUM GAHR, 1987). Assim, acreditava-se que a deformação ou encruamento prévio, apesar da forte influência sobre a dureza, exercia um efeito insignificante sobre a resistência ao desgaste abrasivo, pois se mostrou a presença de discordâncias confinadas nos planos de deslizamento distintos, intercalando falhas de empilhamento (MISRA; FINNIE, 1981).

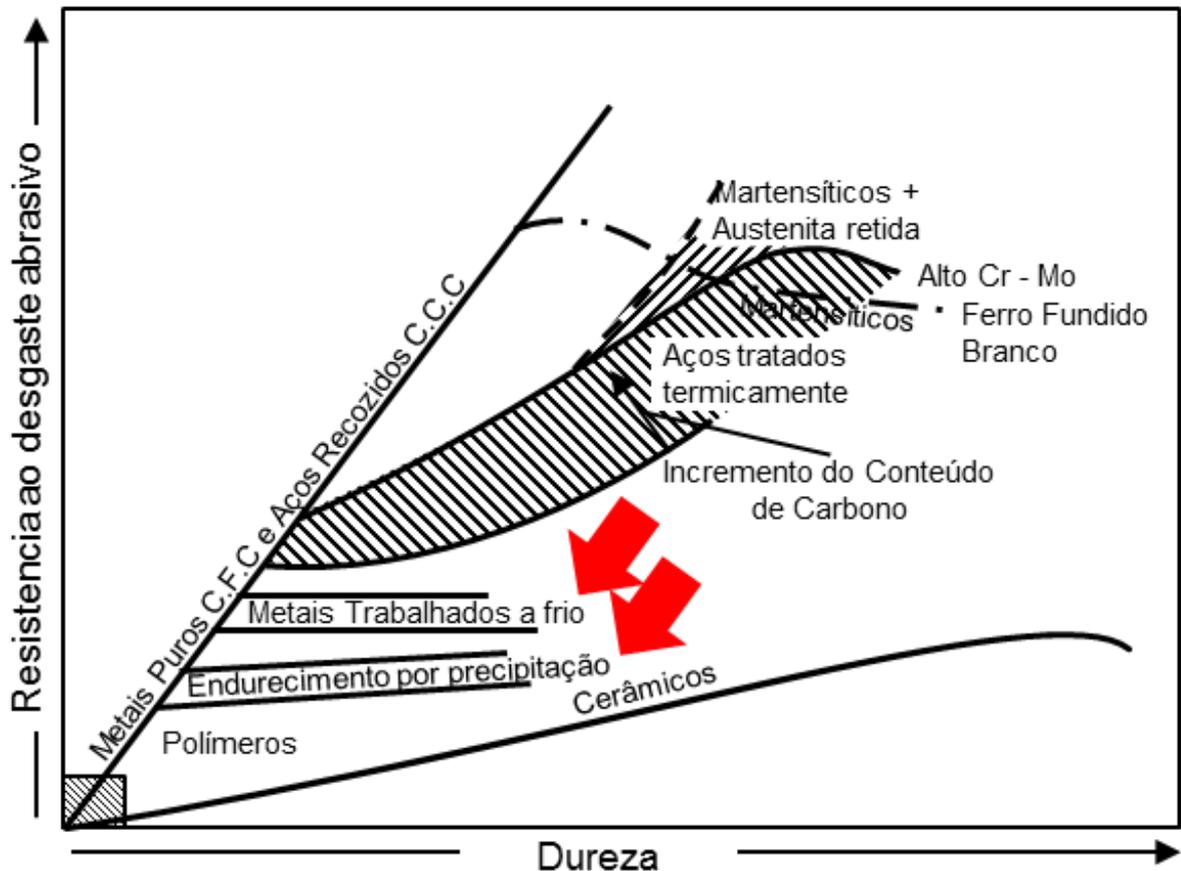


Figura 2.9. Resistência ao desgaste abrasivo de diferentes materiais em um teste de pinólixa em função da dureza do material (ZUM GAHR, 1987).

Em geral, a literatura mostra que as tensões geradas durante a abrasão são suficientemente elevadas para gerar endurecimento por deformação plástica na superfície desgastada, de modo que o endurecimento prévio não teria, de fato, efeito na resistência à abrasão.

2.2.1 Dinâmica das partículas abrasivas e micromecanismos de desgaste abrasivo

Tradicionalmente, o contato entre as partículas abrasivas e a superfície que sofre desgaste é classificado em dois modos: desgaste abrasivo a dois-corpos e desgaste abrasivo a três-corpos (BURWELL, 1957; HUTCHINGS, 1992). Desgaste a dois corpos ocorre quando existem asperidades duras ou partículas abrasivas rigidamente fixadas no contra-corpo que geram sulcos/riscos sobre a superfície da amostra durante o movimento. No desgaste a três-corpos as partículas abrasivas estão livres o que permite o rolamento e/ou deslizamento dessas entre a amostra e o contra-corpo; conseqüentemente, gastam apenas parte do tempo atuando sobre a superfície (RABINOWICZ; DUNN; RUSSELL, 1961; HUTCHINGS, 1992).

A classificação dois e três corpos não foi a mais adequada para determinar os fenômenos do processo abrasivo já que, em algumas situações, as características destes fenômenos não se enquadravam naquelas nas quais o desgaste abrasivo que acontecia. Rutherford e Hutchings (1996) mostraram que, no desgaste abrasivo a três corpos, ocorre uma rotação de partículas atuantes resultando em indentações espalhadas sobre a superfície de desgaste. Riscos/sulcos são associados ao encrustamento das partículas no contra-corpo, que deslizam sobre a amostra. Em um trabalho sequente, Trezona; Allsopp e Hutchings, (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999) propuseram uma nova classificação para o desgaste abrasivo em função dinâmica de partícula atuante. O processo de desgaste abrasivo no qual as partículas são fixadas no contra-corpo e deslizam sobre a amostra é descrito como “desgaste abrasivo por riscamento ou deslizamento de partículas” (“*grooving abrasive wear*”) e o processo em que é possível o rolamento das partículas entre as superfícies é descrito como “desgaste abrasivo por rolamento” (“*rolling abrasive wear*”).

O aspecto superficial gerado pelo desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partículas abrasivas é apresentado na Fig. 2.10.

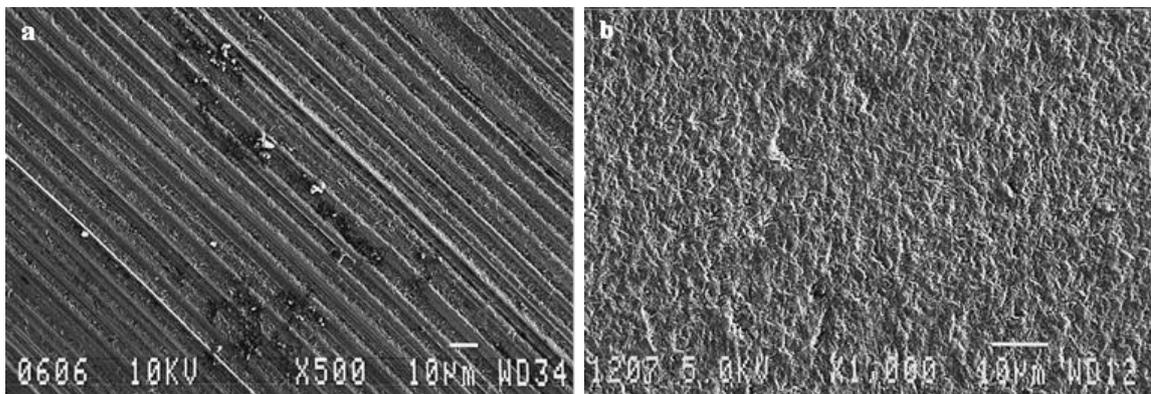


Figura 2.10. Superfície de um corpo-de-prova de aço ferramenta apresentando um aspecto diferente no desgaste da superfície pela mudança da dinâmica das partículas abrasivas ao variar o seu material: (a) deslizamento de partículas de diamante; e (b) rolamento de partículas de carbeto de silício (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

O desgaste abrasivo por deslizamento de partículas é o processo no qual a mesma região da partícula abrasiva ou aspereza permanece em contato com a superfície desgastada ao longo do processo; neste tipo de desgaste, as superfícies são caracterizadas por sulcos paralelos a direção de deslizamento da partícula (Fig. 2.10-a). Em contraste, o desgaste abrasivo por rolamento é o processo caracterizado pelo fato de que a região da partícula abrasiva em contato com a superfície de desgaste é continuamente mudada. As superfícies de desgaste produzidas por esse processo são caracterizadas por serem

altamente deformadas, com a presença de indentações múltiplas e com pouco ou nenhum padrão de orientação ou direção (Fig. 2.10-b).

A interação entre a superfície de trabalho e a partícula abrasiva promove o surgimento de micromecanismos de abrasão (MULHEARN; SAMUELS, 1962; SEDRIKS; MULHEARN, 1963; ZUM GAHR, 1987). A literatura define os mecanismos de desgaste associados ao deslizamento da partícula abrasiva sobre a superfície, como: microriscamento (microsulcamento e/ou microcorte), microtrincamento e microindentação. Esses são apresentados na Fig. 2.11.

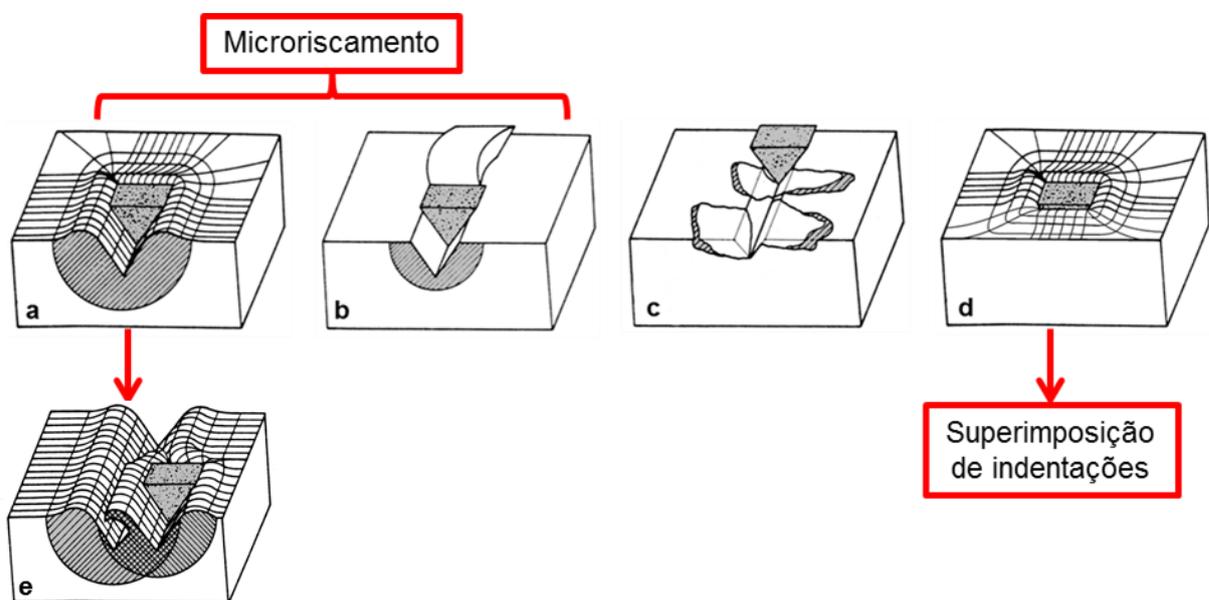


Figura 2.11. Micromecanismos de desgaste abrasivo. (a) microsulcamento; (b) microcorte; (c) microlascamento (GAHR, 1987); (d) microindentação (MENARD, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011) e (e) microsulcamento superposto (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

O microriscamento pode ser constituído por microsulcamento e/ou microcortes. No microsulcamento, existem deformações plásticas sem perda de matéria, gerando um sulco com conseqüente formação de acúmulos frontais e laterais da matéria movimentada (Fig. 2.11-a). No microcorte existe a formação de microcavacos sem deformação plástica lateral, e conseqüente geração de um risco (Fig. 2.11-b). O microtrincamento é dado pela formação de grandes partículas de desgaste, devido à interação de trincas; esse tipo de mecanismo acontece quando as tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas, sendo um mecanismo ligado à resposta frágil dos materiais (Fig. 2.11-c) (GAHR, 1987). A microindentação dá-se quando uma partícula abrasiva encosta na superfície com uma determinada carga sem deslizar (rolamento), gerando deformação

plástica localizada (Fig. 2.11-d) e a repetição de indentações sobre a superfície recebe o nome de indentação múltipla (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; MENARD, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011).

2.2.2 Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha (abrasômetro)

O princípio de funcionamento deste equipamento consiste em desgastar um corpo de prova padronizado com areia de tamanho de grão e composição controlada. O abrasivo é introduzido entre o corpo de prova e um anel de borracha de dureza especificada, provocando riscamento, conforme a Fig. 2.12.

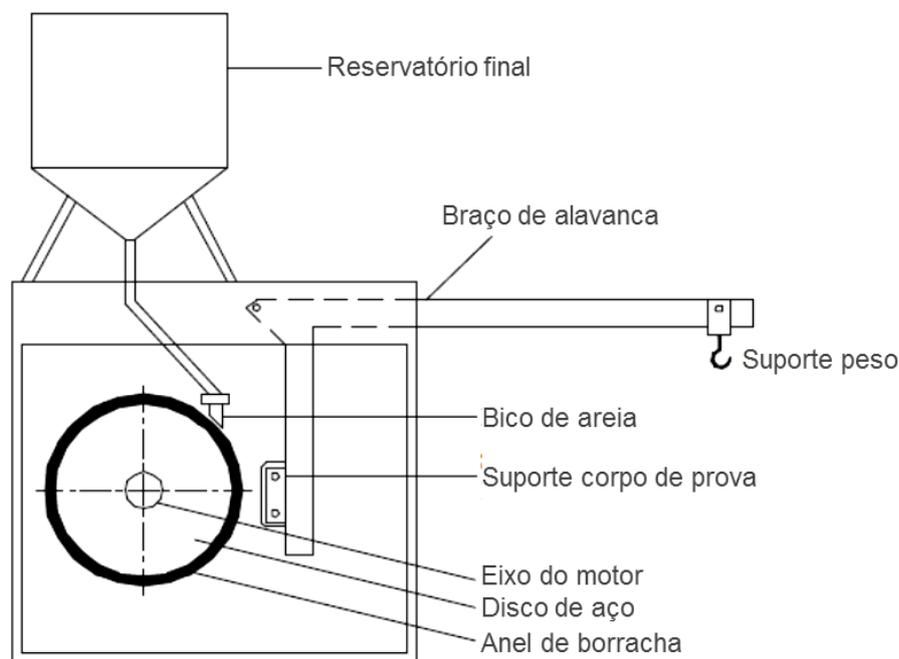


Figura 2.12. Esquema simplificado do equipamento para ensaio de desgaste abrasivo recomendado pela ASTM G 65-16 (ASTM, 2004).

De acordo com a norma ASTM G65-16 (ASTM, 2004) existem cinco tipos de procedimentos (A, B, C, D e E) para a execução do teste no abrasômetro roda de borracha. Os principais parâmetros de teste para cada procedimento estão indicados na Tabela 2.1.

Neste ensaio, o corpo de prova é pressionado contra a roda de borracha que está girando, por meio de um braço de alavanca com peso especificado enquanto que o fluxo de areia friccionando a superfície do corpo de prova é controlado a uma vazão de 300 a 400 g/min. Os corpos de provas são pesados antes e após o ensaio e a perda de massa é determinada. Para possibilitar a comparação entre vários metais, torna-se necessário

converter a perda de massa para perda de volume em milímetros cúbicos, devido à grande diferença de densidades dos materiais.

Tabela 2-1. Principais parâmetros de teste, utilizando o abrasômetro roda de borracha de acordo com a norma ASTM G65-16 (ASTM, 2004).

Procedimento tipo	Força Normal (N)	Velocidade do anel (rpm)	Distância (m)
A	130	6000	4309
B	130	2000	1436
C	130	100	71,8
D	45	6000	4309
E	130	1000	718

A severidade do desgaste abrasivo em qualquer sistema dependerá do tamanho da partícula abrasiva, forma, dureza, magnitude das tensões impostas pela partícula e frequência de contato. Neste método de ensaio em roda de borracha, essas condições, normalmente, são padronizadas para desenvolver uma condição uniforme de desgaste. A perda de massa pode ser utilizada em ensaios de laboratórios para comparar materiais de densidade equivalente (ASTM, 2004).

2.2.3 *Abrasão em aços ao manganês*

Os aços ao manganês são utilizados principalmente em aplicações que envolvam abrasão e impacto como mandíbulas de britagem e martelos de fragmentação, normalmente encontrados na indústria de mineração. Nesse caso os aços ao manganês diferenciam se por associarem maior resistência ao impacto quando comparados a materiais comumente utilizados para resistir à abrasão, como ferros brancos; normalmente, possuem alta dureza e resposta frágil em condições de abrasão severa. O aço ao manganês apresenta grande capacidade de endurecimento quando solicitado em trabalho em situações de impacto, abrasão ou abrasão por impacto. Tal endurecimento pode ser explicado desta forma:

- durante a deformação, átomos intersticiais de carbono são capazes de difundirem para defeitos, tais como discordâncias e falhas de empilhamento, bloqueando-os (JOST; SCHMIDT, 1986; ZUM GAHR, 1987).
- formação de maclas de deformação, que atuam como barreiras para o movimento de discordâncias, fenômeno análogo ao refino de grão (ADLER; OLSON; OWEN, 1986; ATABAKI; JAFARI; ABDOLLAH-POUR, 2012).
- transformação da austenita em martensita induzida por deformação plástica (JOST; SCHMIDT, 1986; ZUM GAHR, 1987).

Jost e Schmidt (1986) submeteram amostras de aço ao manganês com diferentes teores a ensaios de abrasão a dois corpos na configuração pino contra lixa. Os autores verificaram que para as condições impostas, as amostras com teores de 6 % e de 4 % de manganês apresentaram maior resistência ao desgaste associada à maior microdureza da superfície desgastada, chegando a 1200 HV. Amostras com 8 % e 12 % de manganês apresentaram menor microdureza após o ensaio, 710 HV e conseqüentemente menor resistência ao desgaste.

Transformações de fase no aço ao manganês, quando submetidas a ensaios de abrasão a dois corpos, foram estudadas por Zum Gahr (1987) em que, para os aços com teor de 6 % de manganês a transformação martensítica ocorreu em aproximadamente 92 % da superfície desgastada, e, para as amostras com 12 % de manganês a transformação ocorreu apenas em torno de 5 % da superfície de desgaste. Ensaio de abrasão a dois corpos foram realizados com amostras de aço ao manganês por Abbasi et al. (2010) cujos resultados apresentados no trabalho, mostram que a resistência ao desgaste do material cresceu com o aumento da severidade de desgaste; esta imposta pelo aumento da carga aplicada. Esses autores mostraram que na fase inicial do desgaste a perda de massa das amostras foi elevada, ocorrendo intensas deformações plásticas. Após esta etapa, a superfície desgastada entrou em trabalho de endurecimento, reduzindo a taxa de desgaste e com partículas de desgaste menores que aquelas da etapa inicial. A superfície desgastada atingiu microdureza de 502 HV, aumentando em, aproximadamente, 2,5 vezes em relação à microdureza antes do ensaio com carga aplicada de 90 N.

Atabaki; Jafari; Abdollah-Pour (2012) realizaram medições de dureza em amostras de aço ao manganês antes e após ensaios de desgaste na configuração pino contra disco abrasivo. Essas experiências mostraram endurecimento da superfície desgastada. A dureza da superfície desgastada foi 1,8 vezes maior em relação à dureza inicial, aumentando de aproximadamente 30 para 52 HRC. Esses autores também mostraram que a resistência à abrasão das amostras de aço ao manganês aumentou ao longo do ensaio, devido ao aumento da dureza das amostras em função do tempo de ensaio.

2.3 Topografia de superfície

2.3.1 Características da topografia de superfícies

As características de uma superfície de engenharia dependem fortemente do processo de fabricação utilizado para gera-la, como a conformação, usinagem, moldagem, etc. Ao analisar a superfície de um material em escala de micrométrica (μm) ou nanométrica (nm) é

possível observar a presença de irregularidades. Elas não são perceptíveis pelo olho humano e, comumente, são chamadas de asperezas, por exemplo: a superfície de um metal que tenha sido polido para obter certo acabamento. Quando analisada sua superfície pelas técnicas adequadas esta apresentaria irregularidades superficiais (BHUSHAN e GUPTA, 1976; HUTCHINGS, 1992).

O significado de topografia refere-se ao modo de como pode ser representado uma superfície no espaço. As características geométricas da superfície de um material estão fortemente ligadas ao processo pelo qual foi obtido e, em geral, o perfil topográfico de um material está formado por três componentes: rugosidade, ondulação e erro de forma (BHUSHAN; GUPTA, 1997). Na Fig. 2.13, é apresentado um esquema que explica esses componentes.

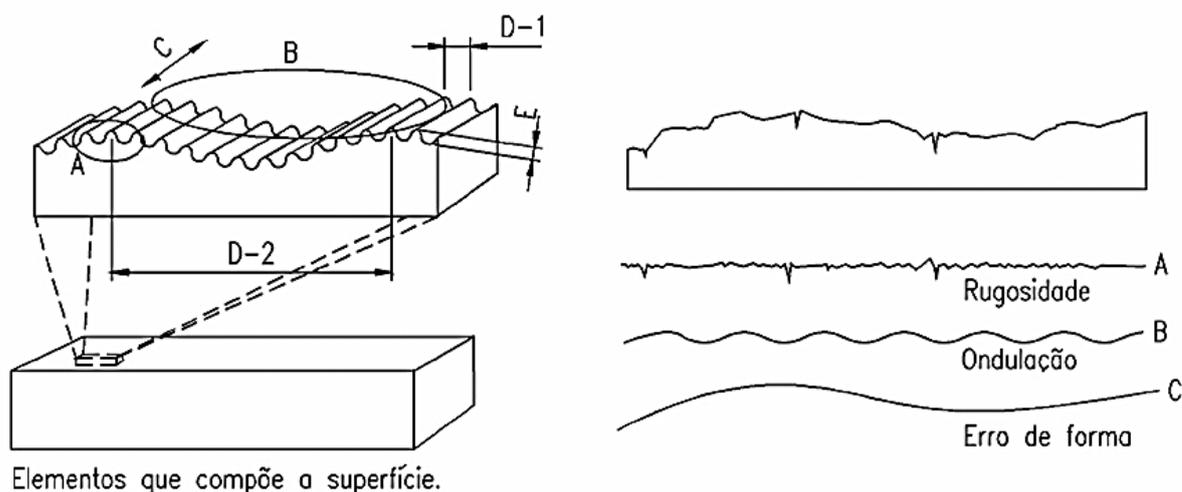


Figura 2.13. Perfil efetivo de uma superfície, com os elementos que compõem a textura superficial (BHUSHAN; GUPTA, 1997).

A rugosidade é descrita por vales e picos de amplitude variável e espaçamento superior às dimensões moleculares. A ondulação consiste em irregularidades da superfície de espaçamento superior à rugosidade, enquanto o erro de forma é um desvio grande da forma nominal da peça. Convencionalmente, quando a topografia de uma superfície é medida quantitativamente, analisa-se somente a rugosidade e utilizam-se filtros mecânicos, elétricos ou digitais para eliminar a ondulação e o erro de forma. A diferença entre rugosidade, ondulação e erro de forma está baseada no comprimento de onda da superfície ou a distância entre picos (STOUT e BLUNT, 1995).

Destacam-se dois métodos para adquirir perfis topográficos da superfície: o apalpamento e a reflexão óptica (DA SILVA, 2008). O método de apalpamento é usualmente

utilizado para a medição de perfis lineares, mas há dispositivos que usam esse método para descrever pequenas áreas (ALCALÁ; BARONE; ANGLADA, 2000). Já um dos métodos de reflexão óptica mais utilizado para a medição da topografia é a interferometria laser. Nesse método, um sensor laser descreve a topografia sem o contato com a superfície.

2.3.2 Parâmetros de rugosidade de interesse no trabalho

A quantificação estatística da topografia pode ser calculada bidimensionalmente (2D) ou tridimensionalmente (3D). A análise bidimensionais tem sido amplamente utilizada em ciência e engenharia há mais de meio século (GADELMAWLA et al., 2002). Nos últimos anos, houve maior necessidade de análise de superfície em 3D. Isso porque houve a necessidade de descrever melhor a superfícies tribológicas entre, elas, as superfícies de desgaste. No caso tridimensional os parâmetros são definidos em comparação com o plano médio da superfície, calculado através do nivelamento usando método de mínimos quadrados aplicados à superfície medida (DONG; SULLIVAN; STOUT, 1994).

Para definir os parâmetros de rugosidade é necessário definir o filtro da amostragem dos dados. O comprimento de amostragem nos aparelhos eletrônicos, chamado de cut-off (l_e), não deve ser confundido com a distância total (l_t) percorrida pelo apalpador sobre a superfície. A distância percorrida pelo apalpador deverá ser igual a 5 vezes l_e mais a distância para atingir a velocidade de medição l_v e para a parada do apalpador l_m . Como o perfil apresenta rugosidade e ondulação, o comprimento de amostragem (cut-off) filtra a ondulação (ISO, 1997).

A norma ISO 4287 (ISO, 1997) define os principais parâmetros de rugosidade bidimensionais. Para o presente estudo, destacam-se os seguintes parâmetros: Rugosidade média (R_a / S_a), Rugosidade quadrática média (R_q / S_q), R_z e comprimento de onda quadrático médio (λ_q).

2.3.2.1 Rugosidade média (R_a / S_a)

A rugosidade média é o parâmetro de rugosidade mais usado na indústria para controle de qualidade geral. Assim como a maioria dos parâmetros de amplitude, a Rugosidade Média é calculada a partir da linha central média (CLA). O parâmetro R_a é definido como o desvio absoluto médio das irregularidades em relação à linha média ao longo de um comprimento de amostragem como mostrado na Fig. 2.14.

Esse parâmetro é fácil de se definir, medir e fornece uma boa descrição média das variações de altura. Ele não é sensível a pequenas mudanças no perfil. A definição matemática e a implementação digital do parâmetro de altura média aritmética estão descritas nas Eq. 2.1 e 2.2.

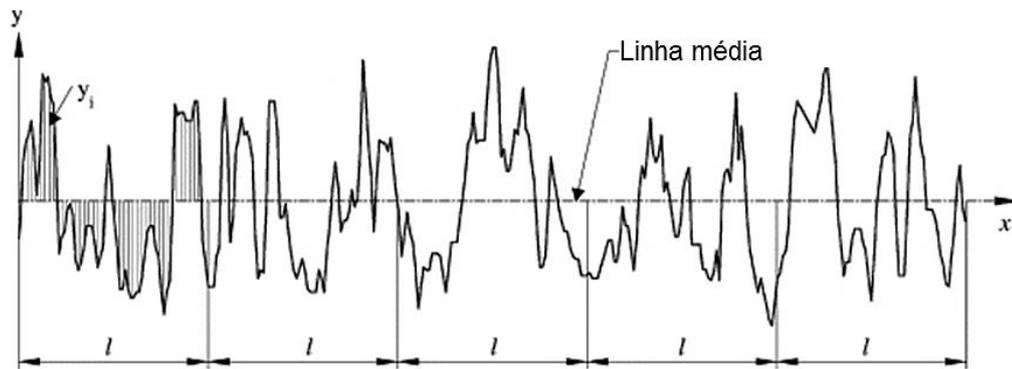


Figura 2.14. Definição da altura média aritmética (R_a / S_a) (GADELMAWLA et al., 2002).

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |y| dx = \frac{A}{l} \quad (2.1)$$

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |y_i| \quad (2.2)$$

$$S_a = \frac{1}{n.m} \sum_{x=0}^{n-1} \sum_{y=0}^{m-1} |Z_{ix,y}| \quad (2.3)$$

S_a é definido como a média da média aritmética dos desvios.

2.3.2.2 Rugosidade quadrática média (R_q / S_q)

O parâmetro R_q é definido como a média quadrática da distância entre a superfície e a linha média. Também pode ser entendido como o desvio padrão da distribuição das alturas da superfície. As Eq. 2.4e 2.5 mostram a definição matemática e numérica do parâmetro R_q (ISO, 1997; GADELMAWLA et al., 2002):

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{l} \int_0^l \{y(x)\}^2 dx} \quad (2.4)$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2} \quad (2.5)$$

Onde y_i é a altura do perfil no ponto i .

Análogo ao R_q , a rugosidade superficial quadrática média (S_q) é o valor das alturas em relação ao plano médio da superfície. As Eq. 2.6 e 2.7 definem o S_q para uma superfície contínua (DONG; SULLIVAN; STOUT, 1994; STOUT, 2000).

$$Sq = \sqrt{\frac{1}{l_x l_y} \int_0^{l_y} \int_0^{l_x} \{y(x, y)\}^2 dx dy} \quad (2.6)$$

$$Sq = \sqrt{\frac{1}{NM} \sum_{x=0}^{N-1} \sum_{y=0}^{M-1} z_{x,y}^2} \quad (2.7)$$

A distância relativa entre a superfície e o plano médio em uma determinada posição (x, y) é descrita por z; N é a quantidade de pontos de cada perfil e M a quantidade de perfis que compõem a superfície.

2.3.2.3 Distância máxima média entre pico e vale (R_z / S_z)

O parâmetro R_z é definido como a distância média entre os 5 maiores picos e os 5 vales mais profundos de cada seção de amostragem do perfil de rugosidade como apresentado na Fig. 2.11 (GADELMAWLA et al., 2002; KAISER; BRINKMANN, 2006).

Para o cálculo do R_z , o perfil de rugosidade é dividido em, pelo menos, cinco seções. Em cada seção, é calculada a distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais profundo, compondo cinco valores de distância por perfil ($R_{z1} \dots R_{z5}$). O parâmetro R_z é calculado como a média dessas cinco distâncias adquiridas ao longo do perfil de rugosidade (ISO 4287).

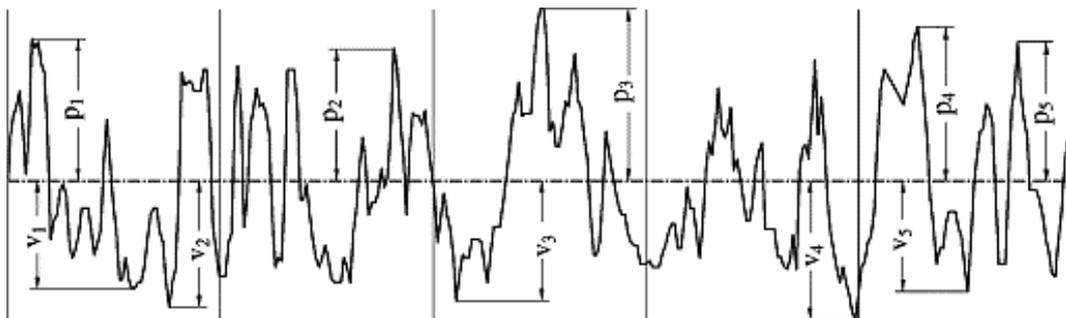


Figura 2.15. Definição dos 10 pontos para parâmetro de altura R_z (GADELMAWLA et al., 2002).

Tridimensionalmente, a distância máxima entre pico e vale (S_z) é definida como a distância entre o pico mais alto e o vale mais profundo de cada seção de amostragem da superfície. Nesse caso, cada área de amostragem é dividida em pelo menos, cinco seções, sendo obtido o valor do pico mais alto e o do vale mais profundo para cada seção ($S_{z1} \dots S_{z5}$). O S_z é calculado como a média das cinco distâncias entre pico e vale, adquiridas na superfície medida. (DONG; SULLIVAN; STOUT, 1994).

2.3.2.4 Comprimento de onda quadrático médio (λ_q)

O comprimento de onda quadrático médio (λ_q) é um parâmetro bidimensional híbrido, que leva em consideração espaçamento em y (R_q) e a inclinação quadrática média (Δq), ou seja, espaçamentos em x e y. Nesse trabalho o comprimento de onda médio do perfil (λ_q) foi associado à largura média dos eventos de abrasão. As definições de λ_q e Δq são apresentadas nas Eq. 2.8 e Eq. 2.9 respectivamente (ISO, 1997; GADELMAWLA et al., 2002).

$$\lambda_q = 2\pi \frac{R_q}{\Delta q} \quad (2.8)$$

$$\Delta q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L (\theta(x) - \dot{\theta})^2 dx}, \quad \dot{\theta} = \frac{1}{L} \int_0^L \theta(x) dx \quad (2.9)$$

Onde θ é a inclinação entre dois pontos consecutivos do perfil e $\dot{\theta}$ é a inclinação média. A Fig. 2.12, a seguir, mostra a definição do método de cálculo da inclinação média de um perfil de rugosidade.

Como é mostrado na Fig. 2.5 a cada dois pontos consecutivos, calcula-se a distância relativa em x e y, representados por δ_x e δ_y respectivamente. Os parâmetros inclinação quadrática média Δq e a inclinação média $\dot{\theta}$ são definidos, numericamente, de acordo com as Eq. 2.10 e 2.11.

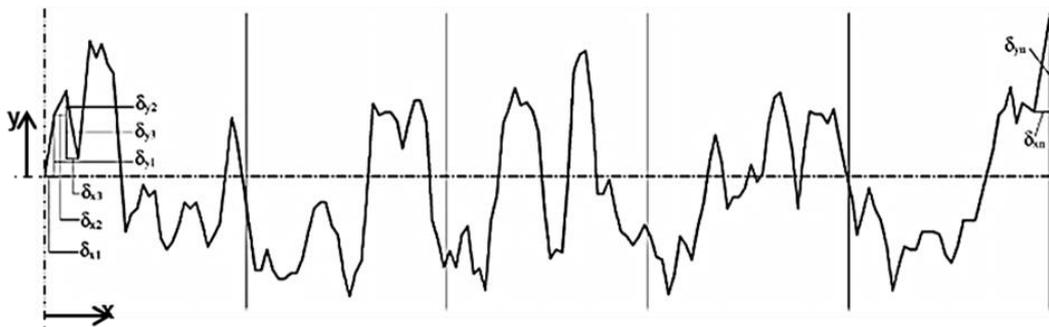


Figura 2.16. Definição de inclinação média θ (GADELMAWLA et al., 2002).

$$\Delta q = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n-1} \left(\frac{\delta_{y_i}}{\delta_{x_i}} - \dot{\theta} \right)^2} \quad (2.10)$$

$$\dot{\theta} = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n-1} \left(\frac{y_i - y_{i-1}}{x_i - x_{i-1}} \right) \quad (2.11)$$

CAPÍTULO III

METODOLOGIA: MATERIAIS E PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo abrange, detalhadamente, os materiais utilizados e as técnicas experimentais aplicadas.

2.4 Materiais, identificação e preparação superficial

No presente trabalho, foram analisadas quatro amostras de aços ao manganês, comumente utilizados em conchas de pá carregadeiras na indústria de mineração, como material resistente à abrasão. As amostras foram denominadas por A, X, U e R. Esses materiais foram adquiridos de um fornecedor local e apresentam pequenas diferenças na composição química como detalhado na Tabela 0-1.

Com o objetivo de reproduzir no laboratório o que está acontecendo na prática, analisou-se, também, uma amostra de campo (identificada como C) desgastada da borda frontal de uma concha de pá carregadeira denominada por lâmina bico de pato. A origem da amostra está descrita na Fig. 3.1. A composição química da amostra de campo e das demais estão apresentadas na Tabela 0-1.

Tabela 0-1. Composição química simplificada dos materiais utilizados.

	Elementos (% em peso)										
	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	Mo	W	Nb	V	P
A	0,477	1,255	0,228	0,031	0,010	0,005	0,004	0,003	0,003	0,002	0,013
X	0,618	0,666	0,220	0,035	0,014	0,006	0,004	0,002	0,002	0,000	0,012
U	0,455	1,305	0,206	0,018	0,012	0,007	0,005	0,006	0,004	0,002	0,015
R	0,452	1,282	0,205	0,019	0,011	0,006	0,005	0,006	0,004	0,002	0,015
C	0,473	1,268	0,233	0,024	0,006	0,005	0,014	0,002	0,001	0,003	0,012

Segundo a análise química da amostra de campo, o material foi identificado como SAE 1552 (ASM INTERNATIONAL, 1990). As demais amostras foram identificadas de acordo com norma internacional (ASM INTERNATIONAL, 1990), sendo: A, U, R (SAE 1552, mesma que amostra de campo); X (SAE 9763).

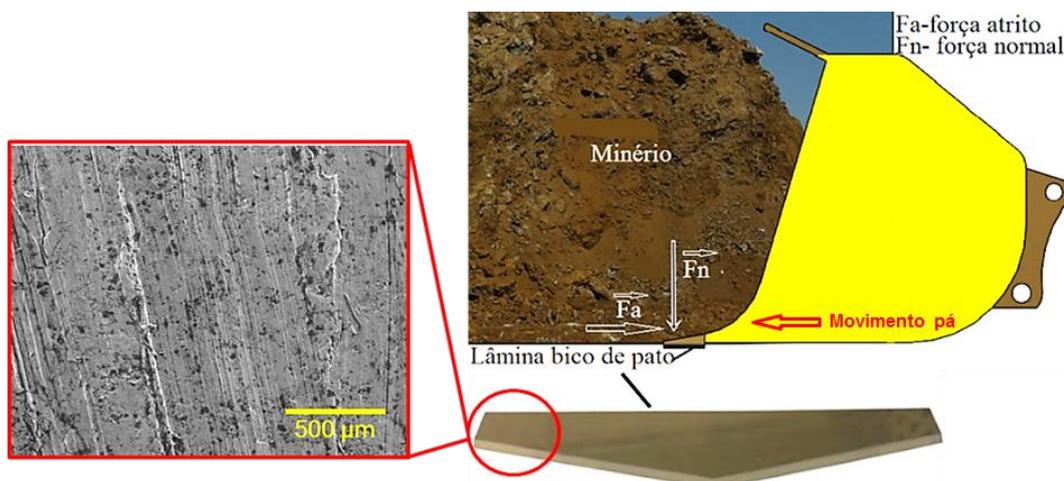


Figura 0.1. Processo de extração da amostra de campo.

A composição química foi realizada na empresa *Aperam South America*. Para a detecção dos elementos C e S, utilizou-se a técnica de absorção atômica com equipamento Leco®, modelo CS444; o elemento N foi analisado pela técnica de termocondutividade, no equipamento Leco®, modelo TC436 e, para os demais elementos, foi utilizada a espectrometria de emissão óptica no equipamento do fabricante Thermo AR®, modelo 4460.

Esses aços são considerados de baixa concentração de manganês (COLPAERT, 2008), entre 0,6663 a 1,3048% em peso de Mn. Esses aços passaram pelo processo de laminação a quente como é, normalmente, fornecido na indústria de mineração (ASM INTERNATIONAL, 1990; EILISES et al., 2008).

As placas de aço manganês foram cortadas de uma peça maior utilizando oxicorte. A zona afetada pelo calor (ZAC) foi removida das amostras efetuando-se o corte a 15 mm das bordas através de corte com jato de água abrasiva a temperatura ambiente (23 °C, pressão 5000 psi, o tamanho do abrasivo de gramatura 80 *mesh*, vazão abrasivo 250 g/min). Na sequência, as amostras foram cortadas utilizando-se um disco de corte refrigerado (*Discoton – Struers*) e, posteriormente, cada amostra foi fresada e retificada com dimensão final de 55 x 23 x 10 mm.

Na Fig. 3.2, é apresentado um esquema da nomenclatura das amostras conforme as posições em que elas foram retiradas do bloco de aço original:

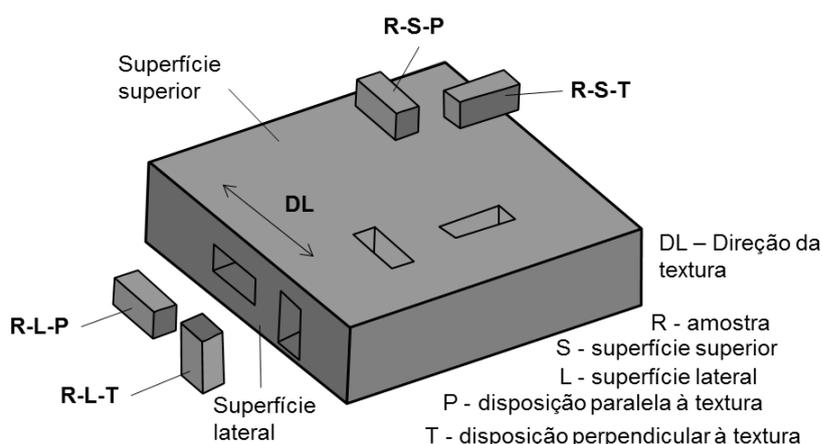


Figura 0.2. Posição de retirada das amostras das superfícies conforme direção de laminação.

A primeira letra identifica o material de acordo com a composição química apresentada na tabela 3.1 (A, X, U e R). A segunda letra indica a superfície de onde a amostra foi retirada do bloco de aço. A superfície superior S é a superfície de laminação, e L a superfície lateral (Fig. 3.2). A terceira letra indica a direção em que a superfície foi desgastada em relação à direção de laminação (DL). As letras P e T são as direções paralela e perpendicular à direção de laminação, respectivamente. Na Fig. 3.2, está apresentada a nomenclatura utilizada para a amostra R e, analogamente, usou-se o mesmo critério para nomear as demais amostras A, X, U. Em seguida, a quantidade de amostras de cada material para os testes de roda de borracha estão indicadas na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** conforme o nome de cada uma.

Tabela 0-2. Amostras cortadas na direção paralela para os testes na roda de borracha.

MATERIAL (Tab. 3.1)	DESEIGNAÇÃO DAS AMOSTRAS	SUPERFÍCIE DESGASTE (Fig. 3.2)	DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO	QUANTIDADE DE AMOSTRAS
A	A-S-P	Superior	Paralela	3
X	X-S-P	Superior	Paralela	3
U	U-S-P	Superior	Paralela	3
R	R-S-P	Superior	Paralela	3
R	R-S-T	Superior	Perpendicular	3
A	A-L-P	Lateral	Paralela	3
X	X-L-P	Lateral	Paralela	3
U	U-L-P	Lateral	Paralela	3
R	R-L-P	Lateral	Paralela	3
R	R-L-T	Lateral	Perpendicular	3

A Tabela 3-3 mostra a identificação usada para amostras e será empregada nos resultados (Capítulo IV). Mostra, também, a quantidade de amostras usadas como réplicas nos testes abrasivos. As amostras foram cortadas para observar o efeito da direção de laminação, de acordo com a direção de movimento da partícula no ensaio abrasivo.. A direção mencionada na coluna da Tabela 3-2 significa a direção do movimento das partículas abrasivas com relação à direção de laminação.

Para observar a microestrutura das amostras, estas foram preparadas, superficialmente, por lixamento e polimento. Para o lixamento, foram usadas lixas *mesh* 80, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2000, via úmida. O polimento foi realizado em politriz rotativa utilizando óxido de cromo (Cr_2O_3). Para o acabamento final, foi utilizada sílica coloidal (0,05 μm). O ataque químico foi realizado utilizando solução de nital a 2% por se tratar de amostras de aço carbono. Também foi testado o ataque eletrolítico nas amostras R-S e R-L para evidenciar microestruturas. O tempo de polimento de 20 segundos e ataque de 5 segundos. A tensão aplicada foi de 30 V e corrente de 1 A. A solução eletrolítica foi preparada com 700 ml de álcool PA 98%, 120 ml de água destilada, 100 ml de glicol e 80 ml de ácido perclórico a 60%.

As microestruturas foram observadas usando-se um microscópio óptico (MO – modelo BXF1M; *Olympus*[®]). As imagens das microestruturas e a metalografia quantitativa foram realizadas através do software dedicado ao microscópio óptico.

2.5 Metodologia de testes abrasivos

A sequência dos procedimentos de testes utilizada está apresentada no fluxograma de atividades, Fig. 3.3:

A análise da superfície da amostra de campo via microscopia eletrônica de varredura (MEV, *TESCAN*[®] modelo *Vega3*), apresentada na Fig. 3.4, mostrou que a superfície apresenta microriscamento (microssulcamentos e microindentações) (ZUM GAHR, 1987). A orientação destes eventos é aleatória e pensa-se que é devido à aleatoriedade com que as partículas estão dispostas no minério. Isso indica que a amostra sofreu desgaste abrasivo por rolamento e deslizamento de partículas abrasivas.

Com estas características identificou-se um teste de laboratório que reproduz estes tipos de mecanismos, sendo eleito o teste abrasivo por roda de borracha. Esse teste é amplamente referenciado na literatura (HUTCHINGS, 1992; STEVENSON; HUTCHINGS, 1996; DUBE; HUTCHINGS, 1999; WIROJANUPATUMP; SHIPWAY, 1999; 2000; NAHVI; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2009; BUDINSKI; BUDINSKI, 2017; LIN; JOSEPH; CURLEY,

2017). Ele apresenta relação similar de resultados quando comparado com os resultados apresentados em campo (HUTCHINGS, 1992), além de representar de forma significativa a relação de dureza e taxa de desgaste (NAHVI; SHIPWAY; MCCARTNEY, 2009). A Fig. 3.5 mostra um esquema da configuração básica do abrasômetro roda de borracha que foi utilizado nos ensaios.

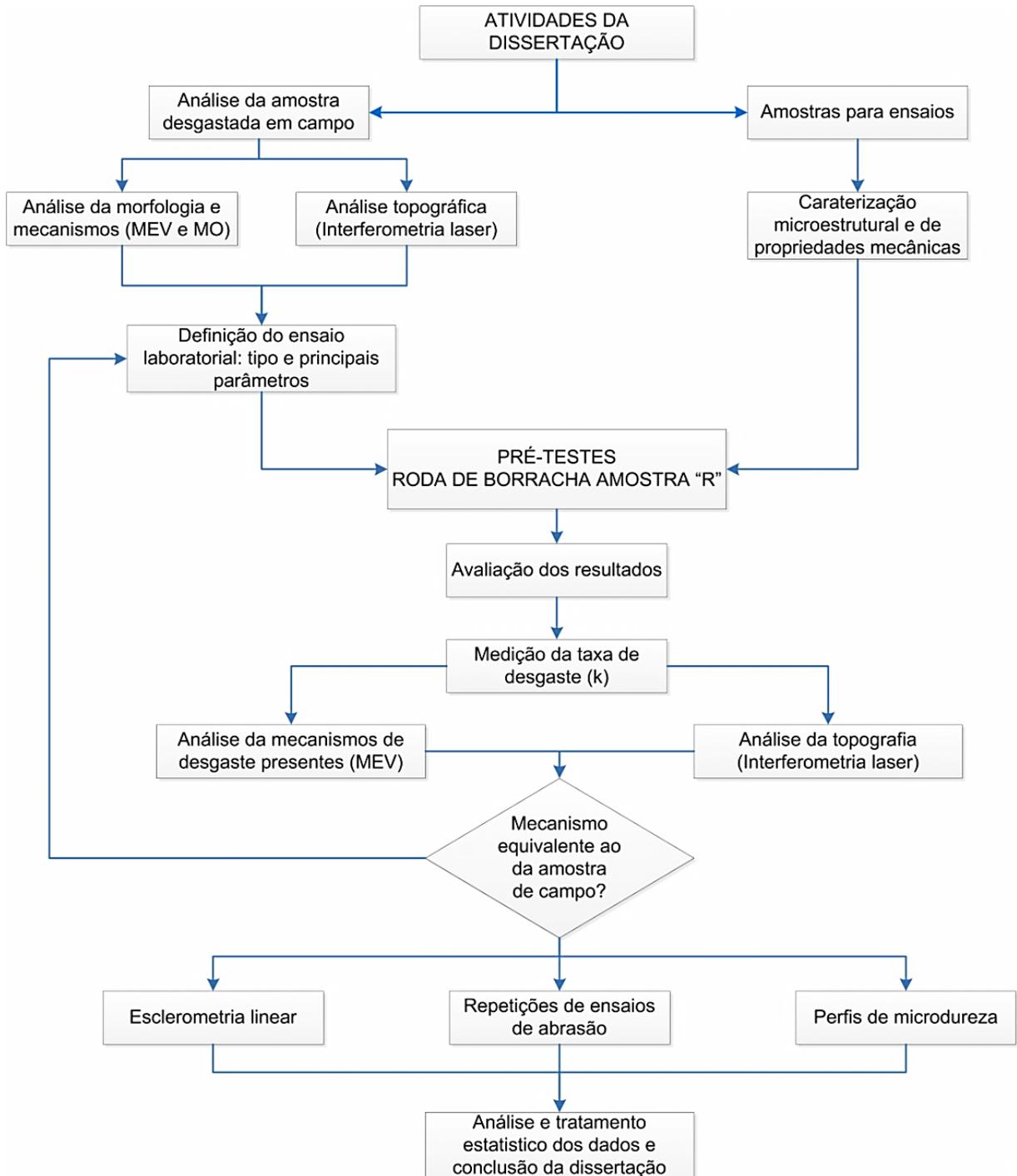


Figura 0.3. Fluxograma de atividades gerais requerido, nesta dissertação.

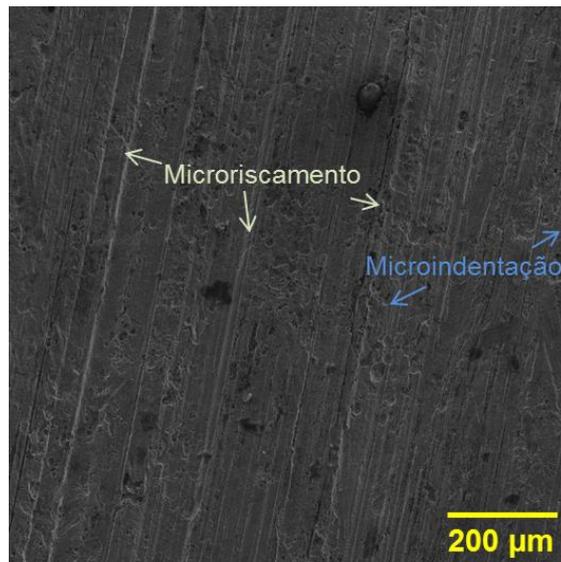


Figura 0.4. Microscopia eletrônica de varredura da amostra de campo.

O abrasômetro consiste de um motor de corrente contínua que aciona uma roda de aço 1020 de diâmetro de 228,6 mm com um anel de borracha clorobutílica de dureza 60 ± 2 Shore A e seção 10 mm x 10 mm colado externamente à roda que gira a uma velocidade constante de 200 RPM. A carga normal aplicada foi de 7,7 Kgf. O corpo de prova é colocado dentro de um porta-amostra refrigerado à água fixada por um sistema de alavancas que permite a aplicação da força normal calculada segundo procedimento específico para este tribômetro (COSTA; DE MELLO, 2001; ASTM, 2004).

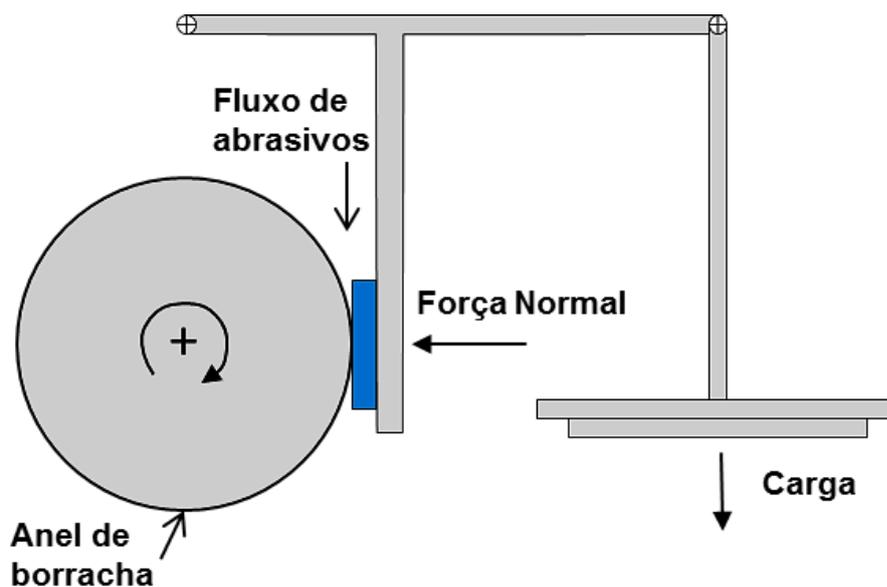


Figura 0.5. Esquema do abrasômetro roda de borracha a ser utilizado nos ensaios (DA SILVA; DE MELLO, 2009).

A instrumentação é composta por um sensor de rotação e um torquímetro. Os sinais desses instrumentos são enviados para uma placa de interface e interpretados por programa desenvolvido na linguagem LabView® que fornece as forças tangencial média, mínima e máxima, além do coeficiente de atrito e o desvio padrão.

Os ensaios de desgaste foram definidos de acordo com o procedimento “A” da norma ASTM G65-04 (ASTM, 2004). Os principais parâmetros do teste estão descritos na Tabela 3.3. Os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente (23 °C) durante 30 minutos. A cada 5 minutos, o ensaio foi interrompido para retirar a amostra do equipamento e medir sua massa residual com balança eletrônica de precisão com sensibilidade de 10^{-4} g. Para cada medição da massa, as amostras foram limpas com ultrassom.

Tabela 0-3. Parâmetros dos testes abrasivos no roda de borracha.

Parâmetros	
Procedimento	Norma ASTM G 65-04 A
Fluxo de abrasivo	300-400 [g/min]
Tempo	30 [minutos]
Rotação	200 [RPM]
Carga normal	77,5 [N]
Tempo para coleta dados	A cada 5 minutos de teste

A perda de massa em cada intervalo de 5 minutos foi calculada pela diferença entre as medições das massas inicial e final. Assim, foi determinada a massa média desgastada e o desvio padrão entre os seis intervalos de desgaste. Tendo a informação da massa desgastada (m_d), a densidade (d) a força normal (F_N) e o comprimento deslizado (L), foi calculado o coeficiente de desgaste (k).

$$k = \frac{m}{d * L * F_N} \quad (3.1)$$

Para verificar se o desgaste entrou em regime permanente, foi calculada a média móvel entre os resultados dos coeficientes de desgastes realizados a cada cinco minutos durante 30 minutos. Para o erro relativo em torno de 5%, considerou-se que o desgaste entrou em regime permanente; a Fig. 3.6 exemplifica a parte do gráfico que identifica regime permanente, no caso, considerando os últimos três pontos do gráfico.

A Fig. 3.6 mostra uma curva de taxa de desgaste nos intervalos de tempo de medição para a amostra R na superfície superior. A taxa de desgaste variou com erro relativo maior

que 5% até o intervalo de 20 min, onde o erro começa ser menor de 5%. Isto se reflete na curva que tende a linha horizontal.

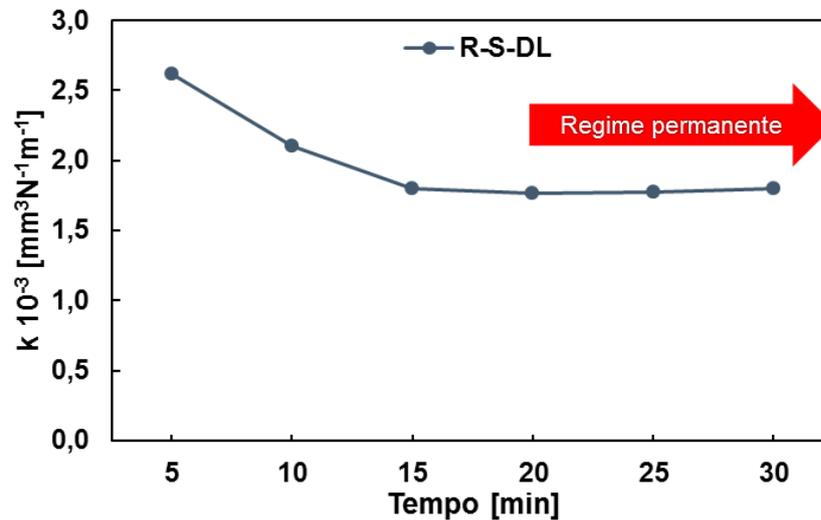


Figura 0.6. Determinação do regime permanente na curva da taxa de desgaste no teste roda de borracha.

O material da partícula abrasiva escolhida para os testes foi óxido de silício (sílica, SiO_2), considerando que o desgaste gerado na amostra de campo se fez pelo contato com partículas de areia, principalmente.

O tamanho das partículas foi definido a partir da topografia de superfície da amostra de campo desgastada em operação. Para isso, elaborou-se um modelo no qual se avaliou as dimensões dos riscos gerados na amostra de campo conforme modelo esquemático da Fig. 3.7, sendo consideradas a profundidade e largura dos riscos como os parâmetros relevantes.

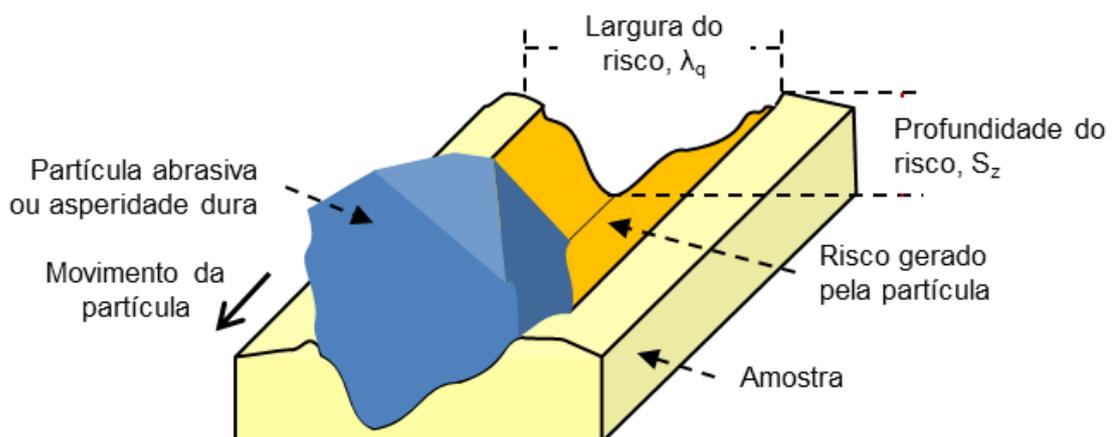


Figura 0.7. Modelo dos riscos gerados pelas partículas abrasivas na amostra de campo.

De acordo com a Fig. 3.7, o valor da profundidade indentada pela partícula abrasiva na superfície da amostra de campo, corresponde ao valor entre o pico e o vale apresentado na superfície da amostra de cada risco gerado, sendo assim o valor médio entre todos os picos e vales informará o valor médio da profundidade de indentação. Na análise topográfica este valor médio entre os picos e vales como é descrito pelo parâmetro S_z , será usado para análise. Este parâmetro foi descrito na Revisão bibliográfica (Capítulo II).

A largura dos riscos gerados na amostra de campo pode ser entendida como o espaçamento entre picos na superfície, como é mostrado na Fig. 3.7. Assim, o valor médio dos espaçamentos entre os picos da amostra de campo descreve a largura média dos sulcos gerados pelas partículas abrasivas. O parâmetro λ_q assemelha-se a este conceito; nele, descreve-se o espaçamento médio quadrático entre picos numa superfície, como foi descrito, também, no Capítulo II e será adotado para análise.

Na literatura, já, alguns autores tentaram representar a indentação das partículas abrasivas. Willians e Hyncica (1992) elaboraram um modelo teórico, relativamente, simples com base no que acontece com uma partícula abrasiva que tenta indentar a superfície. Verspui et al. (1995) e Verspui et al. (1996) tentaram associar os parâmetros de rugosidade para calcular o diâmetro e angularidade com que partículas abrasivas indentam a superfície. De acordo com o modelo da Fig. 3.7, foi definido que, com os parâmetros de rugosidade S_z e λ_q , pode-se fazer uma aproximação do tamanho médio das partículas abrasivas os quais desgastaram a amostra de campo. Para isto, foi considerado que o formato da partícula abrasiva fosse de uma esfera.

A Fig. 3.8 mostra uma representação esquemática do modelo considerado para cálculo do raio da partícula abrasiva, aproximadamente, esférica que desgastou a superfície da amostra de campo.

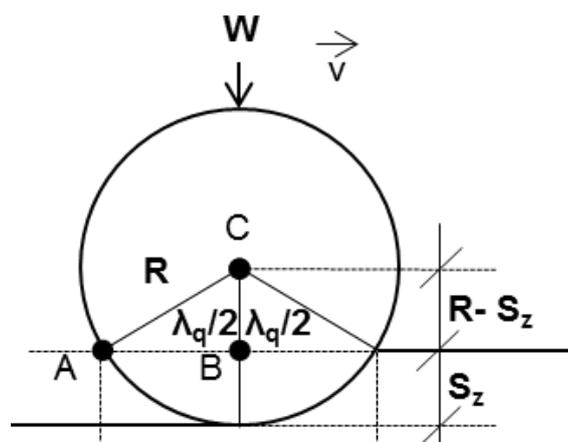


Figura 0.8. Representação esquemática do modelo considerado para cálculo do raio da partícula abrasiva.

Sendo R o raio médio das partículas abrasivas, W a carga por partícula e ABC são pontos de coordenação para representar um triângulo. De acordo com este modelo, o raio R das partículas é descrito na Eq. 3.2.

$$R = \frac{S_z^2 + (\lambda_q/2)}{2S_z} \quad (3.2)$$

A topografia da superfície desgastada da amostra de campo foi obtida utilizando a técnica de interferometria laser no equipamento UBM, modelo Microfocus Expert IV®. Os parâmetros S_z e λ_q foram a partir dessa topografia utilizando o software *Mountains Map Universal*® versão 3.1.9.

Na análise topográfica da amostra de campo desgastada foi usado um filtro de forma de polinômio grau 3. Para definir o *cut-off* utilizado, foi observada a superfície das amostras de campo mediante microscopia eletrônica de varredura e nelas foi medida a largura dos sulcos e riscos na superfície. Um exemplo da medição nas microscopias da superfície da amostra de campo é apresentado na Fig. 3.9.

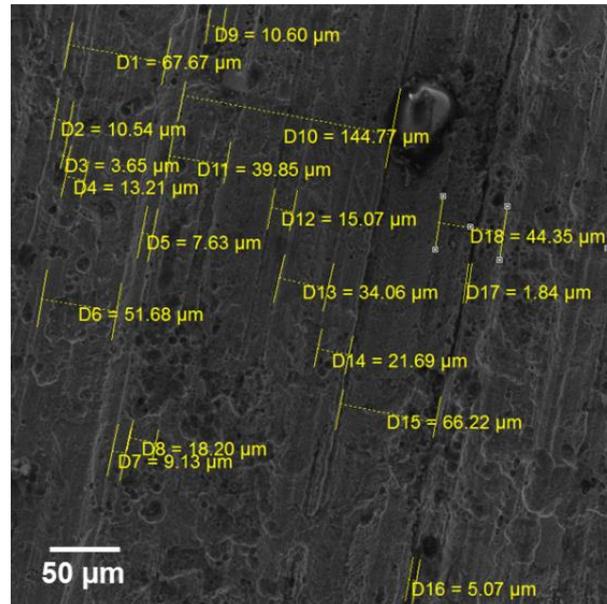


Figura 0.9. Microscopia eletrônica de varredura exemplificando a medição dos sulcos e riscos na amostra de campo desgastada.

Foram coletadas 140 medições como as apresentadas na Fig. 3.9, A análise estatística das medições é apresentado na Fig. 3.10. A distribuição de larguras dos sulcos e riscos mensurados mostrou que sulcos e riscos com largura menor que 85 μm possuem

maior frequência de acontecer. Da mesma forma, a distribuição estatística mostra que existe maior probabilidade do acontecimento de sulcos com largura entre 34 e 85 μm .

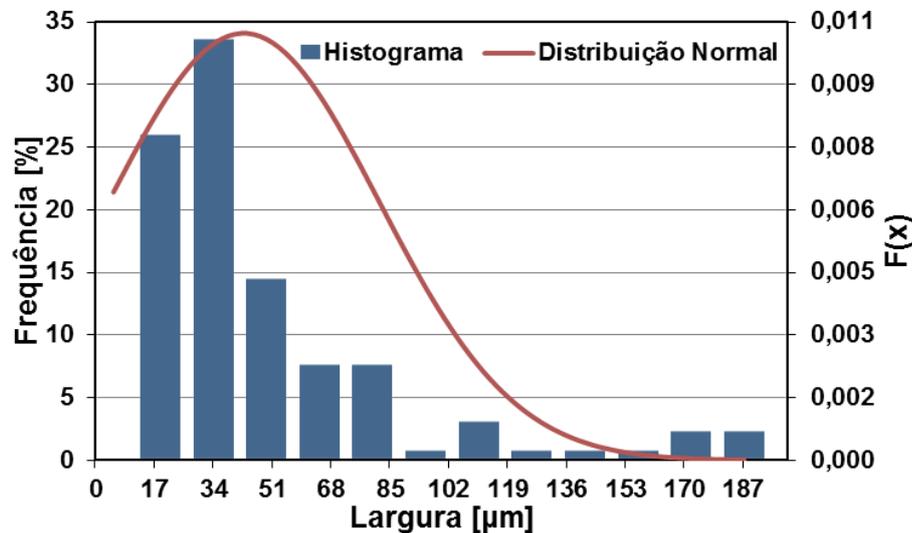


Figura 0.10. Análise estatística das medições dos riscos e sulcos nas amostras de campo.

De acordo com o análise da Fig. 3.10, foi estabelecido *cut-off* de 0,08 mm para a análise topográfica da superfície da amostra de campo. Com estes filtros, os parâmetros S_z e λ_q da superfície de campo desgastada foram 4,62 e 49 μm , respetivamente.

De acordo com esses parâmetros o valor médio do raio das partículas abrasivas calculado pela equação 3.1 foi de 0,35 mm, correspondendo a um diâmetro de 0,70 μm . A partir dessa análise, foi definida a areia com especificação nº 30 (IPT - peneira de 0,6 mm e granulometria entre 0,6 e 1,2 mm) para os testes de abrasão.

Foi testada uma amostra de campo com o tamanho da partícula definida e os parâmetros do teste de roda borracha escolhidos, como forma de demonstrar a representatividade da metodologia escolhida.

Para se definir a quantidade de amostras para os testes foi necessário verificar, primeiramente, se havia diferença no coeficiente de desgaste quando o abrasivo movimentava na direção paralela ou na direção perpendicular à direção de laminação. Foi estipulado que a diferença abaixo de 10% seria considerando que os desgastes fossem iguais. Os testes foram realizados somente na amostra R por apresentar uma microestrutura com faixas alternadas de ferrita e perlita na superfície lateral que poderia influenciar no desgaste abrasivo. Foram encontradas variações em torno de 8 e 9%. Concluiu-se que os desgastes sobre uma mesma superfície são iguais, conforme demonstrado por ANOVA independente da direção sobre a superfície como será apresentado no Capítulo IV.

2.6 Método de testes adicionais e análise dos resultados

Diferentes métodos e testes adicionais foram feitos para explicar e discutir os resultados. Foram usados testes de esclerometria linear, analisadas as durezas (micro e macro) e aspecto superficial do desgaste das amostras testadas.

Para a análise qualitativa da superfície do desgaste produzido nos testes abrasivos, utilizou-se a técnica microscopia eletrônica de varredura (MEV), *TESCAN*[®] modelo *Vega3*.

A análise quantitativa da superfície do desgaste abrasivo foi analisada via o software *Mountains Map Universal*[®], versão 3.1.9, sendo adquiridas, via interferometria laser 3D no equipamento *UBM Microfocus Expert IV*[®], nas superfícies desgastadas.

Para a medição da macrodureza, usou-se o método de dureza Vickers com carga de 40 kgf e tempo de 30 seg. Os ensaios foram realizados utilizando um durômetro universal da marca *Wolpert*[®]. Foram realizadas cinco medições de dureza em posições diferentes nas faces superiores e laterais de cada amostra.

Os testes de microdureza foram realizados no equipamento *Shimadzu*[®] modelo HMV Micro Hardness Tester, com carga 10 gf durante 15 segundos.

Diferentemente, os ensaios de microdureza têm por objetivo verificar se houve mudança no comportamento da dureza no interior do material prévio ao desgaste pela deformação plástica gerada na laminação, ou após do desgaste embaixo da marca de desgaste. Foram realizados 4 perfis de 14 indentações como apresentado na figura 3.11. Criou-se um perfil médio com a média dos 4 perfis coletados por cada profundidade. A Fig. 3.11 mostra uma vista da seção transversal identificando a marca de desgaste e a posição das indentações em relação à superfície. Foram realizados perfis de microdureza na seção transversal à marca de desgaste, sendo medido abaixo da superfície da amostra e abaixo dessa marca do desgaste.

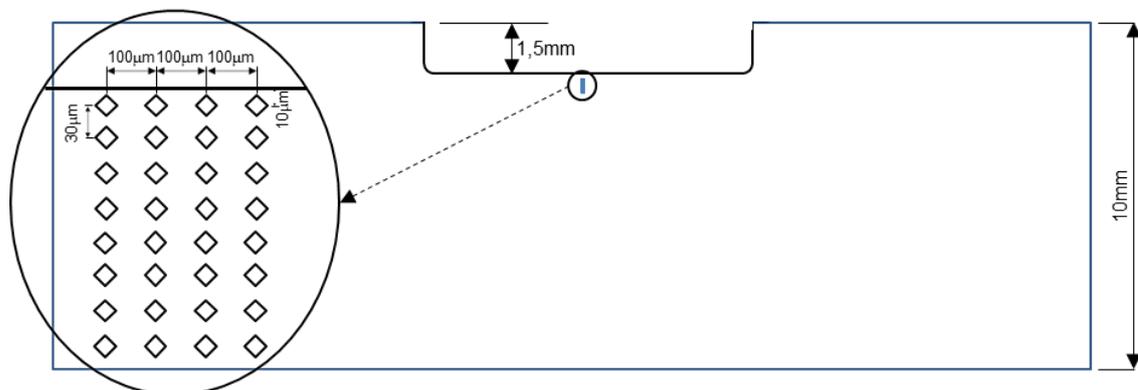


Figura 0.11. Posição das indentações para medições da microdureza numa seção transversal a marca de desgaste de uma amostra qualquer.

A distância de afastamento da superfície e a primeira indentação foi considerada de 10 μm e entre os grupos foi considerada 100 μm . A distância entre as indentações foi de 30 μm até atingir 400 μm de profundidade.

Testes de esclerometria linear foram realizados para verificar se haveria a influência da microestrutura na resposta da energia específica.

Para realizar o ensaio de esclerometria linear (ASTM C1624, 2005), foi utilizado o equipamento desenvolvido no LTM e apresentado na Fig. 3.12.

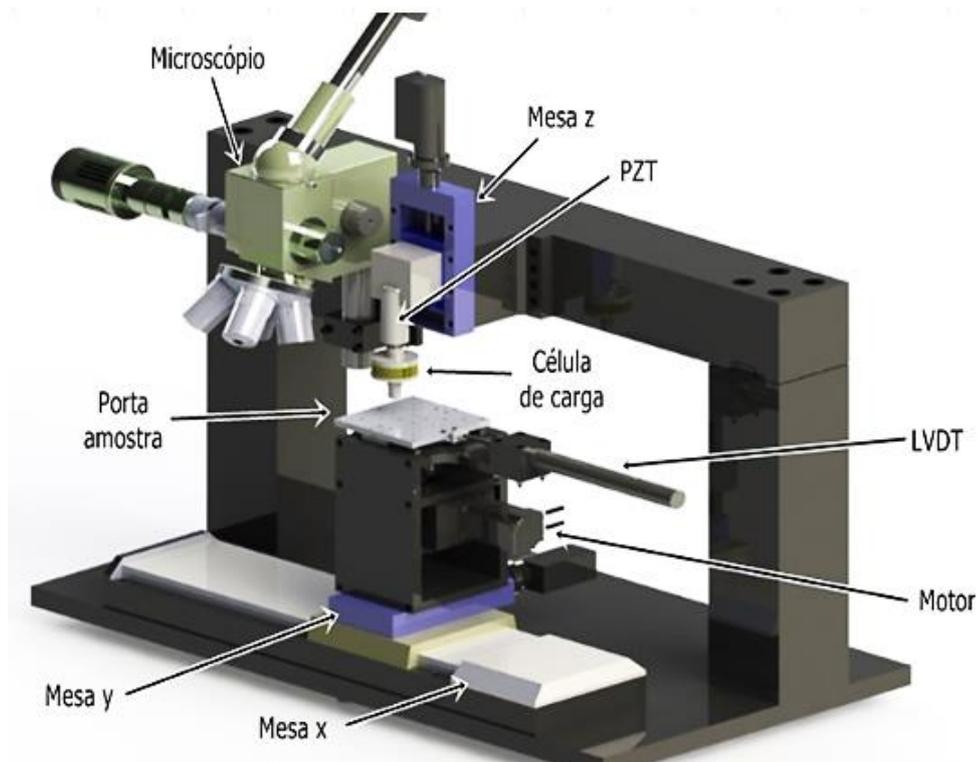


Figura 0.12. Desenho esquemático do esclerômetro linear desenvolvido no LTM.

O esclerômetro dispõe de um sensor PZT, montado em uma célula de carga tridimensional para manter a carga normal constante. A célula de carga, também, coleta os sinais das forças nos eixos X, Y e Z. O penetrador usado é do tipo Vickers além de um controlador de velocidade de cada eixo. O sulco é formado pelo ataque de uma face da pirâmide do indentador onde é imposta a força no eixo X. Foram mantidas a carga e velocidade constantes, sendo as cargas de 1 N e 10 N, e velocidade 1,0 $\mu\text{m/s}$, respectivamente. Foram executados cinco riscos na superfície lateral paralela e perpendicular a textura de laminação cada um com 4 mm de comprimento. A Fig. 3.13 mostra um exemplo da disposição dos riscos feitos na esclerometria para cada amostra.

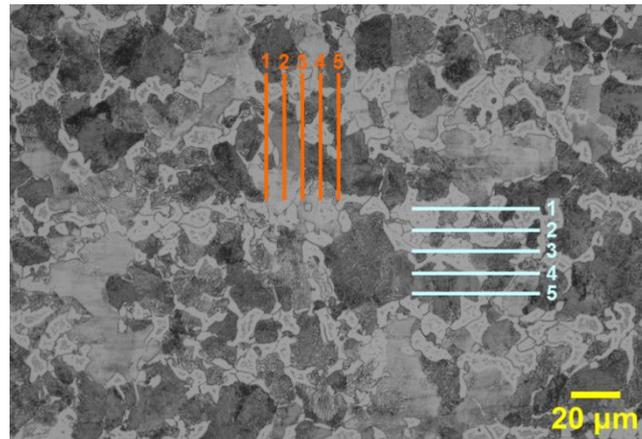


Figura 0.13. Exemplo da disposição dos riscos gerados na esclerometria linear para cada amostra. Microestrutura por polimento eletrolítico.

Esta disposição dos riscos apresentada na Fig. 3.13 tem como objetivo obter maiores informações sobre o efeito da textura metalúrgica no riscamento da superfície. O numero de riscos para cada direção são 5 e foram medidas as larguras de cada risco (b) em 10 posições distintas para cada disposição do material descrito na **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Foi calculada a energia gerada no riscamento (e) partindo da razão descrita na Eq. 3.3.

$$e = F_t \frac{L}{V} \quad (3.3)$$

Sendo F_t a força tangencial gerada no riscamento, L é o comprimento do risco e V o volume do risco. A Fig. 3.14 mostra a geometria da esclerometria linear.

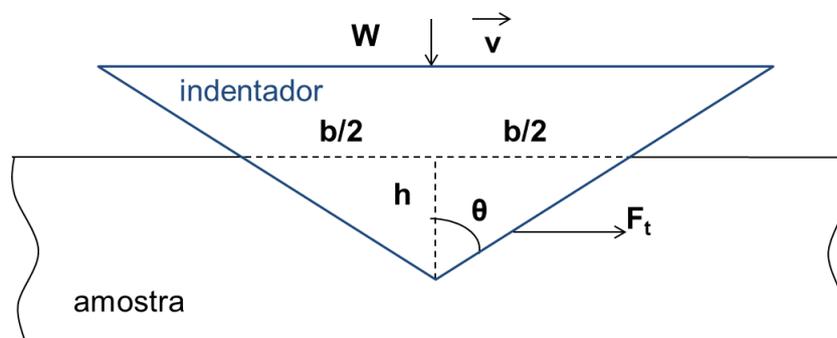


Figura 0.14. Geometria da esclerometria linear quanto o indentador esta iniciando o riscamento.

De acordo com a Fig. 3.14 o indentador, com ângulo de ponta de 2θ , penetra uma profundidade (h), quando é aplicada uma carga W (1 N e 10 N) o que gerará o início do riscamento com largura (b). De acordo com esse procedimento, o volume de cada risco está dado pelas Eq. 3.4, Eq. 3.5 e Eq. 3.6.

$$V = A \cdot L \quad (3.4)$$

$$A = \frac{b \cdot h}{2}, \text{ sendo } h = \frac{b/2}{\tan \theta} \quad (3.5)$$

$$V = \frac{b^2 \cdot L}{4 \tan \theta} \quad (3.6)$$

Desta forma, o cálculo da energia gerada pelo riscamento usado no presente trabalho está dado pela Eq. 3.7.

$$e = 4 \tan \theta \frac{F_t}{b^2} \quad (3.7)$$

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Este capítulo abrange os resultados e discussão da caracterização das amostras usadas e os testes abrasivos nelas aplicados.

3.1 Caracterização metalográfica e dureza das amostras

A Fig. 4.1 apresenta as micrografias representativas das microestruturas da superfície superior das amostras usadas no presente trabalho.

Foi observada uma microestrutura ferrítico-perlítica com o predomínio de perlita em todas as amostras. A análise química dessas amostras apresentadas na Tab. 1.1 (Capítulo III) apresentou uma composição aproximadamente constante em torno de 0,46% de carbono. A amostra X difere um pouco com 0,62% de C. Como esperado, as microestruturas observadas são características do aço com a composição entre 0,022 e 0,760% de C, contendo ferrita proeutetóide e perlita (ASM INTERNATIONAL, 1992; ASKELAND; PHULÉ, 2008; COLPAERT, 2008). Ao possuir maior conteúdo de carbono, as amostras X apresentam maior quantidade de microestrutura perlítica.

As micrografias das superfícies laterais das amostras são apresentadas na Fig. 4.2. Elas apresentam claramente, a presença de orientação da microestrutura de acordo com o sentido de laminação das chapas de aço (textura metalúrgica) nas amostras U e R. Esse fato não se confirma nas amostras A e X. Como descrito no tópico 2.1.3, a textura metalúrgica oriunda de processos de conformação mecânica, também, é chamada de bandejamento (ou "*banding*"). Esse fenômeno está associado ao alongamento dos grãos e alinhamento de partículas, de acordo com o escoamento do material que ocorre durante a deformação plástica, característica dos processos de conformação (GRANGE, 1971;

VERHOEVEN, 2000; KRAUSS, 2003; CABALLERO et al., 2006; COLPAERT, 2008; KRAUSS, 2015; MAALEKIAN; AZIZI-ALIZAMINI; MILITZER, 2016; RAMAZANI et al., 2016).

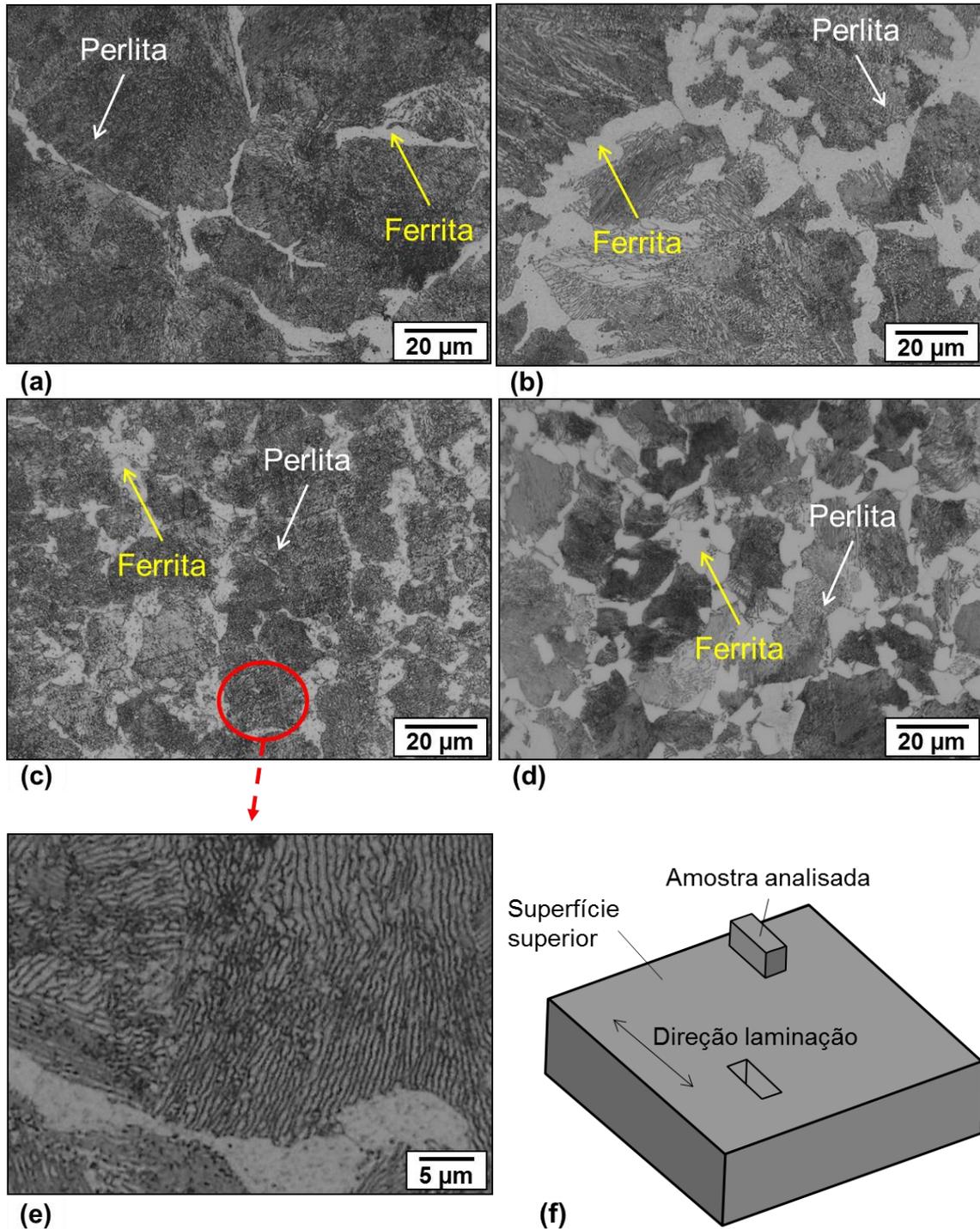


Figura 3.1. Micrografia da superfície superior dos materiais usados. (a) A-S; (b) X-S; (c) U-S; (d) R-S; (e) detalhe da região perlítica; e (f) esquema de posicionamento das amostras observadas.

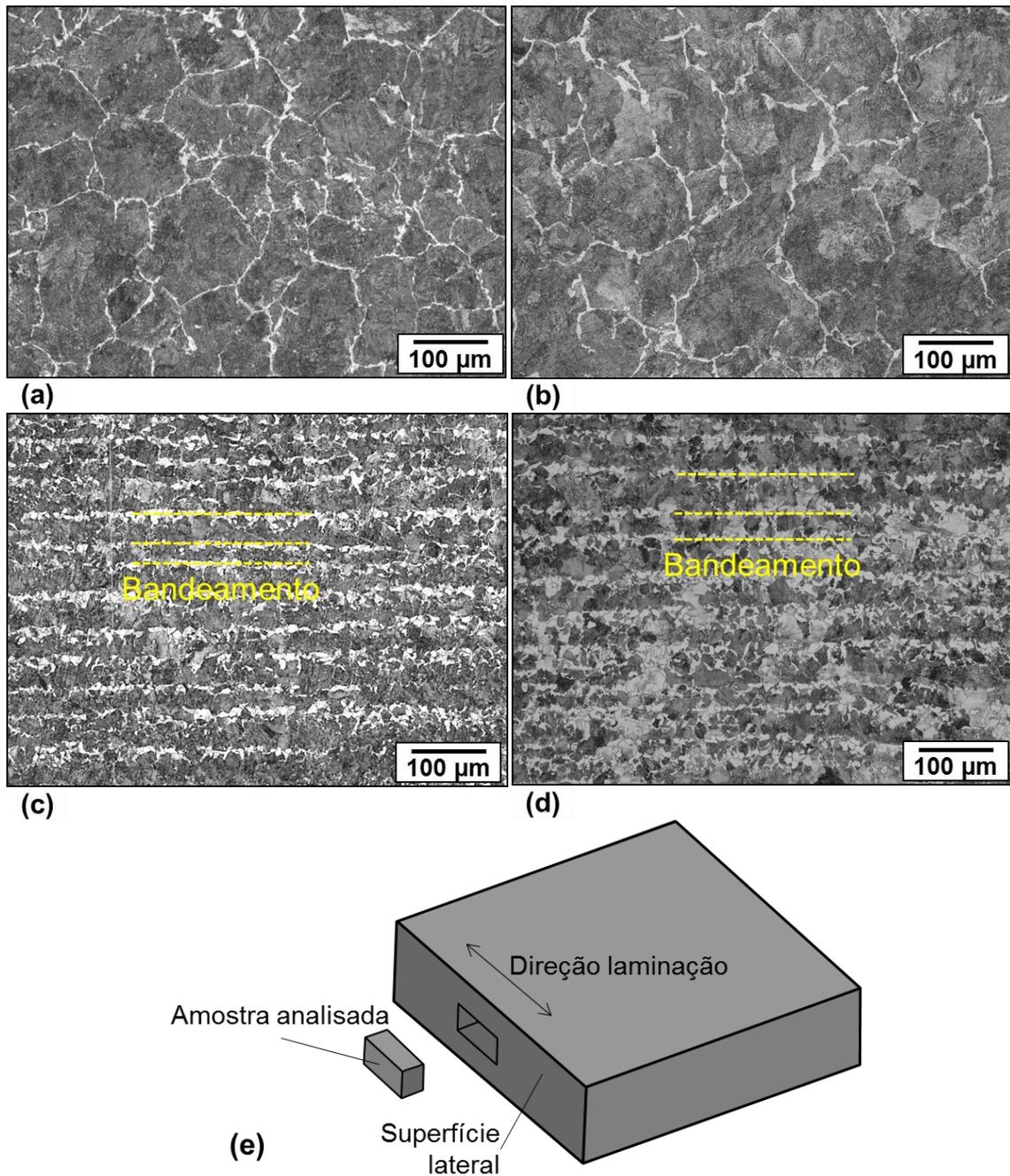


Figura 3.2. Micrografia da superfície lateral dos materiais usados. (a) A-L; (b) X-L; (c) U-L; (d) R-L; e (e) esquema de posicionamento das amostras observadas.

Os resultados de microdureza (HV-100 gf) da fase branca observada nas micrografias são apresentados na Fig. 4.3.

Os valores de microdureza da fase branca são, estatisticamente, iguais tanto nas superfícies quanto nas amostras, apresentando valores de dureza entre 150 e 163 HV. Essa fase apresenta valores de dureza próximos à dureza da ferrita (100 HV) ((ASM INTERNATIONAL, 1992; CALLISTER, 2002; ASKELAND; PHULÉ, 2008; COLPAERT,

2008). Nesse trabalho, a maior dureza observada na fase branca foi atribuída com a presença de outros elementos de liga, principalmente, Mn, que podem afetar o comportamento mecânico da ferrita. Trata-se de ferrita endurecida por solução sólida. Outra consequência da presença de elementos de liga é a alteração da composição invariante, referente à transformação eutetóide (GRANGE, 1971; KRAUSS, 2003; VERHOEVEN, 2007).

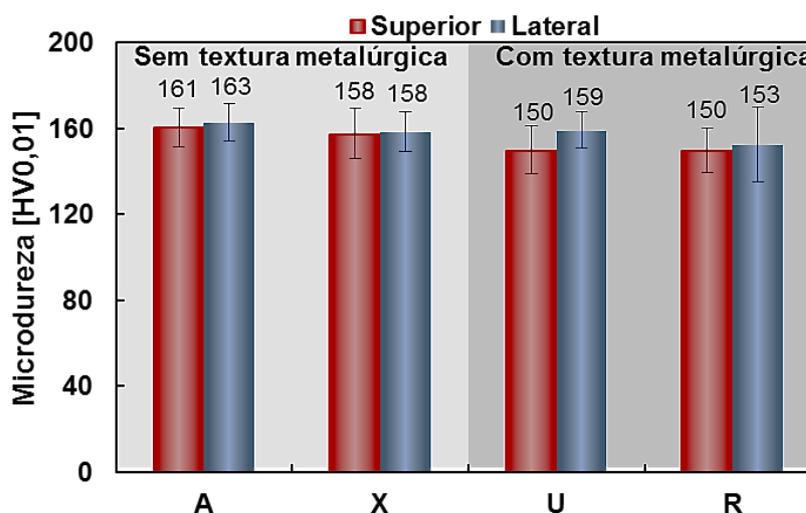


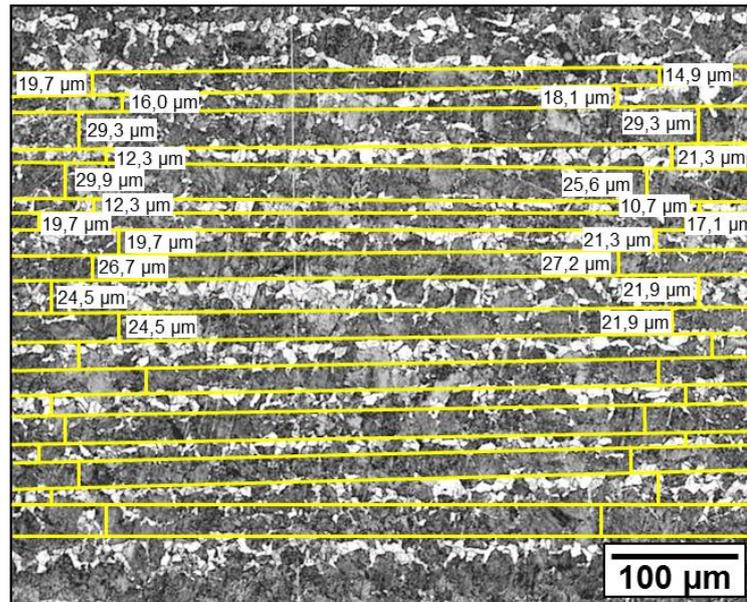
Figura 3.3. Microdureza (HV-10 gf) das regiões brancas apresentadas nas microestruturas das amostras A, X, U e R nas superfícies lateral e superior.

As larguras das bandas de ferrita e perlita das amostras U e R foram estimadas considerando distância média entre as retas traçadas para identificar as bandas como apresentado na Fig. 4.4-a. Já a Fig. 4.4-b apresenta a largura média das bandas coletadas de 100 medições.

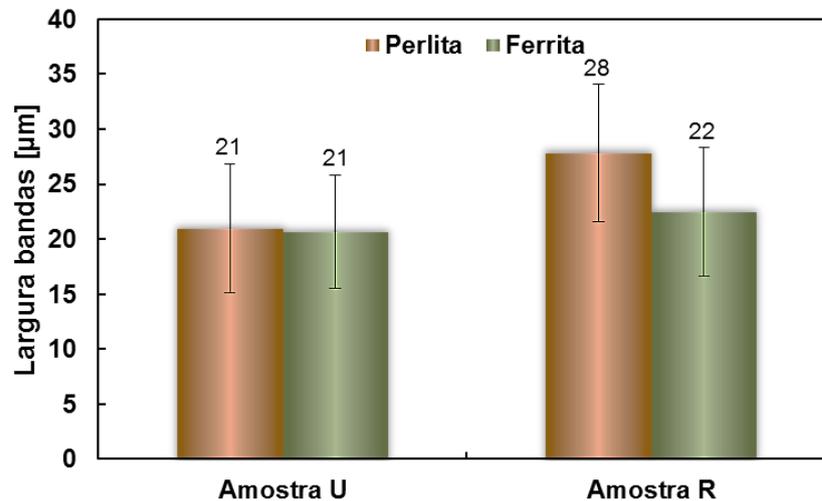
As larguras médias das bandas mostram que as de perlita e ferrita são maiores para amostras R que para amostras U, sendo 33% maiores para bandas de perlita e 5% maiores para bandas de ferrita. As amostras U possuem a mesma largura de banda de ferrita e perlita (aproximadamente, 21 μm) enquanto que, nas amostras do tipo R, as bandas de perlita são 27% maiores que as de ferrita. A análise de variância (ANOVA) confirmou que as larguras das bandas de ferrita e perlita são similares para amostras U e que são diferentes para amostras R.

Para observar se a textura metalúrgica influenciou as propriedades mecânicas das amostras, também foi medida a macrodureza das amostras nas superfícies superior e lateral. Esses resultados estão apresentados na Fig. 4.5.

Observa-se que a dureza da superfície lateral de todas as amostras é de 6 a 20% maior que sua respectiva superfície superior. Os maiores valores de dureza são observados para a amostra A, onde a superfície lateral apresenta 225 HV e a superfície superior tem 212 HV. Os menores valores de macrodurezas foram observados nas amostras do aço R, sendo 213 HV na superfície lateral e 178 HV na superfície superior.



(a)



(b)

Figura 3.4. Largura das bandas de ferrita e perlita observada nas amostras U e R. (a) exemplo de medição das bandas na mostra U-L; (b) resultado médio.

A dureza das amostras com textura metalúrgica (U e R), quando comparada com as amostras sem textura metalúrgica (A e X), diminuiu entre 10 e 19% na superfície superior. E

diminuiu entre 5 e 6% na superfície lateral. Mas estas diferenças aparentam ser pouco significativas, principalmente, na superfície lateral (menores de 6%). Uma análise estatística (ANOVA) mostrou que os resultados de macrodureza das amostras com textura metalúrgica (U e R) são diferentes das macrodurezas das amostras sem textura (A e X).

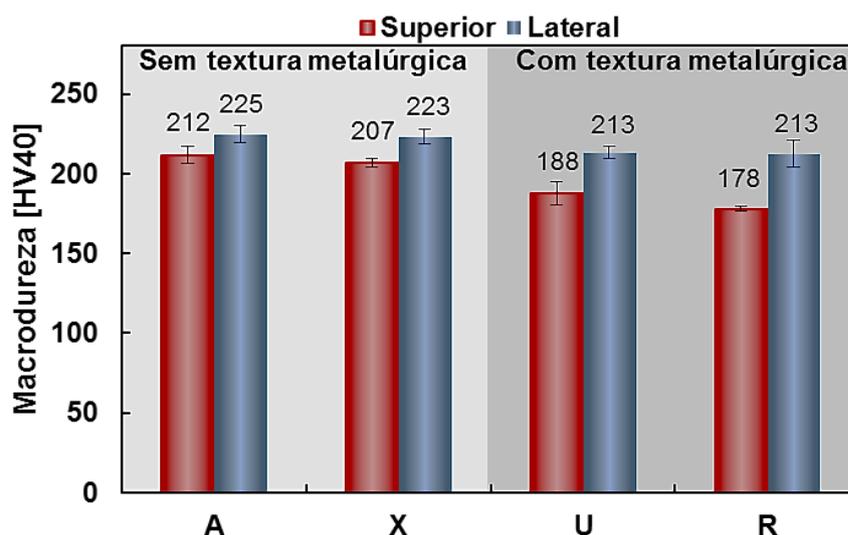


Figura 3.5. Macrodurezas Vickers (HV 40 kgf) dos aços analisados medidas na superfície superior e lateral.

A literatura mostra que a diferença microestrutural associada à textura metalúrgica leva à mudança e à anisotropia das propriedades mecânicas do material (OWEN; COHEN; AVERBACH, 1958; GRANGE, 1971; KHALID et al., 1999; VERHOEVEN, 2000; KRAUSS, 2003; SALIMI et al., 2013; RAMAZANI et al., 2016). Krauss (2003) afirmou que a textura por bandas pode ou não ser prejudicial aos produtos de aço acabados ou à sua produção. O autor atribuiu este comportamento às variações dramáticas nos efeitos da textura metalúrgica, que é muito dependente da composição da liga, do tamanho da seção a ser laminada e de parâmetros do processo de laminação. Como foi descrito no capítulo II, durante a laminação a quente, é gerado empilhamento e alinhamento de planos cristalográficos os quais fazem com que as regiões ricas e pobres em Mn se rearranjem no formato de bandas com grãos refinados. Dessa forma, durante o resfriamento, são geradas regiões de perlita e de ferrita, possuindo estas regiões propriedades mecânicas distintas (anisotropia).

Os resultados de dureza são influenciados por essa anisotropia. A proporção de perlita nas microestruturas dos aços estudados está apresentada nas Fig. 4.6 e a fração de perlita foi medida utilizando técnicas de metalografia quantitativa.

A Fig. 4.6 mostra as porcentagens médias de área de perlita encontradas nas superfícies superior e lateral de todas as amostras. De forma geral, observa-se que as amostras sem textura metalúrgica A e X possuem maiores porcentagens de áreas de perlita quando comparadas com as amostras U e R, apresentando diferenças entre 20% e 58%.

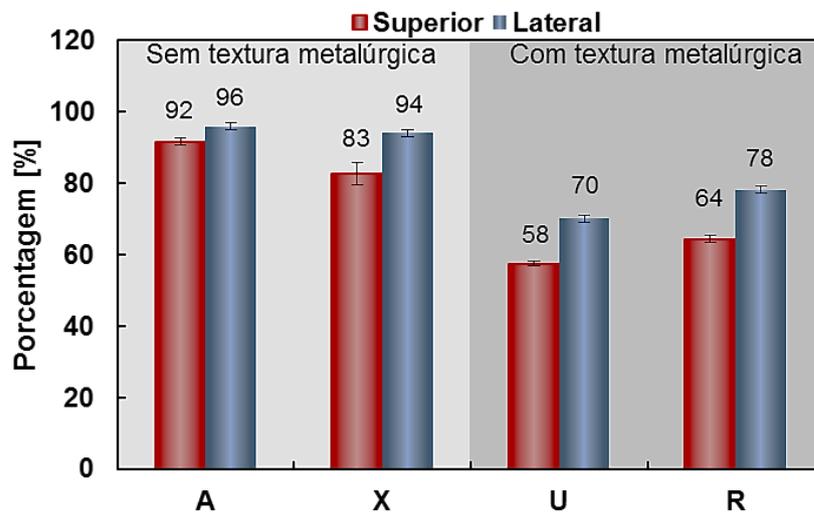


Figura 3.6. Porcentagens de perlita medidas nas micrografias das amostras.

A Fig. 4.7 relaciona a macrodureza e a porcentagem de perlita.

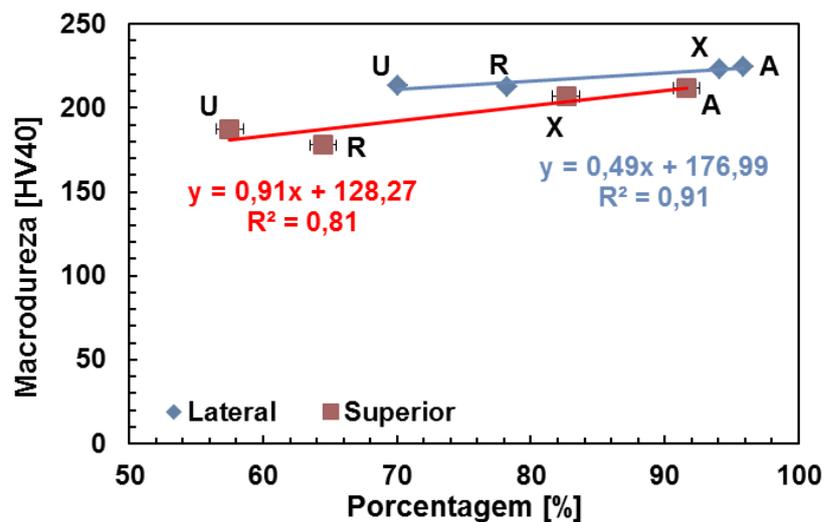


Figura 3.7. Relação da macrodureza HV – 40 kgf e a porcentagem de perlita.

A fração de perlita influencia, diretamente, os resultados de macrodureza, em que maiores percentuais de perlita apresentam maiores durezas (Fig. 4.7). A influência é maior na superfície superior que na lateral. A porcentagem de perlita influenciou os resultados de

macrodureza quando comparados às amostras sem textura metalúrgica (A e X) com as amostras com textura metalúrgica (U e R), Fig. 4.5.

Essa anisotropia observada nas medições de dureza entre as superfícies superior e lateral (Fig. 4.5) pode ser explicada pelo esquema apresentado na Fig. 4.8.

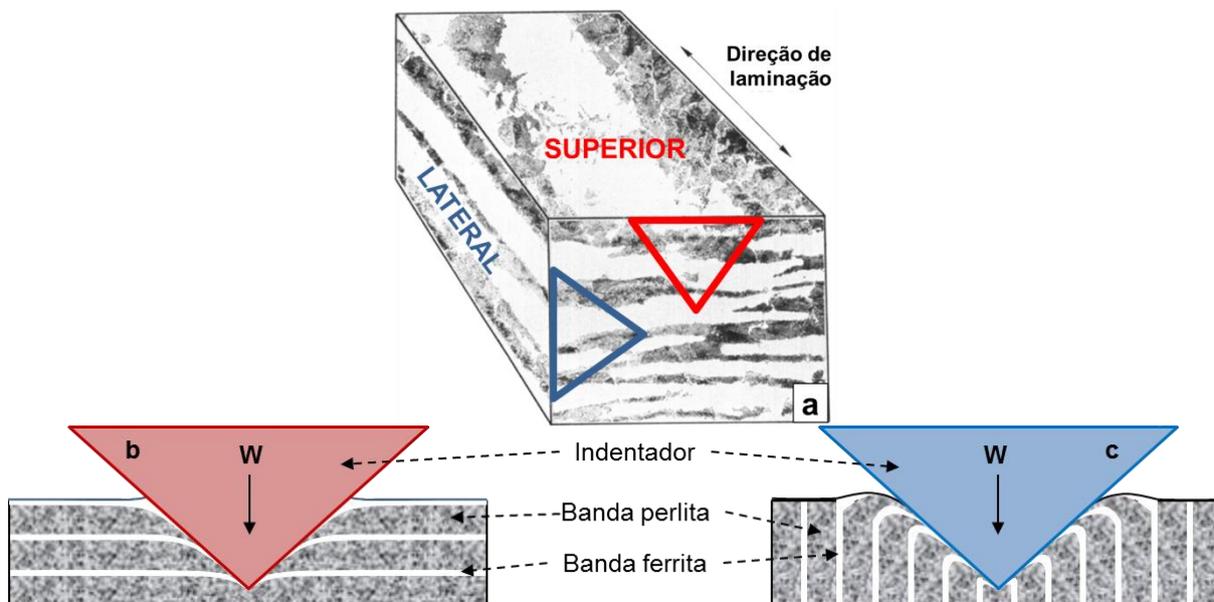


Figura 3.8. Indenta o de macrodureza nas amostras com textura metalúrgica. (a) desenho das indenta es numa mesma amostra, modificado de Grange (1971); (b) superior; e (c) lateral.

De acordo com a Fig. 4.8, observa-se a diferença de indenta o na superfície lateral (Fig. 4.8-c) e superior (Fig. 4.8-b). A indenta o na superfície superior, vai deformando uma banda em cada instante enquanto na superfície lateral, a indenta o deforma varias bandas no mesmo instante. Esse tipo de varia o da resposta mecânica, devido   orienta o da textura metalúrgica, já reportado na literatura (GRANGE, 1971; SALIMI et al., 2013). Salimi et al. (2013) observaram um comportamento similar na energia do impacto medida em testes Charpy, a qual mostrou uma dependência  bvvia da direc o da amostra com textura metalúrgica.

De acordo com a literatura clássica (CALLISTER, 2002; VERHOEVEN, 2007; ASKELAND; PHULÉ, 2008), o alinhamento de planos e a movimentac o de discordâncias são dificultados quando existe a participa o de várias fases do aço e quando essas possuem orienta es preferencias para a movimentac o de planos (como no caso da textura metalúrgica). A deformac o plástica que ocorre durante a indenta o da macrodureza possui maior dificuldade quando esse teste   realizado na superfície lateral

devido à maior densidade de contornos de grão e de fase nessa direção (Fig. 4.8-b), levando maiores valores de macrodureza.

3.2 Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha e testes complementares

3.2.1 Ensaio de desgaste abrasivo tipo roda de borracha

Foi testada uma amostra de campo, extraída da pá carregadeira, com o tamanho da partícula e os parâmetros do teste de roda borracha escolhidos, como forma de demonstrar a representatividade da metodologia escolhida. Na Fig. 4.9 é apresentada a comparação da superfície das amostras de campo como recebida (desgastada em campo) e via teste roda de borracha (em laboratório).

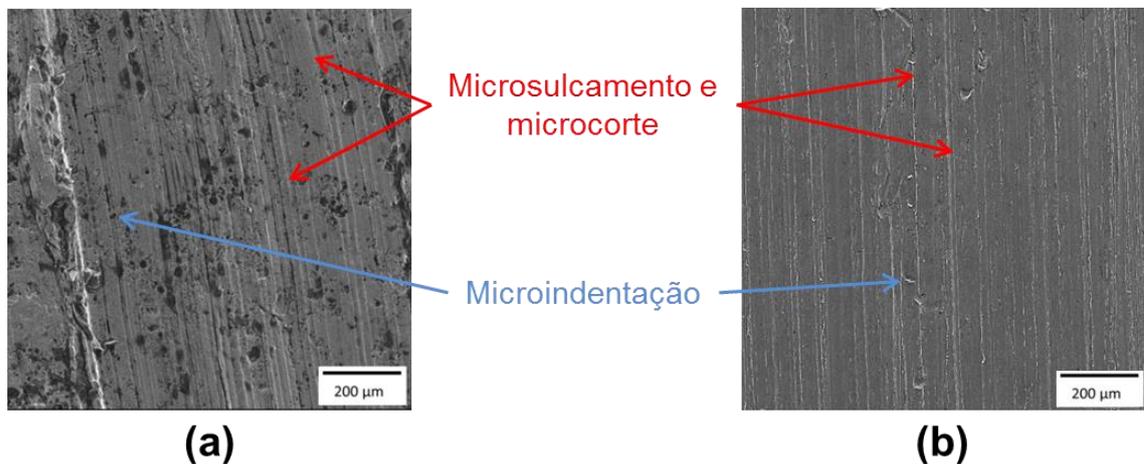


Figura 3.9. Microscopia eletrônica de varredura das amostras de campo desgastadas em: (a) campo; (b) laboratório.

Na Fig. 4.9 observa-se que foram replicados no laboratório os mecanismos de desgaste de microsulcamento e microindentação do desgaste gerado em campo. Estes micromecanismos de desgaste descrevem que as partículas abrasivas deslizam e rolam na superfície das amostras, conforme descrito na literatura na micro-abrasão (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; ADACHI; HUTCHINGS, 2003; 2005; COZZA; TANAKA; SOUZA, 2009; 2011).

Da mesma forma, foram analisadas as topografias da superfície das amostras desgastadas em campo e laboratório. Os parâmetros estão apresentados na Tab. 4-1.

O tamanho da partícula abrasiva escolhida foi obtida levando em consideração a forma esférica durante a indentação, conforme Fig. 3.8, cujos parâmetros de rugosidade adotado S_z e λ_q foram calculados após definição do cut-off de 0,08 mm. Esse cut-off foi

definido com a medição das larguras dos riscos e sulcos gerados na superfície de desgaste da amostra desgastada em campo, obtidas das análises das Fig. 3.9 e 3.10. Assim, o tamanho da partícula calculada indicou a partícula nº 30 (IPT - peneira de 0,6 mm e granulometria entre 0,6 e 1,2 mm), conforme descrito no item 3.2 (metodologia).

Tabela 3-1. Parâmetros de rugosidade das amostras desgastadas em campo e laboratório.

[μm]	Campo	Laboratório nº30	Diferença % Campo e nº30	Laboratório nº100	Diferença % Campo e nº100
S_a (μm)	0,110	0,120	9,1	0,092	16,5
S_q (μm)	0,147	0,160	8,8	0,117	20,2
S_z (μm)	0,524	0,510	2,7	0,547	4,2
S_t (μm)	1,300	1,220	6,2	1,146	11,9
λ_q (mm)	53,0	68,0	28,3	10,0	81,1

Conforme a Tabela 4-,1 observa-se que as diferenças percentuais dos parâmetros de rugosidade entre as amostras desgastadas em campo e em laboratório com partículas de tamanho nº30 são menores que 10%, com exceção do λ_q (28%). A diferença apresentada pode-se atribuir ao maior controle do tamanho de grão e à direcionalidade nos testes de laboratório.

Foram comparados, também, os parâmetros de rugosidade gerados pelo desgaste com partículas de tamanho nº100, recomendada na norma G65-16 (ASTM, 2004). Observa-se que as diferenças percentuais dos parâmetros de rugosidade das amostras desgastadas em campo e em laboratório com partículas de tamanho nº100 são maiores que as diferenças percentuais com desgaste com partículas de tamanho nº30.

Com isso, evidenciou-se que a metodologia proposta para escolher o tamanho de partículas abrasivas nº30 foi adequado. O desgaste gerado com partículas abrasivas nº30 descreve, de melhor forma, os mecanismos e características topográficas geradas na prática (campo) para este caso específico, quando comparadas com o desgaste gerado com partículas nº100.

Dessa forma, procederam-se os testes iniciais com a amostra do material R (o qual apresenta fenômeno de textura metalúrgica). Na Fig. 4.10, é apresentado o resultado médio da taxa de desgaste em função do tempo de teste para as amostras R, para testes feitos no equipamento roda de borracha, e aplicado nas superfícies superior e lateral, considerando a direção relativa ao movimento da partícula: paralela e perpendicular textura.

Para a Fig. 4.10, a linha vermelha descreve o comportamento de desgaste da amostra R da superfície superior paralela à direção de laminação e a linha verde escura descreve o comportamento da amostra R, porém perpendicular à direção de laminação. A linha azul visualiza o comportamento das amostras R na superfície lateral paralela à direção de laminação e a verde claro o comportamento das amostras R, porém, perpendicular à direção de laminação.

De acordo com o critério apresentado no tópico 3.2 da metodologia, a Fig. 4.10 mostra que o regime permanente é atingido após 20 min de teste para todas as disposições. Da mesma forma, existe uma diferença evidente quando os testes foram mudados da superfície superior (linhas vermelha e verde-escura) para a superfície lateral (linhas azul e verde-claro), todavia a direção relativa à textura dos testes não possui influência quando executados sobre a mesma superfície.

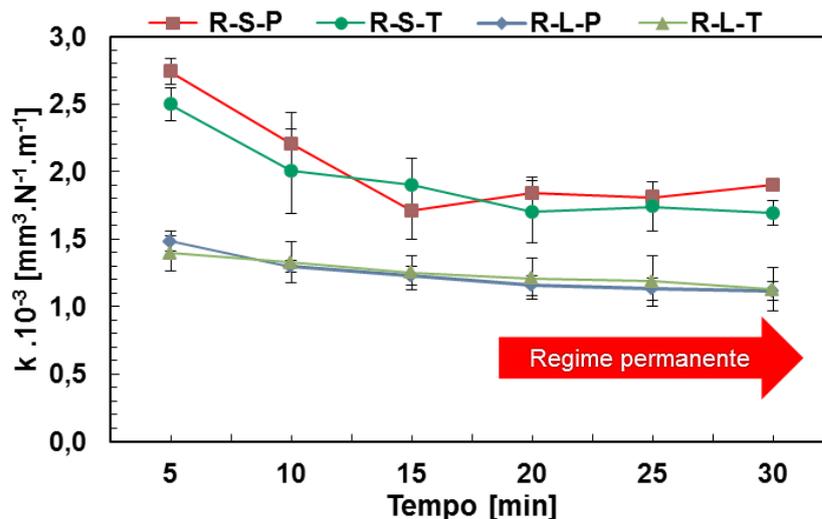


Figura 3.10. Curva média da taxa de desgaste das amostras R no teste abrasivo roda de borracha usando partículas abrasivas de sílica com diâmetro médio de 600 μm (nº 30).

Observa-se que a direcionabilidade dos testes não influencia a taxa de desgaste sobre a mesma superfície e, portanto, não será considerada para a continuidade do estudo. Ao analisar o resultado, pensa-se que esta direcionalidade não interfere, sendo que a forma de indentação e deformação das bandas é a mesma para as duas direções, tanto na superfície superior como na superfície lateral. Consequentemente, a dureza é a mesma nas duas direções para cada superfície.

Desse modo, os testes abrasivos realizados nas demais amostras (A, X e U) só foram realizados na direção paralela à textura ou na direção de laminação, no caso das amostras A e X para as superfícies superior e lateral.

A Fig. 4.11 mostra a média da taxa de desgaste após o regime permanente (20 min) para os testes no roda de borracha nas amostras A, X, U e R nas superfícies superior e lateral.

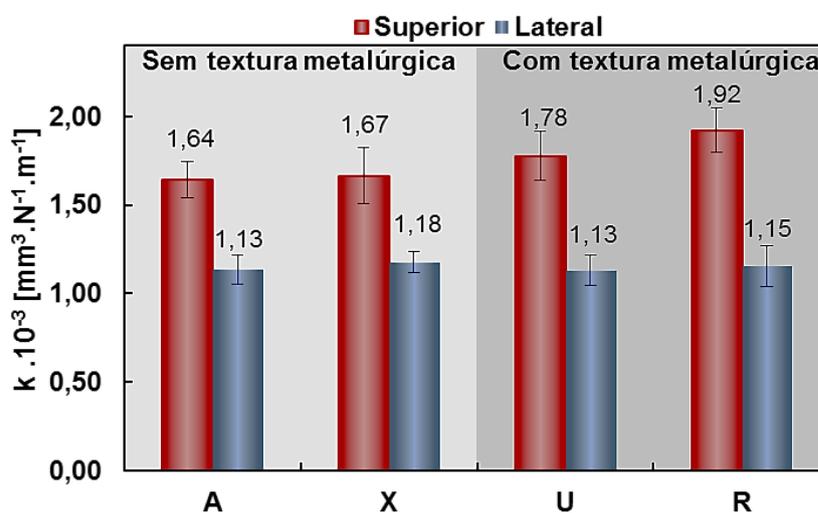


Figura 3.11. Média da taxa de desgaste das amostras A, X, U e R em testes abrasivos de roda de borracha nas superfícies superior e lateral com partículas abrasivas de sílica com diâmetro médio de 600 μm .

Na Fig. 4.11, as barras vermelhas são para testes feitos na superfície superior das amostras e as barras azuis são para testes na superfície lateral. O fundo cinza diferencia as amostras com textura metalúrgica e sem textura, sendo o cinza mais obscuro, para os resultados de amostras com textura metalúrgica (U e R).

De forma geral, a Fig. 4.11 mostra que existe diferença na taxa de desgaste quando os testes foram realizados na superfície superior e quando foram realizadas na superfície lateral, sendo dos 29 aos 33% menor nas amostras sem textura (A e X) e entre os 37 aos 40% menor nas amostras com textura metalúrgica (U e R). Quando os testes foram realizados na superfície lateral, a taxa de desgaste não apresentou diferenças significativas entre as amostras (A, X, U e R), ou seja, a taxa de desgaste permanece constante (aprox. $1,2 \times 10^{-3} \text{ mm}^3\text{N}^{-1}/\text{mm}$) para testes realizados na superfície lateral das amostras. Quando os testes foram realizados na superfície superior, observou-se um aumento (entre 9 e 17%) na taxa de desgaste entre as amostras com textura metalúrgica (U e R) e sem textura metalúrgica (A e X).

Quando os resultados da taxa de desgaste (Fig. 4.11) foram comparados com os resultados de macrodureza das amostras (Fig. 4.5), observou-se uma relação: as amostras mais moles (superfície superior) apresentaram as maiores taxas de desgaste e as amostras

mais duras, as menores taxas de desgaste (superfície lateral). E esta dureza é influenciada pela textura metalúrgica e sua disposição ao teste, como foi descrito na Fig. 4.7.

Evidenciou-se que a dureza (influenciada pela textura metalúrgica) possui uma relação direta com a taxa de desgaste. Para isso foi elaborado um gráfico que relaciona os resultados da taxa de desgaste e da macrodureza nas amostras A, X, U e R. Esse gráfico é apresentado na Fig. 4.12.

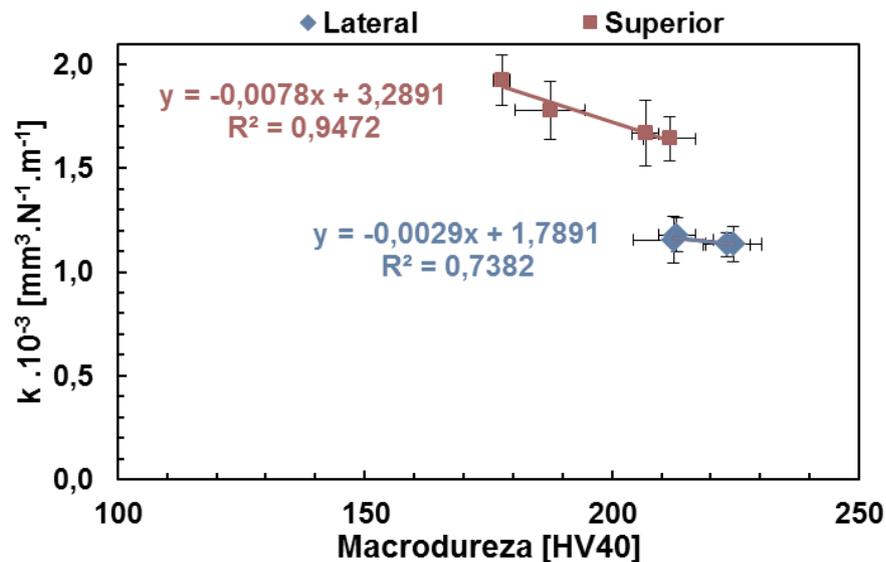


Figura 3.12. Relação dos resultados de macrodureza e taxa de desgaste para todas as amostras.

O gráfico 4.12 mostra que de forma geral a taxa de desgaste possui uma relação de aproximadamente, linear com a macrodureza. Quando são comparadas a taxa de desgaste e a macrodureza, especificamente, para cada superfície (lateral e superior), observa-se que a relação, aproximadamente, linear existe na superfície superior (vermelho). Na superfície lateral, os valores são muito próximos uns dos outros, razão pela qual a relação linear é inexistente. Dessa forma, pode-se dizer que a taxa de desgaste é influenciada pela textura metalógrafa (refletida na dureza). Vale ressaltar que a dureza é um bom indicativo da resistência ao desgaste abrasivo, mas não governa, isoladamente, os fenômenos associados à abrasão, principalmente, se comparados diferentes materiais (ZUM GAHR, 1987).

Para verificar se a existiu encruamento devido à deformação da superfície durante o desgaste, como é reportado na literatura clássica (ZUM GAHR, 1987; HUTCHINGS, 1992), foram levantados perfis de microdureza na amostra R, abaixo da marca de desgaste como

foi indicado na Fig. 3.11 do Capítulo III, concentrando as medições nas regiões com grão de ferrita,. Esse perfil de microdureza está apresentado na Fig. 4.13.

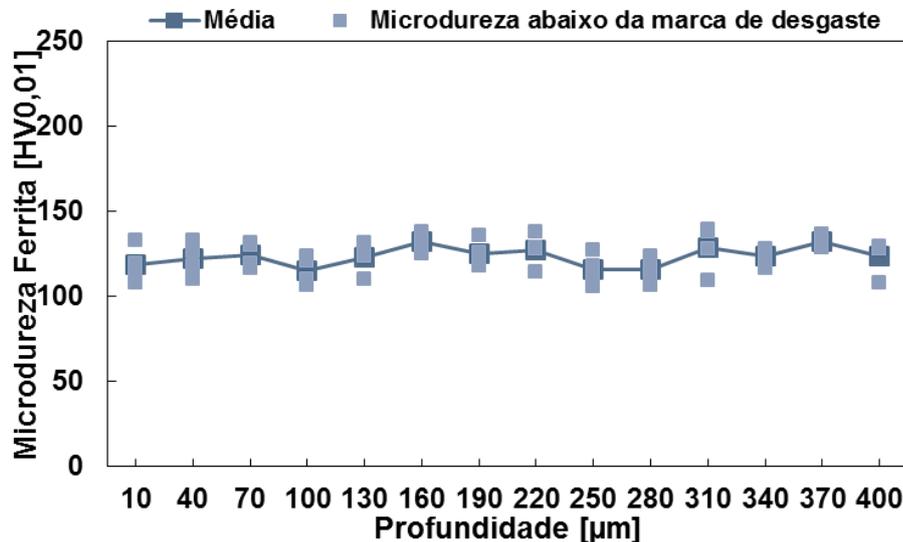


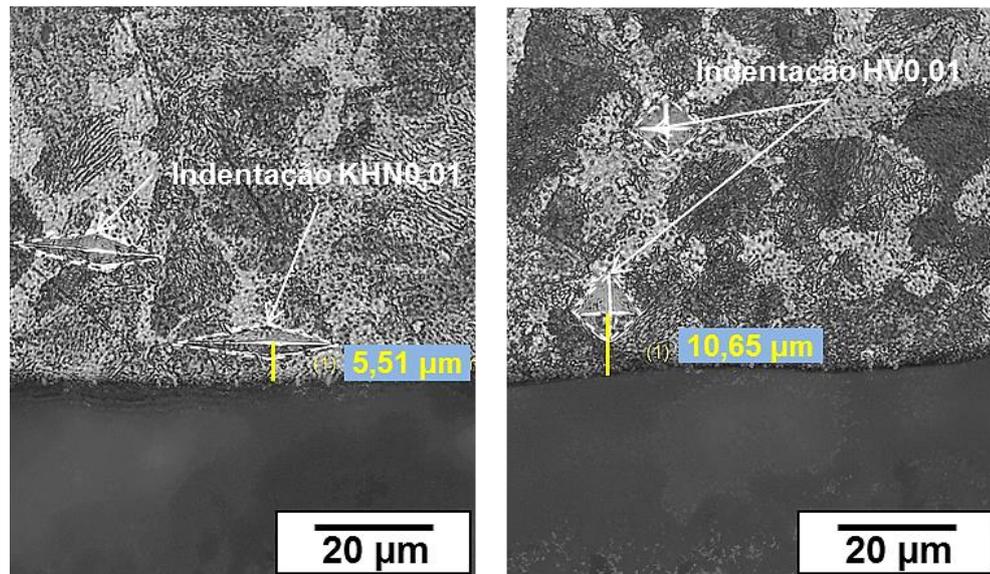
Figura 3.13. Perfil de microdureza [HV – 10gf] da ferrita ao longo da profundidade para a amostra R, abaixo da marca de desgaste.

A Fig. 4.13 apresenta que a microdureza varia entre 110 e 140 HV0,01. Esta dispersão é devida à diferença de fases em que a indentação acontece, ou seja, às vezes a é não só indenta a fase ferrítica, mas também parte da fase perlítica.

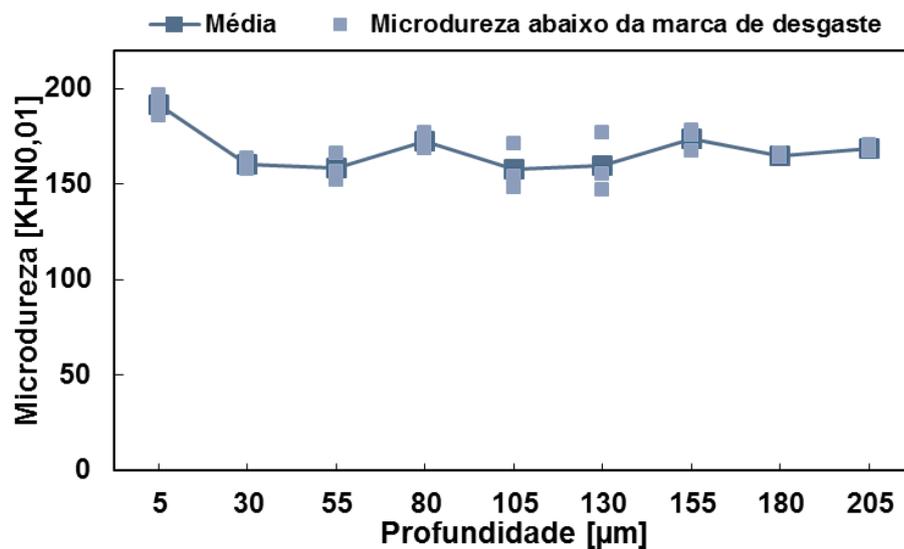
Os valores de microdureza, para as diferentes profundidades abaixo da marca de desgaste, estão na mesma faixa. O perfil de microdurezas não evidenciou encruamento após 10 μm abaixo da superfície. Esse resultado indica que o encruamento pode ter se concentrado em regiões próximas da superfície e abaixo da marca de desgaste até 10 μm de profundidade. Para conseguir medir as durezas mais perto da superfície da marca de desgaste, realizou-se um perfil de microdurezas Knoop com a mesma carga utilizada na microdureza Vickers (10 grf). O perfil de microdureza Knoop é apresentado na Figura 4.14.

A Fig. 4.14-a apresenta a diferença entre as indentações da microdureza Vickers (HV0,01) e da microdureza Knoop (KHN0,01). Com o perfil de microdureza Knoop, conseguiu-se fazer medição mais perto da superfície desgastada (5 μm) enquanto que, com o perfil de micro dureza Vickers, chegou-se 10 μm da superfície.

Evidenciou-se que existem valores de microdureza entre 10 e 25% maiores na região subsuperficial (5 μm de profundidade) quando comparados com os demais valores ao longo da profundidade. Após 5 μm de profundidade, os valores de dureza variam entre 155 e 175 KHN. Dessa forma, foi observado o encruamento da superfície após o teste abrasivo por roda de borracha, como é reportado na literatura clássica.



(a)



(b)

Figura 3.14. (a) Comparação da indentação perto da superfície de desgaste para microdureza Knoop (KHN0,01) e microdureza Vickers (HV0,01); (b) Perfil de microdureza [KHN – 10gf] ao longo da profundidade para a amostra R abaixo da marca de desgaste.

As micrografias das amostras são apresentadas na Fig. 4.15.

De acordo com a Fig. 4.15, observa-se que foi predominante a dinâmica de deslizamento unidirecional das partículas abrasivas, gerando cortes/sulcos paralelos nas superfícies desgastadas. A Fig. 4.8 mostra que, na amostra de campo, também, é observado o mecanismo de desgaste com o predomínio de riscos/sulcos paralelos, de acordo com a movimentação das partículas de minério.

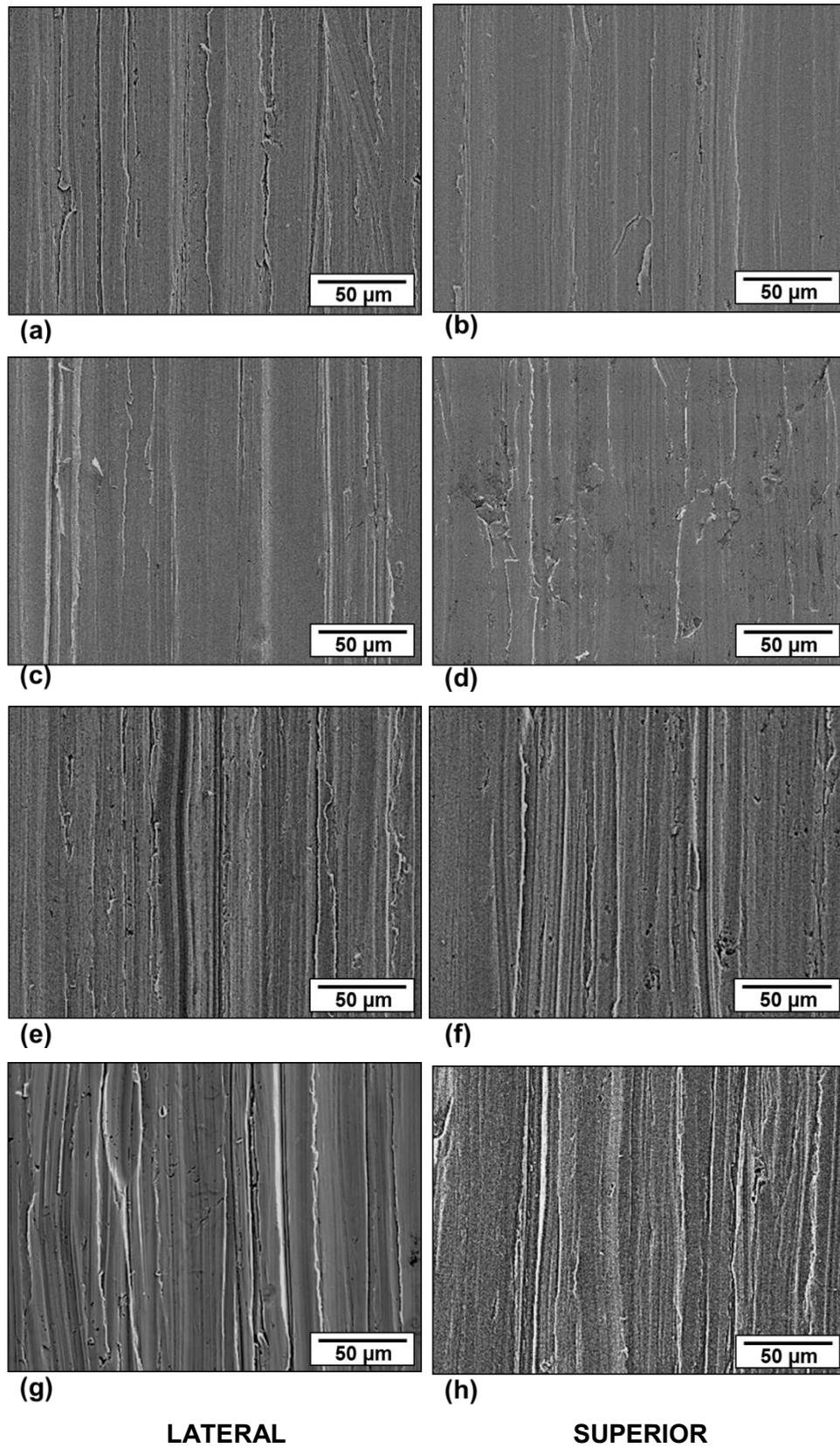


Figura 3.15. Microscopia eletrônica de varredura das marcas de desgaste no equipamento de roda de borracha. (a) A lateral; (b) A superior; (c) X lateral; (d) X superior; (e) U lateral; (f) U superior; (g) R lateral; e (h) R superior.

Podem ser identificados dois grupos de marcas de desgaste pela características dos sulcos gerados (quantidade e aparência). O primeiro grupo com aparência de menor quantidade de sulcos, integrado pelas superfícies das amostras A lateral (Fig. 4.15-a), A superior (Fig. 4.15-b), X lateral (Fig. 4.15-c) e X superior (Fig. 4.15-d). O segundo grupo, com aparência de maior quantidade de sulcos e profundidade de sulcos U (Fig. 4.15-e), U superior- (Fig. 4.15-f), R lateral (Fig. 4.15-g) e R superior (Fig. 4.15-h). Esses grupos coincidem com as amostras identificadas sem textura metalúrgica (primeiro grupo) e com textura metalúrgica (segundo grupo). Pode-se dizer que a textura metalúrgica e o tamanho de grão influenciam a morfologia das superfícies desgastadas.

A Fig. 4.16 apresenta a comparação dos parâmetros topográficos (R_a , R_q , R_z e λ_q) das superfícies desgastadas.

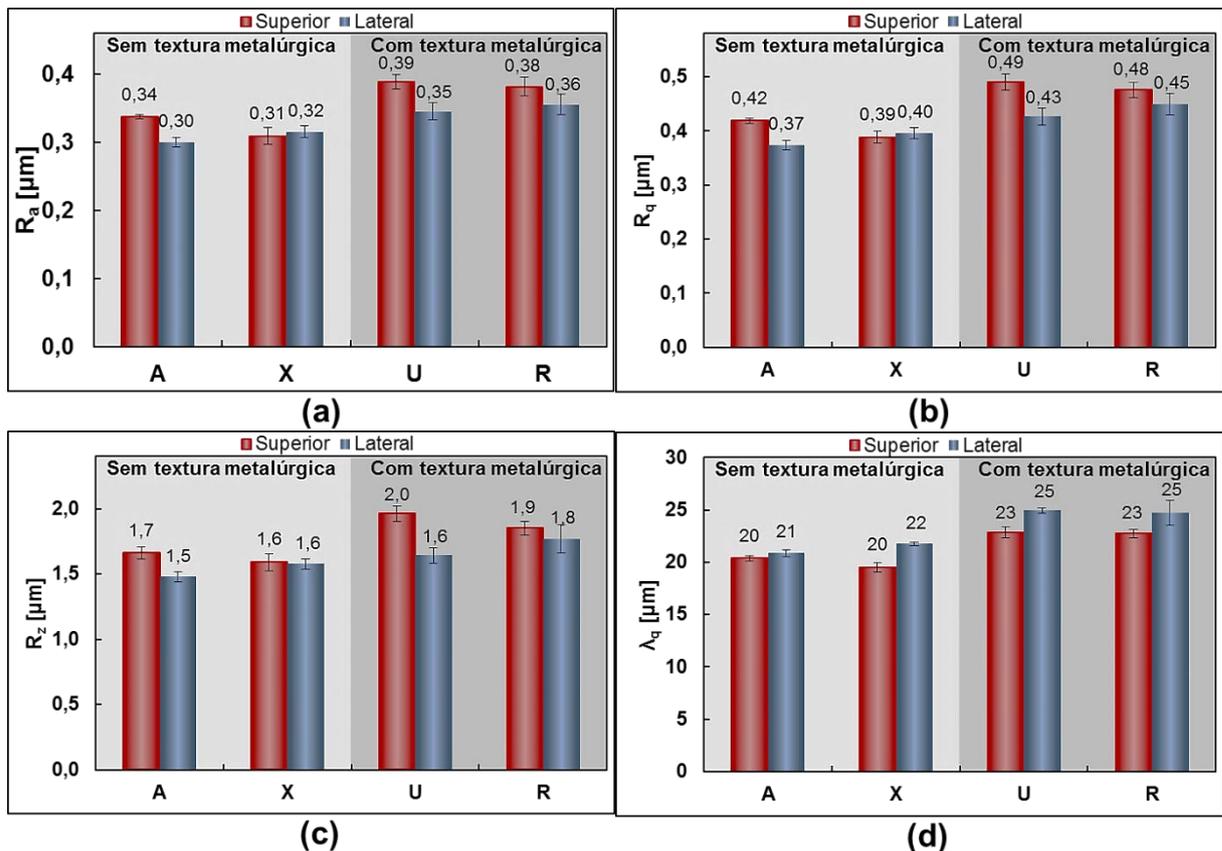


Figura 3.16. Parâmetros de rugosidade na marca de desgaste das amostras. (a) R_a ; (b) R_q ; (c) R_z ; e (d) λ_q .

Observa-se que os parâmetros R_a , R_q , R_z e λ_q podem se agrupar em amostras desgastadas com textura metalúrgica e amostras sem textura metalúrgica. Os valores dos parâmetros de rugosidade são menores nas amostras sem textura metalúrgica quando comparado com as amostras com textura metalúrgica. O aumento dos valores dos

parâmetros de rugosidade quando se mudam as amostras sem textura metalúrgica para amostras com textura, foi: de 10 a 26% para R_a , de 8 a 26% para R_q , de 4 a 23% para R_z e de 12 a 19% para λ_q . Isto corrobora com o observado nas micrografias da Fig. 4.15 onde a superfície desgastada das amostras sem textura metalúrgica (A e X) aparentava ser visualmente menos rugosa que a superfície desgastada das amostras com textura metalúrgica (U e R).

Existe um aumento dos parâmetros de rugosidade (entre 9 a 19%) ao se mudar de superfície lateral para superior nas amostras com textura metalúrgica, com exceção do λ_q (Fig. 4.16-d) que diminuiu 8%. Ou seja, nas amostras com textura metalúrgica quando o desgaste foi realizado na superfície superior, o parâmetro R_a da marca de desgaste é maior que no desgaste realizado na superfície lateral. A largura dos sulcos da marca de desgaste foi maior no desgaste realizado na superfície lateral quando comparada com a superfície superior, como indicado pelo parâmetro λ_q .

3.2.2 Esclerometria linear

Com o intuito de evidenciar a influência da textura metalúrgica na resposta mecânica desses materiais, foram realizados testes de esclerometria retilínea com carga constante (dureza ao risco) nas superfícies superior e lateral desses materiais. Esses testes foram realizados com cargas de 1 N e 10 N com o objetivo de observar a sensibilidade de riscamento à força aplicada. Exemplos de medições da largura dos riscos/sulcos estão apresentados na Fig. 4.17.

A Fig. 4.17 mostra as medições das larguras de borda a borda dos riscos. Com esse valor médio é possível calcular a energia de riscamento, de acordo com a fórmula 3.6. Os valores médios de energia específica são apresentados na Fig. 4.18.

A Fig. 4.18 descreve a energia específica associada à deformação plástica decorrente do processo de riscamento para as cargas 1 N e 10 N. Comparando os gráficos da Fig. 4.18-a e Fig. 4-18-b, observa-se que a energia específica é maior para os riscos realizados com 10 N (Fig. 4-18-b). Com maiores cargas (10 N), existe uma maior indentação e, por sua vez, maior área de riscamento; isso leva maior volume removido requerendo maior energia. Ao observar, detalhadamente, a energia específica obtida nos riscos realizados com carga de 1 N (Fig. 4.18-a), nota-se que existe uma ligeira diferença nos valores de energia entre as amostras sem textura metalúrgica (A e X) e as amostras com textura metalúrgica (U e R), sendo maior (entre 18% e 3%) para amostras sem textura metalúrgica. Ao observar, especificamente, os valores de energia das amostras sem textura metalúrgica, percebe-se que não apresentaram variações significativas entre si, tanto para superfícies lateral e superior como para riscamento perpendicular e paralelo (variações menores que 3%).

Porém, quando são observados os valores de energia das amostras com textura metalúrgica (U e R), nota-se que existe uma diminuição de até 8%, à medida que se passa da orientação dos riscos de perpendicular (barras azul e verde) para paralelo (barras vermelha e cinza).

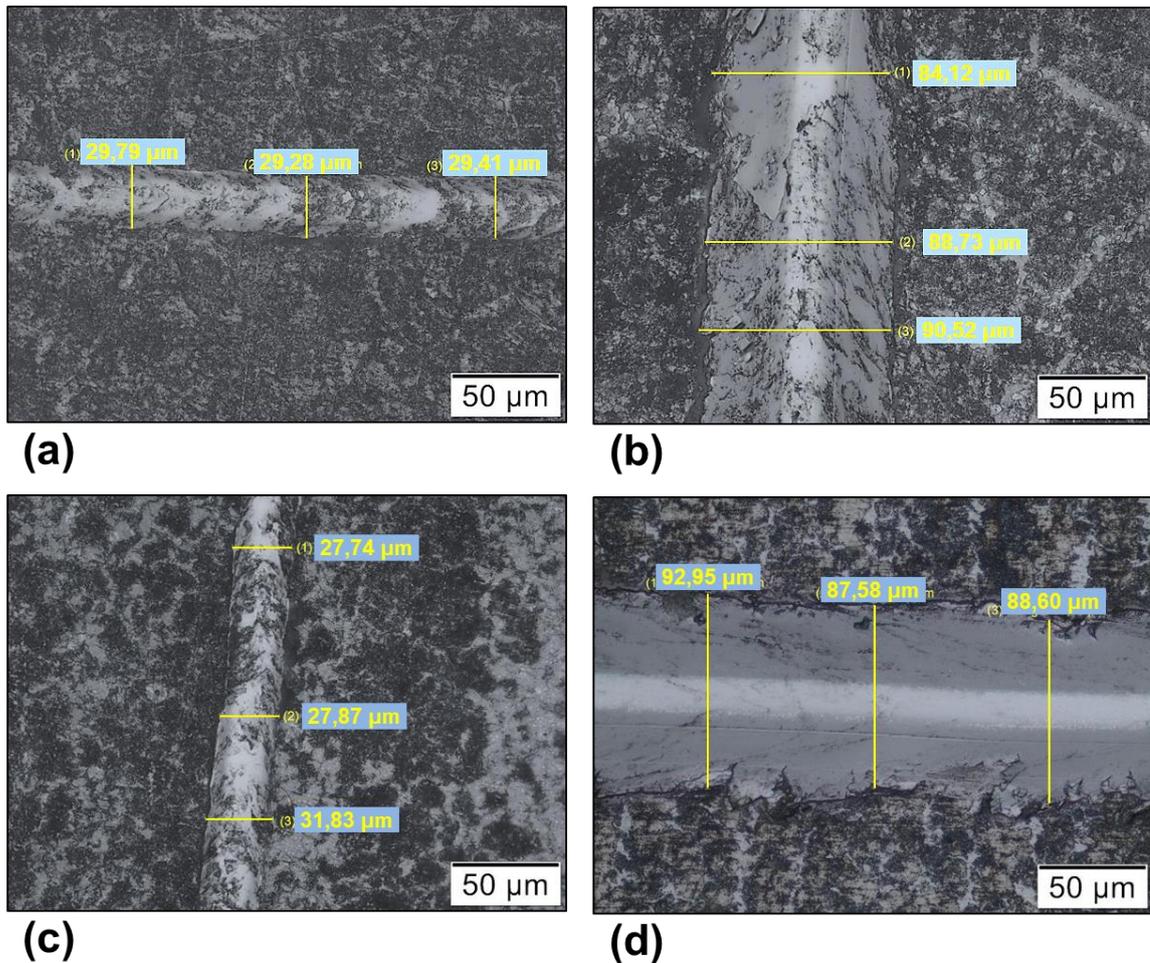


Figura 3.17. Exemplos de medição de largura dos sulcos em amostras: (a) A-S carga 1N orientação perpendicular; (b) X-S carga 10 N orientação paralela; (c) U-L carga 1N orientação paralela; e (d) R-L carga 10N orientação perpendicular.

Ao observar as energias com carga de 10 N (Fig. 4.18-b), nota-se que existe uma diminuição (7 a 26%) da energia específica entre as amostras com textura metalúrgica (U e R) em comparação com as amostras sem textura (A e X). Quanto ao comportamento das amostras A e X (sem textura metalúrgica, Fig. 4.18-b), observa-se que não existiu diferença entre a orientação dos riscos perpendiculares (barras azul e verde) e paralelos (barras vermelha e cinza). Porém nota-se que existiu um aumento de 4 e 8% quando os riscos mudaram da superfície superior (barras vermelho e azul) para a superfície lateral (barras cinza e verde). Para as amostras com textura metalúrgica (U e R), identifica-se o aumento

de 12 e 17% quando os riscos mudaram de orientação de paralelo para perpendicular em qualquer das superfícies (superior ou lateral). Da mesma forma em amostras com textura metalúrgica existe um aumento (de 11 e 17%) quando os riscos mudaram da superfície superior para lateral.

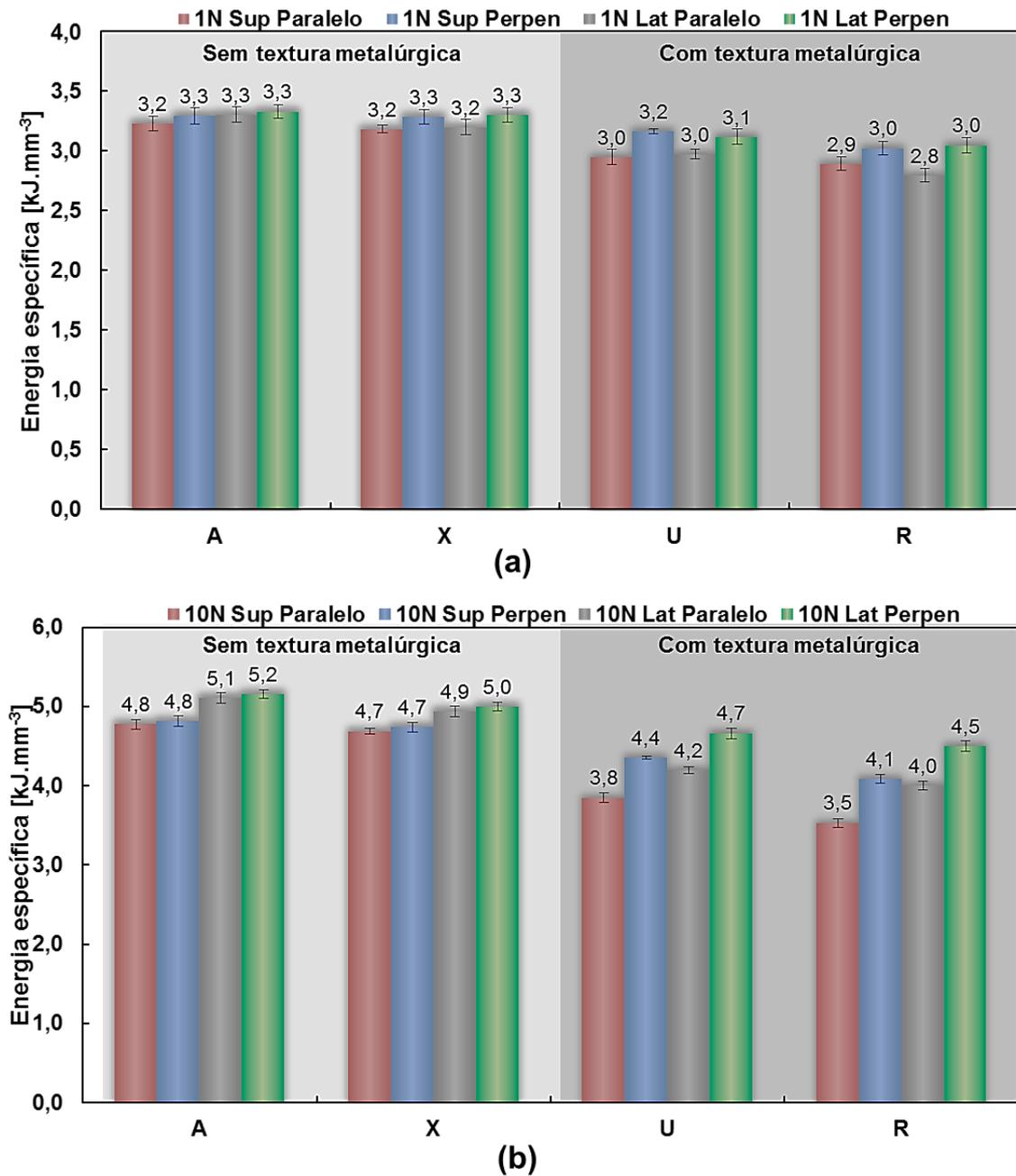


Figura 3.18. Energia específica obtida nas superfícies superior e lateral das amostras. Os riscos foram realizados paralela e perpendicularmente ao sentido da textura metalúrgica, com carga de: (a) 1N; e (b) 10N.

A diferença na orientação (paralelo e perpendicular) dos riscos nas amostras com textura metalúrgica foi maior variação para cargas maiores. Ao fazer uma análise sobre o tamanho dos riscos (Fig. 4.19) gerados em comparação com as microestruturas das amostras, observa-se que, quanto maior a largura do sulco maior é número de bandas as quais participam na oposição ao movimento do risco paralelo.

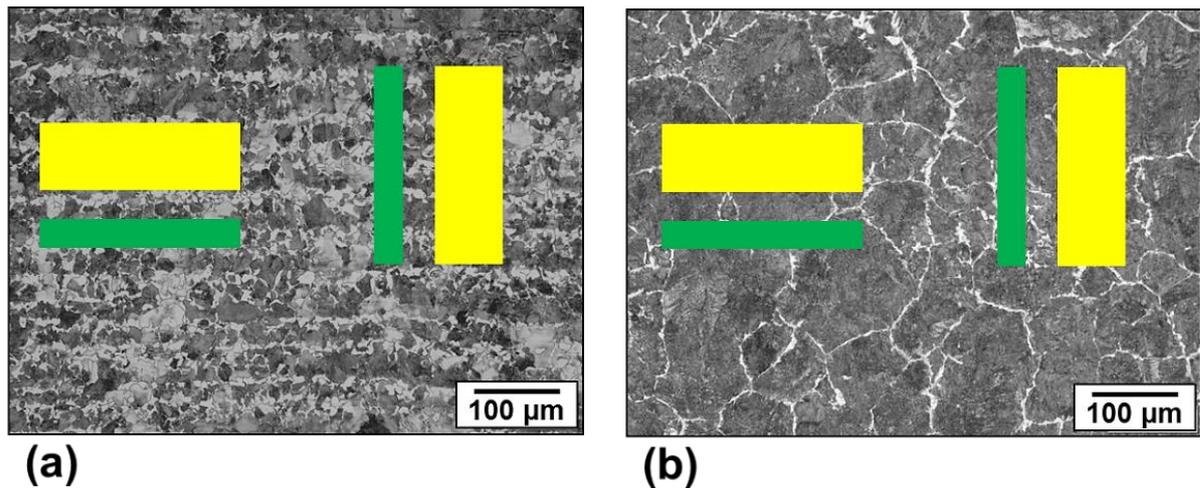


Figura 3.19. Representação da escala da largura média dos riscos para esclerometria com carga de 1 N (verde) e 10 N (amarela) para: (a) amostras com textura de bandas; e (b) amostras sem textura metalúrgica.

A Fig. 4.19-a mostra que, para riscos paralelos com carga de 1 N (verde), o número de bandas que participam são de 1 até 3, sendo que a largura média das bandas (Fig. 4.4-b) mostrou que estavam entre 21 e 28 µm; enquanto que, para um risco paralelo com carga 10 N (amarelo), o número de bandas que participam são de 4 até 7. De igual modo, os riscos perpendiculares com as duas cargas intervêm o mesmo número de bandas com indentações com profundidade diferentes. Para amostras sem textura, os riscos perpendiculares e paralelos não existem diferenças, como é evidenciado na Fig. 4.19-b.

Ao analisar as diferenças obtidas na energia específica com carga de 10 N (Fig. 4.18-b) para as orientações perpendiculares e paralelas, as diferenças entre tipos amostras e superfícies (superior e lateral) correspondem ao mesmo comportamento evidenciado na macrodureza (Fig. 4.5).

O gráfico apresentado na Fig. 4.20 constata a relação entre a textura metalúrgica, dureza e energia específica do riscamento.

Em geral, quanto maior dureza, menos o evento para a mesma carga e maior energia específica do riscamento. Esse fenômeno é conhecido da literatura como efeito escala (“*size effect*”) (GÅHLIN; JACOBSON, 1999; SEVIM; ERYUREK, 2006; GOMEZ et al., 2015;

TRESSIA; PENAGOS; SINATORA, 2017). Desse modo, riscos nas superfícies laterais requerem maior energia que riscos realizados nas superfícies superiores. Porém, para amostras com textura metalúrgica (U e R), a orientação dos riscos (paralelo e perpendicular) apresentou uma maior influência que a dureza, precisando maior energia para riscar, como é evidenciado nos maiores valores de energia específica para a superfície superior U e R com riscos perpendiculares ($4,35$ e $4,09 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-3}$) quando comparadas com as energias para a superfície lateral U e R com riscos paralelos ($4,19$ e $4,00 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-3}$). Com essas evidências, pode-se afirmar que a energia específica é governada pela dureza, porém, quando existe o fenômeno de textura metalúrgica, a orientação do risco (paralelo e perpendicular) possui maior influência que a dureza.

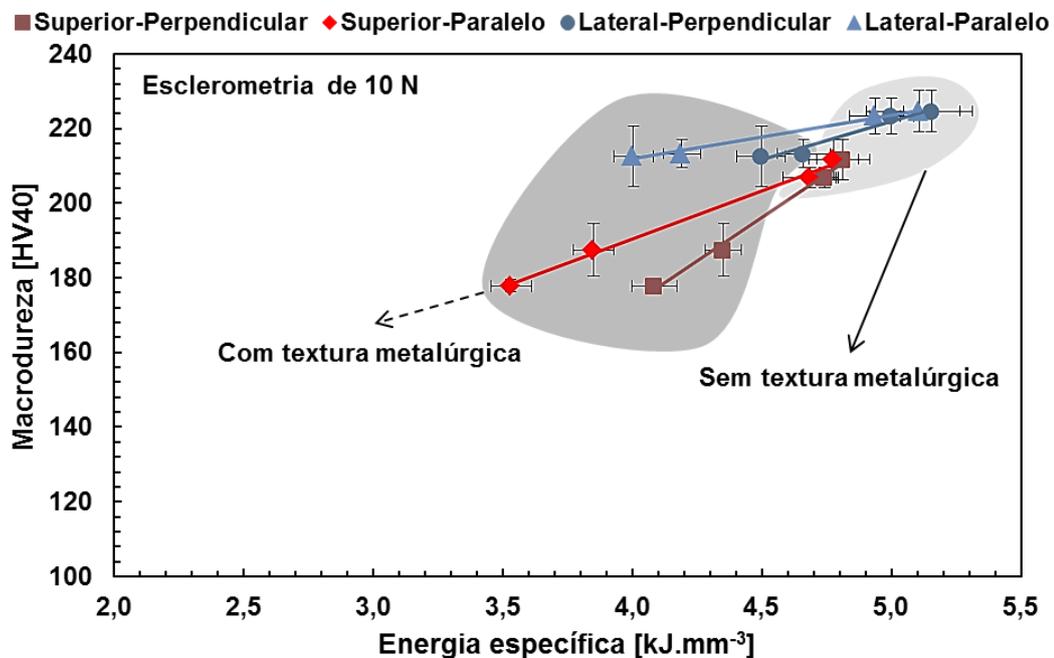


Figura 3.20. Relação entre macro dureza e energia específica comparando as superfícies superior e lateral das amostras ressaltando a orientação dos sulcos perpendicular e paralelo à textura metalúrgica; Esclerometrias de 10 N.

De forma geral, os valores de dureza da superfície lateral foram maiores em comparação com os testes feitos na superfície superior (Fig. 4.20). E, a energia específica apresentou maiores valores para amostras sem textura metalúrgica e menores para amostras com textura metalúrgica.

A Fig. 4.20 também, mostra que existe uma relação, aproximadamente, linear entre a energia gasta para o riscamento e a macro dureza. Maiores valores de dureza estão associados a maiores valores de energia específica. Percebe-se que existe maior

coeficiente angular (inclinação) para linhas com tons vermelhos (riscos na superfície superior) e para cada cor (vermelha e azul) existe maior inclinação para tons mais escuros. Isso quer dizer que a relação entre a dureza e a energia de riscamento é mais sensível (maior inclinação) para riscos feitos na superfície superior e para riscos com orientação perpendicular.

O gráfico comparativo da energia específica e taxa de desgaste está apresentado na Fig. 4.21, a seguir:

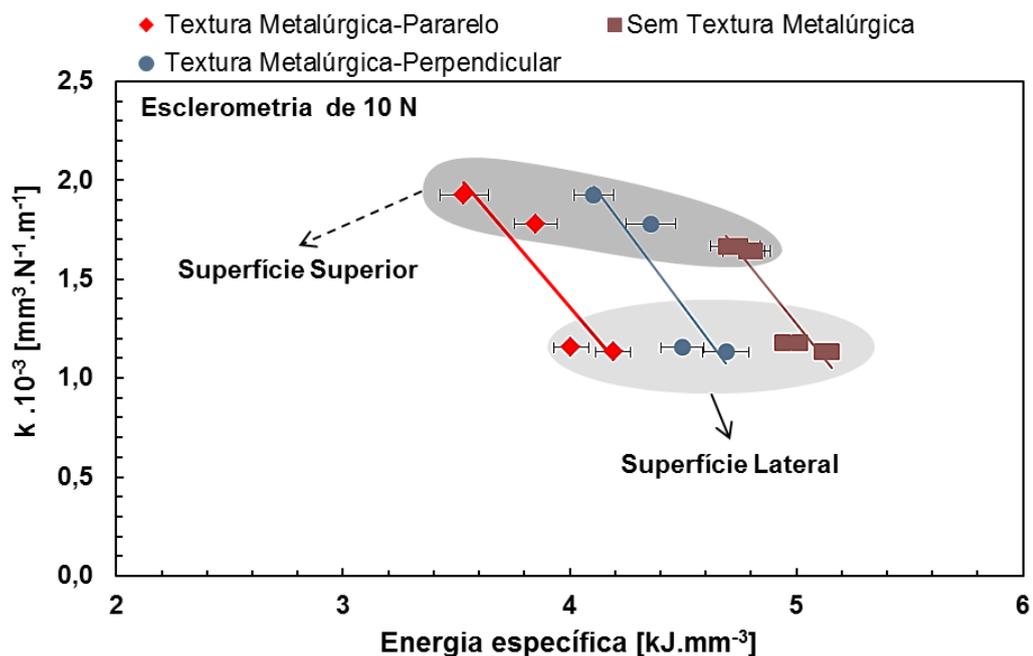


Figura 3.21. Relação entre taxa de desgaste e energia específica comparando as superfícies superior e lateral, com orientação dos sulcos perpendicular e paralelo à textura metalúrgica; Esclerometria de 10 N.

Nota-se que amostras sem textura metalúrgica requerem maiores energias específicas que as amostras com textura metalúrgica; e entre as amostras com textura metalúrgica são dependentes da orientação, sendo maior quando os riscos foram perpendiculares a textura. Também, observa-se que a taxa de desgaste é maior quando os riscos ocorreram na superfície superior e não na lateral para amostras com e sem textura metalúrgica.

Nota-se na Fig. 4.21 que existe uma relação aproximadamente linear entre a taxa de desgaste (k) e a energia específica. Essa relação linear foi observada tanto para as amostras com e sem textura metalúrgica. No segundo caso, a orientação dos riscos (paralelo ou perpendicular) em relação à orientação da textura metalúrgica interferiu nos resultados, como apresentado na Fig. 4.19. Nos testes, cujos riscos têm direção perpendicular à textura metalúrgica, o número de bandas que se opõem ao movimento do

indentador é maior que no caso dos riscos paralelos à textura metalúrgica. Para as amostras sem textura metalúrgica, a orientação do risco apresenta a mesma aleatoriedade na oposição ao movimento, tanto na orientação perpendicular quanto na paralela à direção de laminação.

3.2.3 Considerações finais dos resultados e discussão

Com as evidências dos resultados, pode-se dizer que a taxa de desgaste varia linearmente com a macrodureza e a energia de riscamento. Foi evidenciado que a dureza é influenciada pela textura metalúrgica visto que a ela diminuiu na superfície superior e lateral em amostras com textura metalúrgica quando comparada com amostras sem textura metalúrgica.

Foi também demonstrado que a textura metalúrgica interfere no desgaste abrasivo. O parâmetro energia específica, medida via esclerometria retilínea, ajuda a entender os maiores valores de taxa de desgaste encontrados nas amostras com textura metalúrgica. Dessa forma, pode-se inferir que, para aços ao manganês, não é recomendável que apresentem microestrutura com textura metalúrgica para aplicações em abrasão severa.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

A metodologia desenvolvia, para replicar os fenômenos de desgaste que acontecem numa borda frontal de uma concha de pá carregadeira de uma mineração, descreveu os mesmos mecanismos de desgaste observados na amostra desgastada em serviço (deslizamento e rolamento de partículas abrasivas). Além disso, a topografia da superfície desgastada também foi replicada, apresentando variações nos parâmetros topográficos de 9%, para S_a , S_q e S_z , com exceção do parâmetro λ_q que apresentou uma variação de 22%. Esta discrepância foi atribuída a unidirecionalidade do movimento do abrasivo e ao menor tamanho de grão abrasivo no teste laboratorial.

Foram testados quatro tipos de aços ao manganês (A, X, U e R), normalmente usados em pá carregadeira. Os materiais U e R apresentaram textura metalúrgica. Foi evidenciado que essa textura metalúrgica influencia, negativamente, na dureza, apresentando redução desses valores de 4 a 16%. A orientação relativa da indentação com a textura metalúrgica, influencia na redução da dureza; quando a indentação foi perpendicular a essa textura, a dureza variou entre 9% e 16% e quando paralela entre 4 e 5 %.

Os testes abrasivos mostraram que existe uma relação, aproximadamente linear, entre a dureza e a taxa de desgaste. Menores durezas apresentaram maiores taxas de desgaste, como já relatado na literatura clássica. Por sua vez, as maiores taxas de desgaste foram apresentadas nas amostras com textura metalúrgica ensaiadas neste trabalho.

Testes de riscamento da superfície, via esclerometria linear, evidenciaram que a influência da dureza aparenta ter relação direta com a taxa de desgaste e energia específica para o riscamento. Maiores durezas apresentaram maiores energias específicas para o riscamento. Por sua vez essa energia é sensível à direção relativa do riscamento em relação à textura metalúrgica porque essa influencia a diminuição da dureza.

A energia específica para o riscamento, portanto, foi menor para amostras com textura metalúrgica, correspondendo à taxa de desgaste maior. Pode-se concluir que, nas aplicações de abrasão severa, não se recomenda utilizar o aço ao manganês que apresente microestruturas com textura metalúrgica.

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Análise de efeito escala na abrasão, microabrasão e na esclerometria de amostras com textura metalúrgica.

Avaliação do efeito do encruamento medido na seção transversal e microestrutura usando a técnica EBSD.

Análise do mecanismo de desgaste através da medição do parâmetro fab em testes de esclerometria retilínea para verificar a mudança de mecanismos de desgaste na superfície lateral dos materiais estudados inferidos neste trabalho.

CAPÍTULO VII

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABBASI, M.; KHEIRANDISH, S.; KHARRAZI, Y.; HEJAZI, J. On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels. **Wear**, v. 268, n. 1–2, p. 202-207, 2010. ISSN 0043-1648.

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 23-29, 2003. ISSN 0043-1648.

_____. Sensitivity of wear rates in the micro-scale abrasion test to test conditions and material hardness. **Wear**, v. 258, n. 1–4, p. 318-321, 2005. ISSN 0043-1648.

ADLER, P. H.; OLSON, G. B.; OWEN, W. S. Strain Hardening of Hadfield Manganese Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 17, n. 10, p. 1725-1737, October 01 1986. ISSN 1543-1940.

ALCALÁ, J.; BARONE, A. C.; ANGLADA, M. The influence of plastic hardening on surface deformation modes around Vickers and spherical indents. **Acta Materialia**, v. 48, n. 13, p. 3451-3464, 2000/08/01/ 2000. ISSN 1359-6454.

ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e engenharia dos materiais**. Cengage Learning, 2008. ISBN 9788522105984.

ASM INTERNATIONAL, H. C. **ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection--Irons, Steels, and High-performance Alloys**. ASM International, 1990. ISBN 9780871703774.

_____. **ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams**. ASM International, 1992.

ASTM. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**: ASTM G5-16 2004.

ATABAKI, M. M.; JAFARI, S.; ABDOLLAH-POUR, H. Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel—A Comparison. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 19, n. 4, p. 43-50, 2012/04/01/ 2012. ISSN 1006-706X.

BHUSHAN, B.; GUPTA, B. K. **Handbook of Tribology: Materials, Coatings, and Surface Treatments**. Krieger Publishing Company, 1997. ISBN 9781575240503.

BUDINSKI, K. G.; BUDINSKI, S. T. On replacing three-body abrasion testing with two-body abrasion testing. **Wear**, v. 376, n. Part B, p. 1859-1865, 2017/04/15/ 2017. ISSN 0043-1648.

BURWELL, J. T. Survey of possible wear mechanisms. **Wear**, v. 1, n. 2, p. 119-141, 1957/10/01/ 1957. ISSN 0043-1648.

CABALLERO, F. G.; GARC; IACUTE; A-JUNCEDA, A.; CAPDEVILA, C.; A DE, A.; EACUTE; S, C. Evolution of Microstructural Banding during the Manufacturing Process of Dual Phase Steels. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 47, n. 9, p. 2269-2276, 2006. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.2269>

CALLISTER, W. D. **Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales**. Reverté, 2002. ISBN 9788429172539.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Edgard Blücher, 2008. ISBN 9788521204497.

COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. **Desenvolvimento de um novo abrasômetro a três corpos**. XVI Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica - COBEM. Uberlândia: ABCM. Tribologia, volume 3: 235-244 p. 2001.

COZZA, R. C.; TANAKA, D. K.; SOUZA, R. M. Friction coefficient and abrasive wear modes in ball-cratering tests conducted at constant normal force and constant pressure—Preliminary results. **Wear**, v. 267, n. 1–4, p. 61-70, 2009. ISSN 0043-1648.

_____. Friction coefficient and wear mode transition in micro-scale abrasion tests. **Tribology International**, v. 44, n. 12, p. 1878-1889, 2011. ISSN 0301-679X.

DA SILVA, W. M. **Simulação do Desgaste Abrasivo via Interações Múltiplas**. 2008. 177 f. Tesis Doutorado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

DA SILVA, W. M.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Transitions in abrasive wear mechanisms: Effect of the superimposition of interactions. **Wear**, v. 271, n. 5–6, p. 977-986, 2011. ISSN 0043-1648.

DA SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. Using parallel scratches to simulate abrasive wear. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 1987-1997, 2009. ISSN 0043-1648.

DONG, W. P.; SULLIVAN, P. J.; STOUT, K. J. Comprehensive study of parameters for characterising three- dimensional surface topography. **Wear**, v. 178, n. 1, p. 29-43, 1994/11/01 1994. ISSN 0043-1648.

DUBE, N. B.; HUTCHINGS, I. M. Influence of particle fracture in the high-stress and low-stress abrasive wear of steel. **Wear**, v. 233, n. Supplement C, p. 246-256, 1999/12/01/ 1999. ISSN 0043-1648.

EILISES, C. C. A.; HASHIMOTO, T. M.; ABDALLA, A. J.; PEREIRA, M. S. Caracterização mecânica e microestrutural de um aço baixo carbono microligado com estrutura multifásica. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 13, p. 398-404, 2008. ISSN 1517-7076.

FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing**. McGraw-Hill, 1974. ISBN 9780070212831.

GADELMAWLA, E. S.; KOURA, M. M.; MAKSOUD, T. M. A.; ELEWA, I. M.; SOLIMAN, H. H. Roughness parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, n. 1, p. 133-145, 2002/04/10/ 2002. ISSN 0924-0136.

GÅHLIN, R.; JACOBSON, S. The particle size effect in abrasion studied by controlled abrasive surfaces. **Wear**, v. 224, n. 1, p. 118-125, 1999/01/01/ 1999. ISSN 0043-1648.

GAHR, K. H. Z. **Microstructure and Wear of Materials**. Elsevier Science, 1987. ISBN 9780080875743.

GOMEZ, V. A. O.; DE MACÊDO, M. C. S.; SOUZA, R. M.; SCANDIAN, C. Effect of abrasive particle size distribution on the wear rate and wear mode in micro-scale abrasive wear tests. **Wear**, v. 328-329, n. Supplement C, p. 563-568, 2015/04/15/ 2015. ISSN 0043-1648.

GRANGE, R. A. Effect of microstructural banding in steel. **Metallurgical Transactions**, v. 2, n. 2, p. 417-426, February 01 1971. ISSN 1543-1916.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Edward Arnold, 1992. ISBN 9780340561843.

ISO, I. S. **Surface Texture: Profile Method – Terms, Definitions and Surface Texture Parameters**. Geometrical Product Specifications (GPS): International Standard ISO. 4287 1997.

JOST, N.; SCHMIDT, I. Friction-induced martensitic transformation in austenitic manganese steels. **Wear**, v. 111, n. 4, p. 377-389, 1986/10/01/ 1986. ISSN 0043-1648.

KAISER, T. M.; BRINKMANN, G. Measuring dental wear equilibriums—the use of industrial surface texture parameters to infer the diets of fossil mammals. **Palaeogeography, Palaeoclimatology, Palaeoecology**, v. 239, n. 3, p. 221-240, 2006/09/25/ 2006. ISSN 0031-0182.

KHALID, F. A.; FAROOQUE, M.; UL HAQ, A.; KHAN, A. Q. Role of ferrite/pearlite banded structure and segregation on mechanical properties of microalloyed hot rolled steel. **Materials Science and Technology**, v. 15, n. 10, p. 1209-1215, 1999/10/01 1999. ISSN 0267-0836.

KHRUSCHOV, M. M. **Resistance of metal to wear by abrasion as related to hardness**. Proc. Conf. Lubrication and Wear. London: Institution of Mechanical Engineers Publication: 655-659 p. 1957.

_____. Principles of abrasive wear. **Wear**, v. 28, n. 1, p. 69-88, 1974/04/01 1974. ISSN 00431648.

KIRKALDY, J. S.; VON DESTINON-FORSTMANN, J.; BRIGHAM, R. J. Simulation of Banding in Steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 1, n. 1, p. 59-81, 1962/07/01 1962. ISSN 0008-4433.

KRAUSS, G. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34, n. 6, p. 781-792, December 01 2003. ISSN 1543-1916.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance, Second Edition**. A S M International, 2015. ISBN 9781627080842.

KRAWCZYK, J.; PAWŁOWSKI, B.; BAŁA, P. Banded microstructure in forged 18CrNiMo7-6 steel. **Metallurgy and Foundry Engineering**, v. 35, p. 45-53, 2009. <https://doi.org/10.7494/mafe.2009.35.1.45>

LIN, Z.; JOSEPH, T. G.; CURLEY, M. Specific energy and the modified rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 370, n. Supplement C, p. 9-16, 2017/01/15/ 2017. ISSN 0043-1648.

MAALEKIAN, M.; AZIZI-ALIZAMINI, H.; MILITZER, M. Phase Field Modeling of Microstructure Banding in Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47, n. 1, p. 608-622, 2016. ISSN 1073-5623.

MAJKA, T. F.; MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G. Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33, n. 6, p. 1627-1637, June 01 2002. ISSN 1543-1940.

MARTIN, J. W.; DOHERTY, R. D.; CANTOR, B. **Stability of Microstructure in Metallic Systems**. Cambridge University Press, 1997. ISBN 9780521423168. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511623134>

MENARD, K. P. **Dynamic Mechanical Analysis: A Practical Introduction, Second Edition**. CRC Press, 2008. ISBN 9781420053135. <https://doi.org/10.1201/9781420053135>

MISRA, A.; FINNIE, I. Some observations on two-body abrasive wear. **Wear**, v. 68, n. 1, p. 41-56, 1981/04/15 1981. ISSN 0043-1648.

MULHEARN, T. O.; SAMUELS, L. E. The abrasion of metals: A model of the process. **Wear**, v. 5, n. 6, p. 478-498, 1962/11/01/ 1962. ISSN 0043-1648.

NAHVI, S. M.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Particle motion and modes of wear in the dry sand-rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 2083-2091, 2009/10/29/ 2009. ISSN 0043-1648.

OHNO, A. **Solidificação dos Metais**. São Paulo: Livraria Ciência e Tecnologia Editora, 1988.

OWEN, W.; COHEN, M.; AVERBACH, B. **The influence of ferrite banding on the impact properties of mild steel**. SHIP STRUCTURE COMMITTEE WASHINGTON DC. 1958. <https://doi.org/10.21236/AD0212996>

RABINOWICZ, E.; DUNN, L. A.; RUSSELL, P. G. A study of abrasive wear under three-body conditions. **Wear**, v. 4, n. 5, p. 345-355, 1961/09/01/ 1961. ISSN 0043-1648.

RAMAZANI, A.; QUADE, H.; ABBASI, M.; PRAHL, U. The effect of martensite banding on the mechanical properties and formability of TRIP steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 651, n. Supplement C, p. 160-164, 2016/01/10/ 2016. ISSN 0921-5093.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface and Coatings Technology**, v. 79, n. 1, p. 231-239, 1996/02/01 1996. ISSN 0257-8972.

SALIMI, A.; MONAJATI, H.; TOROGHINEJAD, M. R.; ASEFI, D.; ANSARIPOUR, A. **Influence of sample direction on the impact toughness of the api-x42 microalloyed steel with a banded structure**. 2013.

SEDRIKS, A. J.; MULHEARN, T. O. Mechanics of cutting and rubbing in simulated abrasive processes. **Wear**, v. 6, n. 6, p. 457-466, 1963/11/01/ 1963. ISSN 0043-1648.

SEVIM, I.; ERYUREK, I. B. Effect of abrasive particle size on wear resistance in steels. **Materials & Design**, v. 27, n. 3, p. 173-181, 2006/01/01/ 2006. ISSN 0261-3069.

SILVA, D. C. D. **Influência do tratamento de homogeneização sobre o bandejamento microestrutural em aços de construção mecânica**. 1995. 94 f. Dissertação Maestría en Engenharia Metalúrgica - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidad de São Paulo, São Carlos. <https://doi.org/10.11606/D.18.1995.tde-16012012-113013>

STEVENSON, A. N. J.; HUTCHINGS, I. M. Development of the dry sand/rubber wheel abrasion test. **Wear**, v. 195, n. 1, p. 232-240, 1996/07/01/ 1996. ISSN 0043-1648.

STOUT, K. J. **Development of Methods for the Characterisation of Roughness in Three Dimensions**. Penton Press, 2000. ISBN 9781857180237.

TRESSIA, G.; PENAGOS, J. J.; SINATORA, A. Effect of abrasive particle size on slurry abrasion resistance of austenitic and martensitic steels. **Wear**, v. 376-377, p. 63-69, 2017/04/15/ 2017. ISSN 0043-1648.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225-229, Part 1, p. 205-214, 1999. ISSN 0043-1648.

VERHOEVEN, J. D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 9, n. 3, p. 286-296, June 01 2000. ISSN 1544-1024.

VERHOEVEN, J. D. **Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist**. ASM International, 2007. ISBN 9781615030569.

VERSPUI, M. A.; DE WITH, G.; VAN DER VARST, P. G. T.; BUIJS, M. Bed thickness and particle size distribution in three-body abrasion. **Wear**, v. 188, n. 1, p. 102-107, 1995/09/01/ 1995. ISSN 0043-1648.

VERSPUI, M. A.; VAN DER VELDEN, P.; DE WITH, G.; SLIKKERVEER, P. J. Angularity determination of abrasive powders. **Wear**, v. 199, n. 1, p. 122-126, 1996/11/01/ 1996. ISSN 0043-1648.

WHITE, C.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D. Solidification structure and the effects of hot reduction in continuously cast steels for bars and forgings. **Iron & steelmaker**, v. 25, n. 9, p. 73-79, 1998. ISSN 0275-8687.

WILLIAMS, J. A.; HYNICICA, A. M. Mechanisms of abrasive wear in lubricated contacts. **Wear**, v. 152, n. 1, p. 57-74, 1992/01/05/ 1992. ISSN 0043-1648.

WINEGARD, W. C. **An introduction to the solidification of metals**. Institute of Metals, 1964.

WIROJANUPATUMP, S.; SHIPWAY, P. H. A direct comparison of wet and dry abrasion behaviour of mild steel. **Wear**, v. 233, n. Supplement C, p. 655-665, 1999/12/01/ 1999. ISSN 0043-1648.

_____. Abrasion of mild steel in wet and dry conditions with the rubber and steel wheel abrasion apparatus. **Wear**, v. 239, n. 1, p. 91-101, 2000. ISSN 0043-1648.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Elsevier Science, 1987. ISBN 9780080875743.

ZUM GAHR, K. H. **Wear by Hard Particles**. 1998.